

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«БРЯНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи



КУЗОВОВ Сергей Сергеевич

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБА ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ
ОБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН В ФАСОННЫХ
СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Специальность 2.6.3 – Литейное производство

Диссертация
на соискание ученой
степени кандидата технических наук

Научный руководитель
доктор технических наук, доцент
К. В. Макаренко

Москва – 2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1 АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА ПОВЫШЕНИЯ ТРЕЩИНОУСТОЙЧИВОСТИ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК.....	14
1.1 Представления о механизме образования ГТ в отливках.....	14
1.2 Влияние технологических факторов на процесс образования ГТ.....	20
1.3 Критерии образования ГТ	27
1.4 Влияние силового взаимодействия в системе «отливка-покрытие- форма/стержень» на образование ГТ.....	36
1.5 Анализ возможных путей повышения трещиностойкости отливок, основанных на управлении процессами структурообразования	45
1.6 Выводы по главе 1.....	51
2 МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБРАБОТКИ ДАННЫХ	53
2.1 Исследование макро- и микроструктуры дефектной зоны отливки	53
2.2 Методика и пробы для изучения процессов образования ГТ и структурообразования в поверхностной зоне отливки	57
2.3 Методика измерения температуры в процессе кристаллизации в поверхностной зоне отливки	60
2.4 Программы для моделирования и получения трехмерных моделей поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы.....	61
2.5 Методы математико-статистической обработки данных.....	64
2.6 Способ и оборудование для определения твердости стали в поверхностной зоне отливки	67
2.7 Выводы по главе 2.....	68

3	ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ОБРАЗОВАНИЯ ГТ В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ	70
3.1	Макроструктурные исследования дефекта ГТ и дефектной зоны	70
3.2	Микроструктурные исследования дефекта ГТ и дефектной зоны	83
3.3	Разработка уточненного критерия RDG с учетом угла разориентировки между главными осями дендритов	93
3.4	Выводы по главе 3	97
4	ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗОНЕ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК	99
4.1	Взаимосвязь между образованием поверхностных ГТ и структурой металла в поверхностной зоне отливки	99
4.2	Обоснование выбора хромитового песка как основы функционального покрытия и определение его свойств	101
4.3	Экспериментальные исследования по оценке влияния микрорельефа поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы на формирование структуры в поверхностной зоне отливки	106
4.4	Экспериментальные подтверждения разработанного способа повышения трещиностойкости стальных отливок	109
4.5	Обоснование влияния микрорельефа поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы на структуру стали в поверхностной зоне отливки	113
4.6	Расчет линейной скорости кристаллизации отливки в песчано-глинистой форме с функциональным покрытием на основе хромитового песка с учетом значения K_{ϕ}	132
4.7	Анализ влияния сил трения в системе силового взаимодействия «отливка-покрытие-форма/стержень» на образование поверхностных ГТ	143

4.8	Выводы по главе 4.....	150
5	ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	153
5.1	Методика исследования дефекта и дефектной зоны для выявления типа ГТ в стальных отливках	153
5.2	Работы по повышению трещиностойкости стальных отливок для ЖД транспорта на АО «ПО «Бежицкая сталь»	157
5.3	Выводы по главе 5	171
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	173
	ПЕРСПЕКТИВЫ ДАЛЬНЕЙШЕЙ РАЗРАБОТКИ ТЕМЫ	175
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	176
	ПРИЛОЖЕНИЯ	201
	Приложение А (Дополнительные таблицы).....	202
	Приложение Б (Копия государственного свидетельства на изобретение)	209
	Приложение В (Копия акта промышленного внедрения).....	210
	Приложение Г (Копия акта внедрения в учебный процесс).....	211

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

На сегодняшний день литейное производство остается основной заготовительной базой в машиностроении. К категории отливок ответственного назначения относятся изделия, работающие в сложных эксплуатационных условиях, к которым предъявляются высокие требования качества, ряд которых используется в узлах и устройствах грузовых вагонов железнодорожного (ЖД) транспорта. ЖД транспорт, являясь одним из важнейших видов транспорта в Российской Федерации, играет значимую роль в обеспечении работы отечественной экономики. В грузовых вагонах ЖД транспорта литые детали определяют их эксплуатационную надежность и долговечность. Согласно статистическим данным, приведенным в работах Ю.Ф. Воронина, А.В. Монастырского, О.М. Огородниковой, Е.А. Чернышова, Д.В. Шиханова [102, 240], стальные отливки с литейными дефектами, в особенности с горячими трещинами, приводят к большому числу аварий на железной дороге. Учитывая рост количества аварий за последние годы, необходимо отметить, что повышение безопасности перевозок является главной задачей отрасли. В связи с этим, обеспечение ЖД отрасли качественными литыми изделиями является актуальным направлением научных исследований.

Фасонные отливки для ЖД транспорта: «Рама боковая», «Балка надрессорная» и «Корпус автосцепки», изученные в работе, имеют следующие отличительные особенности: сравнительно большая масса и, как следствие, большие габаритные размеры; сложная конфигурация, представленная в основном корпусными изделиями, в которых имеется большое количество рассредоточенных тепловых узлов, обусловленных конструкционной сложностью изделия и наличием многочисленных переходов от толстой к тонкой стенке. Отливки получают из легированных сталей марок 20ГЛ, 20ГТЛ или 20ГФЛ, которые склонны к развитию усадочных напряжений и имеют сравнительно широкий интервал кристаллизации. В таких условиях существует большая вероятность развития усадочных дефектов, в том

числе горячих трещин (ГТ). Требования к отливкам «Рама боковая» и «Балка наддресорная» регламентируются [1,2]. Соответствующие стандарты предъявляют высокие требования к качеству отливок, например, особо повышенное внимание уделяется трещинам, которые в процессе эксплуатации изделия, выступая в качестве потенциального концентратора напряжений, могут приводить к переходу детали из опасного в предельное состояние, а при катастрофическом исходе к потере целостности. Учитывая высокие технические требования, предъявляемые к стальным отливкам ЖД транспорта, а также их конструктивные и технологические особенности, необходимо отметить сложность решаемых задач, которые требуют от специалистов-литейщиков разработки целого комплекса технологических мероприятий, направленных на предотвращение такого дефекта как ГТ.

Проблеме образования ГТ в стальных отливках посвящено большое количество работ различных именитых ученых-литейщиков. Помимо вышеупомянутых исследователей, необходимо отметить труды таких ученых как Г.Ф. Баландина, К.А. Батышева, К.Н. Вдовина, В.М. Грузмана, Б.Б. Гуляева, В.Б. Деева, М.Ю. Ершова, М.А. Иванова, Л.С. Константинова, А.М. Королькова, А.Ю. Коротченко, С.В. Мартыненко, Ю.А. Нехендзи, А.А. Рыжикова, А.С. Савинова, И.Ф. Селянина, А.Ф. Смыкова, Ю.А. Степанова, Н.А. Трубицына, А.П. Трухова, Е.А. Чернышова, А.Я. Шатова, С. Beckermann, С. Monroe, В. Santillana, В.G. Thomas. Их работы в области изучения влияния различных факторов на образование ГТ, методов исследования и разработки теоретических моделей механизмов возникновения ГТ и технологических способов, направленных на ликвидацию данного литейного дефекта в отливках, являются без преувеличения фундаментальными в данной области. Однако, возрастающие требования к качеству литейной продукции, обусловленные повышением грузоподъемности вагонов ЖД транспорта, внедрение в отечественных литейных цехах новых технологических способов получения литейных форм и стрежней, требуют дальнейших исследований в области образования ГТ и разработки новых технологических способов, направленных на их предотвращение в ответственных стальных отливках.

Такой вид дефекта как ГТ зарождается на этапе затвердевания отливки и является одним из наиболее сложных литейных дефектов, которые могут образовываться в отливках. В настоящее время актуальность исследований по данной тематике подтверждается работами [1, 58, 62, 102, 119, 147, 153, 197, 240]. Технологический процесс изготовления отливки обусловлен рядом сложных физико-химических процессов. Образование ГТ происходит при высоких температурах под влиянием большого числа факторов. Для разработки технологических мероприятий, связанных с предупреждением образования ГТ, необходимо учесть большинство этих факторов, изучить процесс их взаимосвязи и оценить степень влияния в зависимости от конкретных условий производства [140]. Технологам-литейщикам в условиях реального производства приходится решать задачу сокращения уровня брака из-за образования ГТ, используя индивидуальные подходы для каждой отдельной отливки. Сложность решения данной научно-технической задачи отчасти объясняется большим числом факторов, которые оказывают прямое или косвенное воздействие на процесс образования ГТ в отливках.

Для сокращения брака отливок ЖД транспорта было принято решение проработать направление по повышению трещиностойчивости стали 20ГЛ, из которой чаще всего изготавливают данные отливки. В общем случае, под трещиностойчивостью при образовании ГТ понимают свойство сплава оказывать сопротивление растягивающим усадочным напряжениям. В представленной диссертационной работе изучены различные типы ГТ, которые были обнаружены в ходе проведения контроля качества отливок ЖД транспорта. Наиболее распространенным видом ГТ, выявленным по результатам многолетних исследований, является дефект, который в соответствии с [3] определяется как разрыв или надрыв тела отливки усадочного происхождения, возникающий в интервале температур затвердевания. Механические свойства сплава зависят от структуры материала, а так как речь идет о высоких температурах, при которых в отливках образуются ГТ, то структура, способная оказывать сопротивление растягивающим усадочным

напряжениям формируется непосредственно в процессе затвердевания отливки. Учитывая локализацию дефекта в поверхностной зоне, было принято решение разработать способ предотвращения образования ГТ путем управления процессами структурообразования в этой зоне при затвердевании отливок с целью обеспечения структуры, обладающей трещиностойкостью в интервале температур образования ГТ.

Объект исследования – фасонные стальные отливки ответственного назначения, склонные к образованию ГТ.

Предмет исследования – механизм образования поверхностных ГТ в фасонных стальных отливках, формирование структуры и свойств сплава в поверхностной зоне отливок при температурах образования ГТ и способ повышения трещиностойкости, основанный на управлении процессами структурообразования в поверхностной зоне отливок путем изменения микрорельефа поверхности рабочей полости литейной формы.

Научная новизна работы:

1. Доказано, что выявленная морфология поверхностных ГТ, обусловлена возникновением характерного «веерного» строения зоны столбчатых дендритных кристаллов в узлах отливок, имеющих радиальные сопряжения конструктивных элементов, которое приводит к частичной коалесценции ветвей второго порядка дендритных кристаллов и образованию ГТ.
2. Уточнен критерий образования горячих трещин RDG, в котором скорость изотермы ликвидуса в зоне роста столбчатых дендритных кристаллов рассчитывается с учетом угла между группами соседних дендритов, который образуется при кристаллизации в узлах отливок, имеющих радиальные сопряжения конструктивных элементов.
3. Выявлен и обоснован комплексный механизм влияния микрорельефа рабочей полости песчано-глинистой литейной формы, образующегося в результате нанесения функционального покрытия, который приводит к формированию упроченного слоя из мелкодисперсных разнонаправленных кристаллов в

поверхностной зоне отливки, рассредоточению усадочных напряжений и препятствует образованию поверхностных ГТ.

4. Разработана методика расчета формирования поверхностной зоны фасонных стальных отливок в песчано-глинистой форме с функциональным покрытием определенного микрорельефа на основе синтеза решений тепловых и кристаллизационных задач литья, учитывающих начальное распределение температуры расплава после заполнения формы, рельефность покрытия, его смачиваемость, теплообмен последнего с формой, а также условий зарождения и роста кристаллов.

Практическая значимость:

1. Разработана методика исследования дефектной зоны и классификация, позволяющая идентифицировать трещины в фасонных отливках, в зависимости от их природы и особенностей механизмов образования.

2. Разработан способ повышения трещиностойкости стали, основанный на изменении структуры в поверхностной зоне отливки путем использования функционального покрытия на базе хромитового песка определенной фракции, которое обеспечивает заданный микрорельеф поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы.

3. Результаты работы опробованы и внедрены в производственный процесс по получению стальных фасонных отливок ответственного назначения на АО «ПО «Бежицкая сталь» (г. Брянск)

Методология и методы исследования:

Работа выполнена с применением современных методов исследования. Химический состав стали изучался при помощи оптико-эмиссионного спектрометров OBLF GS1000 II и Spectrolab M-8. Микроструктурные исследования проводились на инвертированных цифровых микроскопах Leica DM IRM (Германия) и MDS (США). Образцы для изучения твердости вырезались методом электроэрозионной обработки на проволочно-вырезном станке DK-7755УМ11 (Россия). Подготовка шлифов для исследования макро- и микроструктуры сплава была выполнена ручным и механизированным способом, а также на программируемом автоматическом шлифовально-полировальном станке COMPUMET. Для получения

металлографических шлифов использовали пневмо-гидравлический пресс IPA 40 (Италия). Измерения твердости промышленных отливок выполнялись на твердомере TP 5006M (Россия). Для измерения твердости проб-отливок использовался универсальный цифровой твердомер KB 30 S (Германия). Результаты измерений обрабатывались в автоматическом режиме с использованием специализированного программного обеспечения KB HardWin XL. Термический анализ в пристеночной зоне проводили посредством измерительной системы, состоящей из нескольких цифровых интеллектуальных датчиков температуры Zet 7020 – Termo TC – 485 с интерфейсом RS – 485 в комплекте с измерительным модулем преобразователя интерфейса Zet 7070 и программного обеспечения ZETLab Registration на базе портативного ПК с использованием термопреобразователей типа BP 5/20. Математико-статистическая обработка данных проводилась с применением стандартного пакета анализа данных в программе MS Excel, компьютерное моделирование выполнено в системе NX компании «Siemens PLM Software». Получение 3D-моделей поверхностей рабочей полости литейной формы проводили с использованием компьютерной программы Pr3DModel для объемной реконструкции изображений.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Методика исследования и идентификации ГТ в фасонных стальных отливках ответственного назначения.
2. Результаты исследования механизма образования ГТ с учетом особенностей структурного строения поверхностной зоны отливки в зоне образования дефекта при кристаллизации.
3. Выявленные экспериментальные и теоретические закономерности влияния микрорельефа поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы на структуру поверхностной зоны отливки при затвердевании и рассредоточение усадочных напряжений.
4. Результаты экспериментальных и опытно-промышленных работ, полученные в ходе исследований, направленных на снижение брака фасонных стальных отливок ответственного назначения по причине образования ГТ.

Степень достоверности работы

Достоверность результатов диссертационной работы обосновывается использованием современного оборудования, стандартизированных методик исследования, воспроизводимостью результатов, глубоким и всесторонним литературным анализом по исследуемой тематике, согласованностью полученных в работе результатов с современным состоянием вопроса в литейной отрасли, а также применением проверенных методов математико-статистической обработки данных. В представленных исследованиях используется статистический материал, полученный в результате изучения большого количества случаев появления ГТ на протяжении длительного периода времени в производственных условиях.

Апробация результатов работы

Результаты работы докладывались и обсуждались на следующих научно-технических мероприятиях: II Международной заочной конференции «Инновационные материалы и технологии в машиностроительном производстве» (2013 г., Орск); 2-й Международной молодежной научной конференции «Поколение будущего: Взгляд молодых ученых» (13-15 ноября 2013 г., г. Курск); 5-й Международной научно-технической конференции «Современные инновации в науке и технике» (16-17 апреля 2015 г., г. Курск); XV Международной научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Исследования и разработки в области машиностроения, энергетики и управления» (23-24 апреля 2015 г., г. Гомель, Республика Беларусь); 7-й Международной научно-технической конференции «Проблемы обеспечения и повышения качества и конкурентоспособности изделий машиностроения и авиадвигателестроения (ТМ-2015)» (21-23 сентября 2015 г., г. Брянск); VIII Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии» (16-20 ноября 2015 г., г. Москва); XI Съезде литейщиков России «Черные сплавы. Сталь» (7-11 сентября 2015 г., г. Нижний Новгород); 11-й Международной научно-практической конференции, посвященной 120-летию со дня рождения профессора Наума Григорьевича Гиршовича «Литейное производство сегодня и завтра» (15-17 июня 2016 г., Санкт-Петербург); IX

Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии» (14-17 ноября 2017 г., г. Москва), 29-й Международной конференции по компьютерной графике и машинному зрению «Графикон-2019» (23-26 сентября 2019 г., г. Брянск); Международной научно-технической конференции «Обеспечение и повышение качества изделий машиностроения и авиакосмической техники» (19-20 февраля 2020 г., г. Брянск); X Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии» (9-13 ноября 2020 г., г. Москва). В рамках Шестой Международной научно-практической конференции «Достижения молодых ученых в развитии инновационных процессов в экономике, науке и образовании» (22-23 октября 2014 г., г. Брянск) автором получен диплом победителя программы «Участник молодежного научно-инновационного конкурса» («УМНИК») за разработку «Технологии повышения трещиностойкости низкоуглеродистых легированных сталей».

Публикации

По теме диссертационной работы опубликованы 26 научных работ в журналах и различных сборниках трудов российских и международных научно-технических конференций, 13 работ в изданиях, рекомендованных ВАК, в том числе 2 работы из перечня научных изданий, входящих в международные реферативные базы данных, получен 1 патент на изобретение.

Личный вклад автора состоит в теоретическом обосновании целей и задач исследования, проведении экспериментальных и организации опытно-промышленных работ, обработке полученных экспериментальных данных, обобщении результатов исследований, обосновании научных гипотез и их подтверждении, подготовке статей и их публикации, участии в конференциях. Промышленное внедрение результатов исследования организовано при непосредственном участии автора.

Соответствие диссертации паспорту специальности

Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует паспорту специальности 2.6.3 – Литейное производство по следующим областям исследований: 1 – «Исследование

физических, физико-химических, теплофизических, технологических и служебных свойств материалов, как объектов и средств реализаций литейных технологий»; 2 – «Исследование тепло- и массопереноса, гидродинамических, реологических и других процессов, происходящих в расплавах, отливках и литейных формах»; 12 – «Исследование проблем качества литья»; 14 – «Исследование процессов формирования свойств литейных сплавов и формовочных смесей».

