

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

На правах рукописи



ЛАРИОНОВА Наталья Вячеславовна

**ИССЛЕДОВАНИЕ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ
ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО КОКИЛЬНОГО ЛИТЬЯ ДЛЯ
ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ИЗ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ**

05.16.04 – Литейное производство

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук, доцент
Токмин А.М.

Красноярск – 2019

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1. ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	10
1.1. Анализ дефектов строения в отливках, полученных с применением электрошлаковых технологий.....	12
1.2. Анализ методов воздействия на кристаллизацию отливок	25
1.3. Влияние редкоземельных металлов на структуру и свойства легированных сталей	29
1.4. Влияние условий охлаждения и теплового поля на формирование структуры отливок, полученных с применением электрошлаковых технологий	33
Выводы по главе, постановка цели и задач исследования	39
2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ, ИССЛЕДОВАНИЙ, ПРИМЕНЯЕМОЕ ОБОРУДОВАНИЕ	41
2.1. Экспериментальное оборудование для получения отливок электрошлаковым кокильным литьем	41
2.2. Термическая обработка исследуемых образцов	46
2.3. Научное оборудование и методика проведения исследований структур и свойств отливок.....	48
Выводы по главе.....	53
3. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ КОКИЛЬНЫМ ЛИТЬЕМ С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ	54
3.1. Исследование структуры и свойств отливок легированной стали	54

3.2. Исследование неметаллических включений в отливках стали 4Х5МФС.....	63
3.3. Исследование влияния модифицирования на структуру и свойства отливок из инструментальной стали.....	66
3.4. Определение функциональных зависимостей, характеризующих взаимосвязь между механическими свойствами образцов и общим содержанием неметаллических включений	79
3.5. Исследование влияния технологии на механические свойства легированной стали.....	88
Выводы по главе.....	91
4. АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ОТЛИВКАХ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО КОКИЛЬНОГО ЛИТЬЯ	93
4.1. Моделирование процесса охлаждения кокиля и находящегося в нем металла	94
4.2. Исследование макро- и микроструктур отливок, полученных при различных скоростях охлаждения.....	102
Выводы по главе.....	105
ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ	106
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	108
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	110
ПРИЛОЖЕНИЕ А	124
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	125
ПРИЛОЖЕНИЕ В	126

ВВЕДЕНИЕ

Повышение качества выпускаемой продукции, а также возможность вовлечения во вторичную переработку инструментальных сталей на предприятиях по производству изделий с использованием кузнечнопрессового оборудования может быть реализовано за счет применения литейных технологий. Стойкость прессового и штампового инструментов определяется химическим составом, стабильностью структуры и свойствами материала в процессе эксплуатации. Получение отливок с высоким комплексом эксплуатационных свойств, которые в дальнейшем, возможно, использовать для изготовления инструмента является одной из важных задач литейного производства. Однако применение литых инструментов ограничено из-за пониженных механических свойств и прежде всего ударной вязкости по сравнению с горячедеформированными сталями. Основными причинами снижения механических свойств является: неоднородная структура, наличие грубых неметаллических включений и значительная ликвация литого металла.

Применение электрошлакового кокильного литья (ЭКЛ), созданного в Институте электросварки им. Е.О. Патона, позволяет получать литые изделия с достаточно высоким комплексом физико-механических свойств. Технология ЭКЛ является не только ресурсосберегающей, но и обеспечивающей эффективное рафинирование переплавляемого металла и возможность реализации направленной кристаллизации отливок. Использование различных способов воздействия в технологическом процессе, таких как модифицирование, управление температурным полем при охлаждении является существенным резервом в повышении эксплуатационных свойств отливок, позволяющим снизить отрицательное влияние неметаллических

включений, уменьшить ликвацию, получить заданную структуру и ее дисперсность.

Степень разработанности темы. Исследованию природы неметаллических включений, их морфологии, размеров, расположения в металле посвящены работы авторов: В.И. Явойского, С.И. Губенко, К.В. Григорович, М.А Штремель, К. Нарита и др.

Существенный вклад в разработку теории и технологии получения отливок с высокими показателями прочности, надежности и долговечности в условиях значительного термосилового воздействия при электрошлаковом литье внесли Б.Е. Патон, Б.И. Медовар, Е.Н. Еремин и др.

В то же время вышедшие из строя инструменты, отходы проката являются значительными потерями на предприятиях и вовлечение их во вторичную переработку перспективно и экономически выгодно. Однако при использовании традиционных технологий для переработки отходов наблюдаются дефекты: значительная ликвация, неоднородная структура, транскристаллитная кристаллизация и др.

Перспективным направлением в решении данной проблемы является применение модифицирования и регулирование теплоотвода для управления структурой и свойствами литого электрошлакового металла, позволяющие получать отливки с повышенными показателями эксплуатационных свойств. Однако влияние такого воздействия при использовании мишметалла применительно к отливкам инструментальных сталей мало изучено.

Цель работы – повышение свойств отливок из инструментальной стали за счет совершенствования технологических процессов электрошлакового кокильного литья, применения редкоземельных металлов для модифицирования и рафинирования литого металла.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Исследовать механизм модифицирования и рафинирования стали 4Х5МФС, полученной ЭКЛ, редкоземельными металлами в составе мишметалла, вводимыми в расплав.

2. Оценить степень влияния размеров и количественного соотношения неметаллических включений на механические свойства отливок из инструментальной стали.

3. Установить влияние параметров технологии ЭКЛ на структуру и механические свойства отливок исследуемой стали на основе компьютерной модели процесса охлаждения кокиля с металлом.

4. Усовершенствовать процесс получения отливок из стали 4Х5МФС, методом электрошлакового литья, с требуемыми структурами и физико-механическими свойствами.

5. Провести опытно-промышленные испытания отливок.

Научная новизна работы:

1. Показана эффективность применения редкоземельных металлов в составе мишметалла в количестве 0,15–0,2 мас. % для повышения качества инструментальной стали после предварительного глубокого раскисления алюминием, что способствовало последующей дополнительной дефосфорации и десульфурации металла в среднем на 30 %, снижения общего количества неметаллических включений в 3 раза, изменения их природы, глобулизации, размерного соотношения и распределения.

2. Установлено, что редкоземельные элементы, не связанные с кислородом и серой, при затвердевании отливок из стали 4Х5МФС локализуются на поверхности растущей твердой фазы, что приводит к измельчению структуры и повышению прочности в 1,2 раза, ударной вязкости в 1,5 раза

3. Определены температурные поля отливок при кристаллизации на основании результатов компьютерного моделирования, что позволило дополнительно повысить механические свойства на 10 % за счет применения кокиля с управляемым теплоотводом.

4. Установлена взаимосвязь между механическими свойствами легированной стали, общим содержанием и размерами неметаллических включений.

Практическая значимость работы:

1. Предложено технологическое решение по увеличению эксплуатационных свойств отливок из стали 4X5МФС за счет введения в расплав редкоземельных металлов в составе мишметалла (Заявка на изобретение № 2019109629 от 01.04.2019).

2. Усовершенствован процесс электрошлакового кокильного литья для получения отливок из легированной стали с заданными структурами и повышенными механическими свойствами за счет формирования направленного теплоотода в процессе кристаллизации.

3. Разработано программное обеспечение и предложены практические рекомендации по определению влияния неметаллических включений на механические свойства получаемой отливки (Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2017615806).

4. Получены отливки по предложенной технологии, из которых были изготовлены матрицы для прессования, прошедшие промышленные испытания на ООО «КраМЗ» (приложение А).

5. Результаты проведенных исследований внедрены в учебный процесс в ФГАОУВО «Сибирский федеральный университет» и используются при обучении магистрантов по направлению подготовки 22.04.01 «Материаловедение и технологии обработки материалов»,

образовательной программы 22.04.01.04 «Синтез и литье новых металлических материалов» (приложение Б).

Методология и методы исследования основаны на большом объеме экспериментальных данных образцов литого металла, полученного электрошлаковым кокильным литьем и обработанных с использованием методов математической и компьютерной статистики, а также апробированных и аттестованных методик. Результаты прогнозов, сделанных в работе, подтверждены при определении механических свойств и промышленных испытаний.

Положения, выносимые на защиту:

1. Анализ термодинамического расчета десульфурации, дефосфорации легированной стали в результате ее двухстадийной обработки при электрошлаковом кокильном литье.

2. Результаты экспериментальных исследований влияния редкоземельных металлов при введении их в легированную сталь на морфологию неметаллических включений, на структуру и свойства.

3. Результаты компьютерного моделирования, позволяющие оценить метод управления конфигурацией тепловых процессов при электрошлаковом кокильном литье.

4. Способы усовершенствования технологического процесса направленные на улучшение структуры и повышение свойств отливок из инструментальной стали, полученной электрошлаковым кокильным литьем.

Соответствие диссертационной работы паспорту специальности 15.16.04 – «Литейное производство». Содержание работы выполнено в соответствии со следующими разделами паспорта специальности:

Формула специальности: теория и технология производства литых заготовок и изделий из металлических сплавов и других материалов;

изучение процессов, происходящих в расплавах во время их плавки, заливки в литейную форму, кристаллизации и последующего охлаждения в форме.

Области исследований: п. 1. Исследование физических, физико-химических, теплофизических, технологических и служебных свойств материалов как объектов и средств реализаций литейных технологий; п. 6. Разработка методов моделирования процессов заливки, затвердевания и охлаждения литых заготовок; п. 11. Ресурсосбережение в литейном производстве; п. 12. Исследование проблем качества литья.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, библиографического списка, содержащего 136 источников, и трех приложений. Основной материал изложен на 129 странице, включая 11 таблиц и 38 рисунков.

Публикации. Основные результаты диссертации отражены в 15 научных трудах, из них: в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК – 5, в сборниках материалов научных трудов и научных конференций – 8, патентах Российской Федерации на изобретения – 2.

1. ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Повышение эффективности и надежности работы изделий во многом определяется достигнутым уровнем служебных характеристик литых изделий. Прогресс в этой области связан с использованием технологических приемов, физического и химического воздействия на жидкий металл в процессе плавки, разливки.

Реализация высокого уровня физико-механических свойств металла и выхода годных изделий требует решения комплекса задач практического и теоретического плана, связанного с выплавкой и формированием необходимой структуры отливок. Существенные резервы управления структурой и служебными свойствами отливок открывают использование активных методов воздействия на состояние жидкого металла.

Разработан ряд новых и эффективных способов повышения качества стали непосредственно в металлургическом производстве: во-первых, более полное удаление из сталей газов и вредных неметаллических включений; во-вторых, изменение химического состава сталей за счет ввода в них специальных легирующих элементов; в-третьих, получение направленной кристаллизации в отливках, путем введения модификаторов и др.

Технология получения расплавленного металла, количество, размер и природа неметаллических включений влияют на свойства готовых металлических изделий [1]. В выплавленной стали всегда содержится определенное количество газов и неметаллических включений. Основными металлургическими способами снижения содержания газов и неметаллических включений в стали являются: электрошлаковый переплав (ЭШП), рафинирование синтетическим шлаком, вакуумная дегазация, вакуумно-дуговой переплав, переплав в электронно-лучевых печах и др.

Сущность *обработки металла синтетическим шлаком* заключается в том, что жидкую сталь из плавильной печи выливают в ковш со специальным синтетическим шлаком с большой высоты. При бурном перемешивании шлак всплывает, очищая сталь. Рафинирование жидким синтетическим шлаком в ковше улучшает макроструктуру стали, удаляет до 70 % S.

Вакуумная дегазация – это удаление из стали водорода, кислорода и азота [2, 3]. При вакуумировании повышаются механические свойства сталей. Установлено, что при вакуумировании струи содержание водорода в металле снижается на 60 – 70 %, а содержание азота – до 40 %. В результате взаимодействия с углеродом металл очищается от кислородных оксидных включений.

Одним из наиболее распространенных способов вакуумирования является *вакуумно-дуговой переплав* в печах с расходуемым электродом [4]. При этом выплавленную сталь переплавляют повторно в вакуумном пространстве с помощью электрической дуги. В результате оплавления металла в вакууме происходит дегазация, и сталь приобретает новые, более высокие механические свойства.

Сущность *вакуумирования в электронно-лучевых печах* заключается в том, что на переплавляемый металл в вакуумной камере направляют электронные лучи из катодов. В процессе воздействия высокой температуры металл расплавляется и рафинируется в вакууме [5, 6].

Электрошлаковый переплав относится к разновидностям электрошлаковых технологий [7]. В настоящее время распространены различные модификации и установки этих технологий [8, 9].

Электрошлаковому переплаву подвергают выплавленный в электродуговой печи и прокатанный на круглые прутки металл. Источником тепла при ЭШП является шлаковая ванна, нагреваемая за счет прохождения через нее электрического тока. Перенос капель металла через шлак, интенсивное

перемешивание их со шлаком способствуют их активному взаимодействию, в результате чего происходит удаление из металла неметаллических включений и растворенных газов. Автоматизация работы печи обеспечивает затвердевание слитков с постоянной скоростью, уменьшая возможность образования дефектов слитка [10, 11].

Одним из преимуществ электрошлакового процесса считается то, что нагреваемая проходящим электрическим током ванна электропроводного шлака является менее концентрированным источником тепла по сравнению с дугой, горящей в вакууме. Возможность получать слитки самого разнообразного сечения (круглого, квадратного, прямоугольного, с большим отношением длин широкой и узкой сторон) – важное преимущество ЭШП. Высокое качество выпускаемой продукции способствует дальнейшему строительству новых печей [8, 9, 12, 13]. Этот метод целесообразно применять при получении легированных, высококачественных шарикоподшипниковых сталей, жаропрочных сплавов, изготовлении деталей турбин и др. [14].

1.1. Анализ дефектов строения в отливках, полученных с применением электрошлаковых технологий

Несмотря на то, что в последнее время в технологиях выплавки и рафинирования стали отмечается большой прогресс, получить сталь без неметаллических включений пока невозможно. В каждой группе литейных сплавов встречаются различные неметаллические включения [15].

К неметаллическим включениям относятся соединения, образующиеся в результате химических реакций, протекающих в процессе плавки стали, и вследствие изменения растворимости некоторых примесей в металле в процессе формирования слитка. Подобного рода включения называются

эндогенными или *природными*. Ко второму виду относятся *экзогенные* неметаллические включения, которыми являются частицы различных соединений, содержащиеся в исходных шихтовых материалах и оставшиеся в стали после плавки, или соединения, попавшие в жидкую сталь в результате механического эрозионного износа огнеупоров при их контактировании с жидкой сталью и шлаком. К третьему виду относятся неметаллические включения – *продукты взаимодействия между первыми двумя видами включения*. Таким образом, существует множество молекулярных форм, в которых встречаются неметаллические включения, имеющие макро- и микро размеры [16, 17].

Неметаллические включения в стали вызывают неравномерное обособление структурных составляющих, нарушая сплошность и действуя как концентраторы напряжений. Включения крупных размеров могут быть причиной образования трещин, особенно при работе деталей в условиях повторных напряжений или в случае больших термических и структурных напряжений. При повторных нагревах и охлаждениях неметаллические включения, становясь очагами зарождения трещин, значительно ухудшают свойства стали.

Для изучения влияния неметаллических включений на различные свойства стали необходимо, прежде всего, знать природу и источники их образования.

Значительная часть включений к концу плавки всплывает и поглощается шлаком, однако в жидкой стали все же остается небольшое количество мелких включений. Вместе с тем эмульгирование мельчайших шлаковых частиц, взаимодействие металла с огнеупорами футеровки ковшей, стаканов происходят при интенсивном перемешивании стали в период выплавки. В процессе разливки при контактировании с атмосферой сталь окисляется. В результате этих процессов количество включений может резко возрасти.

Одним из основных источников образования включений в стали являются огнеупоры, которые подверглись химическому и механическому воздействию жидкой стали и шлака. Причем нет четкого разграничения влияния механического и химического воздействия на сталь. Частицы, попадающие в жидкую сталь в результате механического воздействия, по сравнению с природными включениями, обычно по размерам больше. Следует указать, что включения, взвешенные в жидкой стали, укрупняются, отделяются от металла, всплывая со сравнительно высокой скоростью. С меньшей скоростью всплывают мелкие включения, имеющие вид кристаллов разной формы. Большая часть включений, образовавшихся в результате перемешивания шлака и механического разрушения огнеупоров, всплывает и переходит в слой шлака в ковше.

Известно, что в ходе восстановления SiO_2 огнеупоров активными элементами, содержащимися в жидкой стали, например марганцем, образуются неметаллические включения при химическом взаимодействии жидкого металла с огнеупорами.

При введении в сталь алюминия происходит увеличение количества включений в результате его взаимодействия с образовавшимися включениями, окисления алюминия атмосферным воздухом, понижения эффективности всплывания и отделения включений в связи с уменьшением текучести жидкой стали.

При кристаллизации слитка соединения, попавшие с жидкой сталью, затвердевают и могут образовывать зародыши сложных включений. Существенное изменение характера включений происходит при раскислении и добавлении в жидкую сталь элементов, обладающих высоким сродством к кислороду (Ti, Al, Zr). Следует отметить, что алюминий и титан заметно повышают вязкость жидкой стали, поэтому эффективность всплывания и отделения включений заметно понижается, а высокая химическая активность

этих элементов приводит к увеличению количества включений. Однако необходимо учесть, что высокое сродство некоторых элементов (например, Ti и Zr) к азоту и углероду способствует образованию нитридов и карбидо-нитридов типа TiN, ZrN, Ti(NC).

Существует множество методов анализа чистоты стали от неметаллических включений [18]. Следует отметить, что проводятся мероприятия, позволяющие устранить или ограничить образование включений, оказывающих нежелательное влияние на свойства и качество стали.

Неметаллические включения при ЭШП, ЭКЛ. Знание закономерностей кристаллизации позволяет создавать методы управления структурообразованием и прогнозировать качество металла, получаемого при различных электрометаллургических процессах.

Взаимодействие газа с расплавленным металлом и шлаком при электрошлаковом переплаве определяет химический состав конечного металла. Особое значение это взаимодействие имеет при наличии в обрабатываемых сталях активных элементов (Ti, Al и др.), что может стать причиной возникновения химической неоднородности металла изделия. Крупные включения (диаметром более 5 мкм), всплывая, не расплавляются в шлаке [19].

Неоднородность состава слитков вызвана, во-первых, протекающими химическими процессами и, во-вторых, переменной массой металлической ванны [20].

Известно, что качество литого электрошлакового металла высокое. Это связано, прежде всего, с рафинирующим действием процесса и благоприятными условиями кристаллизации. Характерной особенностью кристаллической структуры электрошлакового металла является его однородное строение в форме столбчатых кристаллов. В таком металле нет

рассредоточенной пористости. Вся усадка сконцентрирована в усадочной раковине. Это объясняется благоприятными условиями формирования столбчатой структуры при электрошлаковом процессе за счет поддержания в расплаве определенного и постоянного перегрева выше температуры ликвидус, рафинирования расплава, постоянного обновления и перемешивания его, препятствующего развитию зон концентрационного переохлаждения, а также наличия достаточно высокого температурного градиента в расплаве. Особенностью строения столбчатой структуры является большая протяженность главных (первичных) осей дендритов по сравнению с протяженностью осей второго и более высоких порядков. Несмотря на высокую степень рафинирования электрошлакового металла, его крупнозернистая первичная структура и слабое развитие процессов микроскопической ликвации при кристаллизации могут привести к большому скоплению примесей на границах зерен [21].

Одной из главных причин образования дефектов при горячей деформации крупных слитков является ослабление межзеренных связей. Известно, что трещины возникают по границам зерен. Поэтому загрязненность границ зерен вызывает не меньший интерес по сравнению с загрязненностью металла различными типами включений. Это особенно актуально для крупных слитков ЭШП, поскольку их макроструктура существенно отличается от макроструктуры слитков, затвердевших в изложницах: во-первых, в слитках ЭШП практически отсутствует корковый слой мелких замороженных кристаллов, а во-вторых, размеры кристаллитов (зерен) в слитках ЭШП значительно больше, чем в обычных слитках. Следовательно, в слитках ЭШП меньшая протяженность границ зерен и, возможно, большая концентрация примесей и неметаллических включений на этих границах [22].

В результате протекания реакций химического взаимодействия на границах зерен происходит выделение неметаллической фазы из пересыщенного твердого раствора во время охлаждения. Морфология, состав и распределение этой фазы могут изменяться в процессе дальнейшего передела металла. К наиболее типичным выделениям на границах зерен относятся карбиды типа Me_6C , Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$, VC , Fe_3C , нитриды (железа, алюминия) и сульфиды. Характерной для них является мелкозернистость. Так, сульфиды, выделяющиеся из твердой фазы, видны на границах первичных зерен аустенита в виде очень мелких, иногда трудноразличимых под микроскопом, бусообразных включений [23]. Межзеренными неметаллическими включениями такого типа могут быть только вещества, растворимые в аустените и выделяющиеся из твердого раствора во время охлаждения сплавов. Вследствие малой растворимости оксидов в аустените их выделения из твердого раствора по границам зерен не происходит [23, 24]. Присутствие оксидов на границах зерен возможно, когда эти границы совпадают с границами кристаллитов. При этом на границах зерен оксидные включения, расположенные отдельно от сульфидов, не встречаются [25]. Сера имеет выраженную способность выделяться по границам зерен.

Обычно сульфидные включения как более легкоплавкие расположены на карбидах или оксидах [25].

Характерной особенностью межзеренных включений является то, что они растворяются в металле в процессе термической обработки или нагрева под горячую деформацию и перераспределяются во время дальнейшего охлаждения при формировании вторичной аустенитной структуры. Поэтому свое влияние эти включения могут оказывать при охлаждении металла непосредственно после отливки [26]. Так, отсутствие защитного слоя мелких равноосных кристаллов в слитках ЭШП и загрязненность границ крупных зерен могут обуславливать значительное опережение проникновения

кислорода вглубь слитка при нагреве его под прокатку по сравнению с ростом окалины, вызывая еще большее ослабление границ зерен, появление рябизны и рванин на поверхности проката [27].

Образование сульфидных включений. На образование сульфида марганца, на его количество и размер значительное влияние оказывает исходное содержание углерода, так как он является ликвирующим элементом и повышает активность серы. Сульфиды марганца образуются в участках дендритных ячеек, где концентрация углерода приближается к эвтектической. Следовательно, расположение эвтектических карбидов и сульфидов должно совпадать [22].

Образование сульфидов марганца может начаться в твердой фазе, если исходная концентрация серы мала. Эта концентрация также зависит от исходного содержания углерода, в частности, при содержании углерода 1 % образование сульфидов марганца в твердой фазе начинается при содержании серы 0,003–0,004 % [22]. При образовании сульфидов важную роль играет пропорциональность между размерами дендритных ячеек и размерами включений. До начала кристаллизации некоторая часть серы (0,001–0,003 %) переходит в твердый раствор, поэтому могут встречаться крупные сульфидные включения.

Образование нитридных включений. Следует отметить, что нитрид титана начинает образовываться на более ранней стадии затвердевания стали, чем образование сульфидов марганца. Включения нитридов титана располагаются ближе к осям дендритов, часто в переходной зоне от оси к межосному участку. Уменьшить содержание азота в жидкой фазе дендритной ячейки можно присадкой титана, который на более ранних стадиях затвердевания образует нитриды [22].

Нитрид алюминия в зависимости от исходных концентраций в металле образуется на определенном этапе кристаллизации и при определенной

температуре. Для того чтобы нитриды алюминия не понижали горячую пластичность металла, температура начала их образования должна быть ниже температуры горячей деформации.

Образование оксисульфидных включений. При ЭШП на шлаке с высоким содержанием глинозема оксидные включения состоят из включений глинозема, располагаясь в большей степени в центре межосных участков на сульфидных включениях (оксисульфиды). Начало образования включений глинозема при обычных концентрациях кислорода и алюминия соответствует температурам 1 600–1 700 °С [28]. Мелкие включения глинозема, которые имеют относительно большую поверхностную энергию, диссоциируют при температуре ЭШП в первую очередь. Зародышами включений могут также являться оксиды сложного состава, которые термодинамически устойчивы.

Известно, что при ЭШП уже на торце плавящегося электрода происходит очистка от оксидных неметаллических включений. Она продолжается при переходе капли через шлак и границу раздела шлак – металлическая ванна. Часть включений, которые не перешли в шлак и не продиссоциировались, остаются в капле, попадая в металлическую ванну. Основная часть оксидных включений образовывается в двухфазной твердожидкой зоне [29]. Это происходит из-за понижения температуры металла, повышения концентрации поверхностно-активных элементов (Mn, S и т. д.), ликвации кислорода и алюминия в дендритных ячейках.

Часть кислорода может находиться в растворенном виде в сульфидных включениях [30]. Охлаждение слитка в кристаллизаторе, нагрев и охлаждение при термообработке и перед деформацией могут привести к образованию включений из растворенного в сульфидах кислорода [31].

При использовании большинства видов литья, в том числе и электрошлакового кокильного литья, в заготовках в основном присутствуют

сульфидные, окисульфидные включения. Их количество, характер распределения и форма в значительной степени обуславливают окончательный комплекс свойств готового изделия.

Структура металла электрошлаковых отливок. Литой электрошлаковый металл имеет ориентированную, направленную структуру. Это происходит вследствие постепенного наплавления отливки за счет повышенного отвода тепла в стенку охлаждаемой литейной формы.

Три основных фактора формируют кристаллическую структуру металла: 1) интенсивность охлаждения жидкой стали на всех участках от периферии к оси отливки; 2) образование перед фронтом кристаллизации широкого ликвационного слоя с большой концентрацией примеси и низкой температурой затвердевания, способствующей зарождению центров кристаллизации в объемах расплава, находящихся за ним; 3) наличие конвективных и гравитационных потоков, опускающихся кристаллов и вызываемой ими неравномерной кристаллизации слитка или отливки [32].

Температура жидкого электрошлакового металла выше температуры ликвидуса, поддерживается определенным постоянным перегревом. При переходе к параболической части металлической ванны этот перегрев составляет примерно 40–60 °С.

В электрошлаковом металле не происходит развития зон концентрационного переохлаждения. Градиент температур G на фронте кристаллизации между растущими кристаллами и скоростью их роста R определяет морфологию образующих кристаллов, так при соблюдении условия $G/R \leq 5\ 500$ [33] наблюдается формирование столбчатых кристаллов.

Основными показателями дендритной структуры являются дисперсность и химическая неоднородность. Столбчатая структура в отливках способствует уменьшению степени ликвации, поскольку она зависит от скорости кристаллизации и формы образующихся кристаллов [34].

В жидком и твердом состояниях примеси имеют различную концентрацию. В результате процессов разделительной диффузии растворимых примесей в металле происходит их перемещение в основном в межосное пространство. Отсюда и появляется химическая неоднородность: состав оси дендритов и состав междендритных участков различный.

Дендритную химическую неоднородность принято характеризовать эффективным коэффициентом распределения $k_{эф}$. Значение этого коэффициента зависит от условий кристаллизации и пропорционально отношению G/R [22]. Чем ближе значение $k_{эф}$ к единице, тем большей химической однородностью обладает металл. В то же время чем выше температурный градиент и меньше скорость кристаллизации, тем больше значение $k_{эф}$. Поэтому при кристаллизации электрошлакового металла, протекающей при повышенном температурном градиенте с меньшими скоростями, дендритная химическая неоднородность значительно меньше, чем при кристаллизации в изложнице, а большая стабильность параметров G и R обеспечивает меньшее колебание значений $k_{эф}$ по сечению отливки. Чем меньше сечение электрошлаковой отливки (ЭШО), тем больше стабильность параметров G и R и выше значение G , тем большей однородностью дендритной структуры обладает электрошлаковый металл [26]. Резко отличается дендритная однородность у мелких и крупных электрошлаковых отливок.

Качество дендритной структуры электрошлакового металла зависит от ряда параметров кристаллизации жидкого металла, одним из которых, является время пребывания металла в двухфазном состоянии.

При сравнении стальных отливок, полученных методами электрошлаковых технологий, с отливками обычной разливки обнаруживается, что дендритная структура электрошлакового металла имеет большую дисперсность и плотность.

Чем однороднее металл и менее загрязнен неметаллическими включениями, тем, при прочих равных условиях, крупнее первичное аустенитное зерно. Этот вывод подтверждается данными о том, что сталь ЭШП обладает крупнозернистой первичной структурой. Форма зерен грануляционной структуры соответствует направлению теплоотвода из глубинных зон слитка даже в случае отсутствия транскристаллической структуры [35]. Вытянутая форма зерен в металле, полученном электрошлаковым способом, показывает высокую степень однородности столбчатых кристаллитов.

Химическая неоднородность границ первичных аустенитных зерен вызывает большой интерес в общей проблеме химической неоднородности. Образование границ зерен происходит в некотором температурном интервале ниже реального солидуса, когда структура металла представляет сплошной конгломерат сросшихся первичных кристаллитов. Характерно, что зерна, окаймленные новой границей, образуются не путем зарождения центров и их последующего роста, а посредством появления отдельных участков границы [21].

При повторном нагреве либо замедленном охлаждении формируются вторичные границы, которые являются причиной образования «вторичной» химической неоднородности. На границах этих зерен может произойти скопление некоторых примесей. Известно, что при относительно большой концентрации несовершенств кристаллической решетки образуются вторичные границы. Несовершенства кристаллической решетки стимулируют зарождение новой фазы при фазовых превращениях в твердом состоянии. Поэтому в результате скопления примесей в пограничных участках зерен возникают обогащенные зоны типа твердых растворов, и происходит выделение новых фаз. Вследствие этого границы зерен оказываются насыщенными фазами, выделившимися из твердого раствора.