1 АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА ПОВЫШЕНИЯ ТРЕЩИНОУСТОЙЧИВОСТИ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

1.1 Представления о механизме образования ГТ в отливках

Горячие трещины образуются в высокотемпературном интервале кристаллизации, в результате превышения прочности сплава при растяжении в определенных условиях деформирования (температура, скорость деформации, схема напряженного состояния, наличие концентраторов напряжений). Склонность сплавов к образованию ГТ называется горячеломкостью, обратная характеристика, называется трещиностойкостью [177]. В отличие от теории горячеломкости сплавов, теория трещиностойкости учитывает реологические особенности поведения сплава при затвердевании [21]. В литературе исследователи по-разному обозначают интервал образования ГТ. В работах [22, 127, 168, 234] за температурный интервал образования ГТ принимают эффективный интервал кристаллизации (ЭИК), находящийся между температурой начала линейной усадки и температурой солидус. В работах [185, 187] за температурный интервал образования ГТ принимают температурный интервал хрупкости (ТИХ), верхняя граница которого находится вблизи температуры начала развития линейной усадки, а нижняя на 50°C ниже температуры солидус. Понятие ТИХ не является достаточно строгим. Новиковым И.И. указано [160] на неправомерное отождествление ЭИК и ТИХ. Предусадочное расширение может понизить температуру начала процесса линейной усадки относительно температуры образования кристаллического каркаса. Верхняя граница ТИХ характеризуется таким соотношением объемов жидкой и твердой фаз, при котором происходит срастание первичных кристаллитов в кристаллический каркас. При заклинивании кристаллитов твердой фазы, при наличии деформаций в отливке верхняя граница ТИХ будет соответствовать более высокой температуре. Нижняя граница ТИХ характеризуется температурой, при которой хрупкое разрушение меняется на вязкое. Для некоторых сплавов нижнюю границу ТИХ бывает достаточно

сложно определить из-за плавного увеличения относительного удлинения. Нижняя граница ТИХ может совпадать с линией солидус, находиться выше или ниже неё. Баландиным Г.Ф. [21] при обозначении температурного интервала образования ГТ не делается особых различий между ЭИК и ТИХ. В публикациях [236,237] для стали с содержанием углерода порядка 0,2 % установлены границы ТИХ. Верхняя граница – 1480°C, нижняя – 1350°C. Деформационная способность стали в этом интервале определяется упругой деформацией, а ГТ возникают при напряжениях, равных пределу упругости. В работе [171] указаны границы ЭИК. Верхняя граница – 1495°C, нижняя – 1472°C. Это указывает на определенные разногласия разных исследователей по определению температурного интервала образования ГТ.

Дефекты типа ГТ характерны для всех технологических процессов, в которых формирование изделий сопровождается затвердеванием расплава (металлургия, литейное и сварочное производство или пайка) [123].

В практике металлургического производства данный дефект называют расширенно «горячие (кристаллизационные) трещины» [92]. По внешнему виду ГТ представляют собой извилистый, иногда прерывистый, разрыв металла, боковые поверхности которого имеют окисленный вид [123].

В литейном производстве используется различное описание дефекта ГТ. Так, под данным дефектом понимают «более или менее глубокие межкристаллические трещины» [59], излом которых иногда имеет мелкую дендритную окисленную структуру.

В соответствии с международной классификаций литейных дефектов отличительной особенностью дефекта С221 ГТ являются неправильной формы разрывы в местах, подверженных напряжениям; поверхности трещины окисленные, представленные дендритными паттернами [245, 123]. За рубежом определению литейного дефекта ГТ уделяют повышенное внимание, например, выделяют шесть отличительных квалификационных признаков, которые лежат в основе идентификации данного дефекта. К ним относятся [247]:

1. Форма несплошности, которая представляет собой рваную, разветвляющуюся трещину.

2. Главная трещина имеет многочисленные короткие ответвления, которые имеют межзеренное распределение (это особенно четко видно на полированной поверхности, при изучении под микроскопом).
3. Поверхность трещины обладает дендритной морфологией.
4. В изломе трещина имеет окисленную поверхность, которая для стальных отливок имеет вид темного матового слоя. Это является верным признаком, указывающим на то, что данный дефект образовался при высоких температурах.
5. Дефект возникает непосредственно в зоне действия термического узла отливки, в местах, где усадочные напряжения достигают критических значений при кристаллизации сплава. Пятое условие выполняется не всегда. Иногда дефект в одной партии отливок может иметь хаотическое распределение или быть скрытым в теле отливки;
6. Дефект проявляется только в сплавах, склонных к образованию ГТ, имеющих интервал затвердевания и развитую литейную усадку.

В отечественных работах по литейному производству по аналогии с металлургическими и сварочными ГТ именуют кристаллизационными [21]. Отличительной особенностью литейных кристаллизационных ГТ признается интеркристаллитный излом, проходящий по границам дендритных зерен [123]. В соответствии с [3] под ГТ в литейном производстве понимают разрыв (надрыв) отливки, вызванный действием усадочных напряжений в процессе затвердевания. Там же указано, что отличительной особенностью литейных ГТ является то, что они, как правило, представляют собой окисленную поверхность с неровными краями, на которой встречаются дендритные кристаллиты. Акцент в определении сделан именно на усадочный механизм образования ГТ.

В работе А. А. Рыжикова [195], выделено одиннадцать типов ГТ: 1) образующиеся в массивных отливках, изготавливаемых в металлических формах; 2) вызванные неравномерной усадкой отдельных частей отливки; 3) возникающие в тонкостенных отливках из-за недостаточной податливости формы и стержня; 4) появляющиеся в сочленениях отдельных стенок отливки; 5) фазовые ГТ; 6) образующиеся

из-за газов, растворенных в металле; 7) образующиеся вследствие инородных включений в металле; 8) формирующиеся в местах перехода от толстых сечений к тонким; 9) вызванные неправильной конструкцией детали; 10) образующиеся из-за неправильного химического состава; 11) вызванных особенностями технологии плавки.

Для понимания процессов образования ГТ проанализируем изменение структурно-механических характеристик расплава в высокотемпературном интервале кристаллизации с ростом доли твердой фазы, учитывая при этом, данные, представленные в работах [39, 109, 265] (рисунок 1.1).

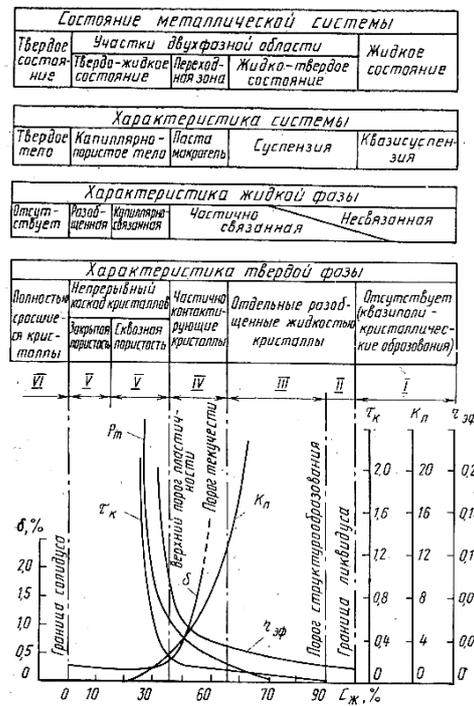


Рисунок 1.1 – Модель строения и изменения физико-механических свойств металлической жидкости в интервале кристаллизации [39]

Анализ изменения структурно-механических характеристик сплава в высокотемпературном интервале кристаллизации следует начать с переходной зоны, расположенной между зоной твердо-жидкого и жидко-твердого состояния сплава, которая представлена зоной IV по классификации, приведенной в работе [39].

Данная зона находится между границей выливаемости (граница условного порога текучести) и границей начала линейной усадки (граница верхнего порога пластичности). Границей условного порога текучести (подвижности) является

такая концентрация твердой фазы, при которой наступает предел текучести сплава в условиях действующих сдвиговых нагрузок. Механизм потери текучести состоит в том, что при сдвиговых нагрузках кристаллиты твердой фазы начинают смещаться, поворачиваясь вокруг своей оси до полного заклинивания, и возникающий каркас кристаллитов ограничивает подвижность расплава в целом. Появление каркаса кристаллитов твердой фазы сопровождается возникновением напряжений. В данной зоне твердая фаза расплава в основном разобрана тонкими прослойками жидкой фазы с отдельными группами контактирующих кристаллитов. Механизм деформации – межзеренная деформация чистого сдвига и частичная внутризеренная деформация смятия. Питание при кристаллизации – фильтрационное и суспензионное распорное течение при частичной деформации смятия контактирующих зерен. Под фильтрационным питанием отливки понимается движение жидкого сплава относительно неподвижных формирующихся кристаллитов, происходящее для компенсации усадки сплава [110, 213].

Граница верхнего (по температуре) порога пластичности характеризуется практически полной потерей пластичности и определяет положение границы непрерывного каркаса твердой фазы.

Между условной границей верхнего порога пластичности и границей солидус (зона V) расплав имеет структуру капиллярно-пористого тела, состоящего из непрерывного каркаса кристаллитов твердой фазы, поры которого заполнены жидкой фазой. Пористость каркаса открытая, но при определенных условиях может образоваться каркас с закрытой пористостью и разобранными включениями жидкой фазы. В данной зоне расплав является упруго-хрупким телом, пластичность которого стремится к нулю. Вид деформации – упругая деформация каркаса кристаллитов твердой фазы. Если при этом напряжения превышают предел упругости, происходит хрупкое разрушение или сдвиг с образованием трещин (разрывов) в каркасе. В зоне открытой пористости каркаса питание фильтрационное, в закрытой зоне – вымораживанием жидкой фазы или деформационное, вследствие смятия каркаса, запрессовывания пор и образования трещин. При переходе через границу солидус (зона VI) расплав превращается в твердое тело, при этом прочность и

пластичность сплава резко увеличиваются. Вид деформации становится внутриверной или межзеренной в зависимости от расплава.

Деформационная способность сплава в температурном интервале образования ГТ определяется суммой упругой составляющей, упругого последствия и пластической деформацией. Пластическая деформация, характеризующаяся толщиной, расположением и протяженностью жидких прослоек по границам кристаллитов, снижается с уменьшением количества жидкой фазы [138]. Деформационная способность сплава вблизи нижней границы температурного интервала образования ГТ, главным образом, определяется величиной предельной упругой деформации. С появлением каркаса кристаллитов твердой фазы расплав приобретает прочность, которая увеличивается во всем температурном интервале образования ГТ [93, 172, 203].

Наличие прослоек жидкой фазы, обогащенной ликватами, играет значительную роль в изменении механических свойств сплава при высоких температурах. Эта роль противоречива: смачивание кристаллитов жидкой фазой приводит к возникновению эффекта адсорбционного понижения прочности (эффект Ребиндера) и является причиной хрупкого разрушения по границам зерен, но в то же время жидкая фаза создает условия для межзеренной деформации и «залечивания» ГТ [160].

Процессы образования ГТ могут сопровождаться процессом их «залечивания» [112, 131, 144, 160, 172, 191]. «Залечивание» - заполнение жидкой фазой межкристаллических пустот и разрывов, образовавшихся при кристаллизации, преимущественно у верхней границы температурного интервала образования ГТ.

Перемещение жидкой фазы в отливке определяется суммой давлений: металлостатического, сжимающей корки и капиллярного, в некоторых случаях и атмосферного, а также условиями фильтрации межкристаллической жидкости: протяженностью двухфазной зоны и величиной ее деформаций, объемной долей и вязкостью жидкой фазы, размером зерна, шириной интервала кристаллизации [118, 128, 160, 179]. После остановки потока питающей жидкой фазы компенсация усадки и «залечивание» образовавшихся ГТ осуществляется процессом фильтрации [109, 111, 118, 159].

Для оценки свойств сплавов в температурном интервале хрупкости в сварочном производстве используют критерий микроструктуры сварного шва, который оценивается через угол срастания встречных кристаллитов ($\theta/2$) [143]. В металлургической практике также используют металлографический метод идентификации трещин, основанный на использовании реактивов Стэда или других медносодержащих травителей, которые позволяют выявить исходное дендритное строение сплава в дефектной зоне [92, 131].

1.2 Влияние технологических факторов на процесс образования ГТ

Появление ГТ в отливке обусловлено сочетанием ряда факторов, связанных с параметрами технологического процесса изготовления отливки: выплавкой и внепечной обработкой, разливкой сплава и условиями его охлаждения; взаимодействием расплава с литейной формой и стрелками, технологичностью изделия. Число контролируемых и неуправляемых параметров, влияющих на процесс образования ГТ, велико. Поэтому важно выделить те факторы, которые оказывают наиболее существенное воздействие на трещиностойкость отливок.

Химический состав влияет на две ключевые характеристики сплава в процессе образования ГТ: механические свойства и величину линейной усадки. На большинстве предприятий, занимающихся изготовлением отливок ответственного назначения, химический состав строго регламентирован [122], но иногда изменение химического состава стали в пределах соответствия марки сплава может повлиять на трещиностойкость сплава [40, 76, 127].

Сера, вследствие низкой растворимости в твердом железе, образует легкоплавкие сульфиды, например FeS, AlS, которые, обладая низкой температурой плавления, увеличивают время существования жидких прослоек и расширяют эффективный интервал кристаллизации. Влияние серы на трещиностойкость стали зависит от содержания углерода, геометрии и условий охлаждения отливки.

Каждому содержанию углерода соответствует определенное критическое содержание серы, выше которого склонность стали к образованию ГТ резко увеличивается [86, 127, 186]. Снизить вредное влияние серы можно введением в сталь марганца. В результате соединения марганца с серой, образуется сульфид, располагающийся внутри зерен. Содержание марганца в стали, необходимое для обеспечения максимальной трещиностойчивости, зависит от количества углерода и растворенного кислорода [122]. Максимальная трещиностойчивость наблюдается при отношениях марганца к сере, по разным источникам, в пределах от 21 до 33, и это отношение возрастает по мере снижения в стали углерода. Так как марганец в стали расходуется и на раскисление, отношение марганца к сере, необходимое для максимальной трещиностойчивости, смещается в сторону повышенного содержания в стали марганца [86].

В работе [86] приведена формула для расчета оптимального содержания марганца в стали, с точки зрения ее максимальной трещиностойчивости:

$$Mn = 0.5 + 12[S] + \frac{0.0086}{[C]}, \quad (1.1)$$

где Mn, [C] и [S] – содержание в стали углерода и серы, %.

Кислород понижает растворимость сернистого железа в стали, усиливая вредное влияние серы.

Фосфор участвует в формировании жидких межкристаллических прослоек, вызывая их утолщение. Толщина межкристаллических прослоек оказывает значительное влияние на характер развития деформаций в интервале твердо-жидкого состояния [160]. Увеличение содержания углерода и серы, при неизменном отношении марганца к сере, усиливает отрицательное влияние фосфора [57, 86, 130].

С повышением содержания кремния трещиностойчивость стали увеличивается [130, 186].

Алюминий изменяет температуру плавления и поверхностное натяжение сульфидов. Нераскисленная сталь обладает высокой трещиностойчивостью. С увеличением содержания алюминия до некоторого критического значения трещиностойчивость резко снижается вследствие повышения растворимости

сульфидов, образующих цепочки по границам зерен. Значение критического содержания алюминия зависит от содержания углерода в стали. Дальнейшее повышение содержания алюминия увеличивает трещиностойчивость вследствие выделения тугоплавких сульфидных включений типа Al_2S_3 [43, 86, 130, 131, 219].

Согласно работам [116, 186], образованию ГТ наиболее подвержены стали с содержанием углерода в пределах от 0,12 до 0,30 %. В то же время результаты экспериментов, приведенные в [84, 86, 156, 214, 215], указывают, что сталь с содержанием углерода от 0,18 до 0,21 % обладает наибольшей прочностью и имеет наименьший интервал кристаллизации. Выход за указанные пределы содержания углерода снижает прочность стали и модуль упругости. В работах [55, 86] показано, что трещиностойчивость падает только до 0,5 % углерода в стали, а затем начинает расти.

Величина температурного интервала кристаллизации сплава имеет важное значение в процессе образования ГТ: чем шире интервал кристаллизации, тем ниже трещиностойчивость. В работе [191] приводится зависимость ширины интервала кристаллизации от процентного содержания углерода в стали. С увеличением содержания углерода увеличивается интервал кристаллизации от 22°C - для стали с содержанием углерода от 0,08%, до 70°C - для стали с содержанием углерода 0,65%. Указанные противоречия снимаются, когда зависимость трещиностойчивости стали от содержания в ней углерода рассматривают с учетом степени торможения усадки (коэффициент торможения усадки K_T) [214]. K_T рассчитывается как отношение свободной усадки к действительной (затрудненной). Величина K_T определяет скорость нарастания усадочных напряжений, при этом зависимость получается прямо пропорциональной. Основное условие образования ГТ – опережающее развитие усадочных напряжений по отношению к нарастанию механических свойств стали.

Кривые кинетической диаграммы затвердевания образуют максимум при содержании углерода 0,18 %. Этой концентрации соответствует максимальное развитие перитектической реакции [84]. При перитектическом превращении происходит значительное уменьшение линейных размеров отливки, сопоставимых со всей величиной доперлитной усадки в ТИХ [195, 235].

Сталь перитектического состава обладает более развитой областью твердо-жидкого состояния в процессе кристаллизации (рисунок 1.2), поэтому жидкие межкристаллические прослойки, располагающиеся между дендритами и их осями, заходят глубже в область твердого состояния, снижая тем самым ее механические свойства на начальной стадии затвердевания в большей степени, чем у сталей с другим содержанием углерода. На конечной стадии затвердевания механические свойства лучше, так как такая сталь проходит ЭИК быстрее [38, 215].

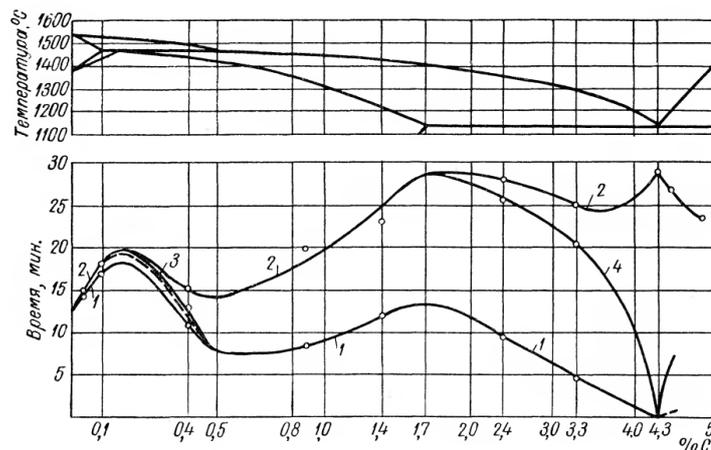


Рисунок 1.2 – Кинетическая диаграмма затвердевания для отливок из сплавов системы Fe-C: 1 – ликвидус; 2 – солидус; 3 – перитектическое превращение; 4 – конец выделения аустенита [84]

Повышение коэффициента K_T смещает склонность стали к образованию ГТ в сторону линии ликвидус, а снижение K_T – к линии солидус.

Смещение содержания углерода, в пределах марочного, в сторону больших значений при изготовлении фасонных отливок из низкоуглеродистых сталей, склонных к образованию ГТ, позволяет снизить вероятность образования ГТ [235].

Элементы, измельчающие зерно при первичной кристаллизации и упрочняющие границы зерен дисперсными карбидами, нитридами и другими соединениями (титан, ванадий), также повышают сопротивление стали к образованию ГТ [19, 71].

Конфигурация отливки оказывает значительное влияние на склонность к образованию ГТ. От конфигурации отливки, наличия стержней, выступающих частей формы и мест подвода расплава будут зависеть процессы затвердевания и

распределение поля усадочных напряжений [43, 49, 155, 185, 214, 215, 217]. При проектировании необходимо стремиться к тому, чтобы отливки имели минимальные перепады толщин стенок, к исключению термических узлов или размещению их на определенных расстояниях друг от друга, выполнению галтелей в местах сопряжения стенок.

Наиболее эффективным оказывается путь рассредоточения усадки вследствие выбора конструктивных и технологических элементов и их взаимного рассредоточения. В соответствии с рекомендациями, изложенными в работах [113, 238], расположение отливки в форме и расстановка стержней должны быть такими, чтобы оказывать как можно меньшее сопротивление усадке. При конструировании литниково-питающей системы (ЛПС) необходимо организовывать рассредоточенный подвод металла по возможности в тонкостенные части отливок. Конфигурация отливки не может сильно отличаться от конфигурации будущего изделия, поэтому возможности борьбы с ГТ на стадии проектирования ограничены. В таких случаях необходимо предварительно изучить «проблемные» места путем моделирования литейных процессов или статистической обработки информации о браке, а затем, используя различные способы борьбы с ГТ, попытаться их устранить. Напряжения, возникающие в отливке из-за неравномерности усадки различных ее частей, являются основной причиной образования ГТ. В процессе затвердевания на отливку оказывает воздействие сумма внутренних напряжений, складывающаяся из усадочных, термических и фазовых составляющих [63, 65, 77, 113, 169, 172, 185]. Фазовые напряжения появляются в результате неодновременного протекания фазовых и структурных превращений в отливке, ослабляя или усиливая термические напряжения. В работе [235] выявлено значительное влияние превращения $\delta \rightarrow \gamma$ на вероятность образования ГТ в отливках из стали 20ГЛ. Термическое (температурное) торможение возникает из-за неравномерности охлаждения отдельных частей отливки и образования тепловых узлов, появление которых обусловлено конструктивными особенностями изделия. Низкая теплопроводность стали и неоднородность толщин стенок отливки способствуют развитию термических напряжений. Снижение негативного влияния термических напряжений достигается

организацией равномерного затвердевания неоднородных по толщине стенок отливки. Выравнивание скорости охлаждения разных частей отливки возможно путем более равномерного подвода жидкого металла в форму. С этой целью необходимо стремиться увеличивать число питателей, которые обеспечат более равномерный по профилю и ускоренный подвод расплава в рабочую полость литейной формы. Использование холодильников или формовочных и стержневых материалов с повышенной теплопроводностью и теплоемкостью также позволяет управлять процессами затвердевания отливок. При таком подходе, с целью обеспечения равномерного затвердевания, необходимо использовать технологические приемы для «захолаживания» тепловых узлов [1, 21, 63, 64, 65, 77, 120, 169, 185, 206]. Усадочные напряжения, возникающие из-за сопротивления усадки со стороны полости литейной формы, вносят большой вклад в величину внутренних напряжений. Механическое торможение усадки проявляется как сопротивление со стороны литейной формы и стержней процессу уменьшения размеров отливки во время охлаждения. С целью снижения негативного влияния усадочных напряжений стараются оптимизировать составы формовочных и стержневых смесей в направлении увеличения их **податливости**, особенно при высоких температурах, и уменьшения площади тормозящих усадку поверхностей [78, 193, 216]. При этом желательно, чтобы деформация смеси проходила за максимально короткое время после окончания заливки и после образования достаточно прочной корки на отливке. Одним из эффективных методов борьбы с ГТ является создание податливой литейной формы, т. е. такой формы, которая деформировалась бы под действием давления со стороны усаживающейся отливки [60, 117, 184, 216].

Температура заливки как фактор влияния на образование ГТ, изучалась в работах [21, 116, 124, 159]. Высокая температура заливки приводит к образованию местных тепловых узлов, большему градиенту температур в отливке, транскристаллизации и укрупнению зерна, что отрицательно сказывается на трещиностойкости отливок. Так же известно, что высокая температура металла при заливке повышает его жидкотекучесть. В работах [36, 241] доказана непосредственная связь между трещиностойкостью и жидкотекучестью стали. Высокая

жидкотекучесть стали способствует «залечиванию» межкристаллитных надрывов, возникающих в процессе образования ГТ [124].

В работе [101] установлено, что на образование ГТ большое влияние оказывает **скорость охлаждения** с точки зрения ее взаимосвязи с уровнем напряжений в отливке. Из результатов физико-математических исследований следует, что при небольшой скорости охлаждения величина усадки намного меньше скорости фильтрации капиллярного питания и усадочные дефекты эффективно «залечиваются» [53]. Высокие скорости теплоотвода от поверхности отливки приводят к фронтальному характеру кристаллизации, возрастает градиент температурного поля двухфазной зоны фронта кристаллизации, сужается ширина двухфазной зоны (двухфазная зона практически выклинивается), улучшаются условия проникновения расплава в изолированные области между кристаллитами, и скорость «залечивания» ГТ путем фильтрации превышает скорость их раскрытия вследствие развития усадочного процесса [21, 28, 29, 30, 31, 177, 213].

Трещины образуются в «ослабленных» местах отливки, которые в процессе затвердевания охлаждаются медленнее. Отливки с большим переменным сечением более склонны к ГТ, чем однородные по толщине. При одинаковом относительном изменении толщины стенок у толстостенных и тонкостенных отливок последние более склонны к образованию трещин [194, 195]. Из-за разностей скорости охлаждения толстостенных и тонкостенных отливок у последних формируется больший температурный градиент по сечению, а значит, столбчатое строение наиболее сильно поражает тонкостенную отливку. При организации последовательного затвердевания отливки образующаяся твердая корка воспринимает действующие напряжения, что тем самым увеличивает сопротивляемость разрушению [54, 109, 233].

Сопутствующие дефекты, встречающиеся в дефектной зоне ГТ, могут оказывать дополнительное негативное влияние на образование дефекта. Местные усадочные и газовые раковины ослабляют сечение отливки [61, 95, 96, 137, 165] и являются очагами концентрации напряжений, способствующих образованию ГТ. Скапливающийся в раковинах молекулярный водород, химическая

неоднородность состава, НМВ, также понижают прочностные свойства металла при температурах образования ГТ.

В отечественной литературе по литейному производству широко используется смешанный механизм образования газо-усадочных дефектов типа пористости. Ссылки на данную тематику можно встретить в ранних работах Б.Б. Гуляева (рисунок 1.3, а) [85], а также в более поздних работах В.М. Голода и В.А. Денисова (рисунок 1.3, б) [69].

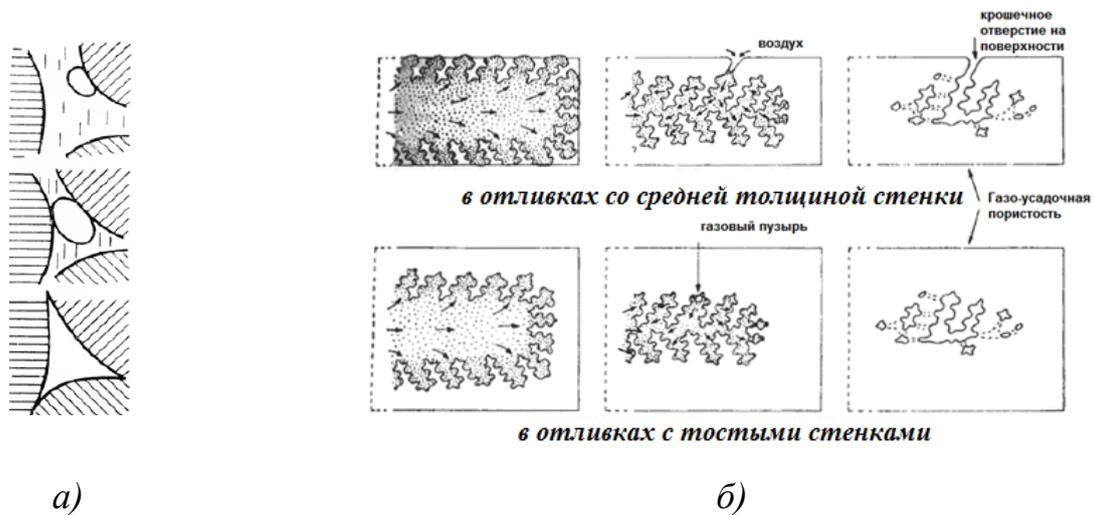


Рисунок 1.3 – Схемы формирования газо-усадочных пор в отливках: а – по Б.Б. Гуляеву [85]; б – по В.М. Голоду [69]

До настоящего времени при описании механизма образования ГТ в стальных отливках недостаточное внимание уделялось влиянию газовой составляющей на процесс образования дефекта. Как показали исследования дефектной зоны забракованных отливок, очень часто в области ГТ встречаются газо-усадочные дефекты в виде отдельных пор или рыхлоты. Поэтому представляется интересным изучение влияния газовой составляющей на образование ГТ.

1.3 Критерии образования ГТ

Критерии образования ГТ классифицируются на критерии горячеломкости сплавов и трещиностойчивости отливок [112, 236].

Количественной характеристикой стойкости металла против образования кристаллизационных трещин может служить запас пластичности сплава [21]:

$$\Delta = \min (\varepsilon_{\text{пл}} - \varepsilon_y), \quad (1.2)$$

где Δ – запас пластичности сплава, %;

$\varepsilon_{\text{пл}}$ – пластичность сплава, %;

ε_y – деформация растяжения сплава, %.

Запас технологической прочности зависит от соотношения трех характеристик: величины температурного интервала хрупкости, пластичности в этом интервале и интенсивности нарастания упругопластической деформации по мере снижения температуры. С учетом интервала кристаллизации приведенный критерий в работе [188] обозначен как темп деформации или максимальный запас технологической прочности сплава [21, 188]:

$$\delta = e - \alpha_{\text{св}}, \quad (1.3)$$

где δ – максимальный запас технологической прочности сплава, %;

e – максимально допустимый темп деформации сплава, %;

$\alpha_{\text{св}}$ – коэффициент свободной линейной усадки сплава внутри ЭИК.

В работе [160] за критерий принимается условный запас пластичности, являющийся разностью средних интегральных значений пластичности и линейной усадки в ТИХ [21, 160]:

$$\text{ЗП} = \text{med}(\varepsilon_{\text{пл}} - \varepsilon_y), \quad (1.4)$$

где $\varepsilon_{\text{пл}}$ – величина пластичности сплава, %;

ε_y – величина деформации сплава при растяжении, %.

В процессе затвердевания трещиностойчивость отливок определяется критической степенью локализации деформаций [21, 148], равной минимальному запасу прочности в напряжениях. Условие технологической прочности сплава в деформациях сводится к условию прочности в напряжениях [22]:

$$m_k = \frac{\sigma_B}{\sigma} = n_T \min \quad (1.5)$$

где m_k – критическая степень локализации деформаций;

σ_B – предел прочности при растяжении сплава при заданной температуре, МПа;
 σ – напряжение, возникающее при полном торможении усадки образца при охлаждении до заданной температуры, МПа;

$n_{T \min}$ – величина минимального запаса прочности.

В работах [101, 192] предложено новое понятие локализации деформаций с учетом влияния на неравномерность деформации конструкции отливки или отдельного ее элемента. Фактические напряжения в участке отливки связаны со скоростью охлаждения сплава, коэффициентом локализации деформации и зависят от конструктивной прочности. Показателем трещиностойкости отливки и сплава являются выражения [192]:

$$T_c^\sigma = \frac{\sigma_B(t)}{\sigma^0(t)} \geq 1, \quad (1.6)$$

$$T_o^\sigma = \frac{\sigma_B(t)}{\sigma(t)} \geq 1, \quad (1.7)$$

где T_c^σ – коэффициент трещиностойкости сплава;

T_o^σ – коэффициент трещиностойкости отливки;

$\sigma_B(t)$ – предел временного сопротивления разрыву, МПа;

$\sigma^0(t)$ – напряжения при полном торможении усадки (максимальные), МПа;

$\sigma(t)$ – фактические напряжения в отливке, МПа.

В работе [79] выведено уравнение для получения отливок без ГТ. Образование ГТ связано с локализацией упругопластических деформаций в зонах местного разогрева и тепловых узлах отливки. Величина деформаций замедленно охлаждающейся части отливки зависит от относительного времени ее затвердевания [79]:

$$P = A - KCM \left(\frac{\tau_2 - \tau_1}{\tau_1} \right) - T > 0 \quad (1.8)$$

где P – характеристика стойкости отливки против образования ГТ, МПа;

A – постоянная, характеризующая прочность стали при температуре образования ГТ, МПа;

K – коэффициент, постоянный для данной марки стали, характеризующий влияние на стойкость отливок против образования ГТ теплового фактора, МПа;

C – поправочный коэффициент для относительного критического времени затвердевания;

M – масштабный фактор, показывающий, во сколько раз степень локализации упругопластических деформаций в отливке больше или меньше, чем в образце;

T – растягивающее усилие, обусловленное сопротивлением формы усадке отливки, МПа;

τ_2 – продолжительность затвердевания рассматриваемого сечения, с;

τ_1 – продолжительность затвердевания остальной части стенки, с [79].

Приведенная формула позволяет также рассчитать критическое время затвердевания и критическую приведенную толщину, превышение значений которых приведет к образованию ГТ в отливке [79].

В работе [234] обобщенной количественной характеристикой трещиностойкости в ЭИК предложено использовать энергию разрушения (образования трещины):

$$U_T = 0,5\sigma_{y,t}\varepsilon_y, \quad (1.9)$$

где U_T – энергия разрушения, Дж;

$\sigma_{y,t}$ – условный предел упругости металла в температурном интервале образования ГТ, %;

ε_y – относительная продольная деформация образца при средних нормальных напряжениях в нем, равных $\sigma_{y,t}$, %.

Среди зарубежных авторов активно используются и разрабатываются новые немеханические критерии. Рассмотрим два критерия, которые получили достаточно широкое распространение. Критерий Feuerer учитывает процессы, происходящие на микроскопическом уровне дендритной структуры [255, 254]. В основе критерия лежит модельное представление, приведенное на рисунке 1.4.

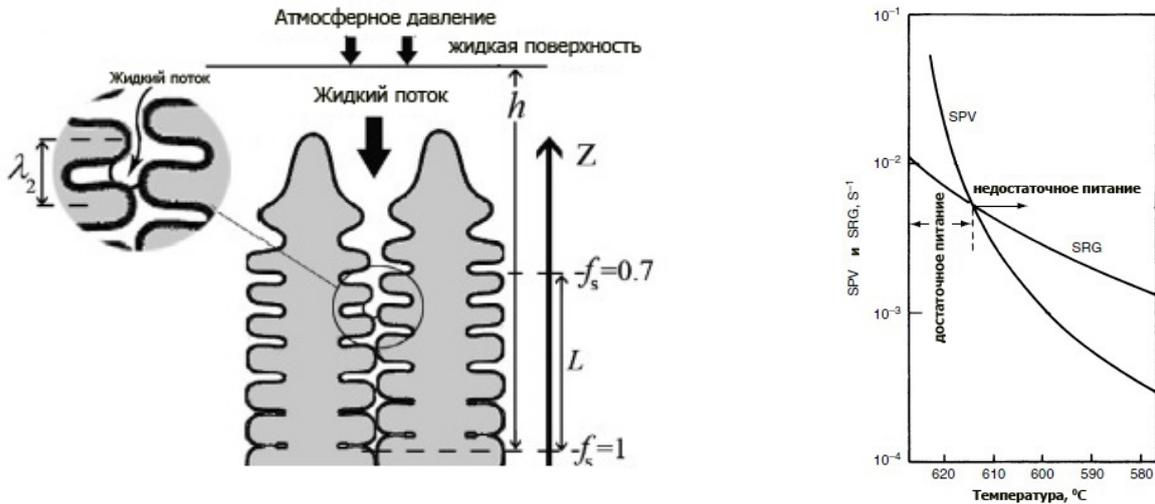


Рисунок 1.4 – Модель, лежащая в основе критерия образования ГТ Feurer [266]

Схемы на рисунках 1.4, 1.5 представлены для алюминиевых сплавов. При оценке склонности литого изделия к образованию ГТ критерий Feurer использует два кинетических параметра SPV (гидравлический) и SRG (усадочный). Параметр SPV позволяет оценить возможность питания расплавом потенциальных мест возникновения трещины в междендритном пространстве и определяется как максимальная скорость расплава, приходящаяся на единицу двухфазной области:

$$SPV = \frac{f_l^2 \lambda_2^2 P_s}{24\pi c^3 \eta L^2} \quad (1.10)$$

где f_l – объем жидкой фракции в двухфазной зоне;

λ_2 – междуосный промежуток между дендритными ветвями второго порядка, м;

P_s – эффективное давление, действующее на расплав, МПа;

c – константа степени извилистости дендритной сети;

η – вязкость жидкости;

L – расстояние пористой зоны, м.