При совпадении границ зерен с границами кристаллитов наблюдаются также фазы, образующиеся в результате межкристаллитной ликвации. Большую роль могут играть также процессы внутренней адсорбции. Все эти процессы протекают под влиянием диффузии и поверхностных сил, вследствие чего неметаллические фазы обособляются на границах первичных зерен аустенита, где они занимают энергетически наиболее устойчивое положение в структуре стали [26].

Дефекты и несовершенства кристаллического строения в отливках. Основными дефектами являются ликваты и неметаллические включения, а также межкристаллитные трещины.

Ликваты и неметаллические включения. Несмотря на то, что в процессе электрошлакового переплава происходит рафинирование металла, микроскопическая ликвация практически отсутствует, на границах зерен может наблюдаться большое скопление примесей.

У отливок, полученных методом обычного стального литья, ухудшаются свойства на границах встречи кристаллов. Именно в этом месте скапливаются ликваты и неметаллические включения в результате развития ликвационных процессов. Кроме того в этих местах плотность металла понижается из-за образования микропористости.

Однако ликваты и неметаллические включения встречаются реже в рафинированном электрошлаковом металле. Границы его кристаллов чище аналогичных мест в отливках открытой выплавки. В результате механические свойства электрошлаковых отливок отличаются высокими показателями и изотропностью в направлении вдоль и поперек кристаллов, а также по границе встречи кристаллов [36].

Зоны встречи кристаллов в электрошлаковой отливке более притуплены, изгибаются и вытягиваются вдоль их общей границы в направлении кристаллизации жидкого металла. По-видимому, эта

особенность строения границы встречи кристаллов связана с относительно низкими скоростями кристаллизации электрошлаковых отливок и обуславливает высокие свойства металла в этом месте [36].

Межкристаллитные трещины. Одним из основных дефектов металла, полученного электрошлаковым переплавом, считаются межкристаллитные трещины. Объединение межкристаллитных трещин приводит к образованию магистральной трещины в результате асимметричного распределения температуры по сечению слитка и критического уровня содержания азота [37]. Причиной микротрещин является выделение по границам зерен аустенита нитрида алюминия. Уменьшение количества выделяемого нитрида алюминия путем снижения содержания алюминия в стали, деазотация металла, а также перевод азота в менее вредное соединение (нитрид титана) позволили получить бездефектные слитки [38].

Причины образования межкристаллитных трещин:

- а) выделение избыточных фаз;
- б) внутренние напряжения (термические, фазовые, усадочные);
- в) высокое содержание водорода в стали.

Хотя эти процессы происходят одновременно, но один из них считается основным в развитии трещины. Немаловажную роль играет правильность установления фазы, которая вызывает появление трещины. И только после этого можно применять какие-либо меры воздействия на избыточную фазу, находящуюся на границе зерен.

Как известно, структура электрошлакового металла один из основополагающих факторов воздействия на стойкость стали против образования межкристаллитных трещин. Причем это не зависит от природы и состава избыточной фазы на границах аустенитной фазы. Эта структура должна быть мелкозернистой, без грубых протяженных столбчатых кристаллитов.

1.2. Анализ методов воздействия на кристаллизацию отливок

При ведении электрошлакового процесса зарождения кристаллов одновременно по всему объему ванны не происходит, для этого необходим минимальный градиент температур металлической ванны. Для получения мелкой равноосной структуры в электрошлаковых отливках используют внешнее воздействие на кристаллизующийся металл, способствующее образованию дополнительных центров кристаллизации при большем температурном градиенте. Методы внешнего воздействия – электромагнитное перемешивание, ввод ультразвуковых и упругих колебаний, введение в расплав нерастворимых добавок, которые вызывают гетерогенное образование зародышей кристаллов.

Воздействие нерастворимых частиц-модификаторов. При введении в электрошлаковый металл при кристаллизации нерастворимых частиц-модификаторов может происходить диспергирование структуры. Вводят такие частицы в готовом виде или их образование осуществляется в результате химических реакций в металлической ванне со специально добавляемыми для этого элементами-модификаторами.

Показано [39, 40], что добавка реакционных элементов непосредственно в расплавленный шлак или вместе с расходуемым электродом в процессе переплава может приводить к образованию в объеме жидкой стали твердых продуктов реакций, которые служат центрами кристаллизации.

Ввод реакционных элементов представляет собой сравнительно малорегулируемый процесс в образовании продуктов реакции, которые необходимы для модифицирования конкретной стали. Поэтому в ряде случаев целесообразно вводить в металл уже готовые продукты реакций в виде нитридов, боридов, карбидов и т. д. [41, 42, 43].

Определено, что модифицирование стали приводит к уменьшению количества эвтектических сульфидов. Особенно эффективны в этом отношении добавки редкоземельных элементов. Их необходимо вводить в расплав путем восстановления последних из материалов (оксидов, фторидов), являющихся компонентами флюса [44, 45]. Ударная вязкость металла, выплавленного под флюсом, содержащим до 30 % оксидов РЗМ, повышается на 40–50 % [44]. При этом уменьшается концентрация водорода в металле более чем на 30 % [45]. Важным достоинством этого способа модифицирования электрошлакового металла является связывание РЗМ фосфора при общем снижении содержания неметаллических включений в электрошлаковом металле и повышении дисперсности [46].

Модифицирование изоморфными кристаллами того же металла – это еще один способ диспергирования кристаллической структуры. При образовании частиц, имеющих структурное сходство с основным металлом, возрастает скорость зарождения центров кристаллизации. Г.Ф. Баландиным было установлено, что обломки кристаллов затвердевающего сплава способствуют формированию центров кристаллизации одновременно с формированием кристаллизующейся фазы основного металла [47]. Если сплавы со сравнительно широким интервалом затвердевания сильно перемешать на ранней стадии кристаллизации, то они ведут себя как жидкоподвижная суспензия [48, 49] и могут быть разлиты при объемной доле твердой фазы, достигающей 60 %. При перемешивании суспензии сплавов происходит разрушение контактов дендритов, их измельчение, обламывание и оплавление части вторичных ветвей дендритов потоком более горячего расплава. Это приводит к тому, что первичные кристаллы приобретают форму, близкую к шарообразной [26].

Внешнее физическое воздействие. Это еще один из способов перемешивания расплава при его кристаллизации. Однако при использовании этого метода не происходит изменение химического состава металла, и добавляются посторонние примеси в расплав. Внешнее перемешивание можно достичь механическими силами, струями газов, электромагнитными силами, упругими колебаниями и т. п.

При возбуждении контролируемых движений жидкого электрошлакового металла происходит интенсивное движение шлакового и металлического расплавов в процессе электрошлакового переплава. Много работ посвящено исследованию влияния электромагнитного перемешивания металла при электрошлаковом процессе на структуру и свойства металла [50, 51, 52, 53]. Выявили, что скорость движения жидкости относительно фронта кристаллизации влияет на диспергирование структуры металла, а значит, и на его свойства, увеличивая их. Причем это связь прямо пропорциональна.

Большее влияние на структуру кристаллизующего жидкого электрошлакового металла имеет ультразвуковая вибрация. Получен эффект на инструментальной стали P18 [48] при использовании более мощного источника ультразвуковых колебаний. При воздействии ультразвуковых колебаний в структуре металла грубая сплошная сетка, образованная эвтектикой вокруг зерен, разрывается, и толщина ее значительно уменьшается.

Однако при воздействии ультразвуковых колебаний на структуру электрошлакового металла происходит изменение температурного поля жидкой металлической ванны, а это снижает очищение металла от неметаллических включений. Изменяются условия протекания окислительно-восстановительных процессов на границе раздела металл – шлак, а также условия удаления включений путем всплывания.

Применение ультразвуковых колебаний при ЭШП может вызвать ухудшение формирования поверхности слитков за счет поражения ее поверхностными вкраплениями шлака и образование поперечных надрывов. Это объясняется разрушением шлакового гарнисажа под воздействием ультразвука и замешиванием небольшого количества шлака в жидкий металл [48]. Кроме того, в структуре ЭШО может возникнуть неоднородность, обусловленная переменным входным сопротивлением отливки при ее наплавлении, и проявляющаяся в чередовании зон с разной степенью измельчения структуры [48].

Воздействие инокуляторов-холодильников. Применение инокуляторов-холодильников при электрошлаковой плавке позволяет повышать качества получаемого металла [54]. Роль вводимых инокуляторов-холодильников заключается не только в диспергировании дендритной структуры электрошлакового металла, но и в измельчении неметаллических включений, а также в снижении содержания водорода. При увеличении массы отливок, полученных способом электрошлаковых технологий, эффективность внешнего физического воздействия на кристаллизацию расплава снижается. Поэтому все чаще используют дисперсные инокуляторы-холодильники в процессе ЭШТ, которые могут выполнять роль присадочного металла.

Дисперсные инокуляторы-холодильники могут быть введены непосредственно в область фронта кристаллизации электрошлакового металла. Стоит отметить, что центрами кристаллизации являются не только растущие из расплава кристаллы, но инокуляторы-холодильники, вводимые в расплав, замораживающий металл у фронта кристаллизации.

При получении металла в процессе ЭШТ предпочтение отдано инокулирующим добавкам, размер которых варьируют от 3 до 60 мм в зависимости от технологии электрошлакового процесса [55]. При вводе в

электрошлаковый металл инокуляторов дендритная структура формируется таким образом, что дендриты сохраняют свою столбчатую форму, но они более разориентированы [56]. Дисперсность дендритной структуры в электрошлаковом металле с применением дисперсных инокуляторов выше по сравнению с обычным металлом, полученным в процессе ЭШП. Это свидетельствует о том, что объем междендритных ячеек, которые заполнены металлом, обогащенным примесями и имеющим состав, близкий к эвтектическому, уменьшается [26].

Кроме того, инокуляторы воздействуют на морфологию и распределение неметаллических включений в структуре электрошлакового металла, в частности на включения эвтектического состава: некоторые виды оксидов, сульфиды, карбиды.

Результаты исследований неметаллических включений в литом металле ЭШП, выплавленном с применением инокуляторов, показали, что по содержанию серы и сульфидных включений чистота электрошлакового металла зависит от их содержания в инокуляторах [26]. При изучении распределения неметаллических включений по размерным группам было установлено, что с увеличением мелкодисперсных оксидов содержание кислорода и оксидов в металле, полученном электрошлаковым способом с использованием инокуляторов, увеличивается [56], причем размер мелкодисперсных оксидов составляет менее 3 мкм.

1.3. Влияние редкоземельных металлов на структуру и свойства легированных сталей

Как уже было отмечено выше, модифицирование электрошлаковой стали повышает механические свойства металла, обеспечивая увеличение пластичности и вязкости литого материала [57, 58, 59]. В частности,

уменьшается содержание вредных примесей, изменяется морфология их распределения, сокращаются длина и толщина осей дендритов, расстояние между ними. Модифицирование влияет на кристаллизацию слитка, увеличивая количество центров кристаллизации и тем самым обуславливая формирование мелкозернистой структуры [60], а также затормаживает процесс выделения и коагуляции первичных карбидных и интерметаллидных фаз [61, 62, 63].

Комплексное легирование и модифицирование бором, титаном, кальцием, алюминием и РЗМ способствует измельчению зерна, уменьшению сегрегации вредных примесей по границам зерен [64].

Однако влияние РЗМ на свойства стали зависит от ряда факторов: химического состава стали, температуры металла в момент добавления модификаторов, массы слитка, степени раскисления расплава, количества добавок, способов введения модификаторов (в струю, изложницу, в печь и т. д.), футеровки печи, способа разливки металла и др.

Содержание кислорода и серы в расплаве, которые переходят в сульфидные и окисульфидные включения, способствует снижению механических свойств, а именно пластичности и ударной вязкости. Уменьшить содержание этих вредных примесей можно раскислением стали, при этом содержание серы сокращается примерно в 10 раз, кислорода – в 2–4 раза. Но в состав раскислителей входит марганец, который образует сульфидные включения MnS вытянутой формы и влияет на анизотропию свойств стали.

При введении в сталь щелочноземельных и редкоземельных металлов происходит образование сульфидов и окисульфидов этих металлов [65]. Продукты раскисления, которые остаются в металле, формируют мелкие глобулярные окисульфидные включения, равномерно распределенные в объеме металла и имеющие большую твердость, чем $(FeMn)S$, благодаря

чему слабо деформируются при прокатке и оказывают минимальное отрицательное влияние на свойства стали [66].

Много работ посвящено влиянию добавок редкоземельных металлов на свойства сталей [58, 67, 68, 69, 70, 71, 72]. Эти работы показывают, что редкоземельные металлы взаимодействуют с вредными примесями (O, S, N, P, H), тем самым рафинируя сталь. РЗМ образуют с вредными примесями соединения, которые всплывают в шлак.

РЗМ являются поверхностно-активными модификаторами [60], уменьшают поверхностную энергию, а это способствует разрушению дендритной структуры, измельчению размера первичного и вторичного зерна. Редкоземельные металлы образуют тугоплавкие соединения (оксиды, сульфиды, окисульфиды), которые влияют на диспергирование структуры. К тому же РЗМ раскисляют сталь, удаляя серу. Можно сделать вывод, что все это приводит к повышению механических свойств, снижая склонность стали к отпускной хрупкости, увеличению прокаливаемости.

Церий способен связывать водород в стойкие гидриды CeH_3 и CeH_8 [60].

При введении РЗМ в жидкую сталь часть этих элементов расходуется на десульфурацию и дегазацию, а другая часть способствует модифицированию расплава.

Как известно, при взаимодействии РЗМ с примесями, содержащимися в жидкой стали, образуются неметаллические включения, которые всплывают на поверхность расплава. Скорость всплытия продуктов взаимодействия зависит от размеров и их удельной массы. При увеличении содержания углерода, марганца, кремния и никеля вязкость жидкой стали уменьшается [73].

РЗМ могут образовывать мелкодисперсные оксиды при взаимодействии с кислородом, могут изменять состав оксидной фазы и ее растворимость в расплаве, восстанавливая оксиды основного металла и оксиды легирующих элементов [74].

В работе [68] показано, что введение РЗМ способствует к повышению пластичности стали (особенно на поперечных образцах). Это связано с уменьшением объемного содержания оксидных включений, с их измельчением, а также с образованием включений глобулярной формы.

Вводят модифицирующие добавки, содержащие РЗМ, чаще после раскисления стали [75]. Редкоземельные металлы уменьшают содержание кислорода и серы в стали [75, 76]. При повышении температуры расплава увеличивается скорость удаления продуктов раскисления.

Штамповые стали, как известно, должны обладать комплексом эксплуатационных и технологических свойств. Множество факторов влияют на температурно-силовой режим работы штампового инструмента [77, 78]. Так как штамповые стали относятся к группе теплостойких сталей, повышение пластичности и вязкости является одной из важных задач. В результате эксплуатации штампов происходит повреждение гравюр, в том числе износ их участков [79, 80, 81], трещины термического происхождения, смятие элементов гравюры и др.

Применение 0,12 % РЗМ и 0,15 % Са способствует измельчению зерна вследствие перевода грубых пленочных включений нитридов в глобулярные оксисульфидные образования [82]. Большое влияние на структуру и свойства литой штамповой стали оказывают совместные добавки модификаторов [60, 69, 83, 84, 85, 86]. Проведенные исследования, показывают повышение пластичности стали и уменьшение угара элементов при использовании одновременно раскисления и модифицирования стали алюминием и РЗМ

[60]. Технология ввода модификаторов при электрошлаковой выплавке описана в работах [85, 86]. Введение в жидкий металл 0,003 % Се и 0,039 % Са способствует повышению стойкости штампового инструмента на 42,7–74,6 %.

Результаты литературного анализа работ [39, 40, 57–61, 65, 68–73, 75, 76, 87–89] позволяют сделать вывод о влиянии модификаторов на свойства и структуру штамповых сталей: происходит измельчение структуры; образуются включения глобулярной формы; повышается пластичность и вязкость стали; уменьшается расход металла.

1.4. Влияние условий охлаждения и теплового поля на формирование структуры отливок, полученных с применением электрошлаковых технологий

Электрошлаковая тигельная плавка (ЭШТП) – это процесс, при котором выплавка металла происходит в тигельной футерованной печи. Металл рафинируется при прохождении через шлаковую ванну [90], требования по постоянству сечения к расходуемому электроду упрощены в отличие от ЭШП [90]. В дальнейшем после расплавления электродов в печи жидкий металл вместе со шлаком, использованным при плавке, заливают в стальные или чугунные кокили.

Принципиально новым в технологии электрошлакового кокильного литья является подача в литейную форму жидкого металла вместе со шлаком. При обычной разливке струя жидкого металла вовлекает в себя объем воздуха, в 80 раз превосходящий объем разливаемого металла. Естественно, это определяет сильное загрязнение металла в процессе разливки. Защита струи жидкого металла шлаком при разливке в процессе ЭШТП

предотвращает контакт металла с атмосферным воздухом и способствует снижению его загрязненности [91].

При кокильном литье достигается эффект направленной кристаллизации и связанное с ним значительное улучшение структуры и чистоты литого металла. Литье в кокиль инструмента [92] повышает его стойкость и эксплуатационную надежность [7].

Как показывает химический анализ состава отливок ЭКЛ, содержание легирующих элементов практически не отличается в расплаве до и после плавки. Однако в результате рафинирующего действия шлака содержание серы существенно снижается [93].

Преимущества использования шлака при ЭКЛ:

- предохранение жидкого металла от окисления;
- образование на поверхности кокиля тонкого слоя шлакового гарнисажа;
- препятствие образованию поверхностных дефектов в отливках и привариванию отливок к форме [94];
- исключение применения противопопригарных покрытий внутренней поверхности формы.

Шлак, всплывая на поверхность, выполняет функцию надставки, которая обогревает отливку в процессе кристаллизации, так как температура шлака при разливке гораздо выше, чем температура заливаемого металла. Исследования показали, что перегрев жидкого шлака снимается в 5–6 раз медленнее, чем металла [95].

Хочется отметить, что отливки ЭКЛ кристаллизуются при высоком градиенте температур, так как шлаковый гарнисаж является термическим сопротивлением на пути теплового потока от расплавленного металла к форме. Благодаря наличию температурного градиента практически по всему сечению формируется плотная столбчатая дендритная структура [96].

Процесс ЭКЛ разделен на две стадии: первая – получение металла электрошлаковым способом в тигельной печи и вторая – разливка его вместе со шлаком в металлическую неохлаждаемую форму.

Основными параметрами состояния процесса ЭШТП являются: температуры шлаковой и жидкой металлической ванн, массовая скорость плавления металла.

В начальный период процесса идет прогрев футеровки и расходуемого электрода, поэтому возникают тепловые потери в футеровку, потери излучением с открытой поверхности шлаковой ванны и потери на прогрев расходуемого электрода. Необходимо отметить, что начальные температуры футеровки не влияют на протекание процесса плавки, длительность начального периода и долю жидкого металла, который накопился за этот период [91].

Выделенное в шлаке тепло передается окружающим границам. Известно, что электрическая энергия в шлаковой ванне превращается в тепловую, а основными видами теплопередачи в ванне являются теплопроводность и конвекция. Температура шлаковой ванны напрямую влияет на температуру жидкой металлической ванны.

Если температура шлака повышена, то может произойти его закипание, изменение химического состава шлаковой ванны, увеличение кислорода в металле и переход алюминия из шлака в металл. Если же температура шлака понижена, примерно на 100–200 °С относительно температуры его плавления, то происходит резкий расход электроэнергии, образование крупных шлаковых включений, ухудшение процесса всплывания неметаллических включений и ухудшение разделяемости шлака и расплава.

На рисунке 1.1 показаны тепловые потоки, направленные на электрод через боковые стенки ванны, поверхность жидкой металлической ванны и поверхность шлаковой ванны [91]. Наиболее нагретой частью ванны является

подэлектродная область, температура которой составляет примерно 1 900–2 100 °С.

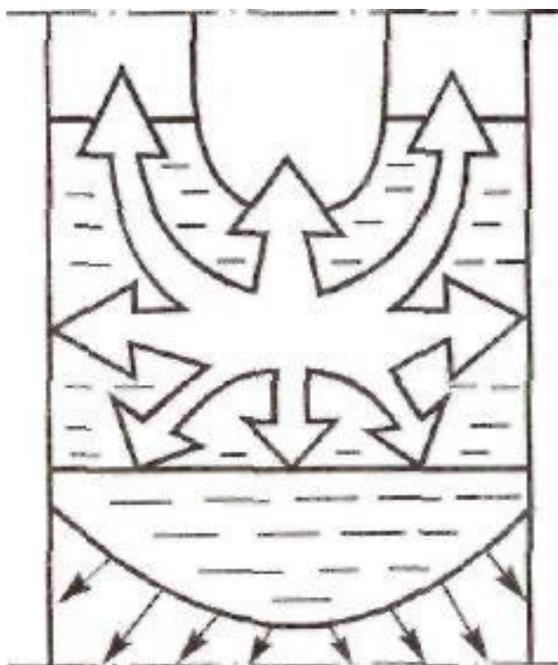


Рисунок 1.1 – Направление тепловых потоков в шлаковой ванне печи ЭСП [91]

Температура капли металла, отрывающейся от электрода, выше температуры плавления металла на 40–120 К, и это необходимо для преодоления сил поверхностного натяжения. Дополнительный перегрев прямо пропорционально зависит от химического состава металла и шлака, а также от содержания глинозема в шлаке. Температура внутренней (к ванне) поверхности шлакового гарнисажа такая же, как и температура плавления шлака. На температуру верхней границы шлаковой ванны влияет положение электрода, а также режим переплава. Температура жидкой металлической ванны неодинакова и увеличивается от периферии к центру (рисунок 1.2) [91].

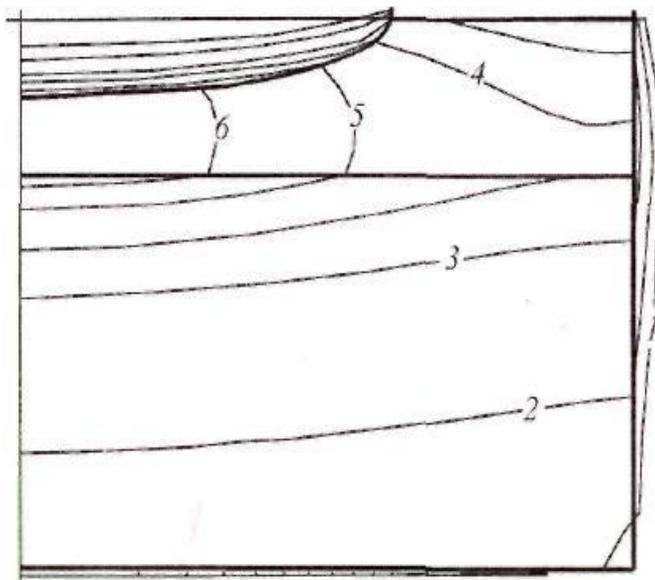


Рисунок 1. 2 – Распределение температуры в шлаке и металле печи ЭШТП:
 1 – 1 500 °С; 2 – 1 550 °С; 3 – 1 600 °С; 4 – 1 640 °С; 5 – 1 660 °С; 6 – 1 690 °С [91]

Неравномерность распределения температуры по объему ванны в значительной степени сглаживается интенсивным перемешиванием шлака, вызванным электродинамическими и конвективными причинами. В ванне существует тороидальный поток шлака, в этом потоке под электродами шлак опускается вниз, затем на периферии ванны поднимается в верхние горизонты. В связи с этим почти весь перепад температуры между тепловым ядром и границами ванны приходится на пограничные области, протяженность которых невелика [91].

Температура электрода по его длине и во времени неодинакова, она снижается по мере удаления от поверхности шлака. Это зависит от теплопроводности шлаковой ванны, подогрева электрода излучением с поверхности шлаковой ванны, выделения тепла при прохождении электрического тока, а также излучения и конвекции с поверхности электрода. Уменьшаются и облучение электрода от поверхности шлака с его удалением, и тепловой поток.

Важным параметром ЭКЛ является массовая скорость плавления, которая определяет время наплавления металла. При ЭКЛ скорость плавки не

ограничена кристаллизацией слитка, как при ЭШП. Но и при повышении скорости происходит ухудшение рафинирования расплава, а это отражается на качестве металла.

На тепловое поле влияют и технологические параметры процесса. Так, например, при увеличении межэлектродного промежутка и уменьшении заглубления электрода, а также коэффициента заполнения понижаются доля полезного тепла и скорость плавки. При увеличении высоты шлаковой ванны потери теплоты излучением сокращаются, однако дальнейшее увеличение приводит к снижению общей температуры шлака.

Так как при ЭКЛ происходит одновременно совместный слив металла со шлаком, то соотношение количества расплавов металла и шлака влияет на качество отливки. Перемешивание шлаковой ванны и расплава ведет к усреднению температуры шлака и жидкого металла.

После полной заливки в верхней части кокиля образуется шлаковый гарнисаж, толщина которого может регулироваться в широких пределах и зависит от массы, температуры и скорости заливки металла, материала, толщины стенок и температуры кокиля. Гарнисаж имеет низкую теплопроводность, что способствует в процессе охлаждения отливки выравниванию теплового поля.

Шлаковый гарнисаж снижает величину теплового потока в стенку кокиля, тем самым повышая их стойкость. Шлак, выполняя роль тепловой надставки, обогревает отливки при ее кристаллизации, происходит изменение структуры отливки, выравнивается фронт кристаллизации. Он не замыкается внутри отливки, а перемещается к верхней ее части, фиксируя конфигурацию усадочной раковины [91]. Однако замедленное охлаждение после кристаллизации приводит к росту зерна, что сказывается на ухудшении механических свойств.

При заполнении кокиля металлом с отсечкой шлака гарнисаж не образуется, и жидкий металл первоначально соприкасается со стенками кокиля. Шлак находится в верхней части отливки в виде тепловой надставки. В процессе кристаллизации образуется воздушный зазор, в результате чего может возникнуть транскристаллитная структура.

На качество получаемой отливки влияет температура жидкого металла, особенно перед заливкой в литейную форму, в конце плавки. Температура заливки зависит от марки стали и массы заготовки. В отливках ЭШТП в результате температурного градиента по всей высоте формируется плотная дендритная структура и вместо закрытой усадочной раковины образуется усадочная впадина. В работах [97–99] описано применение ЭКЛ при производстве различных металлических изделий в настоящее время. Необходимо отметить, что технологии ЭКЛ успешно используются фирмами Австрии, Австралии, Словакии, Китая и других стран [100].

Выводы по главе, постановка цели и задач исследования

Анализ научно-технической литературы показал, что электрошлаковое кокильное литье широко применяется как в России, так и за рубежом. Структура литого металла является приоритетным показателем качества отливок и оказывает существенное влияние на их механические, технологические и служебные свойства. Анализ способов влияния на структуру и свойства отливок дает возможность сделать вывод, что применение комплексного воздействия при кристаллизации отливок позволяет регулировать структуру кристаллизующейся отливки, качественный состав, количество и распределение неметаллических включений. Получение минимального количества неметаллических

включений, изменение морфологии, их распределения благоприятно с точки зрения литейных, механических и эксплуатационных свойств.

В связи с проведенным анализом была определена цель работы – повышение свойств отливок из инструментальной стали за счет совершенствования технологических процессов электрошлакового кокильного литья, применения редкоземельных металлов для модифицирования и рафинирования литого металла.

Были поставлены следующие задачи:

1. Исследовать механизм модифицирования и рафинирования стали 4Х5МФС, полученной ЭКЛ, редкоземельными металлами в составе мишметалла, вводимыми в расплав.

2. Оценить степень влияния размеров и количественного соотношения неметаллических включений на механические свойства отливок из инструментальной стали.

3. Установить влияние параметров технологии ЭКЛ на структуру и механические свойства отливок исследуемой стали на основе компьютерной модели процесса охлаждения кокиля с металлом.

4. Усовершенствовать процесс получения отливок из стали 4Х5МФС, методом электрошлакового литья, с требуемыми структурами и физико-механическими свойствами.

5. Провести опытно-промышленные испытания отливок.

2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ, ИССЛЕДОВАНИЙ, ПРИМЕНЯЕМОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

В данной главе рассмотрено применяемое оборудование. Описана технология получения отливок из инструментальной стали, изложены физико-химические процессы, протекающие при электрошлаковой тигельной плавке, охарактеризованы методы проведения исследований.

2.1. Экспериментальное оборудование для получения отливок электрошлаковым кокильным литьем

Получение экспериментальных образцов инструментальной стали 4Х5МФС осуществлялось при переплаве электродов на экспериментальной установке (рисунок 2.1) с использованием флюса АНФ-295, химический состав которого приведен в таблице 2.1.

Электрошлаковая тигельная плавка проводилась в плавильной емкости, футерованной огнеупорным материалом, способным работать при высоких температурах длительное время вместе со шлаком. Плавку проводили на сухом старте. Флюс предварительно прокаливали 2 ч при температуре 800–850 °С [101].

При плавке использовался расходный электрод, что более выгодно энергетически и с точки зрения экономии, так как электроды могут быть изготовлены из изношенных деталей, сваренных между собой. Электрод закрепляли в электрододержателе и перемещали по колонне А-550. Питание печи производили от трансформатора ТШС-10000. На дно тигля помещали затравку, опускали электрод до замыкания и засыпали флюс. При включении источника питания возникала дуга между подовым и расходным электродами, которая через 2–3 с гасла. При этом происходило расплавление

флюса, он становился электропроводным, обладая высоким сопротивлением. К электроду ток подводился по гибким водоохлаждаемым кабелям. В зависимости от формы и сечения электрода розжиг проводили при токе 1,2–1,5 кА и напряжении 50–60 В. При протекании тока через ванну выделялось джоулево тепло. Высокая температура шлаковой ванны способствовала плавлению электрода и поддержанию металла в жидком состоянии.