Второй параметр SRG , определяет скорость усадки, в общем случае он может быть рассчитан по следующей формуле:

$$SRG = \frac{\partial \ln V}{\partial t} = -\frac{1}{\bar{\rho}} \frac{\partial \bar{\rho}}{\partial t}, \quad (1.11)$$

где V – элементарный объем в двухфазной области, имеющий постоянную массу, м³;

t – время, с;

$\bar{\rho}$ - средняя плотность двухфазной зоны, которая определяется из уравнения:

$$\bar{\rho} = \rho_l f_l + \rho_s f_s, \quad (1.12)$$

где ρ_l и ρ_s – плотности жидкой и твердой фазы;

f_s – объем твердой фракции в двухфазной зоне.

В том случае, если скорость усадки превосходит скорость заполнения потенциально опасных участков в двухфазной зоне $SPV < SRG$, в соответствии с критерием Feurer будет образовываться ГТ. Фактически это будет приводить к образованию усадочных пор, которые не могут быть заполнены расплавом в процессе усадки и начинают играть роль концентраторов напряжений. Пример соотношения двух параметров для алюминиевого сплава представлен в правой части рисунка 1.4.

В работе [266] критерий Feurer был модифицирован и использовался для оценки прогнозирования образования ГТ не дендритной, а ячеистой структуры, в котором учитывалось не расстояние λ_2 , а расстояние между соседними ячейками λ_1 .

В настоящее время наиболее широко используемым критерием в литейной практике является критерий RDG (в аббревиатуре которого использованы заглавные буквы фамилии его разработчиков Rappaz, Drezet и Gremaud) [263, 242, 269]. Критерий RDG является эволюционным развитием критерия Feurer. Но если критерий Feurer традиционно относят к немеханическим, то критерий RDG комбинирует одновременно механические и немеханические аспекты образования ГТ и учитывает процессы, протекающие на всех масштабных уровнях: макро-, мезо- и микро-.

Модель, лежащая в основе теоретического обоснования критерия RDG, представлена на рисунке 1.5. Критерий подразумевает, что если создаются условия, при которых расплав не может проникнуть вглубь междендритного пространства, это приводит к формированию пор в затвердевающем слое отливки, что при локализации в данном месте усадочных напряжений может привести к образованию ГТ. Чтобы определить критерий необходимо составить баланс масс жидкой и твердой фаз в системе формирующегося слоя столбчатых дендритов. Представленная в нижней части рисунка 1.5 модель, учитывает подачу в критическую область

междендритного пространства расплава в совокупности с усадочными деформациями, возникающими перпендикулярно направлению роста дендритов. Критерий может быть использован в ситуации, когда в междендритном пространстве присутствуют жидкие прослойки, а коалесценция дендритов еще не произошла. В основе модели лежат ограничения, авторы исходят из следующих предпосылок. Во-первых, столбчатые дендриты растут в стационарном режиме с постоянной скоростью V_t , регламентируемой градиентом G . Во-вторых, деформации, вызываемые усадочными растягивающими напряжениями однородны в исследуемой критической области.

Возможность проникновения расплава в междендритное пространство определяется давлением:

$$p = p_m - \Delta p, \quad (1.13)$$

где p_m – давление на вершинах дендритов, МПа;

Δp – падение давления, обусловленное деформацией дендритов под действием усадочных растягивающих напряжений, Мпа.

В случае если давление p станет равно кавитационному давлению p_c , то возникнет усадочная пористость, выступающая в роли концентратора напряжений, что при превышении напряжениями предела прочности сплава приведет к образованию ГТ в теле отливки:

$$p_c = p_m - \Delta p_{max}, \quad (1.14)$$

где Δp_{max} – критическое падение давления, обусловленное усадкой в процессе затвердевания отливки и, проявляющимися вследствие этого, деформациями дендритного скелета, Мпа.

Изменение давление от p_m к p_c в междендритном пространстве представлено на схеме рисунка 1.5 внизу.

Критическое падение давления определяют по формуле:

$$\Delta p_{max} = \frac{180(1 + \beta)\mu}{\lambda_2^2 G} \int_{T_{коал}}^{T_L} \frac{f_s^2 \int_{T_{коал}}^T f_s dT}{(1 - f_s)^3} dT + \frac{180\mu\beta V_t}{\lambda_2^2 G} \int_{T_{коал}}^{T_L} \frac{f_s^2}{(1 - f_s)^2} dT, \quad (1.15)$$

где $\beta = \rho_s / \rho_l - 1$ – относительная объемная усадка;

μ – коэффициент динамической вязкости;

λ_2 – междоусный промежуток между дендритными ветвями второго порядка, м;

T_L – температура ликвидус, К;

$T_{\text{коал}}$ – температура коалесценции, К.

Микроструктурный аспект учитывается посредством параметра λ_2 . Акцент в расчете критерия сделан на то, что дендритная структура в наибольшей степени подвержена образованию ГТ, это определяется сложностью геометрической когерентности при коалесценции дендритов и, в связи с этим возрастает вероятность возникновения жидких прослоек и усадочных пор в междендритном пространстве.

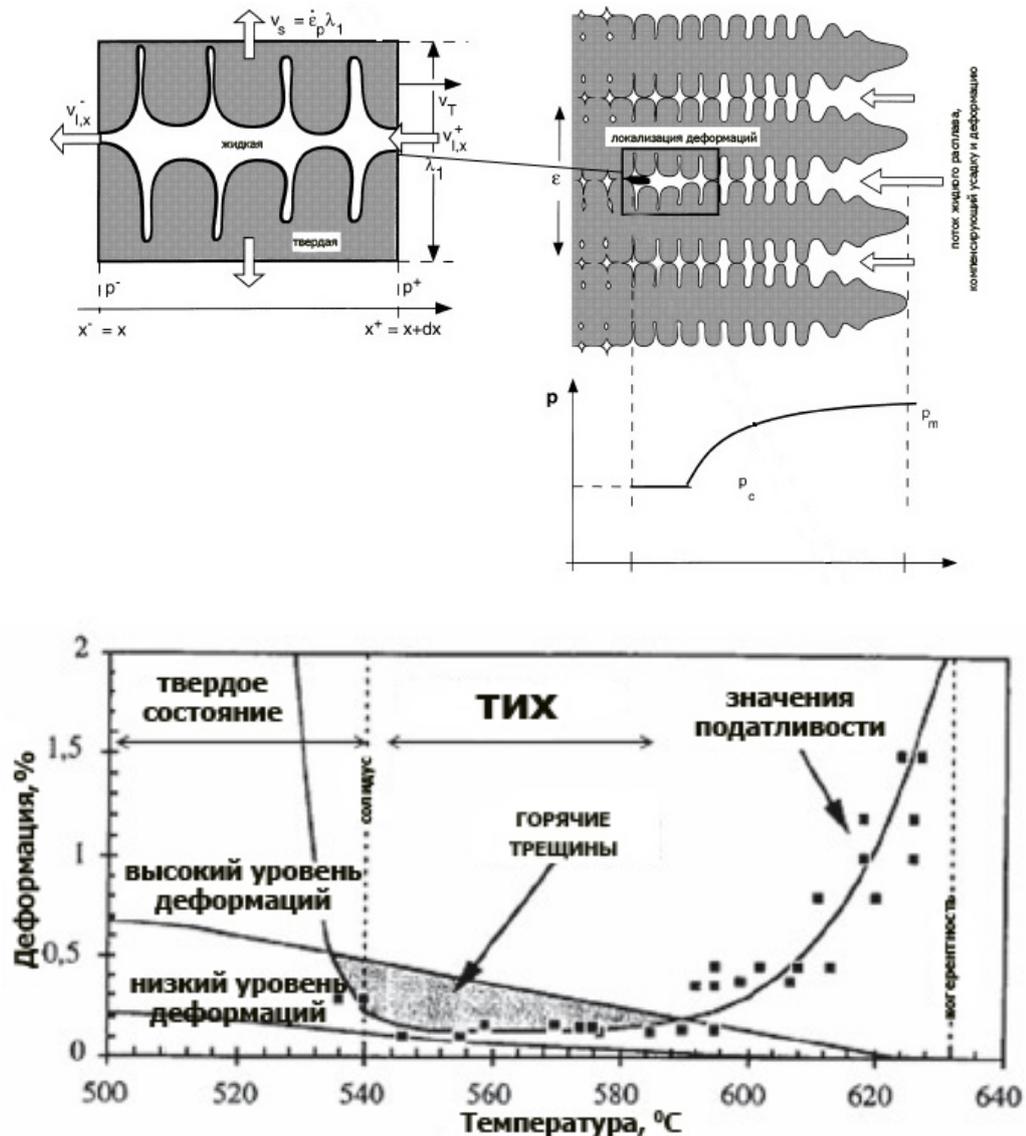


Рисунок 1.5 – Модель, лежащая в основе критерия образования ГТ RDG [263, 269]:

Разработка новых критериев для оценки предрасположенности сплавов к образованию ГТ в настоящее время продолжается. Предлагаются критерии, основанные на механике разрушений, учитывающие отношение эффективного напряжения в жидких прослойках, разделяющих дендритные кристаллы, к скорости эффективного напряжения в самих дендритах, основанные на учете влияния химического состава сплава и энергии деформации, а также многочисленные модификации вышеупомянутых критериев. Это объясняется тем, что разработанные критерии несовершенны и имеют определенные ограничения. Например, критерий RDG можно использовать только для параллельно растущих соседних дендритов, на которые действует поперечная растягивающая сила усадочных напряжений.

Критерий подверженности ГТ - HCS , разработанный Clyne и Davies, и его модификация отражают зависимость степени «залечивания» ГТ от доли твердой фазы (F_S) и размера зерна (g_S)

$$HCS = \frac{t_V}{t_R} = \frac{t_{99} - t_{90}}{t_{90} - t_{40}}, \quad (1.16)$$

где t_V – уязвимый период времени (подверженность горячим разрывам), с;
 t_R – время, доступное для снятия напряжений (массоперенос и фильтрация расплава), с;

t_{99} – время, при котором доля твердой фазы равна $f_S = 0.99$, с.

В модифицированном виде он выглядит следующим образом [267]:

$$CSC^* = \frac{t_V}{t_r} (\Delta T) g_S, \quad (1.17)$$

где CSC^* - модифицированный критерий подверженности ГТ;

ΔT – интервал затвердевания, °С;

g_S – размер зерна, мкм.

Прямой связи между трещиностойкостью и прочностью не наблюдается, поэтому важно учитывать и выделять из множества основные характерные для данной технологии критерии.

Обобщая, необходимо отметить, что большинство критериев, применяемых в литейном производстве, учитывают структурные характеристики сплава на

механизм образования ГТ. В совокупности с ранее отмеченными методиками оценки структуры в зоне образования ГТ, применяемыми в металлургическом и сварочном производствах, необходимо провести детальную оценку влияния процессов структурообразования на механизм образования ГТ в стальных отливках.

1.4 Влияние силового взаимодействия в системе «отливка-покрытие-форма/стержень» на образование ГТ.

Силовое взаимодействие, возникающее между отливкой и литейной формой, оказывает значительное влияние на качество получаемых отливок. Формирование таких дефектов как ужимина, коробление, усадочная пористость и ГТ, зависят от силового взаимодействия, проявляющегося при усадке отливок в форме.

Впервые влияние фактора силового взаимодействия в единой системе «отливка – форма» на образование ГТ оценил Б.Б. Гуляев [84]. Для расчета напряжений, возникающих в затвердевшей корке, им было предложено использовать следующую зависимость:

$$\sigma_M = \frac{\alpha_M(T_0 - T_1)}{\left(\frac{1}{E_M} + \frac{F}{F_\Phi} \cdot \frac{1}{E_\Phi}\right)}, \quad (1.18)$$

где σ_M – напряжения, возникающие в затвердевающей корке, МПа;

α_M – коэффициент термического сжатия (свободной усадки) сплава, град;

T_0 – температура солидуса, К;

T_1 – температура на поверхности отливки в заданный момент времени, К;

E_M – модуль деформации металла вблизи температуры кристаллизации стали, МПа;

E_Φ – модуль деформации формы, МПа;

F – площадь поперечного сечения затвердевшей корочки отливки, м²;

F_Φ – опорная площадь элемента конструкции, затрудняющего усадку в форме, м².

Формула (1.18), получена на основании линейных зависимостей между напряжениями (σ_m и σ_ϕ) и деформациями (ε_m и ε_ϕ) для металла и формы соответственно:

$$\varepsilon_m = \frac{\sigma_m}{E_m}; \quad \varepsilon_\phi = \frac{\sigma_\phi}{E_\phi}, \quad (1.19)$$

По предложению Г.Ф. Баландина [24] критерием возникновения ГТ в теле отливки будет служить неравенство:

$$\sigma_m < \sigma_{mГ}. \quad (1.20)$$

В работе [112] авторами подробно изложены отдельные этапы силового взаимодействия, проходящие в системе «отливка – форма» при формировании отливки. На первом этапе после заливки, когда сплав еще прибывает в расплавленном состоянии, гидростатическое давление действует на поверхность рабочей полости литейной формы. В этот момент в малопрочных сырых песчано-глинистых формах возможны деформации в поверхностном слое формы, что необходимо учитывать при проектировании технологии, особенно при производстве крупных стальных отливок. Второй этап обусловлен началом процесса затвердевания поверхностной корочки отливки, которую силы гидростатического давления прижимают к поверхности рабочей полости литейной формы. На этом этапе между корочкой отливки и поверхностью литейной формы начинают действовать силы поверхностного трения. Затвердевшая корка не может преодолеть силы трения, возникшие на границе раздела, поскольку не обладает достаточными прочностными свойствами, что обуславливает их совместное движение. За счет интенсивного разогрева поверхностных слоев литейной формы они начинают расширяться, что приводит к предсудочному расширению отливки. В зависимости от теплофизических свойств материалов формы и отливки напряжения в поверхностной корке металла могут быть как растягивающими, так и сжимающими. Этот этап не является наиболее опасным с точки зрения образования ГТ в отливках. За счет плотного контакта между затвердевшим металлом и поверхностью формы, напряжения рассредоточены, так как в каждом условном сечении относительная деформация будет эквивалентна свободной усадке. Наиболее опасным с позиции образования ГТ является третьей

этап, на котором толщина затвердевшей корки увеличивается, она приобретает относительно высокие прочностные свойства, и отливка начинает усаживаться. Сокращение отливки в процессе усадки приводит к отрыву затвердевающей корки от поверхности формы и преодолеваются силы трения. Именно на этом этапе в затвердевающей корке возникают опасные растягивающие напряжения, которые в случае превышения прочности стали в температурном интервале образования ГТ способствуют возникновению ГТ.

Для типичной схемы отливки, представленной на рисунке 1.6, Г.Ф. Баландин приводит следующие обоснования процесса образования ГТ [21]. ГТ в отливке возникают тогда, когда растягивающие напряжения, возникающие на элементе отливки длиной L_0 , по причине торможения свободной усадки при сопротивлении выступающими частями изделия высотой d , превысят деформационную способность сплава в температурном интервале образования ГТ. Для формализации данного заключения автор использует следующее выражение:

$$\varepsilon_m = \varepsilon_y - \varepsilon_{\text{п}} - \varepsilon_{\text{р}}, \quad (1.21)$$

где ε_y – деформация, определяемая линейной усадкой сплава в ТИХ, %;
 $\varepsilon_{\text{п}}$ – деформация податливости, обусловленная сопротивлением формы, %;
 $\varepsilon_{\text{р}}$ – деформация расширения литейной формы при ее нагревании, %.

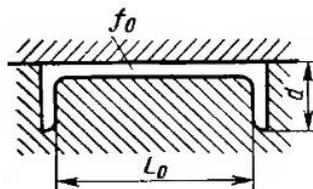


Рисунок 1.6 – Схема затруднения свободной линейной усадки отливки литейной формой [21]

Критерием образования ГТ является условие, когда:

$$\varepsilon_0 - \varepsilon_m = 0, \quad (1.22)$$

где ε_0 – предельная относительная деформация растяжения сплава в ТИХ, %.

На основании анализа формулы (1.21) можно говорить о значительной роли, которую играет силовое взаимодействие между отливкой и формой на образование ГТ. Во многом от сопротивления формы усадочным процессам, которые протекают

в затвердевающей отливке в диапазоне ТИХ, зависит склонность отливки к образованию данного опасного дефекта.

Авторы работы [112], неоднократно акцентируют внимание на том, что сопротивление формы складывается из двух слагаемых:

$$P_{\phi} = P_{\text{тр}} + P_c. \quad (1.23)$$

Первое ($P_{\text{тр}}$), это действие сил поверхностного трения, которые зависят от коэффициента трения и величины гидростатического давления. Второе слагаемое (P_c), регламентирует силы, возникающие в результате торможения свободной усадки отливки ее конструктивными элементами и/или стержнями.