Температура шлака выше температуры плавления металла примерно на 150–200 °С. Капли жидкого металла, проходя через слой шлака, рафинируются. При этом уменьшается содержание в расплаве вредных примесей и неметаллических включений. К тому же жидкий шлак защищает расплав от воздействия атмосферы.



Рисунок 2.1 – Печь электрошлакового кокильного литья

Таблица 2.1 – Химический состав флюса АНФ-295 (ГОСТ 30756–2001)

CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂	C	Fe ₂ O ₃	S	P	TiO ₂
11–17	49–56	26–31	6,0	2,5	0,10	0,5	0,05	0,02	0,05

Стабильность протекания электрошлаковой тигельной плавки заключается в поддержании электрических параметров в течение всего периода плавки на уровне, который способствует выделению заданного количества тепла в шлаковой ванне. Расходуемый электрод, погруженный в жидкий шлак, оплавляется. Жидкий металл проходит через шлаковую ванну в виде капель. Под слоем шлака накапливался расплав, постепенно заполняя тигель. Расходуемый электрод, закрепленный в электрододержателе, перемещался по вертикальной колонне при помощи троса от электромеханического привода. При плавке сила тока составляла 2,5 кА, напряжение – 43–50 В. В процессе плавки измерялась температура жидкого металла путем погружения в расплав рабочей зоны термопары вольфрам – рений (ВР5).

Раскисление металла проводили алюминием марки А7 в количестве 0,15–0,2 мас. % по расчету за 5 мин до окончания плавки. По завершении процесса раскисления выполнялось модифицирование жидкого металла редкоземельными металлами в составе мишметалла (ТУ 48–4–280–91). С целью исключения длительного взаимодействия модификатора со шлаком его вводили через кварцевую трубку диаметром 50 мм и длиной 1 м, помещенную в расплавленный металл. Модификаторы вводились в расплав в количестве 0,15–0,2 мас. % по расчету.

Брикеты растворялись в жидком металле. Равномерное распределение модификатора по всему объему жидкой ванны обеспечивалось за счет интенсивного движения металла в процессе переплава.

После окончания плавки металла поднимали штангу электрододержателя с последующим поворотом тигля [102]. При этом течение жидкого металла и шлака происходило ламинарно. Отливки, полученные ЭКЛ, имели форму дисков диаметром 200 мм и толщиной 80 мм (100 мм).

Как уже отмечалось выше, процесс электрошлакового кокильного литья разделен на две стадии: получение жидкого металла способом электрошлаковой тигельной плавки (рисунок 2.2), разливка его вместе со шлаком, который использовался в процессе плавки, в литейную форму (рисунок 2.3).

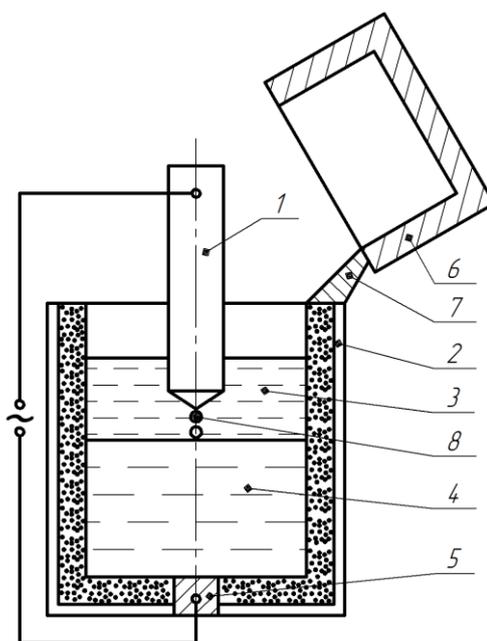


Рисунок 2.2 – Схема ЭШТП: 1 – расходуемый электрод; 2 – плавильный тигель; 3 – жидкий шлак; 4 – расплавленный металл; 5 – донный электрод; 6 – литейная форма; 7 – носик тигля; 8 – капли жидкого металла

В условиях ЭКЛ процесс заливки чаще всего осуществляется путем перелива жидкого металла из тигля в прикрепленный к нему кокиль (обычно стальной или чугунный).

При повороте тигля (рисунок 2.3) первым начинает течь шлак, защищая струю металла от атмосферы, а значит от вторичного окисления. Далее течет струя металла, покрытая слоем шлака.

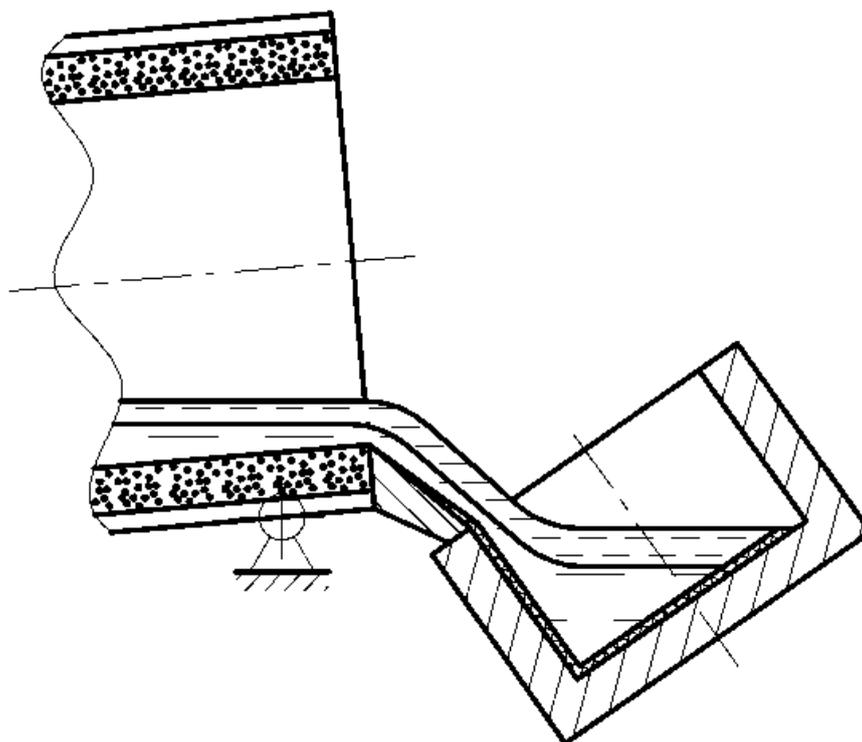


Рисунок 2.3 – Схема заливки металла при повороте плавильного тигля

По боковой стенке кокиля первоначально течет шлак. В процессе перелива шлак, касаясь стенок кокиля, образует тонкий слой (гарнисаж). По мере увеличения угла наклона начинается перелив металла в кокиль, покрытый жидким шлаком. Металл, попадая в форму, вытесняет шлак в верхнюю часть. После заполнения формы металлом шлак собирается в верхней части в процессе кристаллизации отливки. Толщина шлакового гарнисажа в зависимости от формы и размеров отливки составляет 1,0–2,5 мм. Таким образом, шлак оказывает определяющую роль в этом процессе: он защищает металл от действия внешней среды при заливке, создает гарнисаж на поверхности кокиля, повышая его срок службы и,

наконец, играет роль тепловой надставки в процессе кристаллизации металла.

2.2. Термическая обработка исследуемых образцов

Термическая обработка является существенным резервом в повышении механических свойств легированных сталей [103, 104]. Учитывая условия выплавки, был выбран режим термической обработки, который приводит к формированию высоких показателей свойств [105, 106, 107].

Режим отжига, применяемый для отливок, полученных электрошлаковым кокильным литьем, представлен на рисунке 2.4.

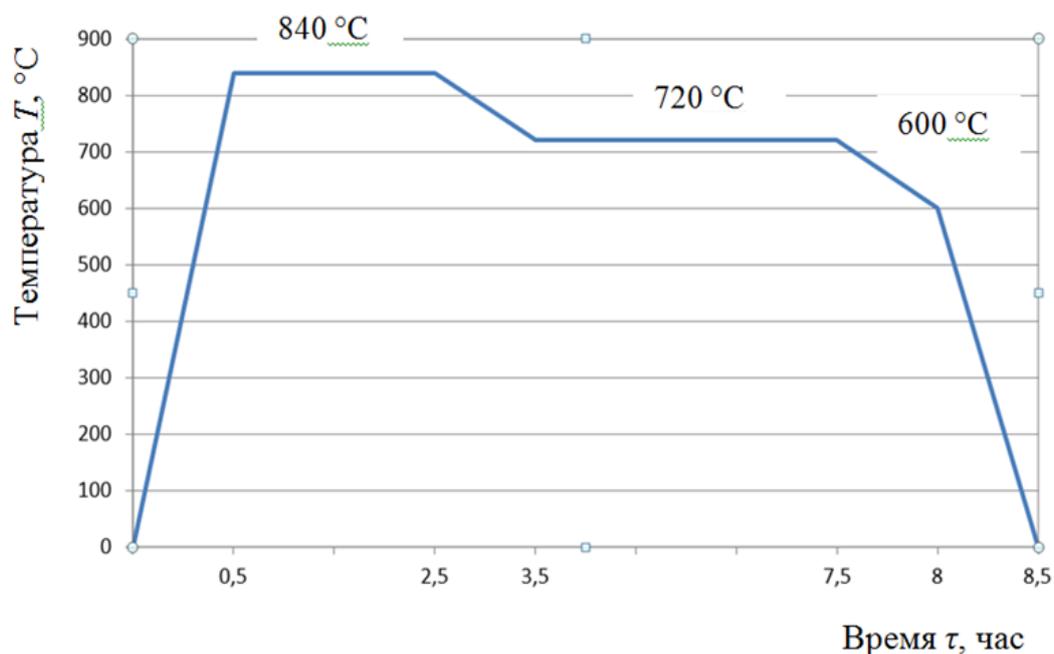


Рисунок 2.4 – Диаграмма отжига отливок из стали 4X5MFC

Нагрев проводили до $T = 840\text{--}860$ °C, выдерживали 2 ч при этой температуре, охлаждали со скоростью 30–40 °C/ч до $T = 720\text{--}730$ °C, выдержка отливок составляла 3–4 ч, затем охлаждали до $T = 600$ °C со

скоростью 30–40 °С/ч, и последующее охлаждение проводили на воздухе. После отжига отливок были определены механические свойства.

На рисунке 2.5 представлен режим закалки и отпуска, проводимый для отливок электрошлакового кокильного литья.

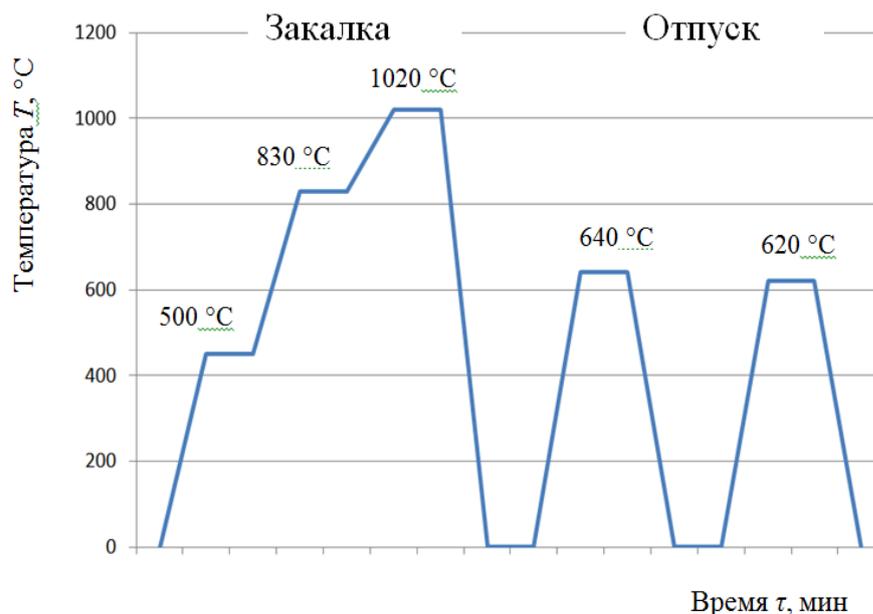


Рисунок 2.5 – Диаграмма термической обработки отливок из стали 4Х5МФС

Закалку осуществляли с подогревом при $T = 500–550$ °С, вторым подогревом при $T = 820–850$ °С и окончательным нагревом при $T = 1\ 20–1\ 050$ °С. Нагрев под закалку осуществляли в электродной соляной ванне с хлористым барием (окончательный нагрев) и в смеси 70 % BaCl и 30 % NaCl (предварительный нагрев), охлаждение проводили в масле.

Нагрев для отпуска выполняли в камерных печах с выдержками в зависимости от сечения образца при $T = 620–640$ °С. В результате такой термической обработки твердость стали составила HRC 47–48.

2.3. Оборудование и методика проведения исследований структур и свойств отливок

Полученные образцы из стали 4Х5МФС методом электрошлакового кокильного литья при необходимости разрезались до нужного размера армированным абразивным кругом для проведения дальнейших исследований.

Исследования границы раздела, химического и фазового состава, механических и эксплуатационных свойств образцов из стали 4Х5МФС проводились с применением следующих методик и оборудования:

- металлографические – методом оптической микроскопии с использованием светового микроскопа Carl Zeiss Axio Vision, оснащенного устройством визуализации изображения, электронной микроскопии с применением растровых электронных микроскопов HITACHI TM-1000;

- энергодисперсионный и химический анализ – в растровом электронном микроскопе JEOL JSM 7001F, оснащенный энергодисперсионным спектрометром фирмы Oxford Instruments;

- рентгенофазовые исследования – на дифрактометре D8-ADVANCE;

- анализ предела прочности на растяжение, предела текучести, относительного удлинения, относительного сужения – на испытательной машине ZDM-10 в соответствии с ГОСТ 1497–84;

- анализ твердости – на приборе ТК-2М по методу Роквелла в соответствии с ГОСТ 2999–75, на приборе типа ТБ 5004 по методу Бринелля согласно ГОСТ 9012–59;

- анализ микротвердости на приборе ПМТ-3М в соответствии с ГОСТ 9450–76.

Металлографические исследования. Проведение металлографических исследований позволяет установить взаимосвязь между структурно-фазовым

составом, механическими и эксплуатационными свойствами материалов и определить наличие неметаллических включений в образцах отливок инструментальной стали [108, 109].

Для проведения металлографических исследований из отобранных образцов были приготовлены шлифы. Наибольший интерес при исследовании полученных образцов представляет микроструктура, полученная в условиях электрошлакового кокильного литья. Для изготовления микрошлифа были использованы следующие операции: шлифование, полирование, травление.

Шлифовку производили на шлифовальной бумаге по стандартной методике с постепенным переходом бумаги с зернистостью от 125 до 20 мкм к бумаге с зернистостью от 28,0 до 3,5 мкм (ГОСТ 6456–75). При этом образец очищался от абразива и обрабатываемую поверхность поворачивали на 90°, изменяя направление шлифования. Образовавшиеся во время предыдущей операции риски удалялись полностью.

Образец подвергался полировке на специальном полировальном станке с помощью полировальной жидкости. После чего поверхность образца промывалась, высушивалась фильтровальной бумагой. Для дальнейшего обследования с целью выявления микроструктуры поверхность микрошлифа подвергали травлению.

У образцов после закалки, при нагреве для которых исключалось обезуглероживание (в хорошо раскисленной соляной ванне), предварительно подготовленную поверхность дополнительно шлифовали на мелкой наждачной бумаге (М40–М20) так, чтобы на шлифе оставались темные пятна. После этого шлиф полировали и травили (электролитическое травление в 1–2 %-м водном растворе щавелевой кислоты при плотности тока 0,2–0,3 А/см² и напряжении 0,6–0,8 В, время травления 0,5–30 с в

зависимости от состава исследуемых образцов). Границы зерен выявлялись отчетливо [110].

Для проведения фазового анализа с целью выявления обогащения карбидной фазы образцы подвергались электролитическому травлению, которое выполняли в 4 %-х водном растворе соляной кислоты в течение 40 мин. Режим травления: время – 35–40 мин, плотность тока – не более 0,2 А/см², без сильного нагрева электролита. Затем продукты травления смывались в тихой струе воды, обезжиривались ацетоном [111].

Некоторые подготовленные шлифы подвергали электролитическому травлению в 20 %-м водном растворе щавелевой кислоты при силе тока 80–100 мА. Реактив рекомендовался в работе [112]. Однако в процессе травления наряду с границами зерен выявляется структура стали, что не позволяет невозможным точно определить величину зерна.

Для получения более достоверных результатов проводили перетравливание шлифа с целью более глубокого воздействия на границы зерна. Затем выполняли легкую подполировку (от руки), в результате которой снималось травление основной структуры. После этого выявлялись границы зерен. Балл зерна оценивался в сравнении со стандартной шкалой [83].

Исследования структуры проводили методом оптической микроскопии [113, 114] с применением светового микроскопа Carl Zeiss Axio Vision, оснащенного устройством визуализации изображения.

Методом электронной микроскопии с использованием растровых электронных микроскопов HITACHI TM-1000, JEOL JSM 7001F, встроенной фотокамеры в микроскоп проводился рентгеноструктурный анализ [115, 116].

Сканирующий электронный микроскоп HITACHI TM-1000 предназначен для исследования морфологии и химического состава

поверхности твердых образцов. Система рентгеноспектрального анализа предназначена для определения элементного состава в микрообъемах сплавов, а также для исследования распределения химических элементов на поверхности шлифа тех же объектов.

Модель JEOL JSM 7001F представляет собой растровый электронный микроскоп, который оснащен электронной пушкой с полевой эмиссией (катодом Шоттки) (T-FE).

При использовании микроскопа имеется возможность наблюдения тонкой структуры поверхности образца с высоким разрешением, локального анализа элементного состава (1 мкм²) методом энергодисперсионной спектроскопии (EDX), катодоллюминесцентного анализа (CLD).

По полученным изображениям микроструктуры, увеличение составляло от 500 до 5 000 раз, проводилось исследование по изменению размеров и формы присутствующих фаз и структур в зависимости от технологических режимов.

Определение элементного состава фаз проводили с применением энергодисперсионного спектрометра Inca PentaFetx3, Oxford Instruments, Великобритания, который является составной частью аналитического комплекса на базе сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM 7001F. Детектор энергодисперсионного спектрометра способен регистрировать до 50 элементов за измерение. Спектрометр позволяет анализировать химические элементы от В до U. Сканирование элементного состава проводили в точке.

Определение механических свойств. Одним из основных критериев оценки механических свойств является твердость. Ее можно рассматривать и как сравнительный критерий упрочнения металлов и сплавов после термической обработки (закалки и отпуска) [117] в лабораторных условиях, когда другие методы оценки или неприемлемы, или требуют дорогостоящего

оборудования. Твердость, в свою очередь, является одним из основных свойств, определяющих ресурс и условия эксплуатации рабочих частей штампового инструмента.

Измерение твердости проводили по методу Бринелля (ГОСТ 9012–59) на приборе типа ТБ 5004. Метод измерения твердости металлов по Бринеллю заключается во вдавливании индентора (шарика) стального ($D = 10$ мм) в образец (изделие) под действием силы 3 000 Н (кгс), приложенной перпендикулярно поверхности образца в течение 10 с и измерении диаметра отпечатка d после снятия силы.

Измерение твердости проводили по методу Роквелла (ГОСТ 2999–75) на приборе ТК-2, шкала «С». При измерении твердости по этому методу в образец вдавливаются алмазный наконечник, имеющий форму конуса при нагрузке 150 кг с выдержкой 4 с.

Измерения микротвердости проводили на приборе ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 9450–91. На испытываемую поверхность образца наносится отпечаток под действием статической нагрузки 200 г, приложенной к четырехгранной алмазной пирамиде в течение 3 с [118]. После снятия нагрузки измеряется длина каждой диагонали полученного отпечатка и подсчитывается число твердости согласно имеющейся методике. Шаг измерения микротвердости составлял 100–150 мкм.

Пределы прочности и текучести при растяжении (σ_b , σ_T) и пластические характеристики (ψ , δ) определяли согласно ГОСТ 1497–84 на испытательной машине ZDM-10.

Вырезку заготовок для образцов проводили на металлорежущем станке, при этом исключалась возможность изменения свойств, возникающих при механической обработке. Испытания выполняли на цилиндрических образцах, размеры которых соответствуют установленным ГОСТом.

Для определения предела текучести и временного сопротивления образец подвергался растяжению под действием плавно возрастающего усилия. Диаграммы нагружения фиксировались автоматической записью

Значения механических свойств представлены в протоколе испытаний.

Разброс полученных результатов по данным трех образцов не превышал 7–8 %. Поэтому в экспериментальной части указаны средние значения механических свойств.

Ударную вязкость KCU , МДж/м², определяли на образцах после их термической обработки. Метод основан на разрушении образца с концентратором по середине одним ударом маятникового копра. Надрез на образцах выполнен согласно ГОСТ 9454–78. Метод ударных испытаний проводился на маятниковом копре по ГОСТ 10707–82.

Выводы по главе

Используемые методы проведения исследований, применяемое оборудование, представленная технология получения отливок из инструментальной стали гарантируют получение достоверных экспериментальных результатов.

3. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ КОКИЛЬНЫМ ЛИТЬЕМ С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Комплексное исследование экспериментальных образцов было проведено для получения наиболее полного представления о влиянии модифицирования, технологии ЭКЛ на формирование структурно-фазового состава и свойств легированной стали. Исследования образцов выполнялись в соответствии с методиками, изложенными в главе 2.

Произведен выбор способов воздействия на жидкий металл с целью получения дисперсной структуры, уменьшения в стали содержания вредных примесей и неметаллических включений путем модифицирования и рафинирования добавками редкоземельными металлами в составе мишметалла (ТУ 48–4–280–91). Содержание главы опубликовано в работах [119, 120, 121, 122, 123].

3.1. Исследование структуры и свойств отливок легированной стали

Для проведения сравнительных исследований структуры и механических свойств инструментальной стали 4X5МФС (мартенситного класса) были получены отливки электрошлаковым кокильным литьем. В таблице 3.1 представлены химические составы переплавляемого электрода и полученной ЭКЛ инструментальной стали.

Были исследованы химический состав, макро- и микроструктуры, плотность и дисперсность дендритной структуры, механические свойства стали.

Химический состав стали по основным легирующим элементам практически не изменяется по отношению к переплавляемым электродам. Снижение содержания фиксируется по таким химическим элементам, как сера, количество которой уменьшилось до 0,006 %, фосфор – до 0,015 %.

Таблица 3.1 – Химический состав стали 4Х5МФС и вид изделий

Вид изделий	Химический элемент, %											
	С	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	W	Ti	V	Mo
Электрод	0,42	1,07	0,47	0,015	0,025	5,16	0,28	0,21	0,1	0,1	0,95	1,36
Отливка	0,41	0,9	0,4	0,008	0,02	5,1	0,25	0,17	0,05	0,005	0,94	1,3

Макроструктура исследуемых образцов имеет транскристаллитное строение (рисунок 3.1). Рост столбчатых кристаллов происходит в направлении, противоположном теплоотводу. В процессе кристаллизации на поверхности отливок, прилегающих к стенкам кокиля, не формируется зона мелких равноосных кристаллов, как это реализуется в условиях обычной заливки в кокиль. Это происходит из-за снижения степени переохлаждения в отливке, поскольку слой гарнисажа имеет низкую теплопроводность и повышенную температуру по сравнению со стенками кокиля.

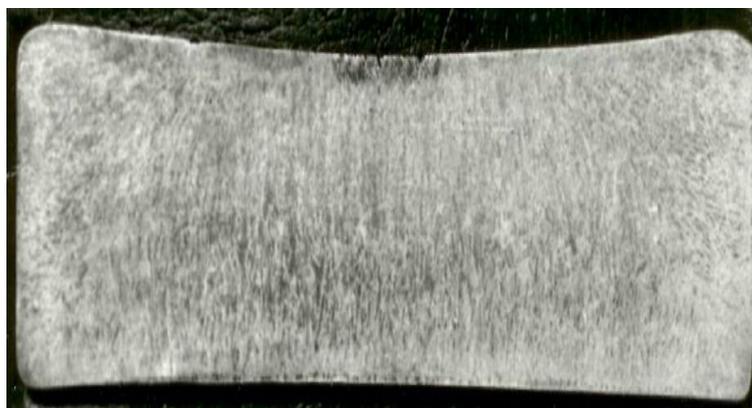


Рисунок 3.1 – Макроструктура отливки из стали 4Х5МФС (осевой разрез)

Макроструктура отливок характеризуется высокой плотностью. Так как слой шлака в верхней части отливки служит тепловой надставкой, то происходит направленный рост кристаллов с получением небольшой усадочной раковины (рисунок 3.2). Рост кристаллов закономерный снизу вверх, т. е. кристаллы растут почти перпендикулярно фронту кристаллизации.

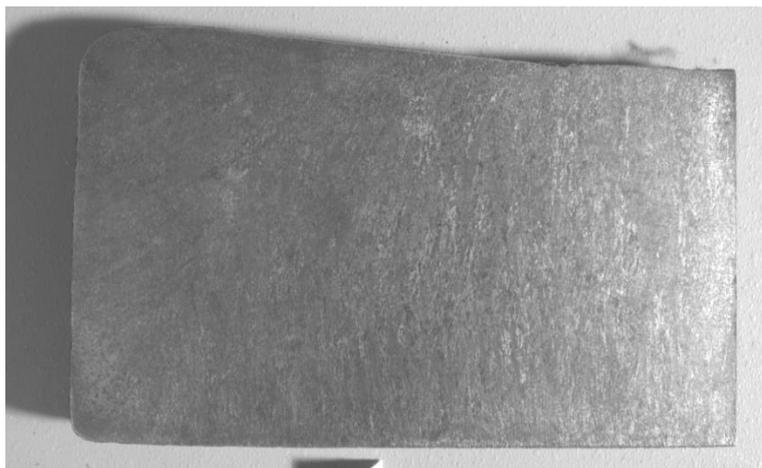
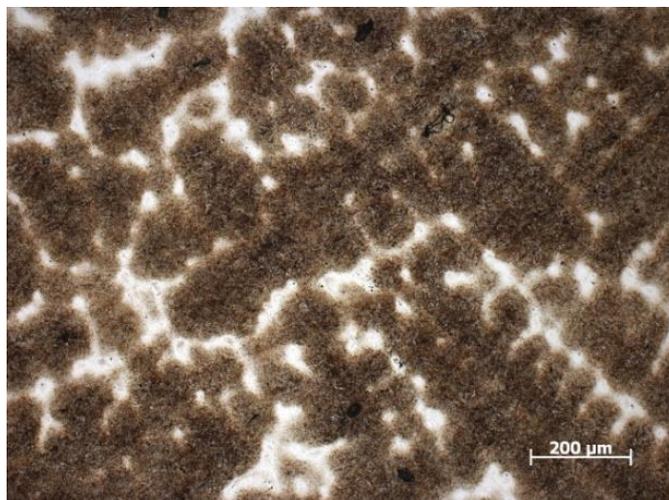


Рисунок 3.2 – Макроструктура ½ части отливки из стали 4X5MFC

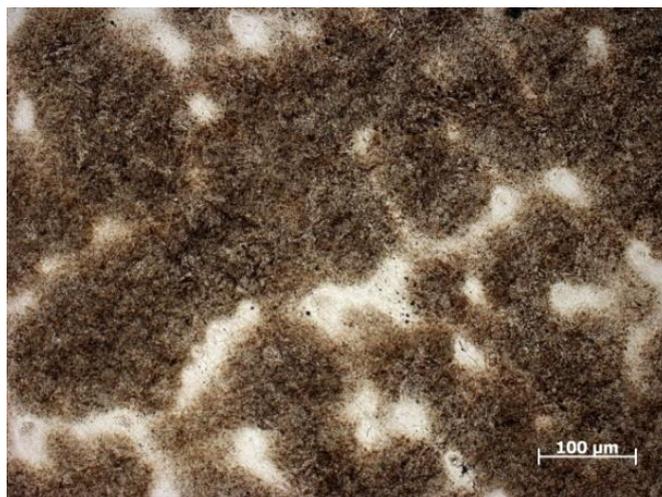
Структура стали после отжига. Предварительную термическую обработку стали проводят для улучшения обрабатываемости резанием, измельчения зерна, снижения остаточных напряжений и подготовки структуры к последующей закалке.

Для инструментальной стали 4X5MFC выполняли отжиг по следующему режиму: нагрев до 840–860 °С, выдержка в течении 2 ч, и последующее охлаждение со скоростью 30–40 °С/ч до 720–730 °С, выдержка в течение 3–4 ч, затем охлаждение до 600 °С со скоростью 30–40 °С/ч, а после на воздухе. Такой режим термообработки был выбран вследствие того, что эти стали имеют высокие температуры фазового превращения и устойчивость переохлажденного аустенита. Проведенный отжиг позволяет получить

структуру зернистого перлита и карбидов. Структура стали более однородная (рисунок 3.3).



a



б

Рисунок 3.3 – Структура стали 4X5MFC без модифицирования после отжига:

a) $\times 100$, *б*) $\times 200$

Измерение микротвердости образцов легированной стали проводили на приборе ПМТ-3. На снимке (рисунок 3.4) показано изменение величины отпечатка алмазной пирамиды в плоскости поперечного сечения светлых и темных участков на микрошлифе. Значения микротвердости различных структурных составляющих различаются, о чем свидетельствуют

полученные данные: HV 3 500 МПа – белые участки и HV 2 290 МПа – темные участки.



Рисунок 3.4 – Отпечатки алмазной пирамиды

Измерение твердости исследуемых образцов проводили по методу Бринелля на приборе типа ТБ 5004. Твердость после отжига составляла 207–228 НВ.

Структура закаленных образцов. Окончательную термическую обработку проводили для получения наилучшего сочетания твердости, прочности, износостойкости, вязкости, теплостойкости. Для стали 4Х5МФС, которая применяется для изготовления инструментов, наиболее оптимальными технологическими процессами являются закалка и отпуск.

Прежде всего необходимо отметить, что инструментальные стали имеют чувствительность к росту зерна и пониженную теплопроводность, поэтому закалку осуществляли с подогревом при $T = 500\text{--}550\text{ }^{\circ}\text{C}$, вторым подогревом при $T = 820\text{--}850\text{ }^{\circ}\text{C}$ и окончательным нагревом при $T = 1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Нагрев под закалку проводили в электродной соляной ванне с хлористым

барием (окончательный нагрев) и в смеси 70 % BaCl и 30 % NaCl (предварительный нагрев), охлаждение – в масле. Предварительный подогрев способствует выравниванию температуры по сечению и уменьшению тепловых напряжений.

При температуре аустенизации продолжительность выдержки образцов выбрана с учетом прогрева всего образца, а также растворения углерода, легирующих элементов и значительной части карбидов. Высокая температура закалки способствует растворению карбидов в аустените. При этом происходит насыщение аустенита легирующими элементами, что увеличивает твердость закаленных образцов. При определении величины зерна было выявлено, что после закалки сохранялось зерно, соответствующее № 10–9 [124] (рисунок 3.5).

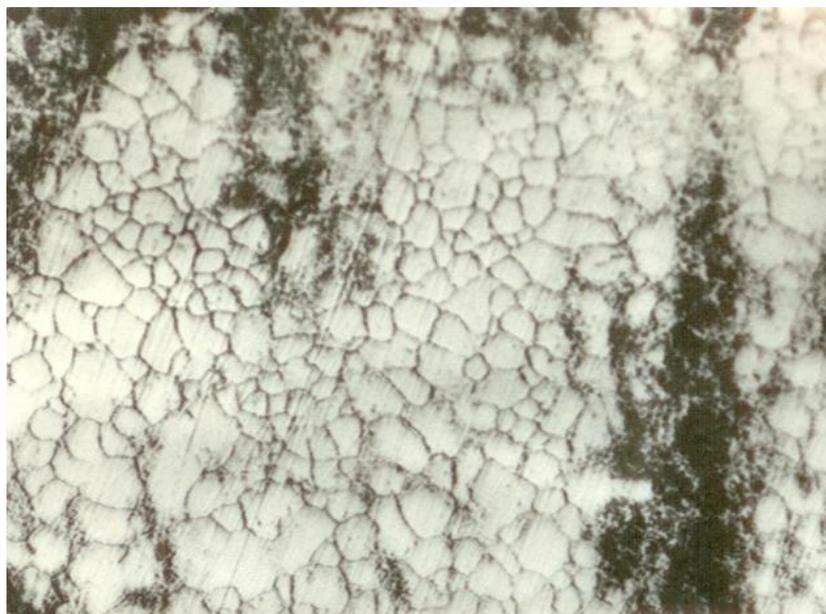


Рисунок 3.5 – Величина зерна после закалки образцов из стали 4X5MFC, ×100

Проведенный рентгенофазовый микроанализ образцов показал наличие нескольких пиков интенсивности (рисунок 3.6), которые соответствуют следующим элементам: кремний, ванадий, хром, молибден, железо.

Данные результатов химического состава исследуемых фаз приведены в таблице 3.2.

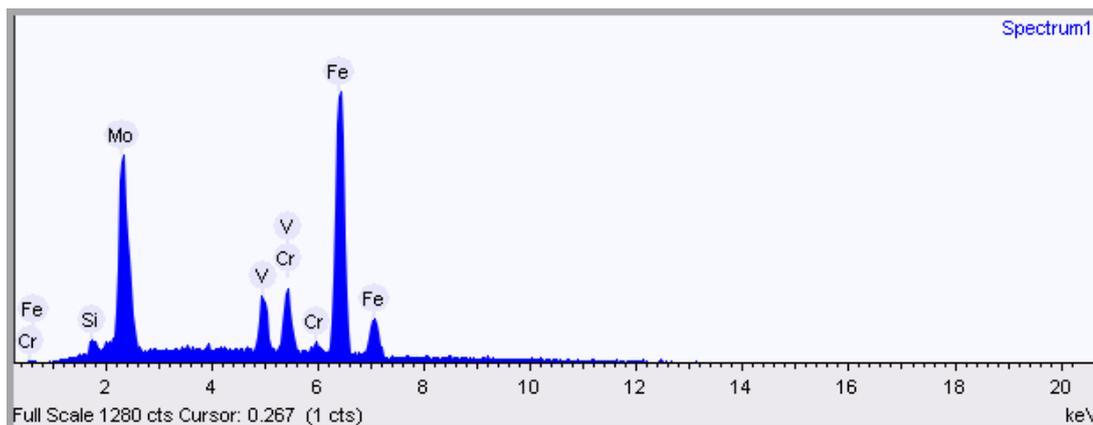
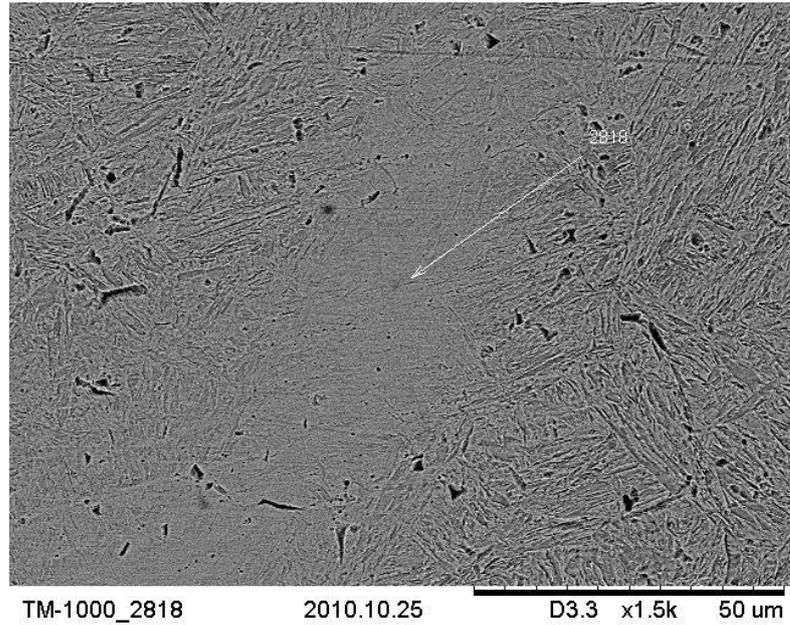


Рисунок 3.6 – Рентгенофазовый анализ стали 4X5MFC после закалки

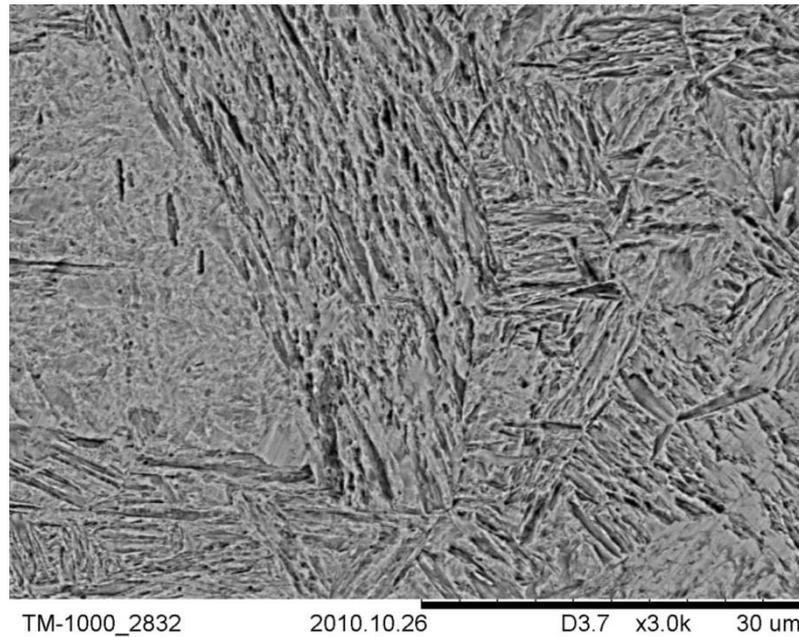
Таблица 3.2 – Химический состав стали 4X5MFC

Name	Химический элемент, %				
	Si	V	Cr	Fe	Mo
Spectrum	0,7	6,8	7,4	62,5	22,7

На рисунке 3.7 представлена структура стали после закалки. Как видно, структура легированной стали состоит из мартенсита, легированного хромом и молибденом, аустенита остаточного и карбидов. Такая структура способствует повышению микротвердости, о чем свидетельствуют данные, полученные в результате измерений образцов инструментальной стали на приборе ПМТ-3. Микротвердость составляет HV 6 700 МПа.



a



б

Рисунок 3.7 – Микроструктура стали 4X5MFC после закалки: *a*) – $\times 800$; *б*) $\times 1600$

Структура стали после отпуска. С целью изменения структуры и свойств легированной стали после закалки проводят отпуск. В структуре стали 4X5MFC после закалки сохраняется большое количество остаточного

аустенита. Проведение двукратного отпуска позволяет уменьшить его количество.

Отпуск образцов проводился при температурах 640 и 620 °С, причем температура второго отпуска на 10–20 °С ниже первого. После отпуска образцы охлаждались на воздухе.

При высокой температуре отпуска происходит изотермический распад аустенита, выделяются карбиды легирующих элементов типа $Me_{23}C$ и Me_6C и усиливается коагуляция карбидов. Вследствие дисперсионного твердения увеличивается твердость образцов. В результате отпуска хром, молибден, ванадий участвуют в формировании вторичных карбидов. Дисперсные выделения специального карбида (V_4C_3 , Mo_2C и др.) заменяют растворившиеся грубые частицы цементита (рисунок 3.8), что является причиной вторичного твердения.

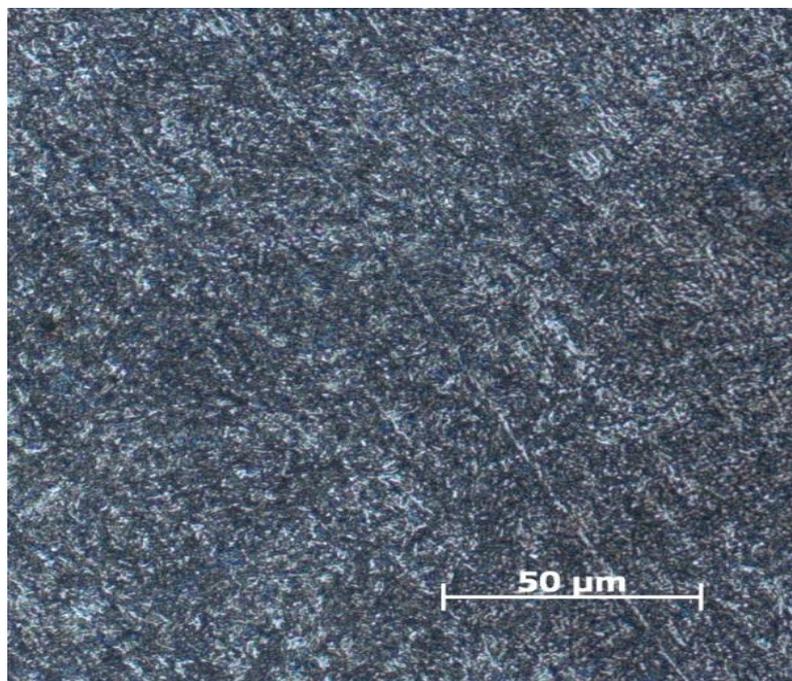


Рисунок 3.8 – Микроструктура образца из стали 4X5MFC после отпуска

На приборе ТК-2 была определена твердость образцов инструментальной стали после отпуска. В результате термической обработки твердость легированной стали составила HRC 47–48.

3.2. Исследование неметаллических включений в отливках стали 4X5MФС

Качество литого металла во многом определяется степенью его однородности. Одним из элементов неоднородности являются неметаллические включения, образующиеся в процессе кристаллизации [125]. Одной из актуальных задач в литейном производстве является исследование динамики образования, распределения и эволюции неметаллических включений при затвердевании металла. Несмотря на очень малое наличие таких включений в металле, они приводят к существенному снижению качества металла и браку продукции.

Представление о природе неметаллических включений при металлографическом анализе можно получить, используя некоторые частные признаки и свойства включений. К ним относятся форма, размеры, цвет и твердость включений.

Формирование кристаллической структуры определяется главным образом процессами тепломассопереноса, протекающими в переходной зоне твердожидкого состояния, которая состоит из расплава и дендритов [126]. Поведение включений в переходной зоне следует рассматривать до разрыва сплошности среды и образования пор.

Плотность частиц n меняется из-за их коагуляции, которая происходит вследствие диффузионного слияния частиц и в результате броуновского движения. При диффузионном механизме наиболее вероятной является

бимолекулярная коагуляция, когда скорость изменения n равна tn^2 , где t – коэффициент коагуляции.

В отливках, полученных методом электрошлакового кокильного литья, формируется кристаллографическая и механическая текстура в результате определенных условий кристаллизации. Наличие направленного теплового поля способствует образованию структуры с определенной ориентацией.

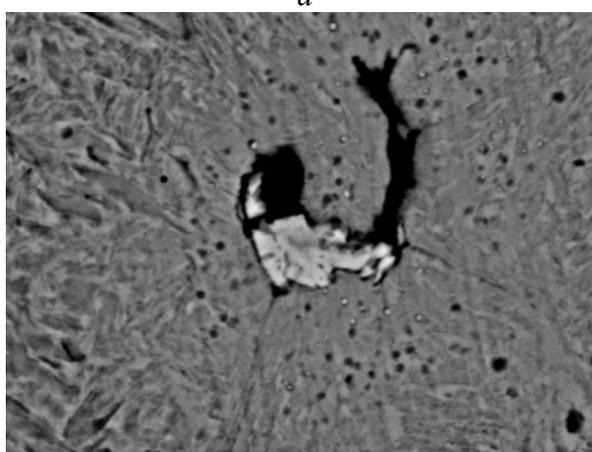
Такая текстура отливок благоприятно влияет на эксплуатационные и механические свойства инструментов. Присутствие элементов с малым коэффициентом распределения ($k_p < 1$) в легированных сталях способствует появлению ликвационных явлений. Происходит формирование текстуры роста, которая наблюдается в виде ориентированных кристаллов (дендритов) и междендритных прослоек.

Междендритные участки имеют разветвленное строение, и размеры этих прослоек определяются величиной дендритов. Ликвация в этих участках приводит к формированию крупных пленочных включений (рисунок 3.9), снижающих механические свойства, особенно ударную вязкость.

При использовании большинства видов литья, в том числе и ЭКЛ в заготовках в основном присутствуют сульфидные, оксисульфидные включения. Несмотря на то, что включения по своей форме очень разнообразны, можно выделить наиболее характерные из них, которые встречаются в отливках, полученных ЭКЛ. Их количество, характер распределения и форма в значительной степени определяют окончательный комплекс свойств готового изделия (таблица 3.3).

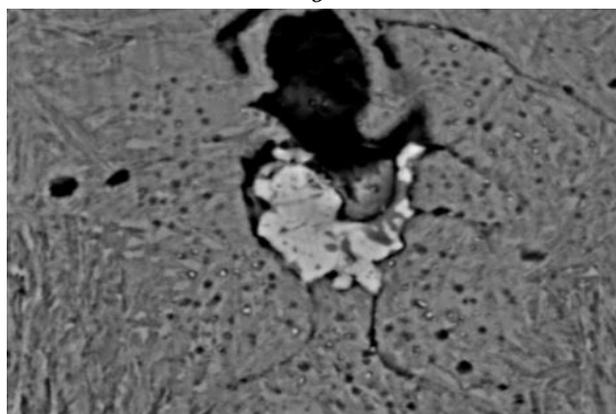


a



TM-1000_2843 2010.10.26 D3.7 x10k 10 um

б



TM-1000_2842 2010.10.26 D3.8 x10k 10 um

в

Рисунок 3.9 – Микроструктура отливки из стали 4Х5МФС до модифицирования:
a – общий вид, $\times 400$; *б, в* – пленочные включения, $\times 1000$

Таблица 3.3 – Механические свойства образцов, изготовленных из отливок, до модифицирования

№ образца	Предел, МПа		Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость KCU , МДж/м ²
	прочности на растяжение σ_b ,	текучести $\sigma_{т}$,			
1	1 308	1 094	5,6	10,2	0,16
2	1 326	1 138	5,9	11,4	0,20
3	1 294	1 091	4,7	9,9	0,18
4	1 290	1 077	5,2	10,4	0,17
5	1 393	1 242	6,2	12,5	0,22

Неметаллические включения в стали, являясь в большинстве своем весьма хрупкими и непрочными, понижают механические свойства стали. Крупные включения могут служить началом образования трещин. Неметаллические включения в стали способствуют неравномерному обособлению структурных составляющих. Таким образом, снижение механических свойств металла происходит вследствие наличия текстуры роста, крупных дендритов, некоторого количества неметаллических включений, присутствующих в междендритных участках (таблица 3.3).

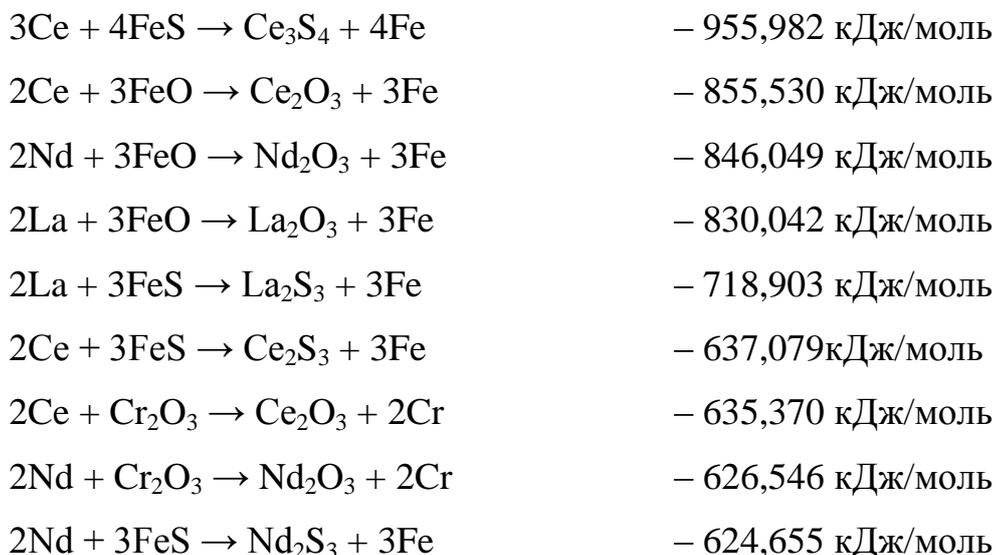
3.3. Исследование влияния модифицирования на структуру и свойства отливок из инструментальной стали

Одной из задач литейного производства является получение качественных отливок, которые в дальнейшем используются для изготовления инструмента с высокими эксплуатационными свойствами [127]. В отливках, полученных ЭКЛ, из-за создания направленного теплового поля формируется структура с определенной ориентацией. В результате

ликвационных процессов, которые развиваются в легированных сталях, из-за наличия элементов с малым коэффициентом распределения ($k_p < 1$) формируется структура, представляющая собой ориентированные кристаллы и междендритные прослойки. Наличие крупных пленочных включений в междендритных участках ухудшают механические свойства, особенно ударную вязкость.

Как было показано ранее, модифицирование и рафинирование значительно влияет на структуру кристаллизующегося металла и на его свойства. На основании предварительных исследований было выбрано модифицирование и рафинирование легированной стали редкоземельными металлами в составе мишметалла (ТУ 48–4–280–91) с целью изменения структуры и повышения свойств [128].

При выборе механизма модифицирования инструментальной стали мишметаллом необходимо учитывать возможность образования тугоплавких соединений между неметаллическими включениями, примесями, которые находятся в жидком металле, и вводимыми элементами. Вероятность получения того или иного соединения при введении в жидкую сталь редкоземельных металлов определялась по величине изменения энергии Гиббса при протекании реакций с применением пакета программы HSC.





Приведенные химические реакции стали возможны при температуре 1 580 – 1 600 °С, о чем свидетельствуют результаты расчета. В первую очередь протекают реакции между редкоземельными металлами и соединениями железа. Однако возможно, что реакции могут протекать одновременно.

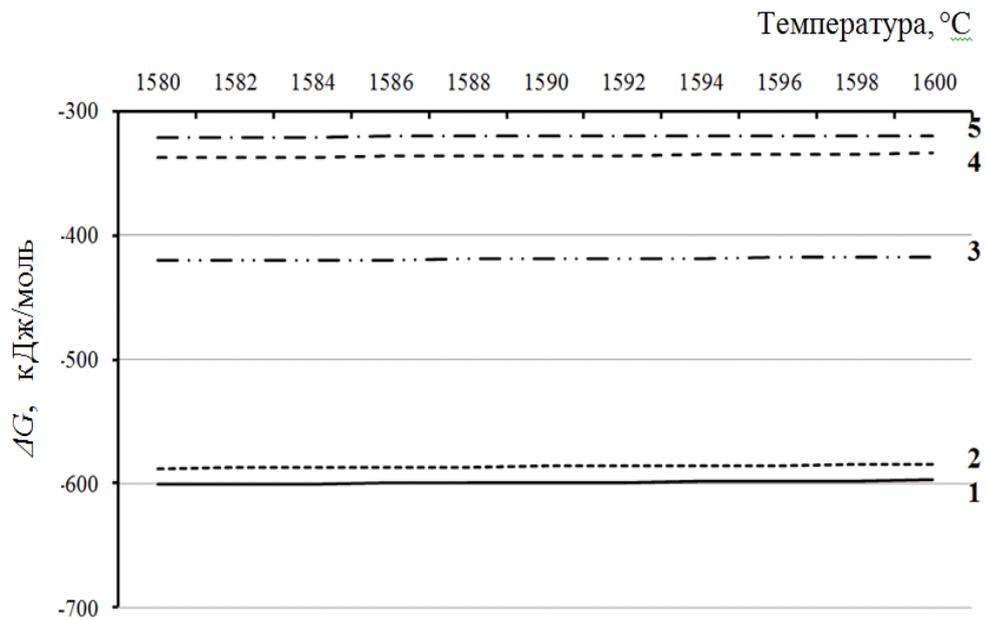
Для анализа процессов десульфурации и дефосфорации инструментальной стали при электрошлаковом кокильном литье при введении редкоземельных металлов были использованы расчетные значения энергии Гиббса соответствующих реакций [129]. Ввиду того, что редкоземельные металлы ведут себя практически одинаково при реакции с кислородом, серой, фосфором, рассматривалось взаимодействие церия с этими химическими элементами.



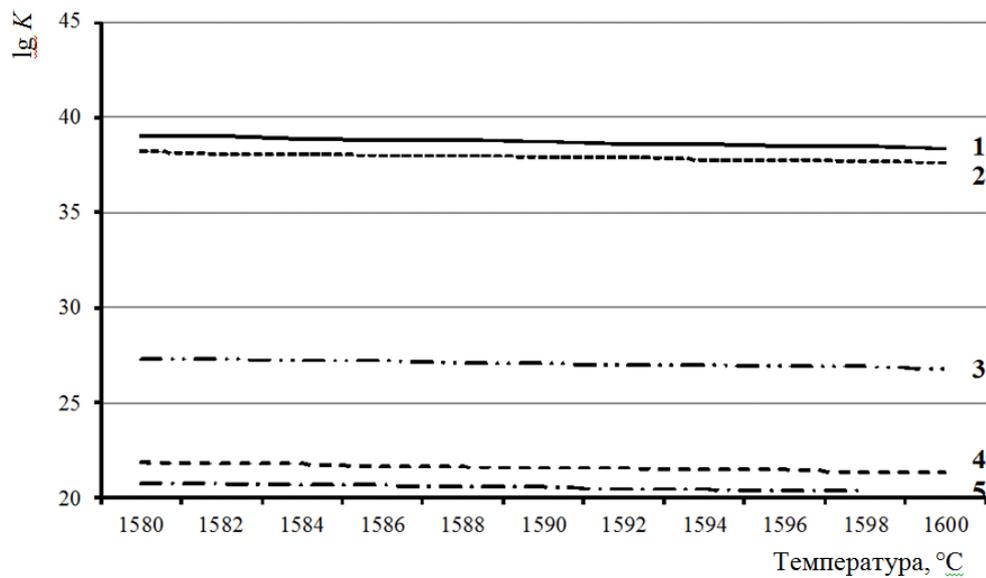
Значения энергии Гиббса применялись для установления прочности продуктов химических реакций в заданных условиях и для расчета значений констант равновесия $\lg K$ соответствующих реакций. Константы равновесия были определены по формуле:

$$\lg K = \Delta G^{\circ}/RT.$$

Полученные термодинамические данные использовались для построения графиков зависимости $\Delta G^{\circ}=f(T)$, $\lg K = f(T)$ (рисунок 3.10).



a



б

Рисунок 3.10 – Графики температурной зависимости:
a – энергии Гиббса, ΔG ; *б* – константы равновесия, $\lg K$

При введении в жидкий металл модификатора мишметалла цериевой группы появляются тугоплавкие соединения. РЗМ имеют большее сродство к химическим элементам, присутствующим в жидком металле, в частности кислороду, сере и др. Анализ приведенных зависимостей (рисунок 3.10)

показывает возможность образования окислов при взаимодействии РЗМ с кислородом, растворенным в стали, а затем образование сульфидов при реагировании их с серой, окисульфидов и фосфидов РЗМ. Эти соединения не смачиваются жидкой сталью, склонны к укрупнению неметаллических включений в результате их возможного столкновения и образованию конгломератов. Учитывая закон Стокса, происходит увеличение скорости всплывания этих твердых частиц, в небольшую прибыльную часть отливки, которая находится под слоем шлака, тем самым сталь очищается от газов и неметаллических включений.

Модифицированные отливки были исследованы после проведенной стандартной термической обработки. Выявлено, что вероятность образования неметаллических включений в немодифицированных образцах отливок гораздо выше. Модифицирование редкоземельными металлами в составе мишметалла способствует формированию более однородной структуры (рисунок 3.11) и переводу грубых пленочных включений в глобулярные образования (рисунок 3.12).

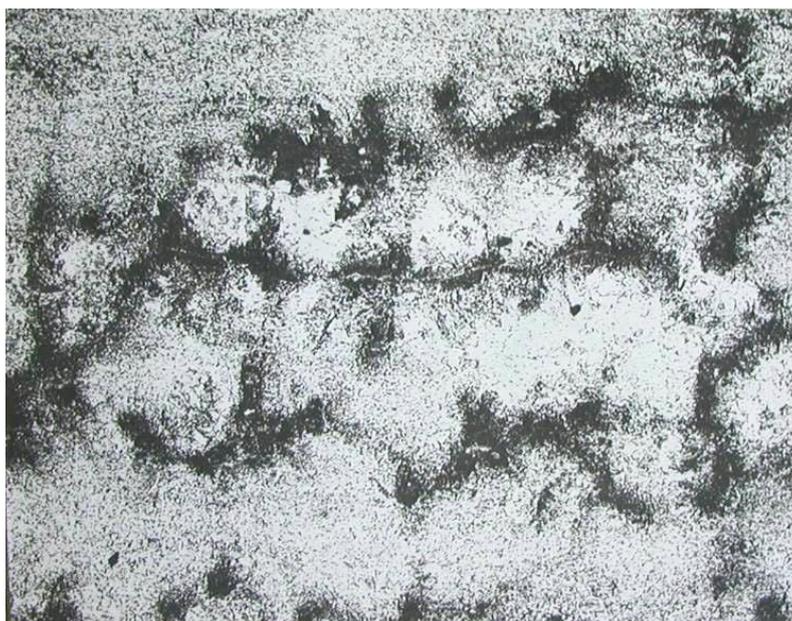


Рисунок 3.11 – Микроструктура отливки из модифицированной стали 4X5MФС, $\times 100$

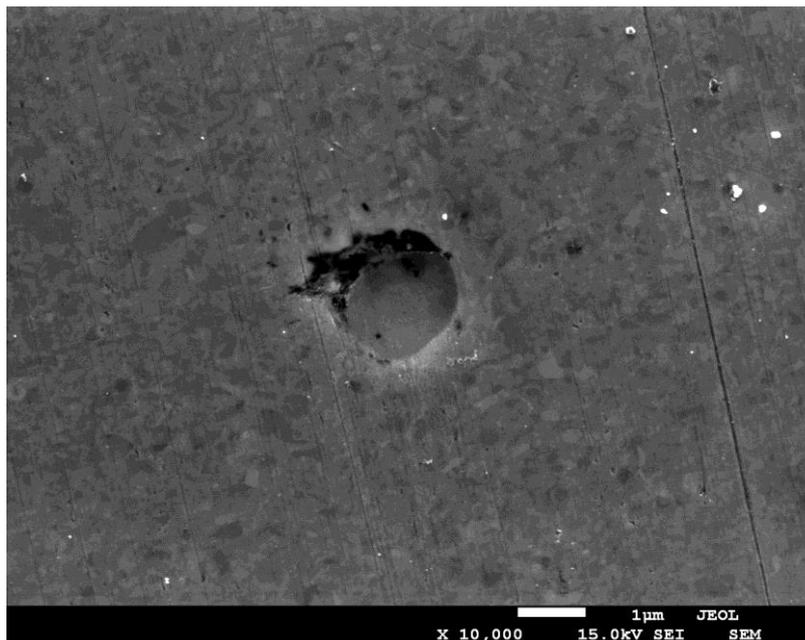


Рисунок 3.12 – Неметаллическое включение в микроструктуре отливки из стали 4X5MΦC после модифицирования

На рисунке 3.13 представлен общий вид включений, элементный состав которых определен методом энергодисперсионного микроанализа.