В работах [24, 26] отмечено, что в общем случае второе слагаемое (усилие сопротивления формы усадки) можно определить по следующей формуле:

$$P_c = F_{\phi} \sigma_{\phi} + F_{\text{см}} \tau_{\text{см}}, \quad (1.24)$$

где

$$\sigma_{\phi} = E_{\text{сж.ф}} \left(\varepsilon_{\phi} - \frac{\lambda}{L_1} \right) \frac{L_1}{d} + \tau_{\text{см}}, \quad (1.25)$$

$E_{\text{сж.ф}}$ – модуль сопротивления формы сжатию, МПа;

$F_{\text{см}}$ – площадь поверхности среза смеси, м²;

$\tau_{\text{см}}$ – прочность смеси на срез, МПа;

λ – глубина внедрения отливки в форму, м;

L_1 – половина расстояния между двумя опорными поверхностями, которые склонны к внедрению в форму при усадке ($L_1 = L_0/2$), м;

d – размер элемента, затрудняющего усадку отливки, м.

Одним из первых, на силы трения между затвердевающей отливкой и формой, которые являются определяющим фактором при возникновении ГТ, обратили внимание Хультгрэн и Хельмер [34]. В разработанной ими теории объясняющей, процессы возникновения ГТ в стальных слитках и отливках, значительное внимание уделяется трению, которое возникает между усаживающейся коркой литого изделия и неровностями, существующими на поверхности литейной формы или изложницы. Растягивающие напряжения в затвердевающей корке отливки являются следствием зацепления на соседних неровностях в зоне контакта отливки с формой.

Шведский исследователь К. Беккиус, основываясь на исследованиях соотечественников, приходит к альтернативному выводу о том, что в тот момент, когда затвердевающая корка металла сравнительно толстая и в ней возникают напряжения из-за действия только сил трения, то ее прочности может быть достаточно, чтобы преодолеть их без образования ГТ [6].

Детальный обзор влияния сил трения отливки о поверхность литейной формы, представлен в работе Ю.А. Степанова [208]. Оценив противоречивость мнений различных исследователей по данному вопросу, автор разработал собственную экспериментальную установку для определения сил трения отливки о форму при ее затвердевании. Результаты исследований показали, что характер изменения сил трения в значительной степени зависит от кинетики усадки отливки. На формирование сил трения существенное влияние оказывает слой высохшей и приставшей к отливке формовочной смеси. При усадке отливки на третьем этапе силового взаимодействия данный слой формовочной смеси работает на сдвиг. Таким образом величина силы трения зависит от прочности смеси на срез $\tau_{см}$ (см. формулу (1.23)). Позднее в работе [25] авторы приходят к выводу, что усилие сопротивления формы усадки будет наименьшим в том случае если между выступающими частями отливки будет происходить сдвиг смеси, что возможно при выполнении следующего условия:

$$F_{\phi} \sigma_{\phi} \geq F_{см} \tau_{см}. \quad (1.26)$$

В работе [209] Ю.А. Степановым было высказано предложение использовать двухслойные формы для повышения податливости литейной формы. Контактный облицовочный слой делать из высокопрочной смеси, а наполнительный из смеси сравнительно малой прочности.

В заключении своих исследований по оценке влияния трения на образование ГТ автор приходит к следующим заключениям [208]. Во-первых, при действии сил трения на границе «отливка – форма», сдвиг формовочной смеси при усадке происходит, по слою с наименьшей прочностью. Во-вторых, абсолютная величина сил трения зависит от прочностных свойств формы.

К несколько иным выводам приходят исследователи, занимающиеся изучением стержневых смесей [66]. Они отмечают, что в результате термомеханического взаимодействия расплава и стержня на его поверхности образуется обгоревший слой смеси, имеющий меньшую прочность, чем основной материал стержня, что в значительной степени уменьшает трение стержня об отливку. Такие процессы изменяют баланс сил в системе, повышая податливость стержня и способствуют релаксации напряжений в затвердевающей корке отливки.

Для расчета сил трения Ю.А. Степановым [208] было предложено использовать следующую формулу:

$$P_{\text{тр}} = PF_{\text{пов}}, \quad (1.27)$$

где P – удельная сила трения, МПа;

$F_{\text{пов}}$ – площадь поверхности контакта отливки с формой, м².

Напряжения, возникающие в затвердевающей корке, могут быть определены как отношение сил трения к площади поперечного сечения корки металла ($F_{\text{п с кор}}$):

$$\sigma_{\text{м}} = \frac{P_{\text{тр}}}{F_{\text{п с кор}}}, \quad (1.28)$$

где $F_{\text{п с кор}}$ – площадь поперечного сечения корки металла, м².

В работе [202] для определения сил трения, возникающих при взаимодействии затвердевающей отливки из чугуна с шаровидным графитом и литейной формы, предложено использовать формулу¹:

$$P_{\text{тр}} = fNp \left(\frac{l}{2} - x \right), \quad (1.29)$$

где f – коэффициент трения;

N – нормальное давление на стенки формы в момент предусадочного расширения, МПа;

p – периметр сечения отливки, м;

$\left(\frac{l}{2} - x \right)$ – расстояние от рассматриваемого элементарного участка до конца

отливки, м.

¹ Предложенное уравнение учитывает особенности кинематической схемы, реализованной в экспериментальной установке.

Наибольшие затруднения при таком подходе возникают при определении коэффициента трения f . В диссертационной работе А.С. Савинова [197] был предложен расчет данного параметра. При этом автор первоначально определял силу трения на основании анализа действия всех сил в системе, а после по известной формуле (1.30) на которой базируется зависимость (1.29), вычислял коэффициент трения.

$$P_{\text{тр}} = fN. \quad (1.30)$$

В вышеупомянутой работе [112] для определения силы трения, которую должен преодолеть при сокращении вследствие усадки любой элемент Δx затвердевшей корки, находящийся на расстоянии x от ее конца используют формулу аналогичную (1.27):

$$P_{\text{тр}} = P\Pi x, \quad (1.31)$$

где Π – периметр отливки в поперечном сечении, м.

В результате, в затвердевающей корке отливки будут возникать напряжения, которые в общем случае могут быть определены по формуле (1.28). При этом условие преодоления отливкой сил трения о форму будет следующим:

$$\sigma_{\text{м}} F_{\Pi \text{ с кор}} > P\Pi x. \quad (1.32)$$

Определить площадь поперечного сечения затвердевающей корки для отливок с прямоугольным сечением, можно по формуле:

$$F_{\Pi \text{ с кор}} = 4[(a + b)\zeta - \zeta^2], \quad (1.33)$$

где a – половина ширины прямоугольного сечения отливки, м;

b – половина длины прямоугольного сечения отливки, м;

ζ - толщина затвердевшей корки в расчетный момент, м.

В основе формулы (1.33) находится следующее допущение, что условия теплообмена по всему сечению отливки идентичные, поэтому толщина затвердевшей корки одинаковая.

Важным условием для расчета напряжений, возникающих в затвердевающей корке сплава, является наличие, названного авторами работы [112] краевого эффекта. Данный эффект проявляется в постепенном росте напряжений от края

отливки до максимальных значений, соответствующих условиям полного торможения усадки, в этом случае формула (1.18), будет иметь упрощённый вид:

$$\sigma_{\text{м макс}} = \alpha_{\text{м}} E \Delta T, \quad (1.34)$$

где E - модуль упругости стали при температурах близких к точке кристаллизации, МПа.

Из формулы видно, что усадочные напряжения не зависят от длины и толщины корки затвердевшего металла. Формула справедлива только в том случае, когда затвердевшая корка имеет одинаковую толщину по всей площади. При неравномерной толщине формула принимает более сложный вид [73]:

$$\sigma_{\text{м}} = \frac{\alpha_{\text{м}} E \Delta T \sum x}{\zeta \sum \frac{x}{\zeta}}. \quad (1.35)$$

Возвращаясь к схеме, изложенной в работе [112], необходимо отметить, что достигнув максимальных значений при удалении от края корки уровень напряжений в твердой корке постоянного сечения стабилизируется. На этих участках, достаточно удаленных от края отливки, растяжение затвердевшей корки будет соответствовать величине свободной усадки, и она будет идеально рассредоточена. В таких условиях образование ГТ не происходит. Такой эффект может быть обеспечен силами трения при выполнении условия (1.32):

$$\sigma_{\text{м}} F_{\text{п с кор}} = P \Pi x. \quad (1.36)$$

Расстояние от края отливки, при котором напряжения достигают величины $\sigma_{\text{м макс}}$ в этом случае может быть определено по формуле:

$$x_{\sigma_{\text{м макс}}} = \frac{\alpha_{\text{м}} E \Delta T F_{\text{п с кор}}}{P \Pi}. \quad (1.37)$$

Концепция рассредоточения деформаций при усадке отливки с целью предотвращения образования в них ГТ путем искусственного повышения сил трения была использована в работе В.Д. Илюхина [103]. Автор предлагал использовать несколько схем для «управляемого» рассредоточения деформаций, в том числе путем изменения микрогеометрии границы контакта «отливка – форма», созданием специальных выступов и впадин на поверхности рабочей полости литейной формы. Более сложные схемы рассредоточения деформаций предполагали использование

специальных штырей в литейных формах, которые после преодоления в тепловых узлах отливки ТИХ должны были принудительно извлекаться из формы [112].

Однако аналогичного эффекта от повышения сил трения для обеспечения рассредоточения деформаций можно достичь, применяя более простые технологические методы. Например, в работе [56] приводится пример существенного сокращения брака чугунных труб, заливаемых в кокиль, при переходе от шлифованной поверхности рабочей полости формы к шероховатой.

Шероховатость оказывает существенное влияние на трение в любых механических системах [108]. В работе [198] А.А. Сварика перечисляет факторы, которые оказывают влияние на шероховатость поверхности контакта «металл – форма», и как следствие отражаются на последующей шероховатости отливок. Шероховатость отливок зависит от способа формообразования, величины зерна и степени однородности смеси, средней толщины стенки и массы отливки, противопригарных покрытий, металлостатического давления, состава и жидкотекучести сплава, температуры и продолжительности заливки, продолжительности затвердевания отливки в форме, газового режима, смачивающей способности расплава смеси, газового режима и т.д. Из всего многообразия факторов для управления шероховатостью выбирают главные.

Б.Б. Гуляевым проведено исследование [87] фракционного состава и материалов формовочной смеси, а также температуры заливки на шероховатость отливок. Наибольшая шероховатость получается на кварцевых песках больших фракций и при высоких температурах заливки. Напротив, низкие классы шероховатости характерны для хромитовых и хромомagneзитовых песков мелких фракций и при сравнительно низких температурах заливки.

Таким образом, изменяя фракционный и материальный состав формовочных материалов можно эффективно управлять шероховатостью, которая, в свою очередь, будет оказывать влияние на силу трения, возникающую при затвердевании отливки. При этом, для того чтобы не производить существенного изменения в производственных процессах и не повышать значительно себестоимость продукции, регулировать шероховатость можно путем использования специального

функционального покрытия, наносимого на рабочую полость формы или стержня в тех участках отливки, которые склонны к появлению в них ГТ.

Современные методики исследований в области силового анализа включают использование типовых (конструктивно схожих) экспериментальных установок [173, 251]. Общая тенденция исследований в данной области заключается в широком использовании разнообразных CAE-систем, которые предназначены для моделирования напряжений и деформаций в отливках и формах [91, 248]. Математические модели, заложенные в основу большинства современных программ, требуют предварительных экспериментальных исследований для определения конкретных параметров. Исследовательские работы решают две задачи, во-первых, обогащают базы данных влияния различных факторов на параметры, используемые в математических моделях, а во-вторых, оценивают адекватность результатов, получаемых при моделировании литейных процессов, в частности, силовом взаимодействии в системе «отливка – форма».

1.5 Анализ возможных путей повышения трещиностойкости отливок, основанных на управлении процессами структурообразования

В классической работе по стальному литью Ю. А. Нехендзи была впервые представлена классификация групп факторов, которые влияют на образование ГТ [159]. В категории, связанной с оценкой степени влияния свойств металла на образование ГТ, автор особо выделяет механические свойства сплава при высоких температурах, которые не обеспечивают способность сопротивляться образованию трещин. Как отмечает Ю. А. Нехендзи, обеспечение мелкозернистой структуры в зоне образования ГТ может «в некоторой степени повысить сопротивление отливки к образованию ГТ» [159].

Б. Б. Гуляев, развивая теоретические положения Ю. А. Нехендзи при сравнении процессов затвердевания стальных слитков и центробежных заготовок с фасонными отливками, приходит к выводу, что свойства металлов изменяются от поверхности к оси изделия [82]. Например, он отмечает, что при высоких

температурах в период образования ГТ уровень механических свойств сталей обусловлен структурной, химической и физической неоднородностью. Под физической неоднородностью автор понимает различные виды рыхлости (усадочной, газовой или смешанной природы), присутствующей в стали.

А. М. Корольков, обобщая данные исследований, проведенных до 1967 г., о степени влияния различных факторов на процесс образования ГТ в отливках, приходит к однозначному выводу, что «процесс затвердевания... и структура определенным образом влияют на склонность их к растрескиванию» [116]. Ранее в качестве основного фактора, оказывающего влияние на образование ГТ в отливках и слитках, он выделял химический состав сплава, который во многом определяет уровень механических свойств [117]. Б. Б. Гуляев, на основании работы И. И. Новикова [160], приходит к аналогичному выводу о том, что «предотвратить образование трещины может быстрый рост прочности при понижении температуры» [85]. Это определяет ведущую роль прочностных свойств на процесс сопротивления образованию ГТ. В свою очередь, И. И. Новиков прямо указывает на то, что одним из наиболее эффективных способов снижения брака по ГТ является измельчение зерна [160].

Г. Ф. Баландин, несмотря на свою приверженность направлению снижения брака фасонных отливок из-за ГТ путем оптимизации конструкции ЛПС и управления релаксацией усадочных напряжений путем применения более податливых форм и стержней [21], также утверждал, что величина предельной относительной деформации растяжению (предел прочности на разрыв) сплава в момент образования ГТ является определяющим фактором при образовании данного дефекта. В более ранней работе [23] Г. Ф. Баландин, ссылаясь на работы Н. И. Хворинова, доказывает эффективность зоны мелкодисперсных кристаллитов, которые формируются в пристеночной зоне, как прогрессивного способа повышения уровня механических свойств сплава при высоких температурах.

В работах Н. И. Хворинова наиболее детально исследованы механизмы формирования кристаллической структуры в поверхностной зоне отливок и слитков [224]. Автор для повышения дисперсности структуры сплава и, как следствие, его

механических свойств предлагает использовать различные методы воздействия на расплав в период его кристаллизации, такие как вибрация или ультразвуковое воздействие, которые позволяют эффективно изменять уровень механических свойств сплавов, в том числе и при высоких температурах.

Современные методы исследования механизмов образования ГТ в фасонных отливках продолжают заложенные в работах Г. Ф. Баландина и Н. Н. Прохорова (для сварочных процессов [189]) основы моделирования процессов структурообразования, затвердевания и возникновения внутренних напряжений в ходе протекания усадочных явлений и их влияния на процесс образования ГТ в отливках и отражены в работах К. Н. Вдовина, А. С. Савинова и др. исследователей [49, 197, 246].

Многие авторы при этом признают, что повышение сопротивления образованию ГТ в кристаллизующемся металле можно обеспечить путем создания наиболее благоприятной микроструктуры в поверхностном слое отливок [125, 138, 140, 170, 268]. Таким образом, на основании анализа работ в области повышения трещиностойкости сплавов при высоких температурах можно сделать промежуточный вывод: структура определяет уровень механических свойств металла в твердо-жидком или твердом состояниях при высоких температурах и способность отливки в поверхностном слое сопротивляться разрушению под действием усадочных напряжений. Можно выделить определенное направление повышения трещиностойкости стальных отливок, которое заключается в разработке методов, основанных на управлении процессами структурообразования в начальный период затвердевания в поверхностном слое отливок с целью получения мелкодисперсной структуры, обеспечивающей высокий уровень свойств сплавов при высоких температурах.

К распространенным методам воздействия на расплав в процессе кристаллизации для управления структурообразованием сплавов относят модифицирование, снижение в составе сплава вредных (сильно ликвирующих) примесей и использование внешних и внутренних холодильников с целью создания локального переохлаждения [112]. Для управления процессами структурообразования с целью получения заданной «высокопрочной» структуры в поверхностном слое отливок,

кроме упомянутых вибрации и ультразвукового воздействия на кристаллизирующийся расплав, могут применяться специальные способы литья, такие как суспензионное литье или армирование поверхности для получения композиционных отливок [104, 205]. В ряде случаев термовременная и специальные методы обработки расплава также дают положительные результаты [89]. Отдельно можно выделить довольно перспективный технологический процесс, не получивший широкого распространения – поверхностное легирование отливок [128, 152]. Рациональное легирование обеспечивает повышение уровня механических свойств, в том числе и при высоких температурах, но не в объеме отливки, а локально в поверхностной зоне, там, где зарождаются и образуются ГТ [149, 151]. В последние годы данная технология получила дальнейшее развитие [90, 212].

Указанные методы, кроме поверхностного легирования и локального «захлаживания» расплава внешними холодильниками, оказывают объемное воздействие на расплав, что не позволяет обеспечить формирование необходимой дисперсности в поверхностном слое отливки в начальный период кристаллизации. Между тем, известен эффект, который проявляется в том, что микрогеометрия поверхности стенки изложницы или литейной формы оказывает существенное влияние на процессы кристаллизации в поверхностном слое литого изделия [23, 221]. Под микрорельефом понимают параметры, характеризующие шероховатость поверхности, в отличие от макрогеометрии, которая описывает конфигурацию и форму изделия [166]. Подтверждение представленного эффекта можно найти в работах В.И. Семенова и А. Оно [172, 173, 191]. В частности В. И. Семенов отмечает, что «шероховатость стенки литейной формы повышает устойчивость образования кристаллической пристеночной зоны» [200, 201]. Влияние шероховатости на процесс кристаллизации в поверхностной «пристеночной» зоне отливки может быть объяснено с различных позиций. В упомянутой работе [221] данное явление объясняется образованием высокого локального теплопереноса на шероховатостях, который способствует появлению большого числа преддендритных зародышей. А. Оно объясняет интенсивный рост кристаллитов в поверхностном слое на шероховатой стенке с аналогичных позиций (рисунок 1.7) [174]. По его мнению, в местах выступов на шероховатостях формы реализуется наиболее плотный контакт

расплава с материалом формы. В этих условиях «теплопроводность стенок формы микроскопически неоднородна, локальный преимущественный рост зародышей осуществляется в местах повышенной теплопроводности» [174].

Отличие предложенной А. Оно теории от ранее рассмотренной заключается в том, что, по его мнению, на выступах шероховатости зарождаются и растут дендритные кристаллы, а не преддендритные зародыши, возникающие в приповерхностном объеме расплава.

Для объяснения данного факта в авторы работ [228, 45] использовали теорию, учитывающую увеличение удельной поверхности с ростом шероховатости, которое оказывает существенное влияние на термическое сопротивление контактного теплообмена расплавленного металла с литейной формой.

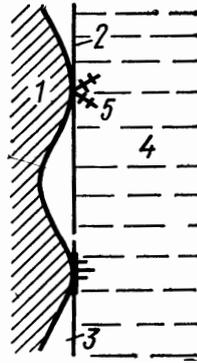


Рисунок 1.7 – Схема нерегулярного контакта расплава со стенкой литейной формы и зарождение кристаллитов на стенке: 1 – форма; 2 – оксидная пленка; 3 – полость; 4 – расплав; 5 – кристалл [174]

А.Н. Цибрик указывает, что «время охлаждения отливки обратно пропорционально удельной поверхности в первой степени, а время ее затвердевания обратно пропорционально удельной поверхности во второй степени [229]. В таких условиях в поверхностной зоне существенно увеличивается скорость затвердевания, что способствует развитию зоны мелкодисперсных кристаллитов. Авторы предлагают создавать на отливках специальный профиль – орнамент, функция которого заключается в увеличении удельной поверхности отливки, для управления процессом затвердевания и создания в поверхностной зоне отливки структуры, представленной мелкодисперсными кристаллами (рисунок 1.8). Влияние увеличения поверхности контакта на границе раздела расплав – литейная форма на формирование структуры

в поверхностной зоне отливки, используется для повышения эффективности работы холодильников [227].

Рифленые холодильники обеспечивают более развитую поверхность контакта, так как поверхность, примыкающая к отливке, имеет выступы в виде пирамид, обращенных вершинами в сторону отливки.

В.Н. Карножицкий, при оценке влияния контактного теплообмена на формирование дендритной структуры в поверхностной зоне отливок, отмечает, что, изменяя условия теплообмена и тепловые потоки на поверхности отливки можно эффективно управлять ориентацией дендритов в поверхностной зоне отливок [105].

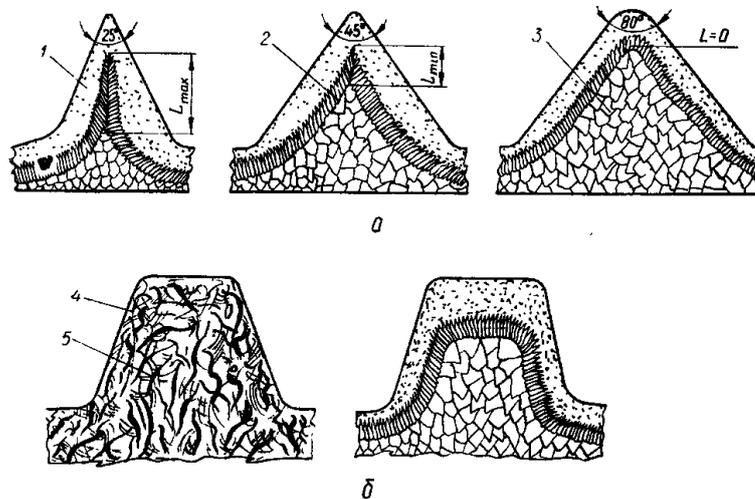


Рисунок 1.8 – Влияние профиля орнамента на структуру поверхностного слоя отливки: а – остроугольные выступы: 1 – зона мелких кристаллитов; 2 – зона столбчатых кристаллитов; 3 – зона равновесных кристаллитов; б – усеченные выступы: 4 – феррит и графит; 5 – перлит и графит [228]

В этой же работе автор неоднократно касается существенной роли шероховатости на условия контактного теплообмена в литейных процессах. Теория контактного теплообмена [105] очень близка к кондуктивному теплообмену, рассмотренному И.Б. Куманиным [128] и теплообмену, обусловленному нерегулярным контактом расплава со стенкой литейной формы, предложенному А. Оно [174].

Влияние шероховатости на процессы кристаллизации обусловлено тем, что с ее ростом уменьшается краевой угол смачивания, и, следовательно снижаются затраты поверхностной энергии на образование зародышей твердой фазы [228].

Таким образом, естественная или искусственно созданная посредством использования специальных покрытий шероховатость позволяет увеличить количество потенциальных зародышей при кристаллизации в поверхностной зоне отливки.

С несколько иных позиций изложена теория формирования кристаллитов на «шероховатых» поверхностях в работе Д.Е. Овсиенко [167], который, на основании анализа работ О.Д. Казачковского и Д. Тарбалла, анализирует влияние степени переохлаждения, возникающего на дефектах типа трещины и поры, присутствующих в изложнице, на процессы зарождения зародышей кристаллитов. В данных работах теоретически обосновано, что в дефектах формы образуются устойчивые зародыши кристаллитов. При этом степень переохлаждения, необходимая для образования зародышей критического размера, будет меньше, чем в случае гетерогенного зародышеобразования на плоской подложке. В таких условиях зародышеобразование будет начинаться преимущественно в различных дефектах типа пор или трещин, существующих на поверхности изложницы. Аналогичные результаты, подтверждающие теоретические выкладки Д.Е. Овсиенко, представлены в работе [226]. Таким образом, можно утверждать об определенных противоречиях в объяснении процессов, протекающих при кристаллизации сплавов на шероховатых поверхностях литейных форм, что требует более детального их исследования и использования для предотвращения образования ГТ в стальных отливках.

1.6 Выводы по главе 1

1.1 На основании анализа работ, проведенных ранее в области обеспечения повышения трещиностойкости отливок, установлено, что проблема образования ГТ в стальных отливках, в настоящий момент остается актуальной. Структурные характеристики расплава оказывают значительное влияние на процесс образования ГТ. Специальные технологические мероприятия по управлению процессами кристаллизации, основанные на исследованиях Г.Ф. Баландина, В. М. Голода, А. Оно, В. И. Семенова, Н. И. Хворинова, А.Н. Цибрика и направленные на создание в

поверхностном слое отливки зоны из мелкодисперсной разветвленной структуры кристаллитов, являются перспективным способом повышения трещиностойкости стальных отливок.

Цель диссертационной работы – разработка и исследование способа предотвращения образования поверхностных ГТ, основанного на управлении процессами структурообразования при затвердевании поверхностной зоны фасонных стальных отливок.

Для достижения поставленной цели в работе были сформированы следующие основные **задачи**:

1. Проанализировать современное состояние проблемы образования ГТ, оценить факторы, оказывающие влияние на их возникновение, и способы борьбы с данным дефектом в фасонных стальных отливках.

2. Провести исследования дефектной зоны ГТ для выявления морфологических особенностей строения сплава, которые можно использовать для предотвращения образования дефекта.

3. На основании результатов исследования разработать способ обеспечения требуемой структуры в поверхностной зоне отливки, повышающей трещиностойкость в температурном интервале образования ГТ.

4. Внедрить разработанный способ в производственный процесс получения фасонных стальных отливок ответственного назначения.

2 МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБРАБОТКИ ДАННЫХ

2.1 Исследование макро- и микроструктуры дефектной зоны отливки

В ходе исследований был проведен детальный структурный анализ более 350 забракованных стальных отливок, содержащих трещины, в период с 2010 по 2019 гг.

Отливки «Рама боковая», «Балка надрессорная» и «Корпус автосцепки», изученные в работе, имеют следующие отличительные особенности: большая масса и, как следствие, большие габаритные размеры; сложная конфигурация, представленная в основном корпусными изделиями, в которых имеется большое количество рассредоточенных тепловых узлов, обусловленных конструкционной сложностью изделия и наличием многочисленных переходов от толстой к тонкой стенке. Отливки получают из легированных сталей марок 20ГЛ, 20ГТЛ или 20ГФЛ, которые склонны к развитию усадочных напряжений и имеют широкий интервал кристаллизации. В таких условиях вероятность развития усадочных дефектов, особенно ГТ очень велика. Требования к отливкам «Рама боковая» и «Балка надрессорная» регламентируются [1,2]. Соответствующие стандарты предъявляют высокие требования к качеству отливок, особо повышенное внимание уделяется трещинам, которые в процессе эксплуатации изделия, выступая в качестве потенциального концентратора напряжений, могут приводить к переходу детали из опасного в предельное состояние, а при катастрофическом исходе к потере целостности. Исследовались отливки из стали 20ГЛ, полученные литьем в песчано-глинистые формы. Для сокращения числа факторов, которые учитывают конфигурацию отливки, было принято решение об анализе конкретной конструкционной зоны отливки «Рама боковая» – внешний и внутренний радиусы R55 буксового проема и «Корпус автосцепки» – внутренний радиус R18 в хвостовике (рисунок 2.1).

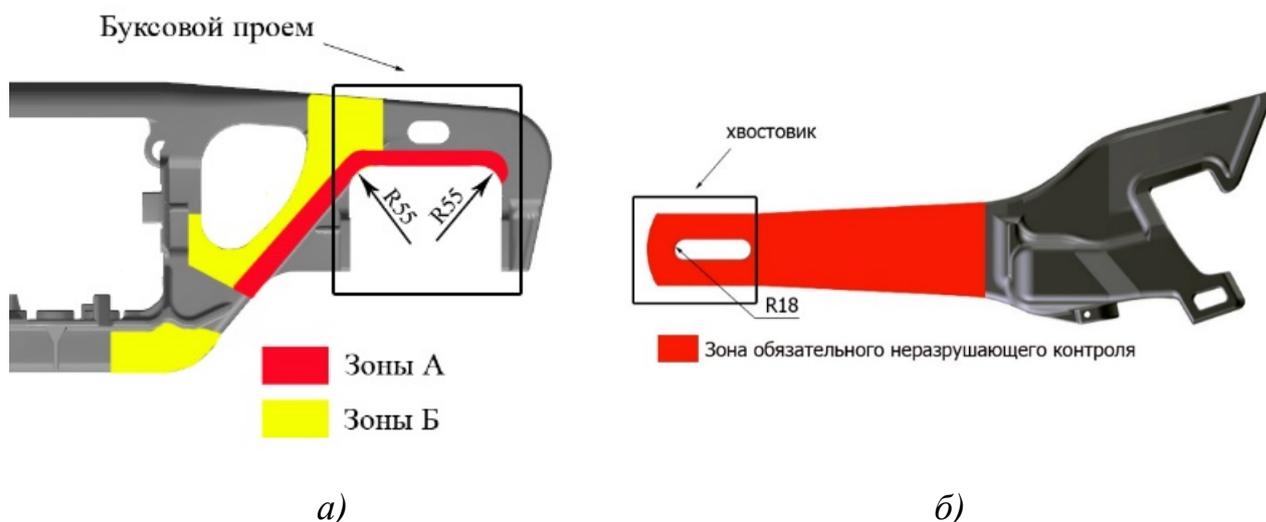


Рисунок 2.1 – Зоны, к которым предъявляются повышенные требования эксплуатационной безопасности при наличии дефектов для отливок: а – «Рама боковая»; б – «Корпус автосцепки»

Радиусы R55 буксового проема «Рамы боковой» и радиус R18 в хвостовике «Корпуса автосцепки» для анализа мест образования ГТ выбраны не случайно, данная часть отливки подвергается тщательному контролю в соответствии с требованиями [1, 2].

Конфигурация изделия и используемая литейная технология способствуют концентрации в этих зонах различных дефектов (рисунок 2.2).

Среди наиболее частых факторов, оказывающих влияние на возникновение дефектов в указанных зонах (рисунок 2.1), можно выделить изменение химического состава, уменьшение податливости формы и стержней, газонасыщенности и температуры заливаемого металла, изменение условий кристаллизации и, как следствие, их влияние на развитие усадочных процессов [1, 102, 140, 147].

Исследовали отливки, забракованные в ходе проведения неразрушающего контроля магнитопорошковым и вихретоковым методами, которые ориентированы на выявление поверхностных дефектов. Перед проведением контроля с целью снижения негативного влияния на результаты контроля шероховатости отливок, в соответствии с технологической инструкцией поверхность контролируемых зон предварительно механически обрабатывается.

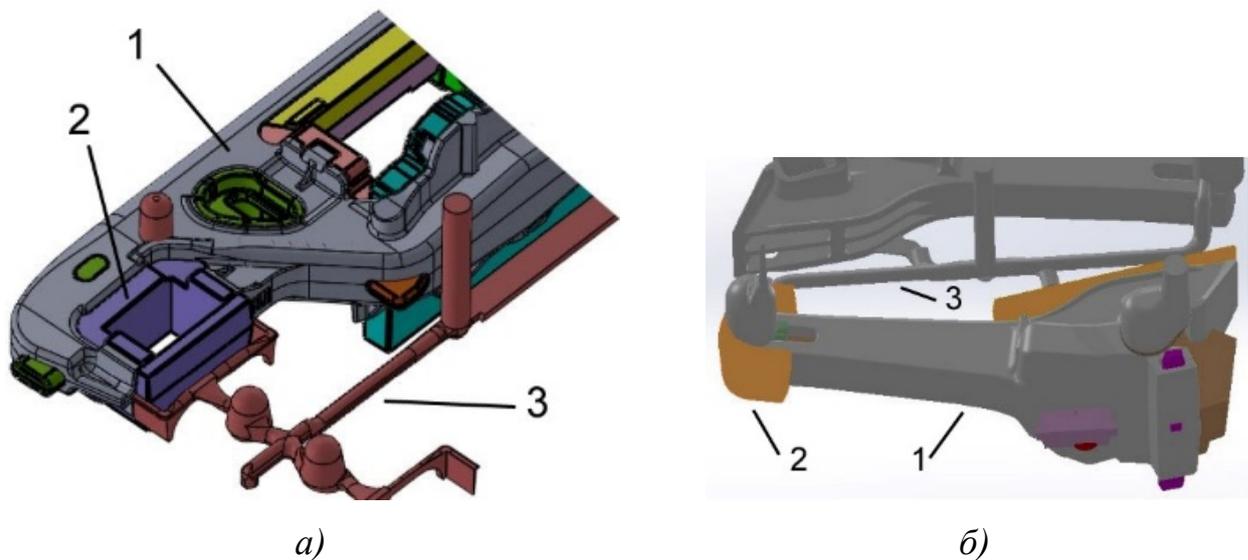


Рисунок 2.2 – Эскиз отливки и элементов литейной формы (1 – отливка; 2 – стержень; 3 - ЛПС): а – «Рама боковая» (отливка симметрична); б – «Корпус автосцепки»

Согласно инструкции, дефектная зона, выявленная в ходе выполнения операций неразрушающего контроля, на отливке выделяется мелом, поэтому на некоторых фотографиях, представленных в качестве иллюстрационного материала, присутствуют меловые риски. Из забракованных отливок огневым и механическим способом вырезали дефектные части, в которых был обнаружен изучаемый дефект. Для определения глубины трещин и выявления прочих несплошностей в теле отливки проводили поперечное фрезерование заготовки, содержащей исследуемый дефект.

С целью исследования боковых поверхностей дефектов их доламывали на гидравлическом прессе для «раскрытия» дефекта, что позволяло изучить поверхность излома трещины, ее морфологические особенности и выявить внутренние скрытые литейные дефекты. Для изучения боковых поверхностей трещин были использованы методы световой фрактографии [223]. Снимки поверхностей изломов с соответствующим увеличением в режиме макросъемки были сделаны с помощью цифрового фотоаппарата Canon IXUS 95 IS. В справочной литературе, содержащей примеры фрактограмм отливок с ГТ, поверхности их изломов отличается ручьистое

строение при малых увеличениях и дендритная структура при больших. Фрактограммы, полученные в результате исследования, соответствуют изображениям изломов ГТ, свойственных низкоуглеродистым сталям, содержащих подобные дефекты [218, 244].

Под дефектной зоной в рамках данной работы подразумевается область отливки, контактирующая с исследуемым дефектом, при первичном осмотре, классифицированном как ГТ. Термин «дефектная зона» очень распространен не только в литейном и сварочном производствах, металлургии и технологии пайки, но и в целом в методике контроля, в том числе неразрушающего контроля [126, 176, 230, 121]. К дефектной зоне относятся микроструктура и макроструктура в области, непосредственно прилегающей к ГТ, а также сопутствующие явные и скрытые дефекты по [4], которые напрямую контактируют с ГТ или опосредованно оказывают влияние на ее образование. Для выявления макростроения дефекта, удаления следов коррозии и детального изучения дефектной зоны применяли глубокое травление 50 % - ным водным раствором соляной кислоты при 80°C в течение 30 мин.

Для микроструктурных исследований дефектной зоны использовались шлифы поперечных разрезов дефектных частей отливок. Подготовка шлифов была выполнена на программируемом автоматическом шлифовально-полировальном станке COMPUMET, с предварительной запрессовкой в пресс-форму диаметром 40 мм на автоматическом пневмо-гидравлическом прессе IPA 40. Для выявления микроструктуры использовали 4 %-ный спиртовой раствор азотной кислоты. НМВ изучали на травленных и нетравленных шлифах. Для выявления первичной микроструктуры в пристеночной зоне отливок использовали реактив водного раствора персульфата аммония ($(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ - 15 г., H_2O - 100 см³) по методикам, изложенным в работах [33, 107].