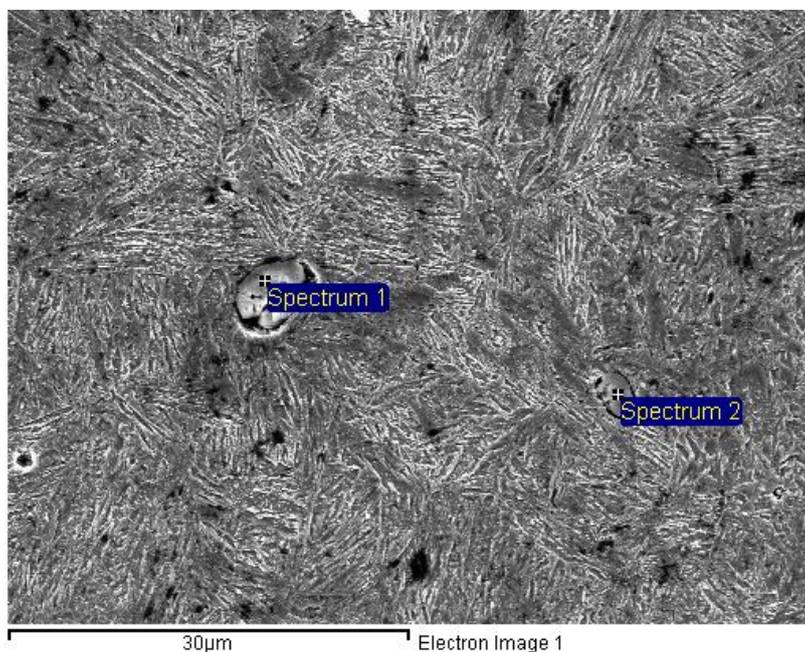


Рисунок 3.13 – Микроструктура отливки после модифицирования с маркерами точечных спектров

Количество химических элементов, входящих в состав включений, приведено в таблице 3.4. Полученные результаты показали значительное наличие редкоземельных металлов в исследуемых включениях.

Таблица 3.4 – Химический состав исследуемых спектров

Спектр	Химический элемент, %									
	N	O	F	Al	S	Fe	Ni	La	Ce	Nd
1		12,62	2,70		9,42	3,11	0,12	19,41	42,16	10,70
2	2,64	11,86	1,98	1,35	8,74	4,07		19,29	39,87	10,20

Для определения наличия редкоземельных металлов на шлифе методом энергодисперсионного микроанализа была изучена микроструктура и получены характеристические рентгеновские спектры химических элементов в точках в выбранных областях (рисунке 3.14).

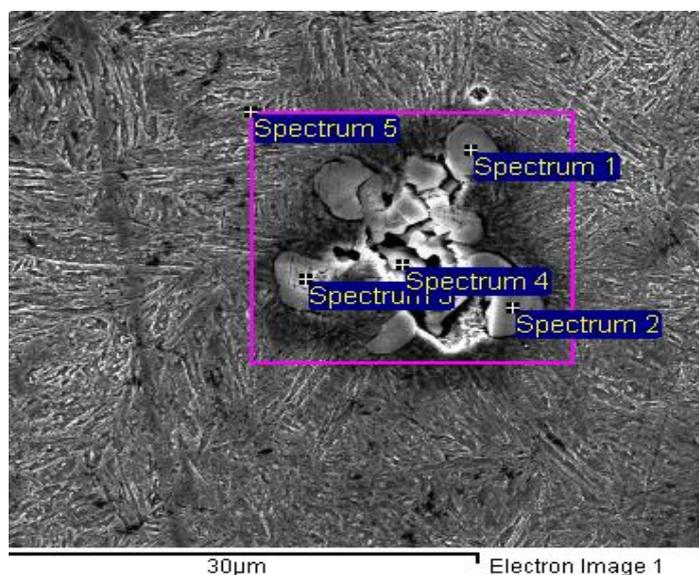


Рисунок 3.14 – Микроструктура образца, маркеры точечных спектров (№ 1–4) и с площади (№ 5) определения элементного состава неметаллического включения

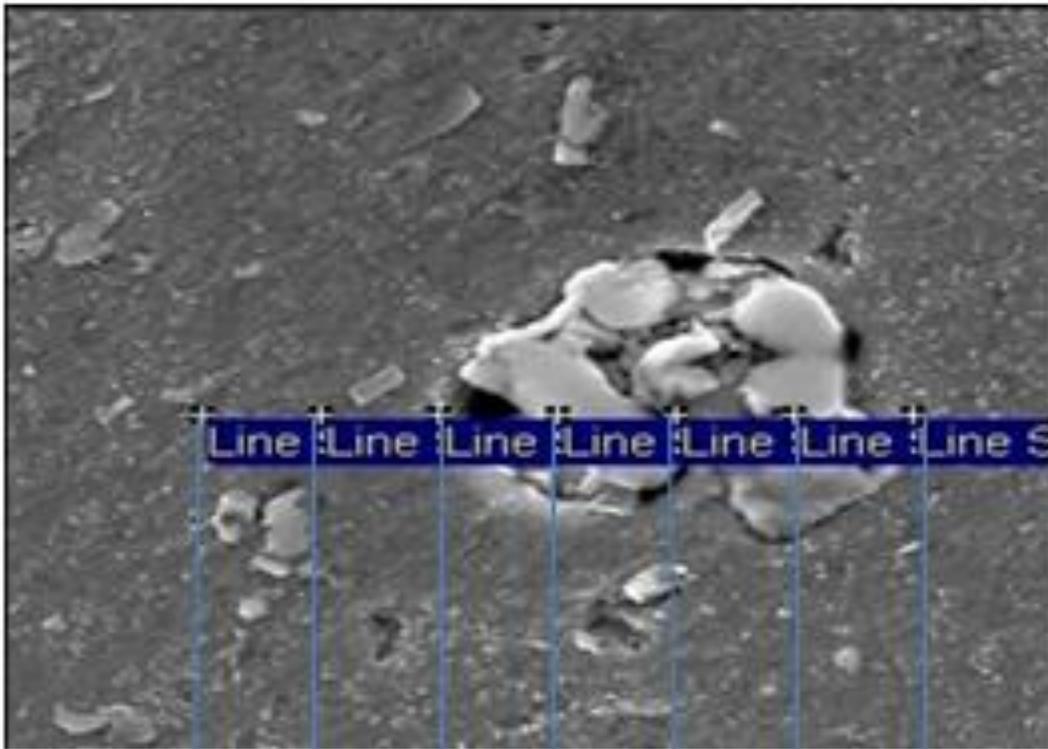
В таблице 3.5 приведены данные количества легирующих элементов для каждой точки спектра этих областей. Можно сделать вывод, что неметаллические включения содержат некоторое количество элементов цериевой группы (Ce, Nd, La), в отличие от другой области. Причем эти элементы не располагаются по границам включения.

Таблица 3.5 – Химический состав исследуемых спектров

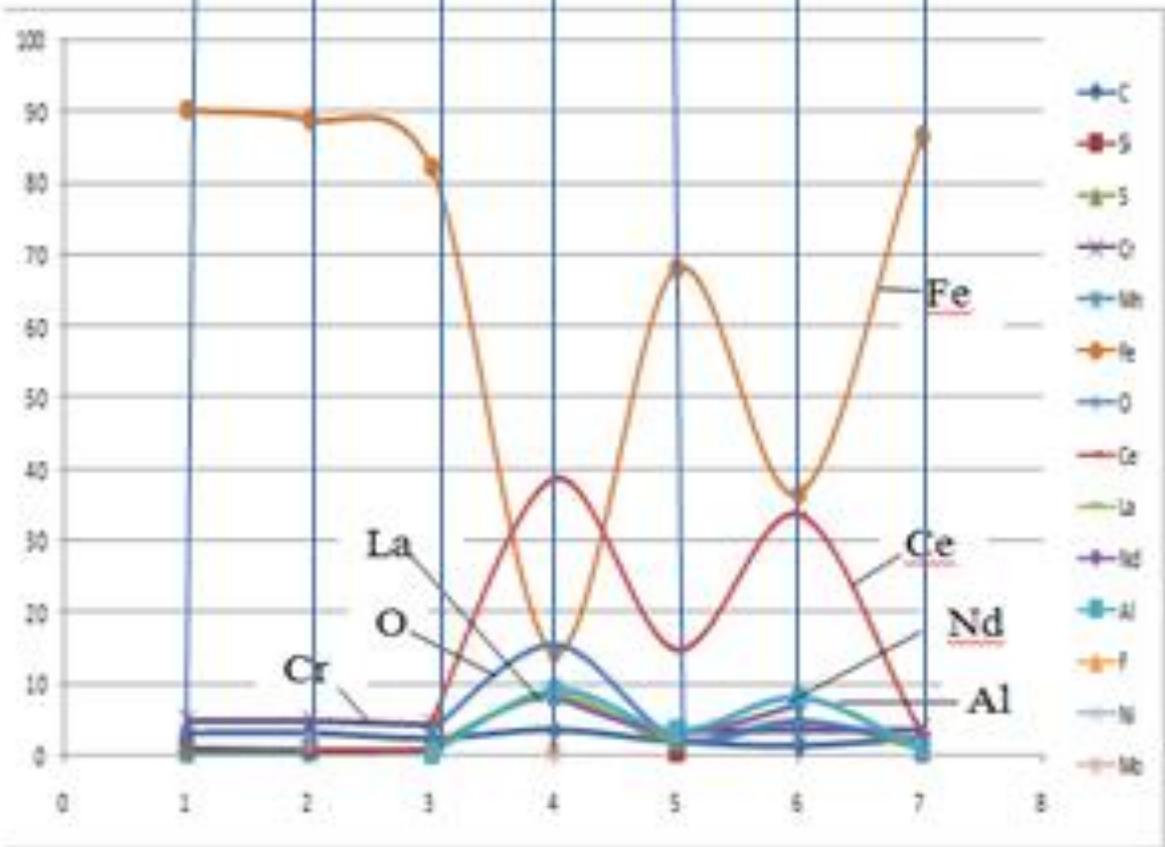
Спектр	Химический элемент, %											
	O	F	Al	Si	S	Ca	Cr	Fe	Ni	La	Ce	Nd
1	13,05	0,50			10,00			2,58		10,48	50,92	12,48
2	13,04				9,82			2,56		12,92	49,37	12,29
3	9,63	1,63	0,81		9,09			3,43	0,08	13,92	49,63	11,94
4	4,92	1,04			7,98	2,76		2,40		18,78	51,23	10,88
5	6,60			0,61	3,61		2,78	61,31		5,81	19,28	

Значительный интерес представляют включения сферической формы (рисунок 3.15). Как показали результаты энергодисперсионного анализа, они могут быть идентифицированы как оксисульфидные включения, которые содержат значительное количество элементов, входящих в состав мишметалла – Ce, Nd, La.

В результате введения редкоземельных металлов в составе мишметалла происходит укрупнение неметаллических включений, вследствие чего увеличивается скорость всплывания на поверхность расплавленного металла. Необходимо отметить, что присутствие редкоземельных элементов в значительной степени способствует процессу коагуляции, по-видимому, это связано с увеличением коэффициента коагуляции m .



a



b

Рисунок 3.15 – Глобулярное оксисульфидное включение: *a* – общий вид; *b* – концентрационное распределение элементов после модифицирования мишметаллом

Для подтверждения этого предположения были проведены исследования по определению НВ в отливках ЭКЛ без модифицирования и модифицированных мишметаллом в расчетном количестве 0,15–0,20 %. Все отливки перед модифицированием были раскислены алюминием в количестве 0,15–0,2 % во избежание повышенного расхода на этот процесс редкоземельных металлов.

Изучение и оценка неметаллических включений проводились на оптическом микроскопе на нетравленных микрошлифах при увеличениях $\times 500$ и $\times 800$. Просматривалось не менее 15 полей зрения на каждом микрошлифе. В каждом поле зрения замерялись размеры включений окуляром-микрометром. Далее определялась площадь каждого включения в единицах окулярной шкалы. Площади включений суммировались во всех полях зрения образца и вычислялась загрязненность образца НВ по формуле

$$Q = \Sigma S_{\text{вкл}} / S_{\text{пол. зрения}},$$

где $S_{\text{вкл}}$ – площадь неметаллического включения, мкм^2 ; $S_{\text{пол. зрения}}$ – площадь поля зрения, мкм^2 .

Средний размер включения рассчитывали по формуле

$$D = \Sigma d_{\text{вкл}} / N_{\text{вкл}},$$

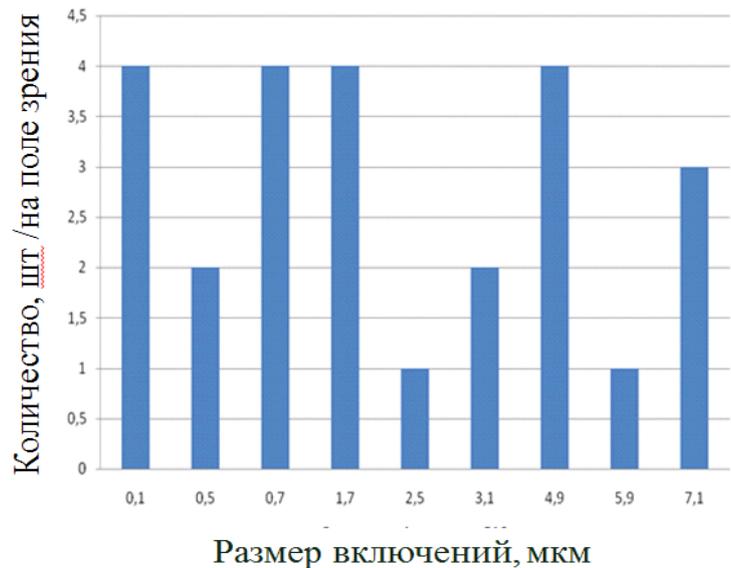
где $d_{\text{вкл}}$ – диаметр неметаллического включения, мкм ; $N_{\text{вкл}}$ – количество неметаллических включений.

Можно отчетливо наблюдать, что в образцах № 1–5, которые были вырезаны из отливок ЭКЛ, полученных по обычной технологии, общая загрязненность НВ в несколько раз превышает загрязненность образцов № 6–10, при изготовлении которых применялось модифицирование мишметаллом (таблица 3.6).

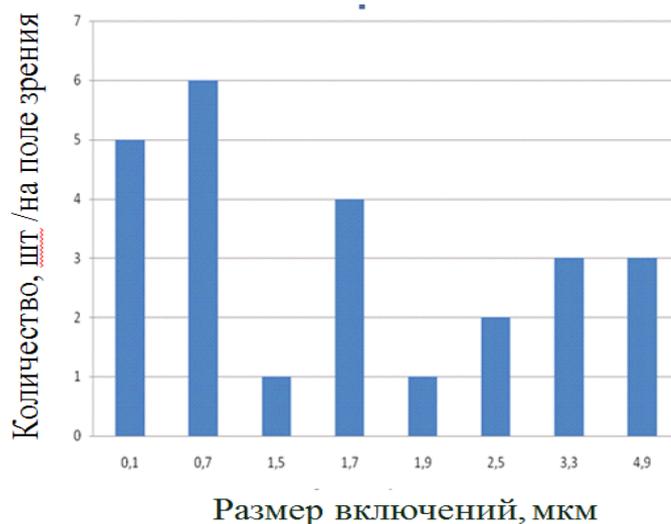
Таблица 3.6 – Количество и форма неметаллических включений в отливках стали 4X5МФС

Способ обработки	№ образца	Средний диаметр включений округлой формы, мкм	Средний размер включений прямоугольной формы, мкм	Количество неметаллических включений, %		Общее количество неметаллических включений, %
				сульфиды и окисульфиды	нитриды	
До модифицирования	1	3,9	2,7	5,4	1,1	6,6
	2	4,2	2,1	8,4	0,9	9,3
	3	4,1	1,4	6,2	0,8	7,4
	4	3,04	1,3	4,6	2,2	6,8
	5	4,6	2,8	6,5	1,7	8,2
После модифицирования	6	4,0	1,5	2,8	0,7	3,5
	7	2,78	1,1	1,7	0,4	2,1
	8	3,24	1,1	1,2	0,4	1,6
	9	3,46	1,1	2,4	0,9	3,3
	10	2,14	1,18	2,0	0,9	2,9

Как видно из таблицы 3.6, модифицирование приводит не только к уменьшению общего количества НВ, но и к значительному изменению их размерного соотношения. После модифицирования в отливках существенно сокращается доля крупных НВ, в частности количество включений, размеры которых превышают 5 мкм, при этом суммарное количество средних и мелких включений также несколько уменьшается (рисунок 3.16).



a



б

Рисунок 3.16 – Количественное и размерное соотношение неметаллических включений: *a* – до модифицирования; *б* – после модифицирования

Известно, что РЗМ являются поверхностно-активными модификаторами [60], тем самым происходит разрушение дендритной структуры, а также уменьшение размеров первичного и вторичного зерна (рисунок 3.17). Эффект измельчения от добавок мишметалла связан с локализацией редкоземельных элементов на поверхности растущей твердой фазы, обусловленной

поверхностной активностью [75]. Измельчение зерна способствует улучшению механических свойств [102].

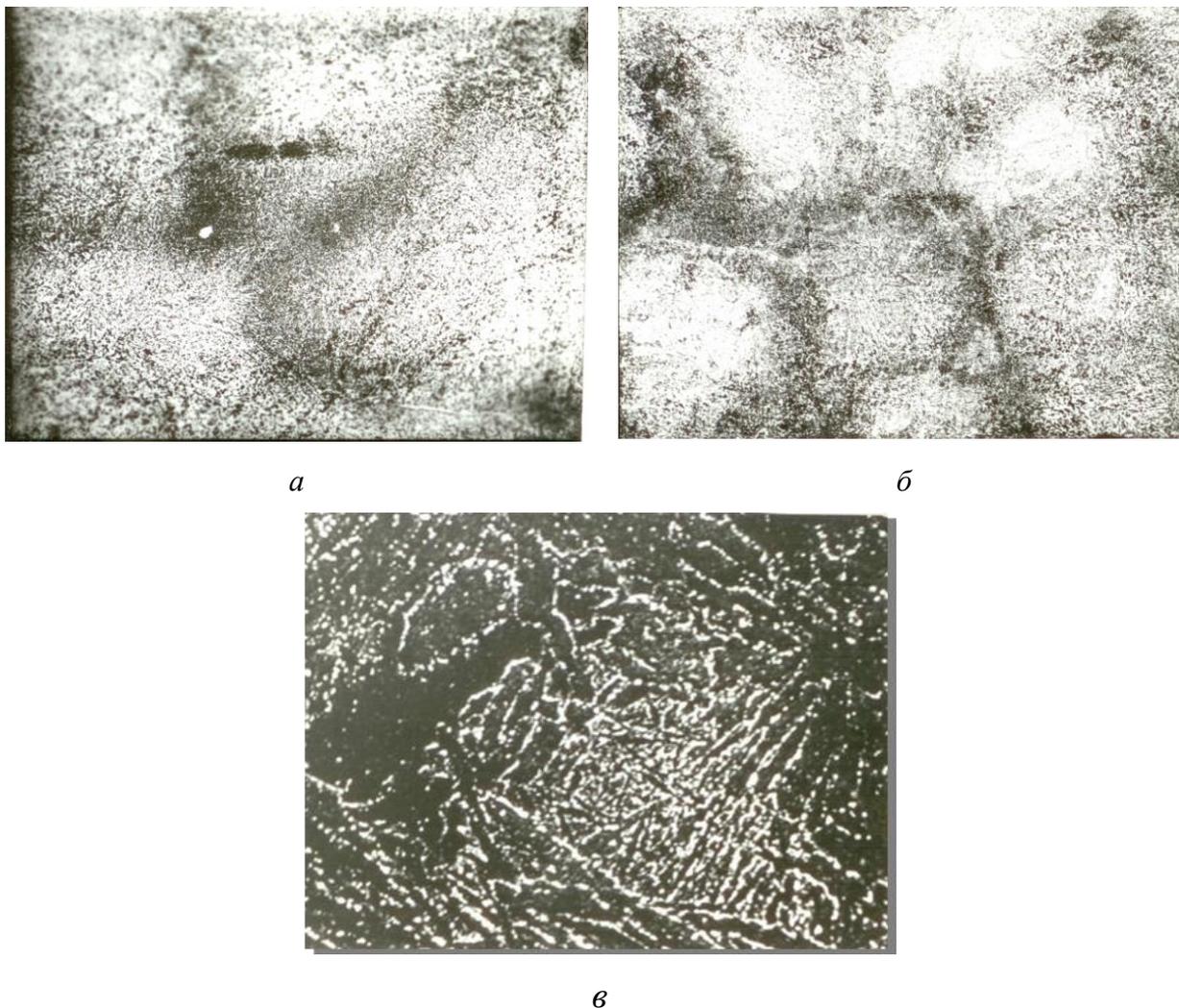


Рисунок 3.17 – Микроструктура отливок стали 4X5MFC после термической обработки:
a – немодифицированных, $\times 400$; *б, в* – модифицированных, $\times 400$, $\times 2\ 000$

При модифицировании легированной стали мишметаллом в количестве 0,15–0,2 мас. % часть РЗМ участвует в процессе рафинирования расплава, наблюдается дополнительная десульфурация и дефосфорация расплава, содержание серы снижается до 0,004 %, а фосфора до 0,01 %, а часть – в модифицировании.

Таблица 3.7 – Механические свойства модифицированных образцов отливок, полученных методом ЭКЛ

№ образца	Предел, МПа		Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость KCU , МДж/м ²
	прочности на растяжение σ_b	текучести σ_T			
1	1 639	1 426	9,68	26,8	0,28
2	1 629	1 320	5,48	26,37	0,33
3	1 577	1 320	11,64	27,91	0,29
4	1 558	1 357	9,04	27,26	0,30
5	1 642	1 412	10,62	26,2	0,32

Модифицирование легированной стали редкоземельными металлами оказывает значительное влияние на повышение ее механических свойств, о чем свидетельствуют проведенные исследования. Механические свойства после стандартной термической обработки, обеспечивающей твердость HRC 46–48, несколько повышаются, так ударная вязкость отливок после модифицирования составляла 0,3–0,35 МДж/м² (таблица 3.7).

3.4. Определение функциональных зависимостей, характеризующих взаимосвязь между механическими свойствами образцов и общим содержанием неметаллических включений

В ходе экспериментальных исследований были получены данные, характеризующие взаимосвязь между содержанием неметаллических включений и следующими параметрами: пределом прочности на растяжение, пределом текучести, относительным удлинением, относительным сужением, ударной вязкостью (таблица 3.8).

Таблица 3.8 – Зависимость механических свойств от общего содержания неметаллических включений

Параметр y	Общее количество неметаллических включений в образцах x , %									
	После модифицирования					До модифицирования				
	1,6	2,1	2,9	3,3	3,5	6,6	6,8	7,4	8,2	9,3
Предел прочности на растяжение σ_b , 10^{-1} МПа	157,69	162,88	164,2	155,78	163,91	130,8	129,0	129,4	139,3	132,6
Предел текучести σ_T , 10^{-1} МПа	131,99	131,98	141,24	135,65	142,63	109,4	107,7	109,1	124,2	113,8
Относительное удлинение δ , %	11,64	9,48	10,62	9,04	9,68	5,6	5,2	4,7	6,2	5,9
Относительное сужение ψ , %	27,91	26,37	26,2	27,26	26,8	10,2	10,4	9,9	12,5	11,4
Ударная вязкость, KCU МДж/м ²	0,29	0,33	0,32	0,3	0,28	0,16	0,17	0,18	0,22	0,2

Определим функциональные зависимости между этими величинами. Для этого воспользуемся методами регрессионного анализа.

Зависимость предела прочности на растяжение от содержания неметаллических включений (т. е. функцию $y(x)$) рассчитываем с помощью нелинейной регрессии. Для этого интерпретируем значения параметров, представленных в таблице 3.8, как значения случайных величин x и y , которые имеют некоторое совместное распределение вероятностей (эти значения обозначим как x_i и y_i , $i = 1, \dots, 10$).

Проанализировав расположение точек (x_i, y_i) в системе координат, предполагаем, что зависимость y от x имеет вид

$$y(x) = \frac{D_0}{1 + D_1 \cdot e^{-D_2 \cdot x}} + D_3,$$

где D_0, D_1, D_2, D_3 – регрессионные параметры, которые необходимо найти.

Вычислим их в соответствии с принципами средней квадратической регрессии, т. е. с помощью метода наименьших квадратов. В качестве статистических оценок параметров D_0, D_1, D_2, D_3 выбираем такие значения $\overline{D}_0, \overline{D}_1, \overline{D}_2, \overline{D}_3$, которые обращают в минимум выражение $\sum_{i=1}^{10} (y_i - y(x_i))^2$.

Задачу минимизации решаем с помощью пакета Mathcad 15.0 и в результате получаем, что минимум данного выражения достигается при значениях $\overline{D}_0 = 28.827, \overline{D}_1 = 1.602 \cdot 10^{-7}, \overline{D}_2 = -3.266, \overline{D}_3 = 132.2$.

Проведем оценку качества найденного уравнения регрессии. Чтобы иметь общее суждение о качестве модели из относительных отклонений по каждому наблюдению, определяют среднюю ошибку аппроксимации по формуле

$$\overline{A} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n A_i = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left| \frac{y_i - \hat{y}_i}{y_i} \right| \cdot 100\%,$$

где A_i – индивидуальная ошибка аппроксимации, \hat{y}_i – теоретические данные.

Если $\overline{A} < 4\%$ – модель отличного качества, $4\% < \overline{A} < 8\%$ – модель хорошего качества, $8\% < \overline{A} < 15\%$ – удовлетворительная модель и при $\overline{A} > 15\%$ необходимо строить другую модель. Получаем, что $\overline{A} = 2.168\%$.

Оценка значимости уравнения регрессии в целом производится на основе критерия Фишера. Согласно идеи дисперсионного анализа общая сумма квадратов отклонений переменной y от среднего значения \bar{y} раскладывается на две части:

$$Q_{\text{общ}} = Q_{\text{факт}} + Q_{\text{ост}},$$

где $Q_{\text{общ}}$ – общая сумма квадратов отклонений, $Q_{\text{общ}} = \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2$;

$Q_{\text{факт}}$ – факторная сумма квадратов отклонений, $Q_{\text{факт}} = \sum_{i=1}^n (\hat{y}_i - \bar{y})^2$;

$Q_{\text{ост}}$ – остаточная сумма квадратов отклонений, $Q_{\text{ост}} = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2$.

Сумма квадратов отклонений связана с числом степеней свободы, т. е. с числом свободы независимого варьирования признака. Число степеней свободы связано с числом единиц совокупности n и числом определяемых по ней констант. Разделив каждую сумму квадратов на соответствующее число степеней свободы, получим дисперсию на одну степень свободы.

Общая дисперсия на одну степень свободы $S_{\text{общ}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}{n-1}$,

факторная дисперсия на одну степень свободы, $S_{\text{факт}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (\hat{y}_i - \bar{y})^2}{m}$, остаточная

дисперсия на одну степень свободы, $S_{\text{ост}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2}{n-m-1}$, где m – число

параметров в функциональной зависимости. Сопоставляя факторную и остаточную дисперсии в расчете на одну степень свободы, получим величину критерия Фишера:

$$F_{\text{набл}} = \frac{S_{\text{факт}}^2}{S_{\text{ост}}^2}.$$

Оценивание качества модели по критерию Фишера состоит в проверке гипотезы H_0 о статистической незначимости уравнения регрессии. Для этого наблюдаемое значение критерия Фишера сравнивается с критическим (табличным) значением при уровне значимости α и степенях свободы m и $n - m - 1$. Уровень значимости α – вероятность отвергнуть гипотезу при условии, что она верна. Обычно принимается равной 0,05 или 0,01. Если $F_{\text{набл}} > F_{\text{кр}}$, то признается статистическая значимость и надежность уравнения

регрессии. Если $F_{набл} < F_{кр}$, то признается статистическая незначимость и ненадежность уравнения регрессии. Получаем, что $F_{набл} = 19.4 > F_{кр} = 5.19$.

Итак, искомая функциональная зависимость $y(x)$ имеет вид

$$y(x) = \frac{28.827}{1 + 1.602 \cdot 10^{-7} \cdot e^{3.266 \cdot x}} + 132.2$$

Построим график регрессии (рисунок 3.18). Точками на графике изображены данные, полученные в результате эксперимента, сплошная линия – линия регрессии, определяющая функциональную зависимость $y(x)$.