Микроструктурные исследования проводили на инвертированных цифровых микроскопах Leica DM IRM (Германия) и MDS (США).

2.2 Методика и пробы для изучения процессов образования ГТ и структурообразования в поверхностной зоне отливки

Для исследования влияния микрорельефа поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы на структуру стали в поверхностной зоне отливки была разработана модельная оснастка для отливки-пробы (рисунок 2.3).

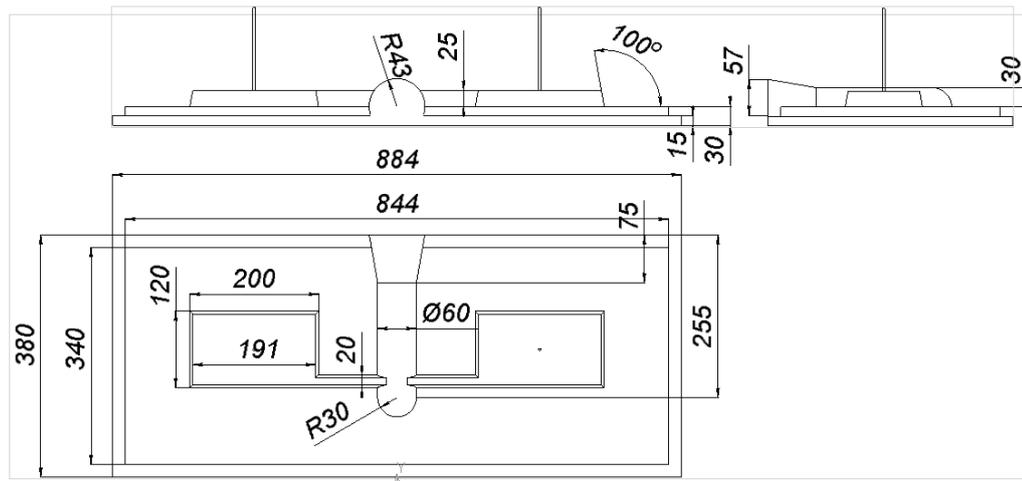
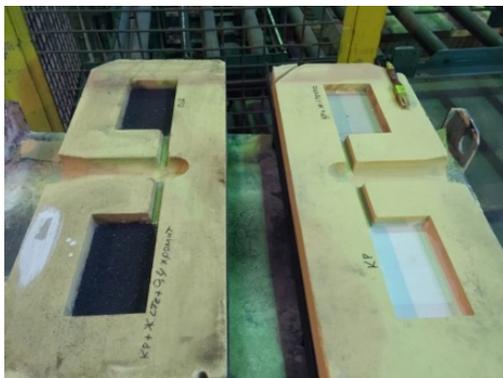


Рисунок 2.3 – Эскиз модели отливки-пробы и подмодельной плиты

Конструкция пробы была выбрана в форме плиты с отношением длины к толщине более трех, для уменьшения влияния торцов на формирование температурных полей в процессе затвердевания [83].

Песчано-глинистая литейная форма состояла из двух симметричных полуформ с вертикальной линией разъема. Полуформы были изготовлены с использованием формовочного песка 1К₁О₁025 [5]. Для создания на поверхности рабочей полости литейной формы (размер 120×200 мм) определенного микрорельефа использовали функциональное покрытие в составе с хромитовым песком ТУ 14-8-163-75 «Порошки хромитовые для литейного производства» марки ПХК, фракций 0,2 и 0,4 мм (рисунок 2.4, а). Рассев хромитового порошка по фракциям проводили с использованием вибрационной установки с набором стандартных сит [6]. Нанесение функционального покрытия на поверхность рабочей полости формы проводили в два этапа. На первом этапе с целью исключения ускоренного поглощения поверхностью литейной формы адгезива, а также для укрепления песчаной смеси наносили

краску PV-COATING S 103. На втором этапе используя в качестве адгезива жидкое стекло [7] с силикатным модулем, равным 2,41, наносили хромитовый песок определенных фракций. Использование хромитового песка в составе функционального покрытия позволило получить на поверхности рабочей полости литейной формы «шероховатую» поверхность с нерегулярным микрорельефом [75]. В качестве адгезива было выбрано жидкое стекло, так как оно является достаточно распространенным в литейном производстве неорганическим материалом, обладающим хорошей эрозионной устойчивостью при высоких температурах [133, 198, 211]. Скрепление полуформ осуществлялось специально сконструированным металлическим каркасом (рисунок 2.4, б).



а)



б)

Рисунок 2.4 – Этапы изготовления отливки-пробы: а – полуформы с функциональным покрытием; б – отливка-проба после выбивки

Заливка литейных форм осуществлялась сталью 20ГЛ [8] из стопорного ковша емкостью 3 т, при достижении температуры в ковше $1580 \pm 5^\circ\text{C}$. После чего «куст» с отливками-пробами проходил процедуру выбивки (рисунок 2.5, б).

В ходе опытно-промышленных работ были использованы литейные формы, в которых одновременно получали две отливки: по обычной (принятой на предприятии) технологии и с использованием функционального покрытия в зоне отливки, склонной к образованию ГТ. Таким образом, температура заливки и химический состав отливок были идентичными. В данных зонах поверхность рабочей полости литейной формы образуется стержнем, на который предварительно наносилось

функциональное покрытие. Стержни были изготовлены на основе формовочного песка $3K_3O_3025$ [5] и жидкого стекла [7] с силикатным модулем, равным 2,41.

Образцы для изучения твердости в поверхностной зоне отливок вырезали методом электроэрозионной обработки на проволочно-вырезном станке ДК-7755УМ11. Что позволило избежать фазовой перекристаллизации и сохранить неизменной первичную литую структуру для металлографических исследований и определения механических свойств.

В ходе исследований механизма образования ГТ были использованы две самые распространенные из существующих конструкций [21, 80, 112, 160, 234, 262] пробы на трещиностойчивость: Т-образная проба (рисунок 2.5 а, б) и проба Холла (рисунок 2.5, в).

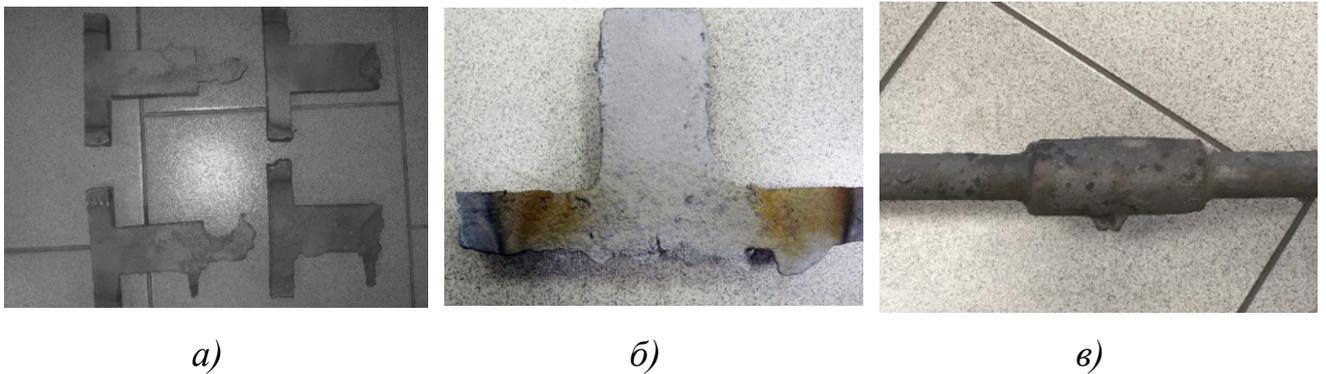


Рисунок 2.5 – Фотографии отливок проб на трещиностойчивость (после очистки и разделки): а, б – Т-образная проба; в – проба Холла

Дальнейшие исследования в данном направлении развития не получили, по следующим причинам. Во-первых, исследуемые в данной работе отливки, существенно отличаются по сложности конструкции от отливки пробы на трещиностойчивость и поэтому не могут учесть всего комплекса факторов, приводящих к образованию ГТ. Во-вторых, технологические пробы оценивают во многом свойства сплава к образованию ГТ в зависимости от таких параметров как химический состав или температура заливки, влияние которых применительно к изучаемым сталям, исследовано достаточно глубоко в работах других авторов.

2.3 Методика измерения температуры в процессе кристаллизации в поверхностной зоне отливки

Термический анализ проводили посредством компьютеризированной измерительной системы (рисунок 2.6, рисунок 2.7), состоящей из нескольких цифровых интеллектуальных датчиков температуры Zet 7020 – Termo TC – 485 с интерфейсом RS – 485 в комплекте с измерительным модулем преобразователя интерфейса Zet 7070.

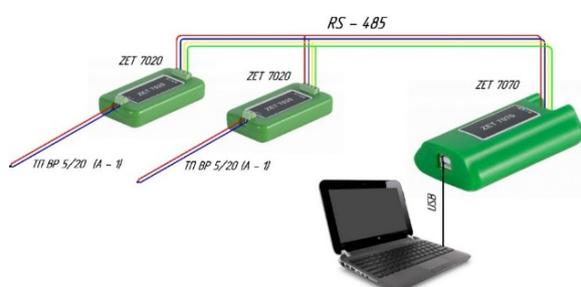


Рисунок 2.6 – Схема измерительной системы для термического анализа

Для регистрации и обработки данных при построении кривых охлаждения использовали специализированное программное обеспечение ZETLab Registration.

Для замера температур использовали термопреобразователь BP 5/20 (A-1) [9].



а)



б)

Рисунок 2.7 – Установка для термического анализа: а – общий вид установки перед измерениями; б – в процессе измерения

Горячий спай термопары фиксировался в формовочной смеси на расстоянии $\sim 1 \dots 1,5$ мм от поверхности рабочей полости экспериментальной литейной формы (рисунок 2.8).

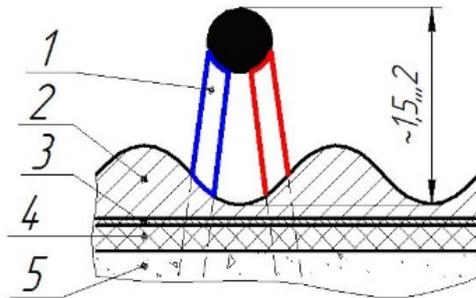


Рисунок 2.8 – Схема установки ТП в форму: 1 – термопреобразователь; 2 – зерна хромитового песка; 3 – жидкое стекло; 4 – покрытие на основе циркона; 5 – формовочный песок

Термопары использовали с неизолированным спаем, для минимизации инерционности показаний. Так как целью данного этапа исследований было построение кривых охлаждения для выявления особенностей процессов затвердевания стали в поверхностной зоне отливок, то более сложные схемы замеры температур (методы обратных скоростей и дифференциальный термический) не использовали.

2.4 Программы для моделирования и получения трехмерных моделей поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы

Для моделирования теплофизических процессов и изучения микрорельефа поверхности были получены трехмерные модели как в случае обычной поверхности формы, так и в случае поверхности с функциональным покрытием на основе хромитового песка различных фракций (рисунки 2.11–2.13).

Для создания трехмерной модели был использован метод объемной реконструкции, реализованный с помощью оптического микроскопа и компьютерной программы Pr3DModel по методике, разработанной в работе [232].

Исходные изображения (рисунок 2.9) анализируются по специально разработанному алгоритму на чёткость и размытость для определения глубины резкости

каждой области фотографий. Метод основан на применении цифровой оптической микроскопии при ограниченной глубине фокуса изображения.

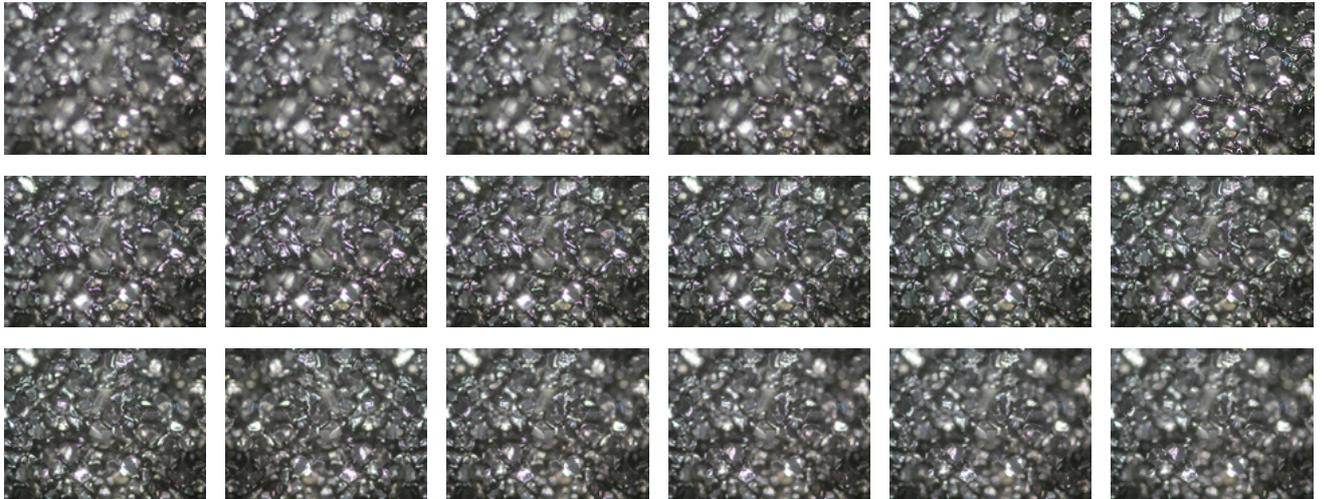


Рисунок 2.9 – Исходные цифровые снимки поверхности для построения трехмерной модели, $\times 50$

Размер пикселя цифрового изображения вычислялся по фотографии шкалы объект-микрометра (рисунок 2.10) при заданном увеличении.

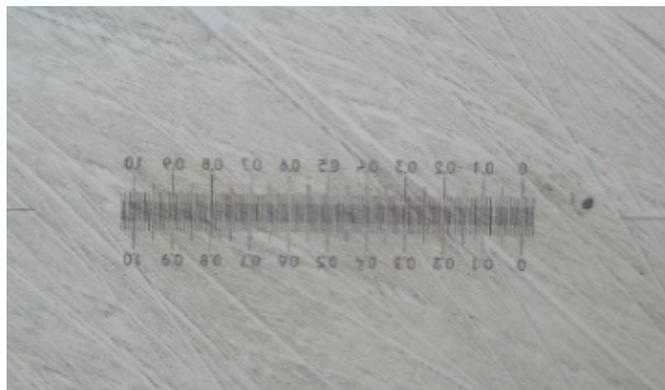


Рисунок 2.10 – Фотография шкалы объект-микрометра с ценой деления 0,005 мм, $\times 50$

Для пятидесятикратного увеличения размер 1 пикселя равен 1,647 мкм. Длина фотографии равна 1600 пикселей, а ширина – 1200 пикселей. Перемножением длины и ширины, выраженных в пикселях, на размер пикселя, выраженный в мкм, определяем размеры участка (контура) поверхности, полученной при компьютерной микроскопии. Длина (a) контура поверхности равна 2,6 мм, а ширина (b) контура поверхности – 1,9 мм.

Так как поверхность имеет нерегулярный микрорельеф, для оценки меры шероховатости использовался коэффициент формы K_{ϕ} , учитывающий отличия фактической площади поверхности, в зависимости от степени ее рельефности (рисунки 2.11–2.13). Его расчет был выполнен по следующей формуле:

$$K_{\phi} = \frac{S_{\Pi}}{S_{\Pi_0}}, \quad (2.1)$$

где S_{Π} – фактическая площадь поверхности, м^2 ;

S_{Π_0} – площадь прямолинейного контура, ограничивающего поверхность, м^2 .

$$S_{\Pi_0} = ab, \quad (2.2)$$

где a – длина контура, м;

b – ширина контура, м.

Анализ трехмерных моделей в системе NX компании «Siemens PLM Software» позволил получить значение фактической площади поверхности трехмерной модели S_{Π} (таблица 2.1).

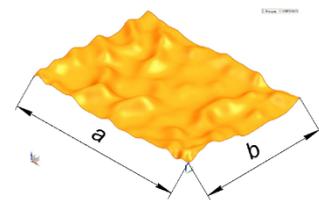
Таблица 2.1 – Характеристики поверхности полости песчано-глинистой литейной формы в зависимости от технологии изготовления

Характеристики	Контур	Обычная технология изготовления	Функциональное покрытие на основе хромитового песка фракции 0,2	Функциональное покрытие на основе хромитового песка фракции 0,4
$S_{\Pi}, \text{мм}^2$	4,94	5,66	6,01	6,98
K_{ϕ}	1	1,15	1,22	1,41

Полученные трехмерные модели были использованы в компьютерной системе NX компании «Siemens PLM Software» для моделирования тепловых процессов на границе «расплав-форма» с учетом разности микрорельефа поверхности формы.



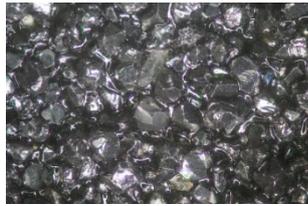
а)



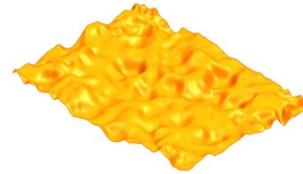
б)

Рисунок 2.11 – Поверхность полости литейной формы, $K_{\phi} = 1.15$:

а – фотография поверхности, $\times 50$; б – трехмерная модель поверхности



а)



б)

Рисунок 2.12 – Поверхность полости литейной формы, $K_{\phi} = 1.22$:

а – фотография поверхности, $\times 50$; б – трехмерная модель поверхности



а)



б)

Рисунок 2.13 – Поверхность полости литейной формы, $K_{\phi} = 1.44$:

а – фотография поверхности, $\times 50$; б – трехмерная модель поверхности

2.5 Методы математико-статистической обработки данных

Для сравнения и оценки значимости количественных данных, полученных в ходе исследования, применялись следующие приемы математической статистики: двухфакторный дисперсионный анализ, проверка нормальности распределения выборки с применением критерия Шапиро-Уилка, сравнение выборок по U – критерию Манна-Уитни. Для оценки изменения значения твердости в поверхностной зоне пробы-отливки по длине и глубине был проведен двухфакторный дисперсионный анализ без повторений. За фактор А принимали значения твердости по длине пробы-отливки (столбцы сетки на рисунке 2.14). За фактор В принимали значения твердости по направлению от поверхности к сердцевине пробы-отливки (строки сетки на рисунке 2.14). Нулевая гипотеза H_0 – между значениями твердости нет статистически значимых различий.