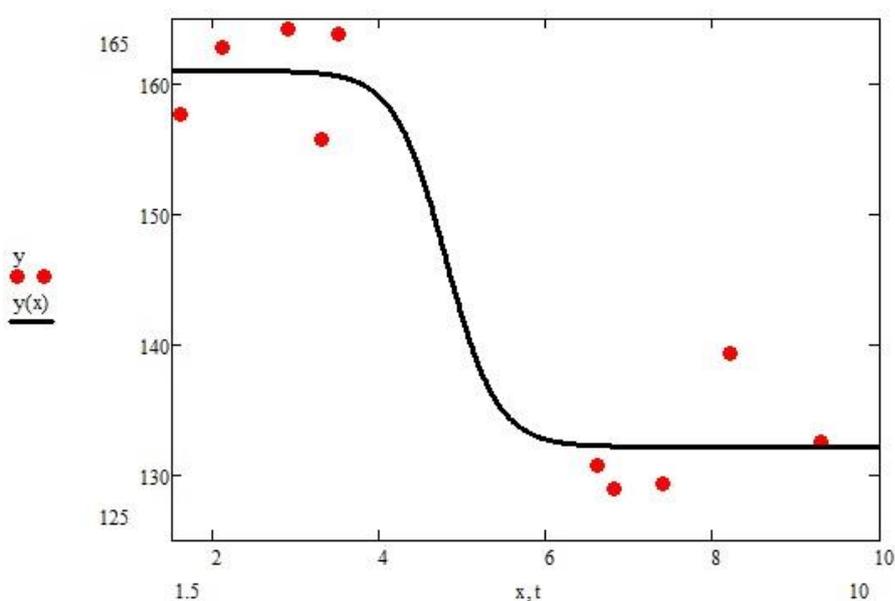


Рисунок 3.18 – График регрессии $y(x)$: x – общая загрязненность включениями, %, y – предел прочности на растяжение, 1/10 МПа

Проведем аналогичную процедуру, чтобы определить функциональную зависимость предела текучести от процента загрязненности включениями. Интерпретируем данные из таблицы 3.8 как значения двух случайных величин, имеющих некоторое совместное распределение.

Изобразив точки с координатами (x_i, y_i) на плоскости, предположим, что зависимость $y(x)$ можно описать с помощью логистической функции:

$$y(x) = \frac{D_0}{1 + D_1 \cdot e^{-D_2 \cdot x}} + D_3$$

В данном случае необходимо найти статистические оценки четырех регрессионных параметров: \overline{D}_0 , \overline{D}_1 , \overline{D}_2 , \overline{D}_3 . С помощью метода наименьших квадратов получаем следующие значения:

$$\overline{D}_0 = 23.947, \overline{D}_1 = 1.936 \cdot 10^{-7}, \overline{D}_2 = -3.131, \overline{D}_3 = 112.817.$$

Таким образом,

$$y(x) = \frac{23.947}{1 + 1.936 \cdot 10^{-7} \cdot e^{3.131 \cdot x}} + 112.817.$$

Построим график регрессии полученной зависимости (рисунок 3.19).

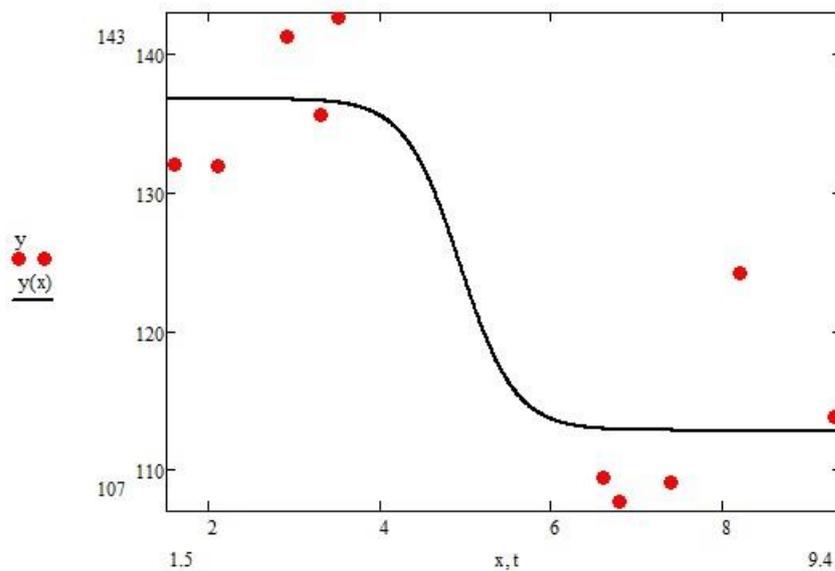


Рисунок 3.19 – График регрессии $y(x)$: x – общая загрязненность включениями, %, y – предел текучести, 1/10 МПа

Средняя ошибка аппроксимации

$$\overline{A} = 3.695\%$$

Оценим качество модели по критерию Фишера:

$$F_{набл} = 6.145 > F_{кр} = 5.19$$

Определим функциональную зависимость относительного удлинения от содержания неметаллических включений включениями. Построив точки (x_i, y_i) на координатной плоскости, можно предположить, что имеет место полиномиальная зависимость:

$$y(x) = D_0x^3 + D_1x^2 + D_2x + D_3$$

Получаем, что $\overline{D_0} = 0.028, \overline{D_1} = -0.326, \overline{D_2} = -0.03, \overline{D_3} = 11.974$.

Зависимость относительного удлинения от содержания неметаллических включений имеет вид

$$y(x) = 0.028x^3 - 0.326x^2 - 0.03x + 11.974$$

Построим график регрессии $y(x)$ (рисунок 3.20):

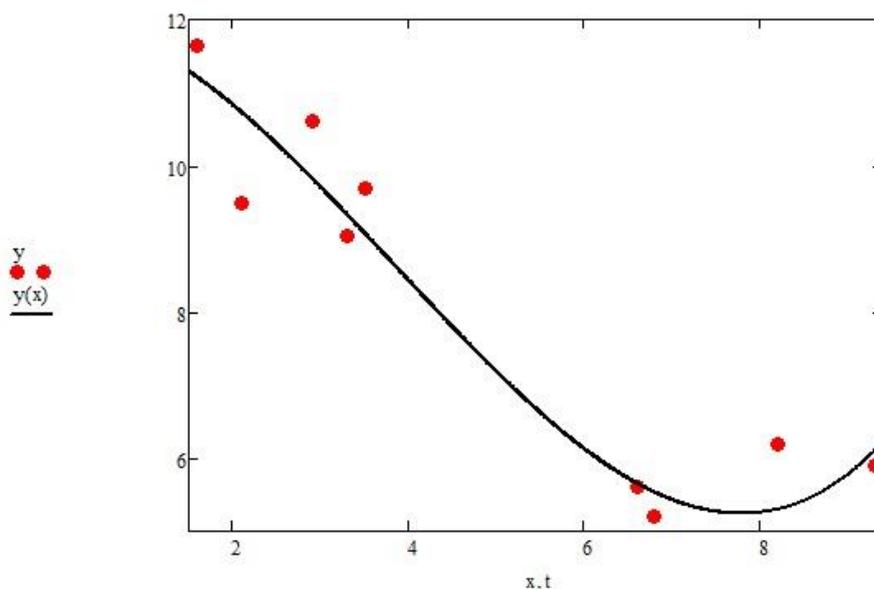


Рисунок 3.20 – График регрессии $y(x)$: x – общая загрязненность включениями, %, y – относительное удлинение, %

Средняя ошибка аппроксимации

$$\overline{A} = 7.15\%$$

Оценим качество модели по критерию Фишера:

$$F_{набл} = 16.193 > F_{кр} = 5.19$$

Определим функциональную зависимость относительного сужения от содержания неметаллических включений. Интерпретируем данные из таблицы 3.8 как значения двух случайных величин, имеющих некоторое совместное распределение.

Изобразив точки с координатами (x_i, y_i) на плоскости, предположим, что зависимость $y(x)$ можно описать с помощью логистической функции:

$$y(x) = \frac{D_0}{1 + D_1 \cdot e^{-D_2 \cdot x}} + D_3.$$

Найдем статистические оценки четырех регрессионных параметров, входящих в логистическую функцию: $\overline{D_0}$, $\overline{D_1}$, $\overline{D_2}$, $\overline{D_3}$. Методом наименьших квадратов получаем следующие значения:

$$\overline{D_0} = 16.177, \overline{D_1} = 5.003 \cdot 10^{-7}, \overline{D_2} = -3.098, \overline{D_3} = 10.868.$$

Таким образом

$$y(x) = \frac{16.177}{1 + 5.003 \cdot 10^{-7} \cdot e^{3.098 \cdot x}} + 10.868.$$

Построим график регрессии полученной зависимости (рисунок 3.21).

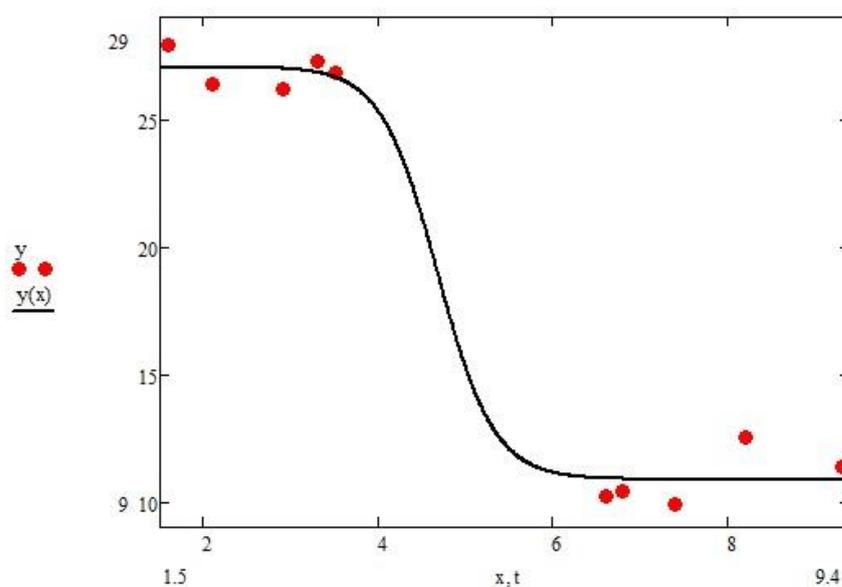


Рисунок 3.21 – График регрессии $y(x)$: x – общая загрязненность включениями, %, y – относительное сужение, %

Средняя ошибка аппроксимации

$$\bar{A} = 5.003\%$$

Оценим качество модели по критерию Фишера:

$$F_{набл} = 120.554 > F_{кр} = 5.19$$

Найдем функциональную зависимость ударной вязкости от содержания неметаллическими включениями. Построив точки (x_i, y_i) на координатной плоскости, можно предположить, что имеет место полиномиальная зависимость, воспользуемся многочленом третьей степени:

$$y(x) = D_0x^3 + D_1x^2 + D_2x + D_3$$

Получаем, что $\bar{D}_0 = 1.747 \cdot 10^{-3}$, $\bar{D}_1 = -0.026$, $\bar{D}_2 = 0.088$, $\bar{D}_3 = 0.226$.

Зависимость относительного удлинения от содержания неметаллическими включениями имеет вид

$$y(x) = 1.747 \cdot 10^{-3} x^3 - 0.026x^2 + 0.088x + 0.226$$

Построим график регрессии $y(x)$ (рисунок 3.22):

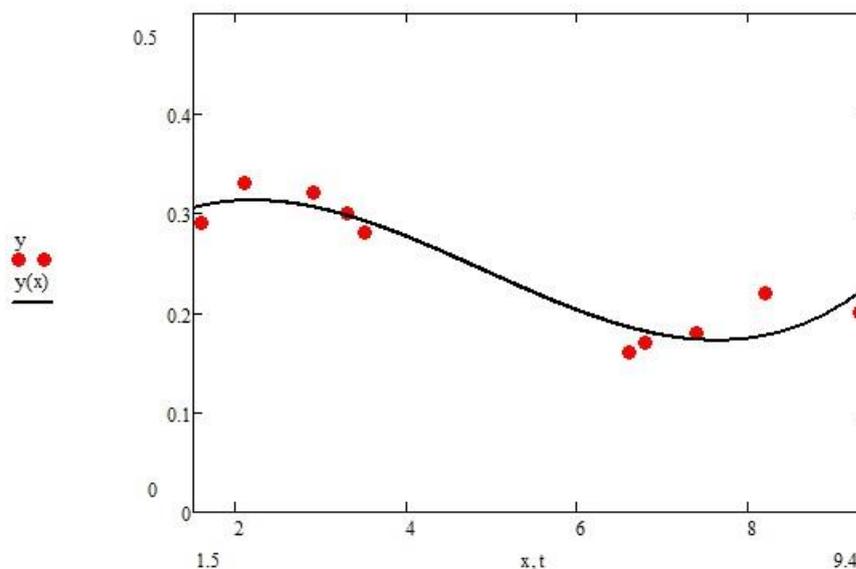


Рисунок 3.22 – График регрессии $y(x)$: x – общая загрязненность включениями, %, y – ударная вязкость, МДж/м²

Средняя ошибка аппроксимации

$$\bar{A} = 7.65\%$$

Оценим качество модели по критерию Фишера:

$$F_{набл} = 10.978 > F_{кр} = 5.19$$

Была разработана программа для ЭВМ для расчета влияния неметаллических включений на механические свойства легированных сталей, полученных электрошлаковым кокильным литьем [130]. В программе реализованы удобный способ расчета с различными исходными данными, ее прогнозирование, построение графиков зависимостей механических свойств от размеров неметаллических включений (приложение В).

3.5. Исследование влияния технологии на механические свойства легированной стали

Для проведения исследований комплексного воздействия в условиях электрошлакового кокильного литья были получены отливки по следующим технологиям: ЭКЛ (рисунок 3.23, 1), с использованием модификатора (рисунок 3.23, 2), с использованием модификатора и кокиля с регулируемым теплоотводом в процессе кристаллизации отливки (рисунок 3.23, 3), и с использованием литья с отсечкой шлака плюс модифицирование (рисунок 3.23, 4). Модификатор – редкоземельные металлы в составе мишметалла (ТУ 48–4–280–91).

Отливки, полученные по обычной технологии, имеют четко выраженное различие микроструктуры по сечению, а в верхней части наблюдается несплошность и большое количество газоусадочных пор. В отливках, изготовленных с применением модификатора, микроструктура

дисперсная и однородная по всему сечению. Однако в верхней части также наблюдаются дефекты газоусадочного происхождения. У отливок, при получении которых применялись модификаторы и кокиль с принудительным охлаждением донной части, дисперсная и однородная структуры. Верхняя часть имеет практически плоский вид и небольшое количество дефектов, которые сосредоточены в приповерхностной зоне. У отливок, полученных с применением модифицирования и отсечки шлака, дисперсное строение, однако в них образуется четко выраженная усадочная раковина.

В результате модифицирования за счет изменения микроструктуры существенно повышаются механические свойства, и снижается зональная ликвация. Однако такие дефекты, как центральная пористость и несплошность металла, остаются. Это приводит к необходимости увеличения прибыли и, как следствие, уменьшению коэффициента использования металла. Одним из способов уменьшения этого отрицательного фактора является управление кристаллизацией за счет изменения скорости охлаждения в различных частях кокиля и формы фронта кристаллизации.

В условиях ЭКЛ процесс заливки чаще всего осуществляется путем перелива жидкого металла из тигля в прикрепленный к нему кокиль. Металл совместно со шлаком попадает в полость кокиля, при этом шлак, вытесняясь металлом, после полной заливки образует в верхней части кокиля тепловую надставку, толщина которой может регулироваться в широких пределах. Шлак, соприкасаясь со стенками кокиля, формирует гарнисаж. Гарнисаж из-за низкой теплопроводности обеспечивает существенное выравнивание теплового поля в отливке в процессе охлаждения. Степень переохлаждения уменьшается, а наличие тепловой надставки способствует выравниванию фронта кристаллизации. Замедленное охлаждение после кристаллизации вызывает рост зерна, что сказывается на ухудшении механических свойств. Модифицирование значительно подавляет рост зерна.

Когда металл заливается с отсечкой шлака, он попадает в кокиль в последнюю очередь, формируя также тепловую надставку. В данном случае гарнисаж не образуется, и жидкий металл первоначально соприкасается со стенками кокиля. В процессе кристаллизации и дальнейшего охлаждения образуется воздушный зазор, который оказывает значительное влияние на тепловое поле отливки. В результате может возникать транскристаллитная структура, которая во многом определяется условиями литья и конструкцией кокиля.

Образцы для механических испытаний вырезались во всех отливках из аналогичных зон, чтобы исключить влияние зональной анизотропии, если она возникает при каком-либо виде литья.

Можно отчетливо наблюдать, что механические свойства отливок, полученных по разным технологиям, существенно различаются (таблица 3.9).

Таблица 3.9 – Механические свойства образцов отливок, полученных с применением разных технологий

№ технологии	Предел, МПа		Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость KCU , МДж/м ²
	прочности на растяжение σ_b	текучности σ_T			
1	1 327	1 139	5,9	10,4	0,17
2	1 598	1 367	9,2	27,2	0,30
3	1 661	1 374	9,6	26,9	0,33
4	1 632	1 369	9,3	26,3	0,29

Повышение прочности не приводит к снижению пластичности, а ударная вязкость достигает максимальных значений для третьей технологии и составляет 0,31 МДж/м² (рисунок 3.23).

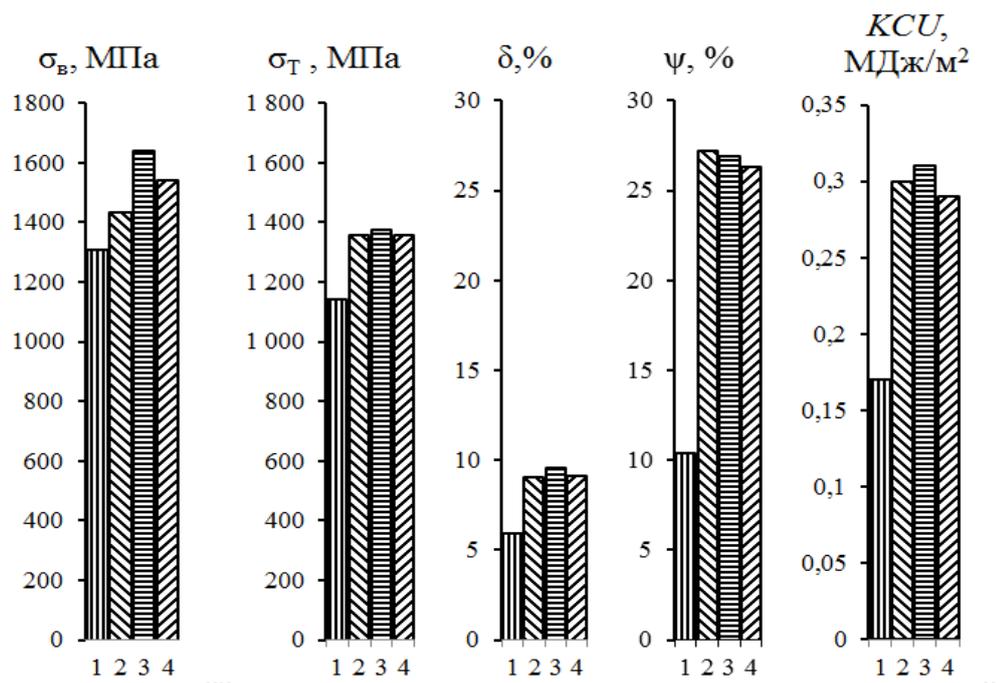


Рисунок 3.23 – Механические свойства образцов стали 4X5MFC, полученных при различных технологиях: 1 – обычная технология; 2 – с применением модификатора; 3 – с применением модификатора и кокиля с принудительным охлаждением донной части; 4 – с применением модификатора и литья с отсечкой шлака

Выводы по главе

Результаты проведенных экспериментальных исследований инструментальной стали, полученной электрошлаковым кокильным литьем, позволяют сделать следующие выводы:

1. Снижение механических свойств металла происходит вследствие наличия крупных дендритов, некоторого количества неметаллических включений в междендритных участках, способствующих образованию неравномерно обособленных структурных составляющих.

2. При обработке стали редкоземельными металлами в составе мишметалла в количестве 0,15–0,2 мас. % по расчету обеспечивается десульфурация и дефосфорация расплава, измельчение микроструктуры, уменьшение общего количества неметаллических включений, изменение их

природы, распределения, размерного соотношения, глобулизации и увеличение механических свойств.

3. Функциональные зависимости, определенные методом регрессионного анализа, отражают взаимосвязь между механическими свойствами и общим содержанием неметаллических включений образцов легированной стали.

4. В отливках, полученных с применением модифицирования редкоземельными металлами в составе мншметалла и кокиля с принудительным охлаждением донной части, наблюдается однородная структура, которая способствует повышению механических и эксплуатационных свойств.

4. АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ОТЛИВКАХ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО КОКИЛЬНОГО ЛИТЬЯ

Электрошлаковое кокильное литье широко применяется для получения изделий различной конфигурации, массы и назначения [131, 132]. В настоящее время существует несколько методов исследований: аналитический, экспериментальный, численное моделирование. Достаточно часто прибегают к методу математического моделирования исследования процесса кристаллизации и дальнейшего охлаждения отливок. Именно он несет наибольшую информацию при наименьших материальных затратах [133]. Для анализа процессов кристаллизации и охлаждения отливок используют численно-экспериментальный метод с применением компьютерного моделирования в среде ProCast [134] и программы конечно-элементного анализа ANSYS [135].

Как известно, при ЭКЛ не происходит перемешивания металла и шлака. Применяя жидкий шлак, можно отказаться от использования защитных покрытий внутренней поверхности кокиля и от устройств, обогревающих верхнюю часть отливки [136]. Влияние теплового поля на формирующуюся структуру отливки ее эксплуатационные свойства является одним из важнейших факторов. Применение ЭКЛ открывает большие возможности по управлению конфигурацией теплового поля в процессе кристаллизации и дальнейшего охлаждения отливки. Это достигается изменением геометрии, толщины стенок кокиля, а также использованием принудительного охлаждения заданных участков кокиля. Важной теоретической и практической задачей является изучение закономерностей, определяющих структурообразование отливки, в зависимости от условий теплообмена между отливкой, гарнисажом и кокилем. Следует также

отметить, что тепловое состояние кокиля – одно из решающих факторов его долговечности.

4.1. Моделирование процесса охлаждения кокиля и находящегося в нем металла

Моделирование процесса охлаждения кокиля и находящегося в нем металла выполнялось с помощью программы конечно-элементного анализа ANSYS 11.0 [135]. Объектом моделирования являлась отливка цилиндрической формы из легированной стали 4X5МФС, получаемая литьем в кокиль (рисунок 4.1).

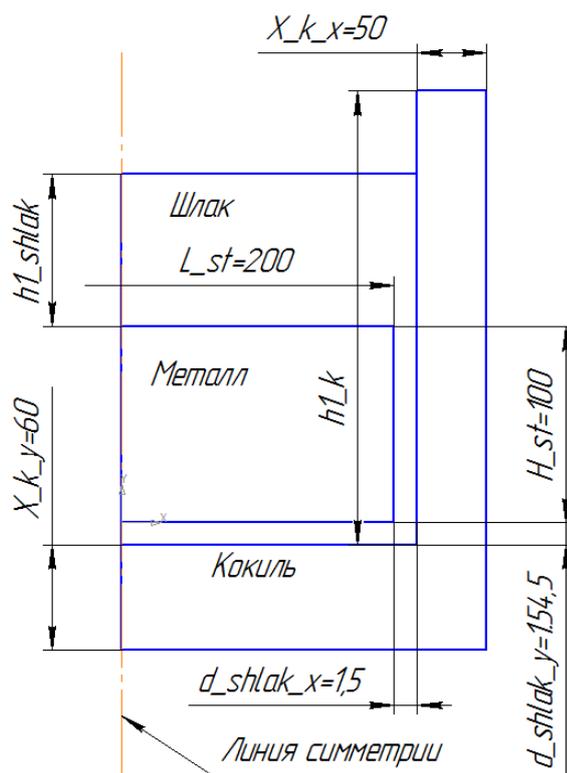


Рисунок 4.1 – Расчетная схема кристаллизующейся заготовки

Для построения модели использовались следующие данные: толщина боковой стенки кокиля – 50 мм; толщина донной части – 60 и 120 мм, толщина гарнисажа – 1,5 мм; толщина шлаковой насадки – 20 и 60 мм, диаметр отливки – 200 мм; высота отливки – 100 мм. Для расчета использовались данные, приведенные в таблице 4.1.

Перенос тепла осуществлялся через стенки кокиля, покрытые слоем гарнисажа. Скорость охлаждения отливки изменялась в зависимости от изменения геометрических размеров кокиля, толщины утепляющей шлаковой надставки и применения дополнительного охлаждения донной части кокиля.

Таблица 4.1 – Физические данные расплавленного металла и шлака

Физические величины	Значения
Коэффициент теплопроводности расплавленного металла, Вт/(м град)	27
Коэффициент теплопроводности шлака, Вт/(м град)	1,16
Плотность металла, кг/м ³	7 495
Плотность шлака, кг/м ³	2 800
Температура заливки жидкого металла, °С	1 560
Температура окружающей среды, °С	20
Коэффициент теплоотдачи металл – воздух, Вт/(м ² К)	10
Коэффициент теплоотдачи шлак – воздух, Вт/(м ² К)	3,8

Первый вариант. Построение моделей распределения температуры в отливке и кокиле выполнялось для трех случаев:

1) толщина стенок кокиля составляла 50 мм, донной части – 120 мм при толщине верхнего шлакового слоя 60 мм;

2) толщина стенок кокиля составляла 50 мм, донной части – 120 мм, причем она принудительно подвергалась охлаждению, при толщине верхнего шлакового слоя 60 мм;

3) толщина стенок кокиля составляла 50 мм, донной части – 60 мм при толщине верхнего шлакового слоя 20 мм.

Модели распределения температуры металла, шлака и кокиля при толщине верхнего шлакового слоя 60 мм и донной части 120 мм без охлаждения и с принудительным охлаждением донной части представлены на рисунке 4.2.

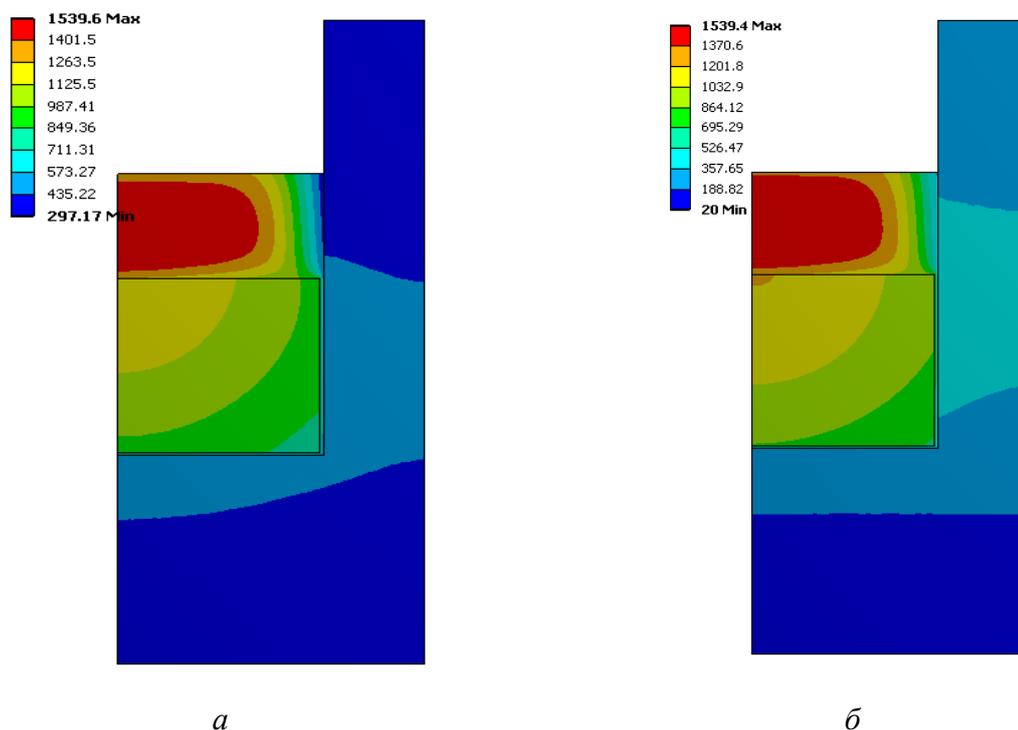


Рисунок 4.2 – Модель распределения температурных полей спустя 1 080 с после заливки расплавленного металла в форму: *а* – без охлаждения; *б* – с принудительным охлаждением донной части

Отчетливо наблюдаются значительные различия в конфигурации и расположении температурных зон. Через 1 080 с после заливки температура в середине слитка в первом случае выше, а нагрев стенок кокиля во втором случае происходит не так интенсивно. Температура донной водоохлаждаемой части кокиля имеет практически постоянное значение, что отражается на процессе кристаллизации и формировании макроструктуры.

Следует обратить внимание на то, что цветовая гамма полей распределения температуры, представленных на рисунке 4.2, *а*, *б*, различна в зависимости от конкретных условий получения отливки.

Толщина шлаковой надставки оказывает существенное влияние, как на конфигурацию температурного поля, так и на размеры и форму усадочной раковины (рисунок 4.3). Она уменьшается и становится более полой при увеличении толщины тепловой надставки.

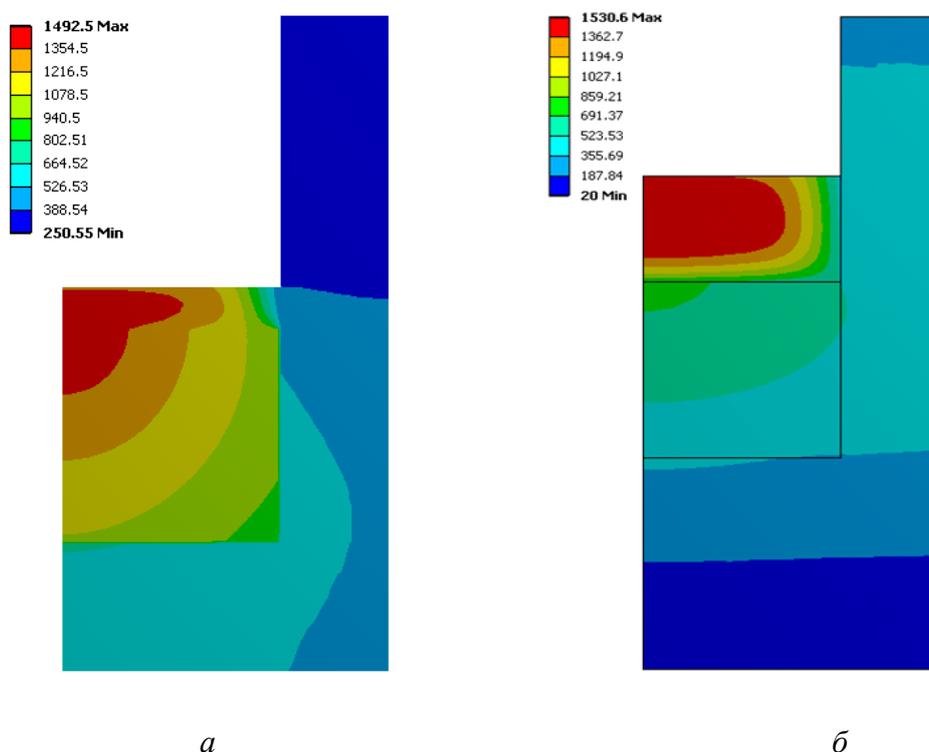
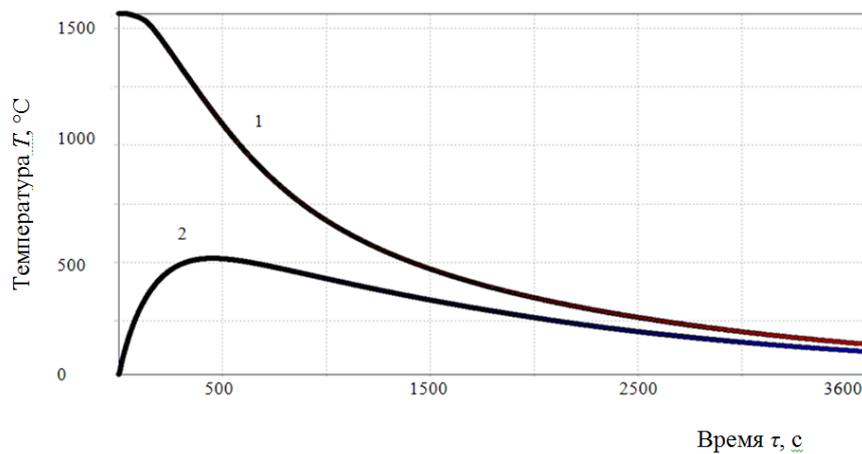


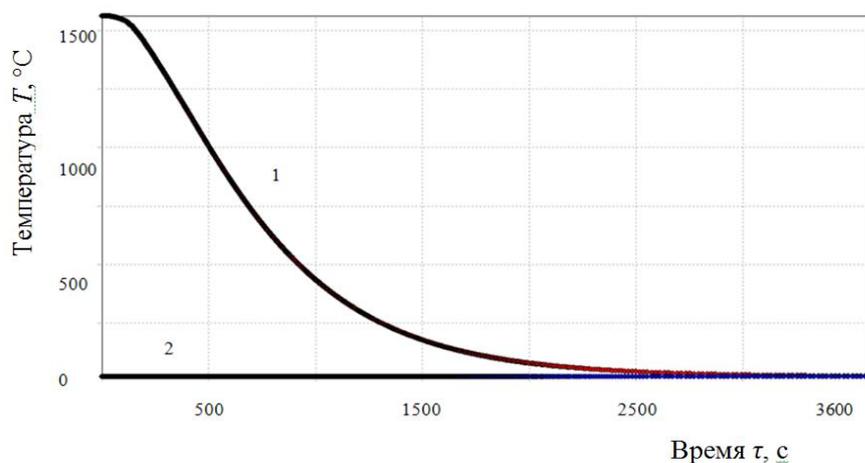
Рисунок 4.3 – Модель распределения температурных полей спустя 960 с после заливки расплавленного металла в форму: *а* – толщина шлака 20 мм; *б* – толщина шлака 60 мм

Известно, что при кристаллизации расплавленного металла происходит усадка на свободной поверхности отливки. В процессе заливки жидкого металла со шлаком, образующийся над свободной поверхностью отливки, шлаковый слой в данном случае играет роль обогревающей надставки.

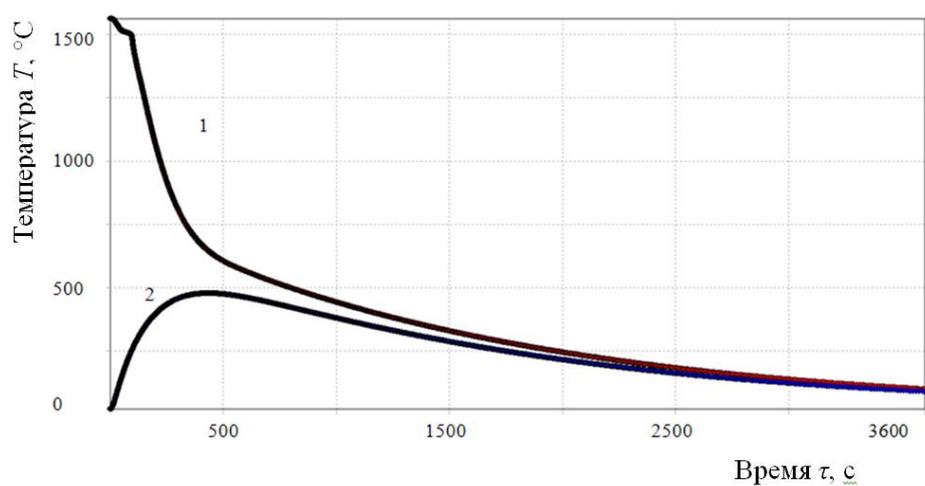
По полученным расчетным данным были построены температурные зависимости отливки и кокиля от времени (рисунок 4.4).



a



б



в

Рисунок 4.4 – Зависимость температуры отливки 1 и стенки кокиля 2 от времени охлаждения: *a* – толщина донной части – 120 мм, верхнего шлакового слоя – 60 мм; *б* – то же с принудительным охлаждением донной части; *в* – толщина донной части 60 мм, верхнего шлакового слоя – 20 мм

После заливки жидкого металла температура наружной поверхности кокиля повышается, что приводит к значительным тепловым потерям. Толщина стенок кокиля существенно влияет на интенсивность поглощения ею тепла и на скорость затвердевания отливки.

Можно отчетливо наблюдать, что при заливке расплавленного металла под слоем шлака интенсивно охлаждается шлак у стенок кокиля. Одновременно происходит интенсивный разогрев стенок кокиля и увеличение температуры с момента соприкосновения с жидким шлаком, в дальнейшем температура отливки и кокиля снижаются с постепенным уменьшением градиента температур между кокилем и отливкой (рисунок 4.4, *а*). В случае принудительного охлаждения донной части кокиля формируется максимальный температурный градиент вдоль вертикальной оси отливки (рисунок 4.4, *б*). Характер изменения температуры отливки и кокиля существенно изменяется при уменьшении толщины шлаковой надставки. В этом случае увеличивается скорость охлаждения отливки за счет повышения теплопередачи в верхней части отливки (рисунок 4.4, *в*).

Второй вариант. Рассмотрены тепловые поля моделей с одинаковыми геометрическими размерами кокиля (толщина стенки кокиля составляла 50 мм, толщина донной части – 120 мм, толщина верхнего шлакового слоя – 60 мм).

В данном случае рассматривались следующие варианты: первая модель – без охлаждения (рисунок 4.5, *а*), вторая – принудительное охлаждение боковой части (рисунок 4.5, *б*), третья – принудительное охлаждение дна без шлака между залитым металлом и кокилем (рисунок 4.5, *в*).

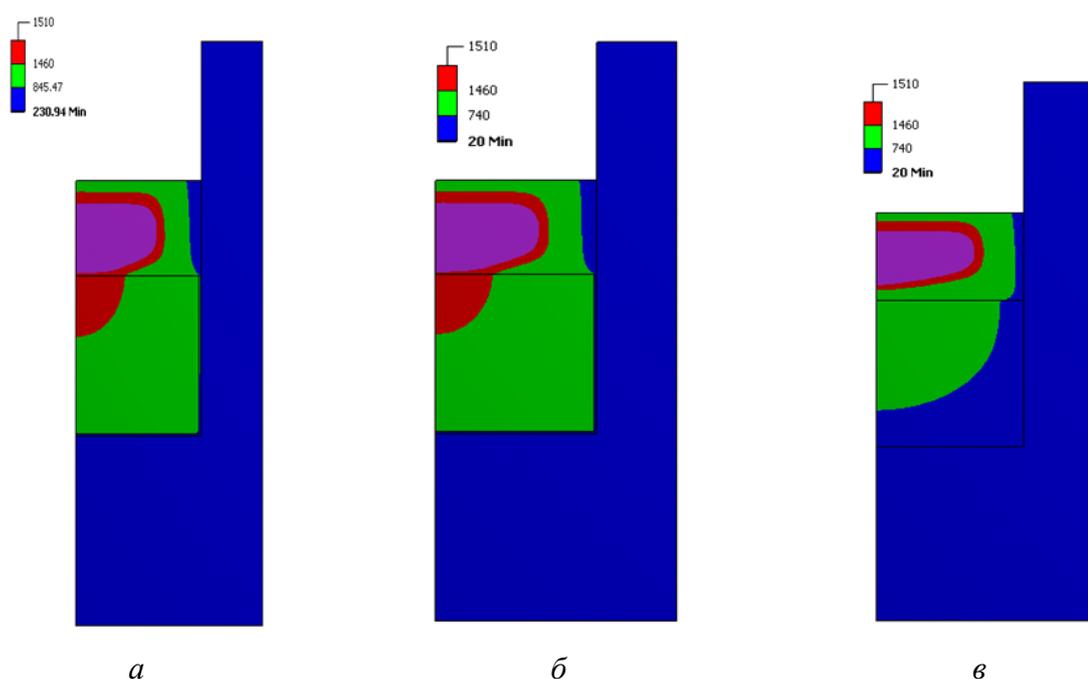


Рисунок 4.5 – Модель распределения температурных полей спустя 720 с после заливки расплавленного металла в форму: *а* – без охлаждения; *б* – с принудительным охлаждением боковой части; *в* – с принудительным охлаждением дна без шлака между залитым металлом и кокилем

Отчетливо наблюдаются значительные различия в конфигурации и расположении температурных зон. Температура в середине слитка в первом случае выше, а нагрев стенок кокиля в остальных случаях происходит не так интенсивно. Температура водоохлаждаемых частей кокиля во втором и третьем случаях имеет практически постоянное значение, что отражается на процессе кристаллизации и формировании структуры. Как и следовало ожидать, скорость охлаждения отливки при отсутствии гарнисажа, т. е. в случае непосредственного контакта с кокилем, значительно выше. Однако это увеличение наблюдается лишь по истечении 400–500 с с момента заливки (рисунок 4.6). Это указывает на время первичной кристаллизации, что приводит к изменению дендритной структуры.

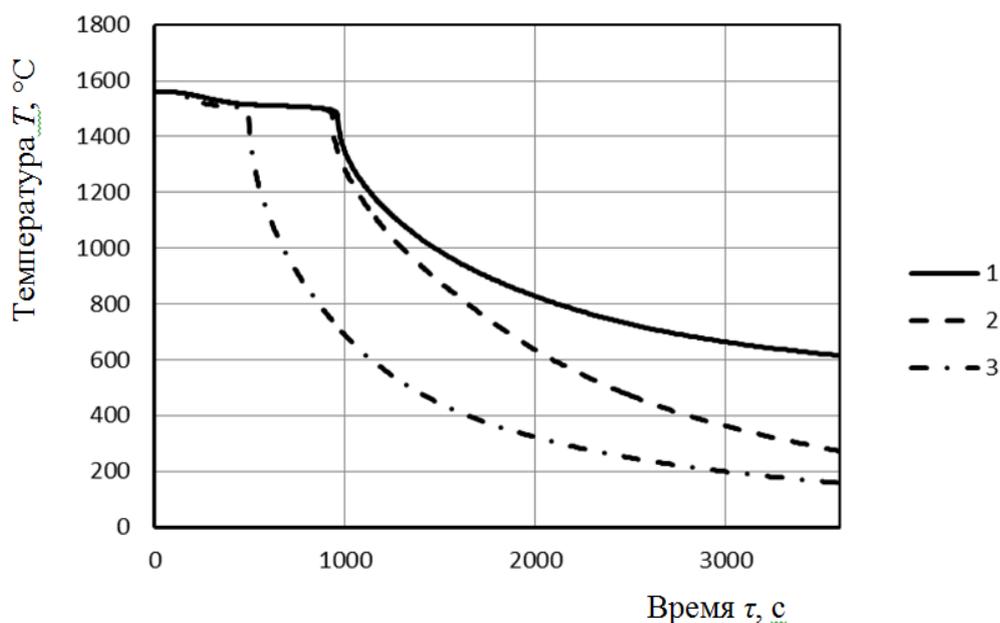


Рисунок 4.6 – График зависимости температуры верхней точки отливки от времени

По полученным расчетным данным были построены температурные зависимости верхней точки отливки, находящейся в верхней части, от времени (рисунок 4.6). На графике рассматриваемые модели без охлаждения – кривая 1, с принудительным охлаждением боковой части – кривая 2, с принудительным охлаждением дна без шлака между залитым металлом и кокилем – кривая 3. График показывает, что наибольшая скорость охлаждения имеет отливка, в которой отсутствует шлак между металлом и кокилем. В начальный период кристаллизации наблюдаем наибольшую плотность теплового потока. В результате плотного контакта металла со стенками кокиля и принудительного охлаждения дна плотность теплового потока возрастает и скорость кристаллизации увеличивается по сравнению с остальными отливками.

Изменение температуры в верхней точке отливки, к которой не применяется принудительное охлаждение (рисунок 4.6, 1), происходит менее интенсивно.

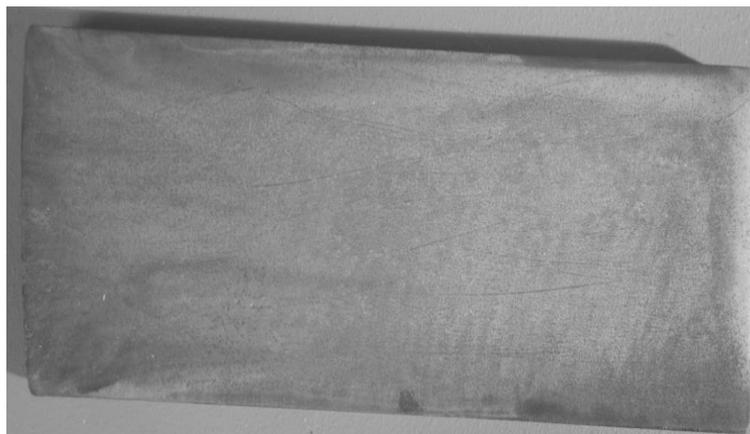
4.2. Исследование макро- и микроструктур отливок, полученных при различных скоростях охлаждения

Отливки, полученные при различных скоростях охлаждения, разрезались по диаметру параллельно оси на пластины толщиной 15 мм и длиной, равной радиусу отливки. Визуальное исследование макроструктуры выполнялось после соответствующего травления. Строение отливок, полученных при различных условиях кристаллизации, имеет существенные отличия в зависимости от характера распределения температурных полей (рисунок 4.7).

Структура отливки, полученной в условиях обычного охлаждения (рисунок 4.7, *а*), значительно отличается от структуры отливки с принудительным охлаждением донной части. В этом случае наблюдается преимущественно вертикальная ориентация зерен на большей площади, хотя в левой части имеется область, в которой зерна ориентированы под углом 45° (рисунок 4.7, *б*). Это следствие значительного отвода тепла за счет боковых стенок кокиля, поскольку они имеют непосредственный контакт с охлаждаемой донной частью.

Структура отливки, полученной с наличием небольшой тепловой надставки, не имеет выраженной направленности (рисунок 4.7, *в*). В этом случае образуется усадочная раковина наибольшей глубины, что указывает на неблагоприятные условия кристаллизации отливки.

Были исследованы микроструктуры образцов, полученные при различных скоростях охлаждения (рисунок 4.8).



a



б



в

Рисунок 4.7 – Макроструктура отливок, полученных при разном распределении температурных полей: *a* – толщина донной части – 120 мм, верхнего шлакового слоя – 60 мм; *б* – то же с принудительным охлаждением донной части; *в* – толщина донной части 60 мм, верхнего шлакового слоя – 20 мм



a



б



в

Рисунок 4.8 – Микроструктура отливок, полученных при разном распределении температурных полей: *a* – толщина донной части – 120 мм, верхнего шлакового слоя – 60 мм; *б* – то же с принудительным охлаждением донной части; *в* – толщина донной части – 60 мм, верхнего шлакового слоя – 20 мм

Микроструктура отливок с принудительным охлаждением донной части имеет более дисперсную структуру (рисунок 4.8, *б*), расстояние между ветвями дендритов наименьшее по сравнению с отливками обычного охлаждения (рисунок 4.8, *a*) и отливками, которые охлаждались с наличием небольшой надставки (рисунок 4.8, *в*).

Выводы по главе

В результате проведенных теоретических и экспериментальных исследований:

1. Выбраны и построены модели распределения температуры в отливке и кокиле с целью исследования температурных полей в процессе охлаждения кокиля и находящегося в нем металла.

2. Спрогнозирована структура металла при различных условиях кристаллизации в отливках, полученных ЭКЛ.

3. Установлено, что изменение скорости охлаждения в условиях кристаллизации существенно влияет на формирующуюся структуру легированной стали.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

На базе проведенных в работе исследований решена актуальная научно-техническая задача, направленная на повышение качества отливок из легированной инструментальной стали, полученных электрошлаковым кокильным литьем, за счет применения модифицирования и рафинирования редкоземельными металлами в составе мишметалла и управления конфигурацией теплового поля в процессе охлаждения и кристаллизации металла. Получены следующие результаты:

1. Обосновано использование мишметалла на основе теоретических и экспериментальных исследований в качестве модификатора для стали 4Х5МФС при ЭКЛ с целью получения дисперсной структуры, уменьшения содержания вредных примесей и неметаллических включений в отливках из инструментальной стали.

2. Установлено, что в результате модифицирования и рафинирования стали 4Х5МФС редкоземельными металлами в составе мишметалла в количестве 0,15–0,2 мас. % при электрошлаковом кокильном литье после предварительного проведенного раскисления алюминием происходит десульфурация и дефосфорация металла в среднем на 30 %.

3. Выявлено, что присутствие в качестве модификаторов редкоземельных металлов в исследуемых отливках, полученных ЭКЛ, способствует переводу грубых пленочных включений в глобулярные образования, значительному изменению размерного соотношения неметаллических включений, уменьшению в 3 раза общего количества в результате глобулизации, укрупнения и последующего их всплывания.

4. Установлено, что модифицирование и рафинирование редкоземельными металлами в составе мишметалла при электрошлаковом

кокильном литье инструментальной стали способствует улучшению структуры и повышению прочности при растяжении более 1600 МПа и ударной вязкости выше 0,30 МДж/м².

5. Выявлена взаимосвязь между механическими свойствами и общим содержанием неметаллических включений, указывающая, что при образовании включений размерами более 5 мкм происходит существенное уменьшение прочностных и пластических характеристик.

6. Установлено на основании компьютерного моделирования распределения температурных полей влияние конструкции кокиля, величины тепловой надставки и условия охлаждения на структуру отливок из стали 4X5МФС в процессе их кристаллизации.

7. Показано, что применение кокиля с принудительным охлаждением и модифицирования при ЭКЛ для исследуемой стали способствует дополнительному увеличению предела прочности на растяжение более 1690 МПа.

8. Испытания матриц из модифицированной стали 4X5МФС, полученной ЭКЛ, прошли производственную апробацию, которая показывает, что стойкость опытных матриц не уступает стойкости матриц, изготовленных по обычной технологии, а качество поверхности прессованных изделий улучшается.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате выполненных работ были получены и исследованы отливки из инструментальной стали электрошлаковым кокильным литьем.

1. Для проведения исследований отливок из стали 4X5МФС электрошлаковым кокильным литьем была выбрана экспериментальная установка.

2. Осуществлен выбор модификатора с целью изменения структуры, уменьшения количества неметаллических включений и повышения эксплуатационных свойств в инструментальной стали.

3. Выбраны необходимое оборудование и методы проведения исследований экспериментально полученных образцов.

4. Исследованы макро- и микроструктура образцов легированной стали до и после модифицирования.

5. Изучены и проанализированы природа, количественный и качественный составы неметаллических включений в инструментальной стали.

6. Определено влияние модифицирования редкоземельными металлами в составе мишметалла стали 4X5МФС на структуру и свойства металла.

7. Выявлено, что модифицирование и рафинирование инструментальной стали редкоземельными металлами влияет на морфологию неметаллических включений, приводит к уменьшению общего количества НВ и к значительному изменению их размерного соотношения.

8. Установлено, что модифицирование и рафинирование редкоземельными металлами в составе мишметалла повышает механические свойства инструментальной стали.

9. Исследовано влияние технологии ЭКЛ на механические свойства стали 4Х5МФС.

10. Исследованы температурные поля в процессе охлаждения кокиля и находящегося в нем металла с помощью программы конечно-элементного анализа ANSYS 11.0.

11. Установлены закономерности влияния конструкции кокиля, величины тепловой надставки и условий охлаждения на структуру охлажденной стали.

12. Определены функциональные зависимости между механическими свойствами образцов инструментальной стали и общим содержанием неметаллических включений. Полученные аналитические зависимости были использованы при разработке программного обеспечения для расчета влияния неметаллических включений на механические свойства легированных сталей, полученных электрошлаковым кокильным литьем.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Штремель, М.А. Проблемы металлургического качества стали (неметаллические включения) / М.А. Штремель // МиТОМ. 1980. № 8. С.2–6.
2. Иванов, В.Н. Словарь-справочник по литейному производству / В.Н. Иванов // М. : Машиностроение, 1990. 384 с.
3. Дегазация стали // Больш. сов. энцикл. (БСЭ). М., 1969–1973.
4. Альперович, М.Е. Вакуумный дуговой переплав и его экономическая эффективность / М.Е. Альперович // М. : Metallurgiya, 1978. 168 с.
5. Основы технологии важнейших отраслей промышленности: в 2 ч. : учеб. пособие для студ. экон. спец. вузов / под ред. И.В. Ченцова. 2-е изд., перераб. и доп. Минск : Вышэйш. шк., 1989. 328 с.
6. Технология важнейших отраслей промышленности / под ред. А.М. Гринберга, Б.А. Хохлова, М. : Высш. шк., 1985. 496 с.
7. Земцов, В.А. Применение электрошлаковой тигельной плавки для получения отливок ответственного назначения, используемых в машиностроении / В.А. Земцов, Д.А. Мешков, И.О. Сазоненко // Литье и металлургия. 2008. № 3. С. 166–170.
8. Патон, Б.Е. Повышение эффективности производства металла ЭШП / Б.Е. Патон, Л.Б. Медовар, В.Я. Саенко // Пробл. спец. электрометаллургии. 2003. № 1. С. 4–10.
9. Цыкуленко, А.К. Некоторые области применения электрошлаковой технологии / А.К. Цыкуленко, Л.Б. Медовар, А.В. Чернец // Пробл. спец. электрометаллургии. 2003. № 2. С. 6–9.
10. Fachber. Hüttenprax. Metallweiterverarb. 1986. Bd 24, № 8. S. 707.
11. Steel Times Int., 1986. Vol 10. № 3. P.14.

12. Proceedings 14th International Forgemasters Meeting, IFM 2000. VDEh. Germany. Wiesbaden, Germany, Sept. 3–8, 2000.
13. Medovar, B.L. Elektroslag technologies in the XXIst century Proc. / B.L. Medovar, L.B. Medovar, V.J. Saenko // Asia Steel 2000, China, Sept. 15–18, 2000. Vol., P. 143–149.
14. Жеребцов, С.Н. Эффект упрочнения электрошлакового металла. / С.Н. Жеребцов, В.Н. Шабалин // Ползунов. альманах. 2003. № 4. С. 141, 142.
15. Губенко, С.И. Неметаллические включения в стали / С.И. Губенко, В.В. Парусов, И.В. Деревянченко // Днепропетровск : АРТ-пресс, 2005. 536 с.
16. Narita, K. // Koobe seikosho. 1962. No 12, P. 148.
17. Narita, K. // Nippon kinzoku gakkai kaiho. 1962, № 12, P. 121, 195.
18. Григорович, К.В. Анализ неметаллических включений – основа контроля качества стали и сплавов. / К.В. Григорович, П.В. Красовский, А.С. Трушникова // Аналитика и контроль. 2002. Т. 6. № 2. С. 133–142.
19. Nakajima, K. Тэцу то таганэ. / K. Nakajima // J. Iron and Steel Inst. Jap. 1987. Vol 73, № 312. P. 981.
20. Бороненков, В. Н. Моделирование структуры, свойств и процессов межфазного взаимодействия в системе металл – оксидный расплав – газ / В. Н. Бороненков, М. И. Зиниград, Л. И. Леонтьев [и др.] // Екатеринбург: УрО РАН, 2010. 450 с.
21. Мовчан, Б.А. Границы кристаллизации в литых металлах и сплавах / Б.А. Мовчан // Киев : Техника, 1970. 192 с.
22. Неметаллические включения и дефекты в электрошлаковом слитке / С.Е. Волков, А.Е. Волков, Ю.И. Забалуев, Г.А. Буряковский // М. : Металлургия, 1979 . 135 с.
23. Бутаков, Д.К. Технологические основы повышения качества легированной стали для отливок / Д.К. Бутаков // М. : Свердловск : Машгиз, 1963. 192 с.

24. Явойский, В.Н. Термодинамические и кинетические условия образования неметаллических включений / В.Н. Явойский, А.Ф. Вишкарев, С.А. Близнюков // Электрошлаковый переплав. 1984. Вып. 7. С. 109–119.
25. Улучшение качества стали марки Х25Н16Г7АР (ЭИ835) / С.Е. Волков, И.А. Павперова, М.М. Ключев [и др.] // Пр-во чер. металлов. 1970. Вып. 75. С. 169–177.
26. Медовар, Б. И. Качество электрошлакового металла / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, Д. М. Дяченко // под ред. Б.Е. Патона, Б.И. Медовара ; АН УССР, Ин-т электросварки им. Е.О. Патона. Киев : Наук. думка, 1990. 311 с.
27. Границы зерен крупных слитков ЭШП конструкционной стали / А.Е. Волков, С.Е. Волков, Р.Г. Иванова [и др.] // Сталь. 1975. № 7. С. 648.
28. Проблемы стального слитка / Ф.И. Швед, Д.А. Сосков, Ю.М. Волков [и др.] // М.: Металлургия, 1967. С. 175–181.
29. Mitchell, A. // Ironmak and Steelmak. 1974. Vol. 1. № 3. P. 172–179.
30. Winfried? D. // Stahl und Eisen. 1966. Bd. 86, № 3. S. 782–795.
31. Теория металлургических процессов / А.Е. Волков, В.А. Бояршинов, Р.Г. Иванова [и др.] // М. Металлургия, 1974. С. 157–161.
32. Ефимов, В.А. Разливка и кристаллизация стали / В.А. Ефимов // М. : Металлургия, 1976. 552 с.
33. Ефимов, В.А. Проблемы стального слитка / В.А. Ефимов // М. : Металлургия, 1976. С. 3–17.
34. Голиков, И.Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах / И.Н. Голиков, С.Б. Маслеников // М. : Металлургия, 1977. 224 с.
35. Бутаков, Д.К. Технологические основы повышения качества легированной стали для отливок / Д.К. Бутаков // М. : Свердловск : Машгиз, 1963. 192 с.

36. Патон, Б. Е. Электрошлаковое литье / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. А. Бойко // Киев : Наук. думка, 1981. 192 с.
37. Предотвращение трещинообразования в слитках стали 30ХГСА электрошлакового переплава / Е.И. Тюрин, А.Е. Рубенчик, С.М. Полонская [и др.] // Сталь. 1982. № 8. С. 45,46.
38. Ласенко, В.В. Об устранении трещин в донной части слитка / В.В. Ласенко, А.В. Иванченко, Ю.А. Складнов // Сталь. 1982. № 5. С.31–32.
39. Модифицирование сталей в процессе ЭШП / П.В. Штоль, К.К. Денисов, Е.Н. Еремин [и др.] // Прогрессивные технологические процессы в литейном производстве. Омск, 1982. С. 76–79.
40. Prosens, V. Vpliv tujlh nukleatorjiev na kristallzacijo pretaljevanju pod zlingro / V. Prosens // Rud.-met. zv. 1979. Bd 26, № 4. S. 417–429.
41. Исследование возможности модифицирования стали в процессе ЭШП / В.А. Харченко, Н.В. Богданова, А.А. Троянский, Б.В. Дегтярев // Пробл. спец. Электрометаллургии. 1976. Вып. 4. С. 40–45.
42. Bar, R. Soudagenelektrigue sous laitier / R. Bar // Allianceind. 1964. Nov. P. 343–352, 361–368.
43. Erdman-Jesnitzer, F. Verbesserung von Gefugeasbildung und mechanischen von Elektro-Schlak-Schweissnahten / F. Erdman-Jesnitzer, J. Schubert, M. Marschner // Schweisstehnik (DDR). 1961. Bd. 11, № 10. S. 441–448.
44. Применение окислов редкоземельных металлов в качестве компонентов флюса при электрошлаковом переплаве среднелегированной Cr–Ni–Mo стали / Б.И. Медовар, В. Тихонов, В.Я. Саенко, А.В. Бешенцев // Пробл. спец. электрометаллургии. 1981. Вып. 14. С. 50–54.
45. К вопросу о влиянии окислов и фторидов РЗМ в составе флюсов ЭШП на основе CaF_2 на концентрацию водорода в переплавляемом металле / В.Я. Саенко, А.В. Бешенцев, В.А. Тихонов, А.Г. Богаченко // Пробл. спец. электрометаллургии. 1982. Вып. 17. С. 32,33.

46. Исследование структуры среднелегированной Cr–Ni–Mo стали, подвергнутой ЭШП с использованием окислов редкоземельных металлов в качестве компонентов флюса / В.А. Тихонов, Б.И. Медовар, Л.И. Маркошова [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. 1985. № 4. С. 10–14.
47. Баландин, Г.Ф. Формирование кристаллического строения отливок / Г.Ф. Баландин // М. : Машиностроение, 1973. 287 с.
48. Флемингс, М.С. Литье полутвердого металла / М.С. Флемингс, Р.Э. Мерабиан // Материалы 40-го Междунар. конгресса литейщиков. М., 1975. С. 36.
49. Флемингс М.С., Мерабиан Р.Э. // Технология и оборудование литейного производства : экспресс-информ. НИИчермет. 1974. № 10. С. 1–10.
50. Электромагнитное вращение жидкой ванны при электрошлаковом переплаве / Н.П. Дружинина, М.М. Ключев, Д.П. Розанов, В.В. Топилин // Бюл. ЦНИИЧМ. 1963. № 3. С. 38–40.
51. Дудко, Д.А. Электромагнитное перемешивание шлаковой и металлической ванны при электрошлаковом процессе / Д.А. Дудко, И.Н. Рублевский // Автомат. Сварка. 1960. № 9. С. 12–16.
52. Трочун, И.П. Магнитное управление кристаллизацией при электрошлаковом процессе / И.П. Трочун, В.П. Черныш // Свароч. пр-во. 1965. № 11. С. 3–5.
53. Raman, A. Elektroslag welds: problems and cures / A. Raman // Ibid. 60, № 12. P. 17–21.
54. Чуманов, И.В. К вопросу об использовании инокуляторов-холодильников при переплавных процессах / Чуманов И.В. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2008. № 3. С. 29–33.
55. Управление кристаллизацией слитка путем ввода макрохолодильников при электрошлаковом переплаве / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар, В.Я.

- Саенко, Ю.Г. Емельяненко // Литье с применением инокуляторов. Киев : ИПЛ Ан УССР, 1981. С. 13–19.
56. Цыкуленко, А.К. Исследование влияния кусковых присадочных материалов / А.К. Цыкуленко, Н.В. Жук, В.Н. Скрипник // Электрошлаковая технология. Киев : Наук. думка, 1978. С. 67–171.
57. Рассказов, А.Ф. Состояние и перспективы изготовления литых штампов для горячего деформирования / А.Ф. Рассказов, Э.В. Никитенко // Кузнечно-штамповое пр-во. 1981. № 5. С. 33,34.
58. Еремин, Е.Н. Модифицирование электрошлакового металла / Е.Н. Еремин // М. : Технология машиностроения, 2006. 207 с.
59. Сучков, А.Н. Влияние комплексного модифицирования и микролегирования на свойства экономлегированных сталей / А.Н. Сучков, А.В. Морев // Технология и организация пр-ва. 1986. № 47. С. 40.
60. Браун, М.П. Микролегирование стали / М.П. Браун // Киев : Наук. думка, 1982. 303 с.
61. Зуева, Л.В. Влияние модифицирование на улучшение структуры и свойств литых штамповых сталей / Л.В. Зуева, В.В. Куниловский // Литейное пр-во. 1982. № 10. С.16,17.
62. Влияние скорости охлаждения на структуру никелевых сплавов / С.Х. Фаткулин, Е.А. Зверева, Д.С. Попов [и др.] // Изв. АН СССР. Сер. Металлы. 1975. № 6. С. 100–103.
63. Примеров, Е.Н. Литые штампы напряженной конструкции / Е.Н. Примеров, В.В. Тусаев, В.А. Чернов // Литейное пр-во. 1976. № 1. С.37–38.
64. Ковбаса, В.Г. Комплексное легирование и модифицирование стали / В.Г. Ковбаса, В.И. Москаленко, Ю.Н. Никитченко // Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и

долговечности изделий : тр. IV Всесоюз. Науч.-тех. конф. Запорожье, 1989. С. 9.

65. Тишаев, С.И. Влияние легирования на тонкую структуру и механические свойства теплостойкой штамповой стали / С.И. Тишаев, Л.К. Орицкая, Ю.М. Полетаев // МиТОМ. 1981. № 11. С.30–32.
66. Гурьев, А.М. Новые материалы и технологии для литых штампов горячего деформирования / А.М. Гурьев // Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 1998. 208 с.
67. Поволоцкий, Д.Я. Раскисление стали / Д.Я. Поволоцкий // М. : Металлургия, 1972. 208 с.
68. Гуляев, А.П. Влияние добавок РЗМ и бора на свойства конструкционной стали / А.П. Гуляев, Е.А. Ульянин // МиТОМ. 1961. № 10. С. 50–55.
69. Редкоземельные элементы в сталях и сплавах : сб. науч. тр. М. : Металлургия, 1959. 246 с.
70. Коновалов, Р.П. Влияние РЗМ на свойства стали 30ХГСА / Р.П. Коновалов, Ю.В. Кряковский, А.Ф. Белякова // Изв. высш. учеб. Заведений. Сер. Черная металлургия. 1967. № 9. С.34 – 37.
71. Кряковский, Ю.В. Применение РЗМ при производстве стали / Ю.В. Кряковский // Проблемы сталеплавильного производства. М. : Металлургия, 1969. С.72 – 76.
72. Влияние редкоземельных металлов на свойства стали в жидком и твердом состояниях / В.Н. Полисадов, М.Ф. Сидоренко, М.И. Гладков [и др.] // Изв. вузов. Сер. Черн. металлургия. 1967. № 1. С. 66 – 68.
73. Резникова, С.Я. Влияние редкоземельных элементов на содержание серы и кислорода в жидкой стали и состояние в твердых сталях и сплавах / С.Я. Резникова // Редкоземельные элементы в сталях и сплавах. М., 1959. С. 50–76.

74. А. с. 1219669 СССР, МКИ 3 С 22 С 38/60. Литейная штамповая сталь / Т.Ш. Сахелашвили (СССР) [и др.] 4 с.
75. Гуляев, Б.Б. Влияние редкоземельных элементов на кристаллизацию и механические свойства литой стали / Б.Б. Гуляев, И.А. Шапранов, О.И. Магницкий // Редкоземельные элементы в сталях и сплавах. М., 1959. С. 93–117.
76. Вербмондинская, Е.Д. Влияние добавок церия на свойства хромоникельмолибденовой стали для фасонного литья / Е.Д. Вербмондинская, И.В. Исаков, А.Е. Хлебников // Редкоземельные элемента в сталях и сплавах. М., 1959. С. 118–129.
77. Исследование стойкости штампов для горячей штамповки // Технология и оборудование кузнечно-штамповочного производства : экспресс-информ. 1987. № 5. С. 1 – 18. № 6. С. 1–31.
78. Yamamoto, H. Some factors that influence the life of hot work tools / H. Yamamoto // Casting Forging and Heat Treatment. 1980. № 394. P. 33–40.
79. Toshio, M. Delect of steels for metal molds and their prevention steels bor hot-pressing dies and forging dies / M. Toshio // Special Steel. 1976. Vol. 25. № 8. P 22–35.
80. Свойства и износостойкость штамповых сталей // Технология и оборудование кузнечно-штампового пр-ва : экспресс-информ. 1980. № 18. С.18–26.
81. Sharma, R. Wear ob forging dies by birstbive strikes / R. Sharma, D. Arrowsmith // Wear. 1981. Vol. 74, № 1. P. 1–10.
82. Шаломеев, В.А. Влияние легирования и модифицирования на механические и эксплуатационные свойства отливок из стали 45Х2СФЛ / В.А. Шаломеев, М.С. Шрамко, Ю.А. Шульте // Тр. IV Всесоюз. науч.-техн. конф. Запорожье, 1989. С. 209.

83. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер // М. : Metallurgy, 1983. 527 с.
84. Раскисление литой стали / Л.И. Пронский, В.Н. Сента, Н.В. Тюлькина, А.И. Белый // Литейное пр-во. 1986. № 6.С. 27–28.
85. Влияние модифицирующих элементов на структуру и служебные свойства стали горячего деформирования / Т.Н. Строгая, Ю.М. Мухин, Е.Л. Зац [и др.] // Донецк, 1986. 11 с. Деп. в Черметинформации 30.04.86, № 3966.
86. Повышение стойкости штампового инструмента из модифицированной стали / Т.Н. Строгая, Ю.М. Мухин, Е.Л. Зац [и др.] // Проблемы спец. электрометаллургии. 1989. № 1. С. 5–7.
87. Влияние модифицирования редкоземельными металлами на механические и коррозионные свойства низколегированных сталей / А.В. Иоффе, Т.В. Тетюева, Т.В. Денисова, А.О. Зырянов // Вектор науки ТГУ. № 4. 2010. С. 41–46.
88. Влияние модифицирования рзм на формирование неметаллических включений в высокоуглеродистых сталях / Л.А. Смирнов, В.А. Ровнушкин, А.Б. Добужская, Г.Н. Юнин, Е.В. Полевой, Д.В. Бойков, С.А. Спирин // СТАЛЬ. № 11. 2016 . С. 21–28.
89. Гольштейн, Я.Е. Влияние церия на структуру литой и ковальной стали / Я.Е. Гольштейн, О.Д. Жажанина // Редкоземельные элементы в сталях и сплавах. М., 1959. С.31–49.
90. Глебов, А.Г. Электрошлаковый переплав / А.Г. Глебов, Е.А. Мошкевич // М. : Metallurgy, 1985. 343 с.
91. Миронов, Ю.М. Установки электрошлаковой металлургической технологии / Ю.М. Миронов // Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2007. 408 с.

92. Савенко, В. Я. Качество литых заготовок ЭШЛ, применяемых в металлургическом и тяжелом машиностроении / В. Я. Савенко // Пробл. спец. электрометаллургии. 1976. № 8. С. 22–30.
93. Патон, Б.Е. Центробежное электрошлаковое литье – новое направление электрошлаковой технологии / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар, В.Л. Шевцов // Пробл. спец. электрометаллургии. 1984. Вып. 20. С. 38–43.
94. Медовар, Б.И. Исследование формообразования и кристаллизации отливок центробежного электрошлакового литья / Б.И. Медовар, Г.С. Маринский, В.В. Лакомский, В.И. Дреголюк // Пробл. спец. электрометаллургии. 1984. Вып. 21. С. 18–22.
95. Патон, Б.Е. Новая безотходная технология – электрошлаковое кокильное литье / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар, Ю.В. Орловский // Электрошлаковая технология. Киев : Наук. думка, 1983. С.128–134.
96. Исследование кинетики кристаллизации отливки в открытом кокиле при электрошлаковом кокильном литье / Б.И. Медовар, Ю.В. Орловский, В.Ф. Демченко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. 1983. Вып. 19. С. 6–11.
97. Электрошлаковое кокильное литье изделий из жаропрочных сплавов / Е.Н. Еремин, Ю.О. Филиппов, А.Е. Еремин // Литейщик России. 2007. № 10. С. 18–21.
98. Власов, А.Ф. Электрошлаковое кокильное литье деталей горного оборудования с использованием экзотермических электропроводных флюсов / А.Ф. Власов // Технология машиностроения. 2014. № 3. С. 10–15.
99. Александров, А.Ю. Электрошлаковое литье высоконагруженных тонкостенных деталей из мартенситностареющих сталей / А.Ю. Александров, А.Б. Грехов // Литейное пр-во. 2006. № 6. С. 19, 20.

100. Патон, Б.Е. Электрошлаковая технология за рубежом / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар // Киев : Наук. думка, 1982. 320 с.
101. Токмин, А. М. Микролегирование и модифицирование штамповой стали, полученной с применением электрошлаковых технологий (ЭШТ) / А. М. Токмин, Л. А. Быконя // Технология металлов. 2006. № 4. С 25–31.
102. Токмин, А. М. Применение электрошлаковой технологии для получения отливок из высоколегированных сталей / А. М. Токмин // Технология машиностроения. 2006. № 9. С. 9–14.
103. Николаев, В.П. Термическая обработка стали 110Г13Л с использованием остаточного тепла отливок / В.П. Николаев // МиТОМ. 1980. № 1. С. 16–21.
104. Жеребцов, С.Н. Термическая обработка центробежно-литой электрошлаковой стали / С.Н. Жеребцов, Б.Е. Лопаев // МиТОМ. 2005. № 10. С. 33–36.
105. Токмин, А.М. Влияние термоциклической обработки на ударную вязкость литого инструмента / А. М. Токмин, Н.К. Иордан // Текстуры и кристаллизация в металлах и сплавах. Уфа, 1989. С. 186–187.
106. Влияние условий выплавки к термической обработке сталей / А.М.Токмин, В.И. Темных, Л.А. Быконя, А.М. Синичкин // Проблемы обеспечения качества изделий в машиностроении. Красноярск, 1994. С. 34–39.
107. Neuberger, F. Anwendungsbereich und Wärmebehandlung von Gesenken mit vorgegossener Gravur / F. Neuberger // Giessereitechnik. 1965. Bd. 11, № 3. S. 79–84.
108. Масанский, О.А. Получение слоистого композиционного материала с регулируемой структурой и свойствами / О.А. Масанский, дисс. ... канд. тех. наук. – Красноярск, 2012. – 126 с.

109. Вашуль, Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов; пер. с нем / Х. Вашуль / М. : Металлургия, 1988. 320 с.
110. Токмин, А.М. Исследование путей повышения свойств штамповых сталей для горячего прессования и разработка состава стали с высокой теплостойкостью и повышенной вязкостью : канд. дис. технических наук / Александр Михайлович Токмин // М., 1977.
111. Зайцев, Л.П. Известная металлография в видимых и ультрафиолетовых лучах / Л.П. Зайцев, Т.Г. Порохова // М. : Металлургия, 1964. 169 с.
112. Трехтенберг, Б.Ф. Структура «белых» слоев, деформирующихся при циклическом температурно-силовом воздействиях / Б.Ф. Трехтенберг, М.А. Шубина // МиТОМ. 1969. № 3. С. 55 – 57.
113. Брандон, Д. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля / Д. Брандон, У. Каплан // М. : Техносфера, 2004. 384 с.
114. Горелик, С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев // М. : МИСИС, 2002. 360 с.
115. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ в примерах практического применения / М.М. Криштал, И. С. Ясников, В.И. Полунин [и др.] // М. : Техносфера, 2009. 208 с.
116. Синдо, Д. Аналитическая просвечивающая электронная микроскопия / Д. Синдо, Т. Оикава // М. : Техносфера, 2006. 256 с.
117. Шевельков, В. В. Твёрдость – критерий упрочнения металлических материалов / В. В. Шевельков // Вестн. Псков. гос. ун-та. Сер. Экон. и техн. науки. С. 125–133. 2014. № 5.
118. Глазов, В.М. Микротвёрдость металлов / В.М. Глазов, В.Н. Вигдорович // М. : Металлургиздат, 1962. 124 с.
119. Токмин, А.М. Распределение неметаллических включений при затвердевании штамповой стали в условиях электрошлаковых процессов

- / А.М. Токмин, В.Н. Падар, Н.В. Ларионова // Технология машиностроения. 2009. № 11. С. 3–6.
120. Исследование тепловых процессов кристаллизации отливок электрошлакового кокильного литья / Н.В. Ларионова, А.М. Токмин, Л.А. Свечникова, А.М. Синичкин // Литейное пр-во. 2016. № 6. С. 22–25.
121. О влиянии неметаллических включений на свойства кокильных заготовок, полученных электрошлаковым литьем / Н.В. Ларионова, А.М. Токмин, П.О. Шалаев, Р.В. Есин // Metallurgy машиностроения. 2017. № 3. С. 39–40.
122. Ларионова, Н.В. Исследование условий охлаждения на структуру и свойства отливок из стали 4X5MΦC / Н.В. Ларионова, А.М. Токмин, О.А. Масанский // Техника и технологии. 2018. Т. 11, № 4. С 488–494.
123. Ларионова, Н.В. Исследование влияния модифицирования на строение и свойства отливок из стали 4X5MΦC, полученных с применением электрошлаковой технологии / Н.В. Ларионова, А.М. Токмин, В.С. Казаков, О.А. Масанский // Техника и технологии. 2019. Т. 12, № 5. С 599–606.
124. ГОСТ 5639–82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. М. : Изд-во стандартов, 1983.
125. Явойский, В.И. Неметаллические включения и свойства стали / В.И. Явойский, Ю.И. Рубенчик. М. : Metallurgy, 1980. 176 с.
126. Флемингс, М. Процессы затвердевания / М. Флемингс. М. : Мир, 1977. 423 с.
127. Гурьев, А.М. Теория и практика получения литого инструмента / А.М. Гурьев, Ю.П. Хараев. Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 2005. 220 с.
128. Заявка на изобретение: «Способ изготовления отливок методом электрошлакового литья» Ларионова Н.В., Токмин А.М., Бабкин В.Г. № 2019109629 от 01.04.2019.

129. Дауд, А.Д. Дефосфорация хромистых расплавов с использованием оксидов редкоземельных металлов / Дауд А. Д., Семин А.Е., Котельников Г.И., Щукина Л.Е. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. №1. 54–59.
130. Программа для ЭВМ: «Mechanical Properties» Ларионова Н.В., Шалаев П.О., Токмин А.М. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2017615806 от 24.05.2017 г.
131. Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар, В.Л. Шевцов, В.М. Мартын [и др.] // под ред. Б.Е. Патона, Б.И. Медовара. Киев: Наук. думка, 1988. 214 с.
132. Анализ тепловых процессов в отливках электрошлакового кокильного литья / Н. В. Ларионова, О.А. Масанский, Л. А. Свечникова, А. М. Токмин // Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред им. А.Г. Горшкова. Науч.-тех. конф. М., 2015.
133. Колокольцев, В.М. Моделирование температурных полей при получении отливок / В.М. Колокольцев, Е.В. Синицкий, А.С. Савинов // Вестник Магнитогор. гос. ун-та им. Г.И. Носова. 2015. № 3. С. 39–43.
134. Труфанов, Н.А. Численно-экспериментальный анализ процесса кристаллизации слитка / Н.А. Труфанов, Л.Р. Шаяхметова // Науч.-техн. вестн. Поволжья. 2015. № 5. С. 291–294.
135. Использование программы ^{*}ANSYS для моделирования тепловых полей в процессе кристаллизации отливки при электрошлаковом литье / Г.Н. Бояркин [и др.] // Сб.тр. 1-й конф. пользователей программного обеспечения CAD–FEM GmbH. М., 2002. С. 420–422.
136. Жадкевич, М.Л. Электрошлаковые технологии получения высоконагруженных деталей и инструмента / М.Л. Жадкевич, А.Г. Богаченко, В.Л. Шевцов, Г.С. Маринский // Металлообработка. 2003. № 4. С. 30–36.

ПРИЛОЖЕНИЕ А



Утверждаю:

Главный инженер ООО «КраМЗ»

Мотков М. Г.

«18» 10 20 18

Акт

проведения испытаний опытно-промышленных образцов матриц из инструментальной стали, полученных электрошлаковым кокильным литьем

Настоящим актом удостоверяется, что результаты научных исследований, заключающихся в испытании матриц из модифицированной стали 4Х5МФС, полученных ЭКЛ с направленной структурой, прошли промышленную апробацию.

В результате комплексного воздействия была получена сталь, обладающая высокими эксплуатационными свойствами.

Испытания матриц для прессования круглых прутков из алюминиевого сплава АД31 проводились на горизонтальном гидравлическом прессе усилием 1325 тн в прессовом цехе №2. Температура нагрева заготовки составляла 450–490 °С. Температура нагрева контейнера 420–460 °С.

Анализ результатов показал, что стойкость опытных матриц не уступает стойкости матриц, изготовленных по обычной технологии. При этом следует отметить некоторое улучшение качества поверхности прессованных изделий.

Главный технолог ООО «КраМЗ»

Потехина Ж.В.

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

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

SIBERIAN
FEDERAL
UNIVERSITY



СИБИРСКИЙ
ФЕДЕРАЛЬНЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ

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

№ _____
на № _____ от _____



И.о. ректора СФУ

УТВЕРЖДАЮ

В.И.Колмаков

2017г.

АКТ

внедрения в учебный процесс

Настоящим актом подтверждается, что программа для ЭВМ «Mechanical Properties» Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2017615806, разработанная коллективом ученых в составе А.М.Токмин, Н.В.Ларионова и П.О.Шалаев, внедрена в учебный процесс Политехнического института и применяется при обучении магистрантов по направлению 22.04.01 «Материаловедение и технологии обработки материалов», образовательной программы 22.04.01.04 «Синтез и литье новых металлических материалов» кафедры «Материаловедение и технологии материалов», при выполнении научно-исследовательских курсовых и дипломных работ, что повышает эффективность обучения.

Директор
Политехнического института

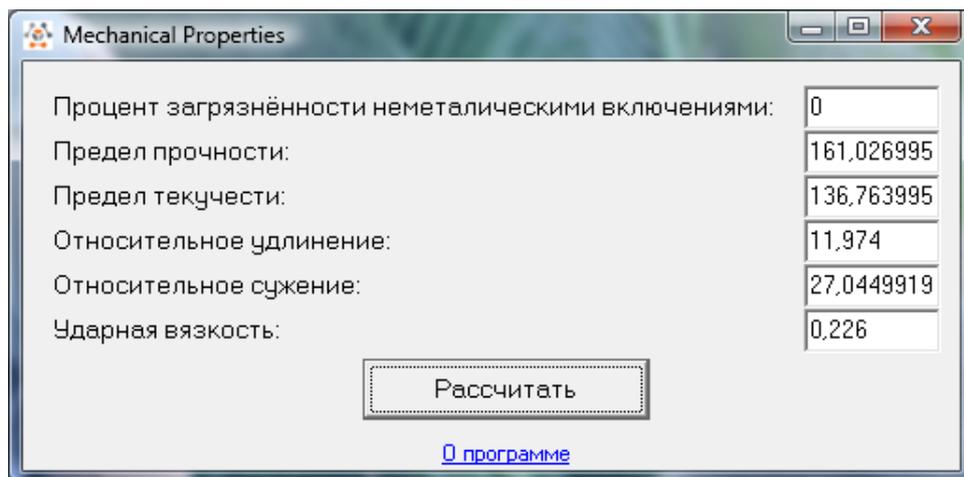
/В.И.Пантелев/

Заведующий кафедрой
«Материаловедение и
технологии обработки материалов»

/В.И.Темных/

ПРИЛОЖЕНИЕ В

Программа предназначена для расчета влияния неметаллических включений на механические свойства легированных сталей, полученных электрошлаковым кокильным литьем.

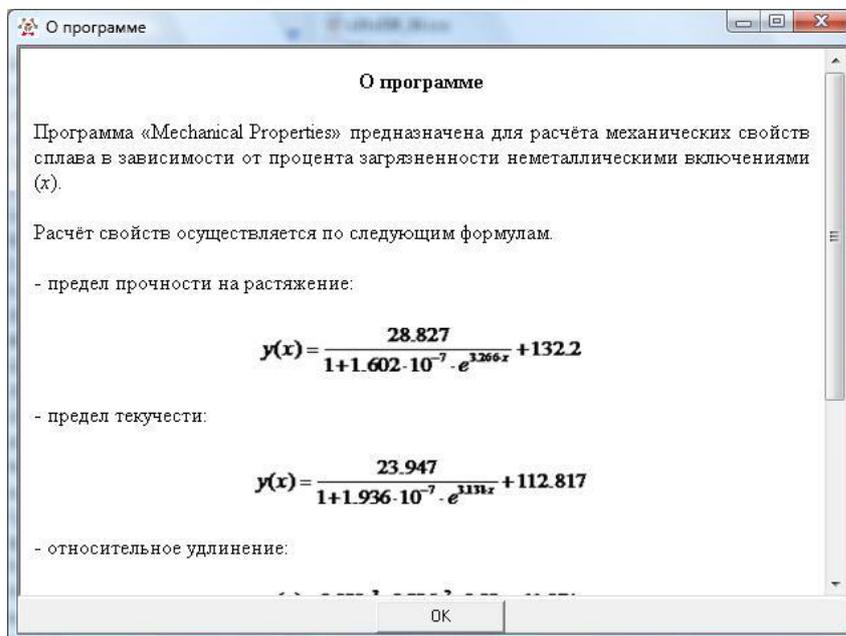


Mechanical Properties

Процент загрязнённости неметаллическими включениями:	0
Предел прочности:	161,026995
Предел текучести:	136,763995
Относительное удлинение:	11,974
Относительное сужение:	27,0449919
Ударная вязкость:	0,226

Рассчитать

[О программе](#)



О программе

Программа «Mechanical Properties» предназначена для расчёта механических свойств сплава в зависимости от процента загрязнённости неметаллическими включениями (x).

Расчёт свойств осуществляется по следующим формулам:

- предел прочности на растяжение:
$$y(x) = \frac{28.827}{1 + 1.602 \cdot 10^{-7} \cdot e^{3266x}} + 132.2$$
- предел текучести:
$$y(x) = \frac{23.947}{1 + 1.936 \cdot 10^{-7} \cdot e^{1137x}} + 112.817$$
- относительное удлинение:

ОК

```

Главноеокно
{Главноеокно}
unitMain;
interface
uses
  Windows, Messages, SysUtils, Variants, Classes, Graphics, Controls, Forms,
  Dialogs, StdCtrls, Math {чтобы возводить в степень};
type
  TForm1 = class(TForm)
    Edit1: TEdit; {x}
    Label1: TLabel;
    Label2: TLabel;
    Label3: TLabel;
    Label4: TLabel;
    Label5: TLabel;
    Label6: TLabel;
    Edit2: TEdit;
    Edit3: TEdit;
    Edit4: TEdit;
    Edit5: TEdit;
    Edit6: TEdit;
    Button1: TButton;
    Label7: TLabel;
  procedure Button1Click(Sender: TObject);
  procedure Label7Click(Sender: TObject);
  procedure Edit1KeyPress(Sender: TObject; var Key: Char);
  private
    { Private declarations }
  public
    { Public declarations }
  end;
  var
    Form1: TForm1;
    Link: String;
    Flag: Boolean;
  implementation
  uses Unit2;
  {$R *.dfm}
  (*Расчет*)
  procedure TForm1.Button1Click(Sender: TObject);
  begin
    Edit2.Text:=FloatToStr(28.827/(1+(1.602*Power(10, -7)) //Предел прочности
      *(exp(3.266*(StrToFloat(Edit1.Text))))+132.2); //28.827/(1+1.602*10^(-
7)*e^(3.266*x))+132.2
    Edit3.Text:=FloatToStr(23.947/(1+(1.936*Power(10, -7)) //Предел текучести

```

```

    *(exp(3.131*(StrToFloat(Edit1.Text))))+112.817); //23.947/(1+1.936*10^(-
7)*e^(3.131*x))+112.817
    Edit4.Text:=
Float ToStr((0.028*Power(StrToFloat(Edit1.Text), 3)) //Относительное удлинение
-(0.326*Power(StrToFloat(Edit1.Text), 2)) //0.028*x^3-0.326*x^2-0.03*x+11.974
-(0.03*StrToFloat(Edit1.Text))+11.974);
    Edit5.Text:=FloatToStr(16.177/(1+(5.003*Power(10, -7)) //Относительное сужение
*(exp(3.098*(StrToFloat(Edit1.Text))))+10.868); //16.177/(1+5.003*10^(-
7)*e^(3.098*x))+10.868
    Edit6.Text:=
FloatToStr((1.747*Power(10, -3) //Ударная вязкость
*Power(StrToFloat(Edit1.Text), 3)) //1.747*10^(-3)*x^3-0.026*x^2-
0.088*x+0.226
-(0.026*Power(StrToFloat(Edit1.Text), 2))
+(0.088*StrToFloat(Edit1.Text))+0.226);
end;
{Проверка на то, чтобы в форму можно было ввести только числа}
procedure TForm1.Edit1KeyPress(Sender: TObject; var Key: Char);
begin
if Not (Key in ['0'..'9', decimalseparator, #8])then Key:=#0;
end;
{Открытие окна "Опрограамме"}
procedure TForm1.Label7Click(Sender: TObject);
var k: double;
begin
if TryStrToFloat(Edit1.Text, k) then Flag:=True //Передача параметров из Edit1
else Flag:=False; //во вторую форму
Link:=Edit1.Text;
Form2:=Tform2.create(self); //Открытие формы
Form2.ShowModal;
end;
end.
Окно «Опрограамме»
{Окно "Опрограамме"}
unit Unit2;
interface
uses
    Windows, Messages, SysUtils, Variants, Classes, Graphics, Controls, Forms,
    Dialogs, StdCtrls, OleCtrls, SHDocVw, ExtCtrls;
type
    TForm2 = class(TForm)
        WebBrowser1: TWebBrowser;
        Panel1: TPanel;
        Button4: TButton;
    procedure Activate(Sender: TObject);
    private
        { Private declarations }
    public

```

```
{ Public declarations }
end;
var
  Form2: TForm2;
implementation
uses Main;
{$R *.dfm}
procedure TForm2.Activate(Sender: TObject);
begin
ifMain.Flag
  Then WebBrowser1.Navigate(ExtractFilePath(Application.ExeName)+'about.html')
  Else WebBrowser1.Navigate(Main.Link);
end;
end.
```