Справедливость принятия или отклонения нулевой гипотезы для фактора А проверялась следующим неравенством:

$$\frac{S_A^2}{S_0^2} \leq F_\alpha(f_1, f_2), \quad (2.3)$$

где S_A^2 – внутригрупповая дисперсия, отражающая случайную вариацию, происходящую под действием неучтенных факторов, которая не зависит от признака фактора А;

S_0^2 – межгрупповая дисперсия, отражающая систематическую вариацию величины изучаемого признака под действием фактора А;

F_α - табличное значение критерия Фишера, с доверительной вероятностью α ;

f_1, f_2 – число степеней свободы.

Для фактора А, число степеней свободы рассчитывается по формулам:

$$f_1 = k - 1, \quad f_2 = (k - 1)(m - 1), \quad (2.4)$$

где k – число строк; m – число столбцов.

Справедливость принятия или отклонения нулевой гипотезы для фактора В проверялась следующим неравенством:

$$\frac{S_B^2}{S_0^2} > F_\alpha(f_1, f_2), \quad (2.5)$$

где S_B^2 – внутригрупповая дисперсия, отражающая случайную вариацию, происходящую под действием неучтенных факторов, которая не зависит от признака фактора В;

S_0^2 – межгрупповая дисперсия, отражающая систематическую вариацию величины изучаемого признака под действием фактора В;

F_α - табличное значение критерия Фишера, с доверительной вероятностью α ;

f_1, f_2 – число степеней свободы.

Для фактора В число степеней свобода рассчитывается следующим образом:

$$f_1 = m - 1, \quad f_2 = (k - 1)(m - 1), \quad (2.6)$$

где k – число строк; m – число столбцов.

При условии выполнения неравенства (2.3) с доверительной вероятностью $\alpha = 0,95$ нулевая гипотеза H_0 принимается – между изменением значений твердости

по длине пробы-отливки нет статистически значимых различий. При условии выполнения неравенства (2.5) с доверительной вероятностью $\alpha = 0,95$, нулевая гипотеза H_0 не принимается: между изменением значений твердости от поверхности к сердцевине пробы-отливки существуют статистически значимые различия. Расчеты выполнялись в программе MS Excel.

Проверка гипотезы о нормальности распределения данных в выборке определялась с применением критерия Шапиро-Уилка по [10].

Для сравнения величины твердости контрольной и экспериментальной групп отливок использовался непараметрический статистический критерий U- критерий Манна-Уитни:

$$U = n_1 \cdot n_2 + \frac{n_x \cdot (n_x + 1)}{2} - T_x, \quad (2.7)$$

где U – расчетный критерий Манна-Уитни; n_1 – количество элементов в первой выборке; n_2 – количество элементов во второй выборке; n_x – количество элементов большей выборки; T_x -значение большей из двух ранговых сумм.

На первом этапе сравниваемые выборки были объединены в ряд и ранжированы от меньшего значения твердости к большему, ранги назначались в соответствии с порядковым номером в ряду. При совпадении значения твердости для нескольких замеров, ранг рассчитывался как средние арифметическое их порядковых номеров в ряду ранжирования. На втором этапе осуществлялся подсчет суммы рангов для каждой выборки и определение большей суммы. На третьем этапе производился расчет по формуле 2.7. Для принятия или отклонения нулевой гипотезы H_0 об отсутствии существенного различия между значениями двух выборок, расчетный U – критерий сравнивался с табличным $U_{кр}$ на уровне значимости $\alpha=0,05$. Достоверность различий увеличивается при уменьшении значения расчетного U – критерия [106, 190, 207].

2.6 Способ и оборудование для определения твердости стали в поверхностной зоне отливки

Для стальных отливок характерно изменение структуры от поверхности вглубь отливки. Поверхностная зона представлена зоной мелких кристаллитов, за которой следует зона вытянутых столбчатых кристаллитов, которые сменяет крупнокристаллическое строение с рыхлыми зонами усадочного характера [183]. Существенное влияние на ширину отдельных структурных зон оказывает размер и масса отливки. Чем больше толщина стенки отливки, тем шире зона, представленная крупными кристаллитами в сочетании с рыхлотами усадочного происхождения, что снижает общую прочность стальных отливок. Поэтому для оценки влияния конфигурации отливки на механические свойства и распределение структурных зон было предложено использовать масштабный фактор. Изменение механических свойств по сечению отливки определяется коэффициентом однородности (квази-изотропии) [67]. Данное явление, обусловленное взаимосвязью между механическими свойствами и строением отдельных структурных зон, характерно для стальных отливок, полученных при литье в песчано-глинистые формы [132]. При высоких температурах, когда в затвердевающей отливке протекают процессы, приводящие к возникновению ГТ, сложно оценить уровень механических свойств сплава [203]. Известно, что твердость, являясь структурно-чувствительной характеристикой, может быть использована для косвенной оценки уровня механических свойств в поверхностной зоне и в глубине стенки отливки. [74, 146, 161]. В настоящее время метод индентирования материалов (измерения твердости путем внедрения в поверхность материала индентора) широко применяется за рубежом, в том числе для изучения свойств в температурном интервале образования ГТ [220].

В поверхностной зоне экспериментальных отливок, закристаллизовавшихся в формах с различным микрорельефом поверхностей рабочей полости литейной формы, проводили измерения твердости по [11] на универсальном цифровом твердомере KV 30 S (Германия) в автоматическом режиме по шкале Виккерса путем статичного вдавливания алмазного пирамидального индентора с последующим автоматическим измерением диагоналей восстановленного отпечатка.

Измерения проводились в приповерхностной зоне отливок на глубину ~ 6 мм. Нагрузка на индентор составила HV 5. Для получения среднестатистических данных была выбрана площадь сканирования, непосредственно примыкающая к поверхности литейной формы. Шаг замера сетки 0,6 мм. Ниже представлены карты распределения точек измерения твердости для отливок с различным микрорельефом поверхности рабочей полости литейной формы (рисунок 2.14).

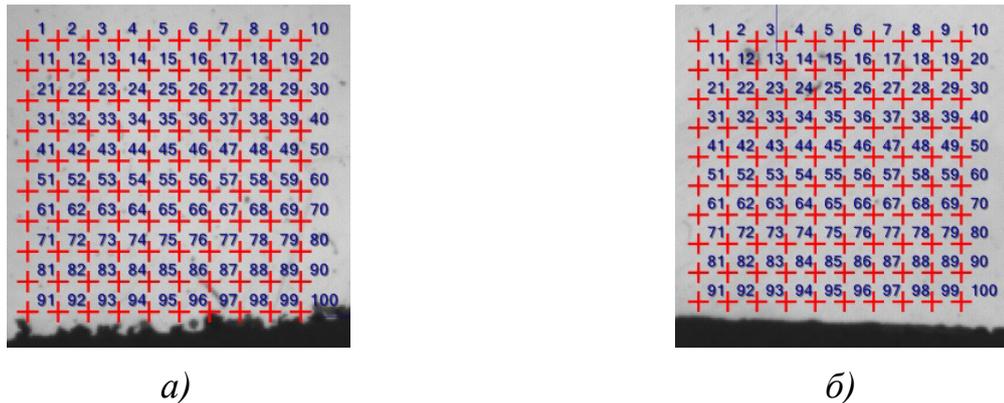


Рисунок 2.14 – Сетка точек измерения твердости вблизи поверхностей: а – с $K_f = 1.22$; б – с $K_f = 1.15$ (образец не травлен) $\times 15$

При сравнении профилей поверхностей отливок с искусственно созданным микрорельефом (рисунок 2.14, а) и «обычной» поверхностью литейной формы (рисунок 2.14, б), обращает на себя внимание разница в строении границы раздела.

Измерения твердости промышленных отливок проводили на твердомере ТР 5006М по [12].

2.7 Выводы по главе 2

2.1 На основании изучения большого числа дефектных отливок разработана методика комплексного исследования дефекта и дефектной зоны в месте образования ГТ на отливках «Рама боковая», «Балка надрессораная» и «Корпус авто сцепки», включающая проведение фрактографических, макро- и микроструктурных методов изучения материалов.

2.2 Предложен критерий оценки меры шероховатости поверхности – коэффициент формы K_f . Произведена оценка функционального покрытия, созданного

на основе хромитового песка различных фракций, для формирования нерегулярного микрорельефа на поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы для разных значений K_{ϕ} .

2.3 Представлена методика создания трехмерных моделей поверхностей литейных форм, которые в последующем были использованы для компьютерного моделирования процессов теплообмена на границе «металл – литейная форма».

2.4 Приведено обоснование использования твердости для оценки изменения механических свойств от поверхности вглубь отливки. Предложено использование данного метода для изучения изменения механических свойств на поверхности отливок, полученных с применением функционального покрытия на базе хромитового песка различных фракций.

2.5 Все использованные в работе методы регламентированы соответствующими ГОСТ, проверены и обработаны в аналогичных научных изысканиях другими исследователями, что подтверждается многочисленными литературными ссылками и имеют в своей основе четкие математико-статистические закономерности.

3 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ОБРАЗОВАНИЯ ГТ В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ

Процесс формирования отливок сопровождается протеканием различных «природных» явлений, таких как усадочные процессы при затвердевании или насыщение расплава газами при плавке металла или заливке форм. Иногда эти естественные неуправляемые явления при недостаточной проработке технологических мероприятий становятся причиной образования различных дефектов в отливках. Каждый вид дефекта, в соответствии с [3], имеет свойственные ему признаки, связанные с условиями образования, а также характерные негативные факторы, присущие природе его возникновения. Образование ГТ в отливках является серьезной проблемой в литейном производстве. Чаще всего, в соответствии с регламентирующей документацией, ответственные отливки, имеющие ГТ, бракуются необратимо [123].

Проблема брака из-за систематического появления в отливках ГТ усугубляется при незначительных изменениях многочисленных факторов, которые в литейном производстве могут относиться к неконтролируемым. В таких условиях необходимо тщательное исследование дефекта, дефектной зоны и технологического процесса с целью выявления ключевого негативного фактора, способствующего увеличению брака по ГТ [123].

3.1 Макроструктурные исследования дефекта ГТ и дефектной зоны

Как известно, ГТ возникают в высокотемпературном интервале кристаллизации, когда сплав находится в твердо-жидком состоянии [21, 22, 185]. Классифицировать трещины на производстве приходится на конечном изделии, используя отличительные признаки, характеризующие период их образования [123]. Практически все определения ГТ, используемые в различных технологических процессах,

указывают на один отличительный признак – сильно окисленная поверхность [123]. Поверхность трещины может окислиться и при относительно низких температурах, это будет зависеть от условий охлаждения и состава внешней атмосферы [131].

Наиболее явно дефект ГТ представлен в виде сквозного разрыва стенки отливки (рисунок 3.1).



Рисунок 3.1 – Дефект ГТ в виде разрыва тела отливки, выявленный в «нижнем поясе» отливки «Рама боковая», $\times 2$ (дополнительное увеличение $\times 6$)

Отличительной особенностью, которая позволяет с наибольшей достоверностью идентифицировать ГТ, является наличие на боковых поверхностях исходной кристаллической, т.е. дендритной структуры (первичный признак), которая (вторичный признак) является сильно окисленной. Совокупность этих признаков является доказательством того, что трещина образовалась при высоких температурах, когда сплав пребывал в твердо-жидком состоянии, характеризующемся относительно низким уровнем механических свойств. Это, как следствие, определяет способы борьбы с ними на производстве. Поэтому в литейной практике очень важно правильно идентифицировать дефект и определять факторы, которые способствовали его образованию. На производстве в условиях стабильного технологического процесса рост уровня брака может быть связан с синергетическим эффектом, вызванным незначительным усилением некоторых «второстепенных» факторов. Как будет показано ниже, при образовании отливок незначительное усиление факторов, связанных с насыщением расплава газами, приводит к приумножению усадочных напряжений, способствующих образованию дефектов типа ГТ.

Горячие трещины, выявленные при неразрушающем и последующем целевом разрушающем контроле, представляют надрыв стенки, выходящий на поверхность – явный (рисунок 3.2, *a – в*) или скрытый (рисунок 3.2, *г* (справа) и рисунок 3.2, *е* (справа)).

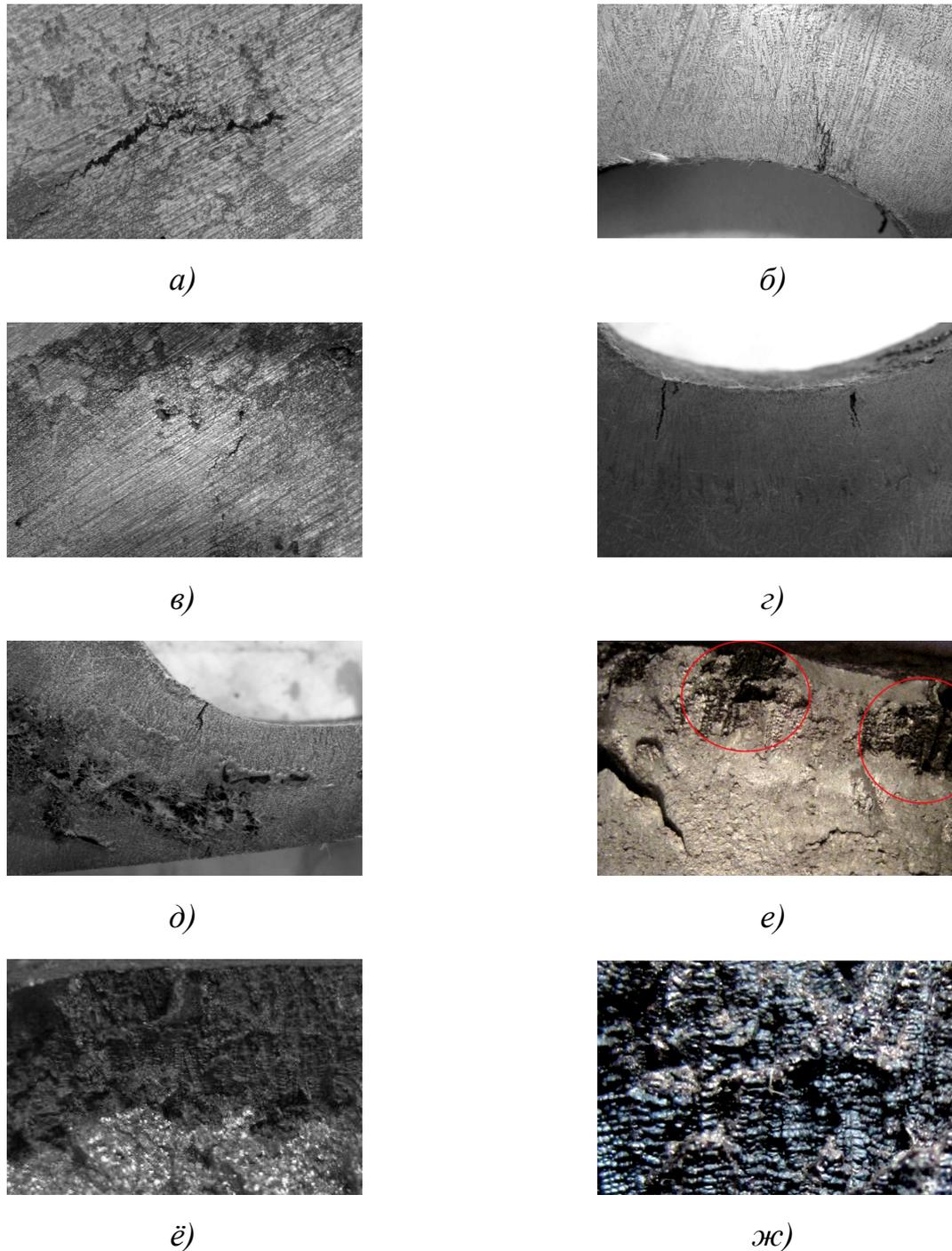


Рисунок 3.2 – Дефект ГТ в виде надрыва стенки отливки, выявленный в радиусах R55 буксового проема отливки «Рама боковая»: а – наружная поверхность отливки с ГТ (травлено), $\times 2$; б – поперечный разрез стенки (глубина 4 мм), $\times 2$; в – наружная поверхность с ГТ (травлено) $\times 2$; г – поперечный разрез стенки (слева (глубина 7 мм) – явная ГТ, справа (глубина 5 мм) – «скрытая» (подповерхностная) ГТ), $\times 2$; д – поперечный разрез стенки (ГТ (глубина 6 мм) в сочетании с газо-усадочной рыхлотой), $\times 2$; е – излом стенки (выделено красным: слева – явная ГТ, справа – «скрытая» ГТ), $\times 2$; ё – излом стенки, $\times 5$; ж – боковая поверхность ГТ в изломе, $\times 2$

В контексте данного исследования необходимо прояснить, что вкладывается в термин «поверхностные горячие трещины». Данные дефекты являются антиподом внутренних ГТ, которые рассмотрены в работах Й. Пржибыла и П.Н. Бидули [36, 183]. В соответствии с механизмом образования ГТ, представленным в работах Б.Б. Гуляева [85, 86] ведущую роль в образовании поверхностных ГТ играет корочка, которая формируется в начальный момент затвердевания. Таким образом, в рамках данного диссертационного исследования рассмотрены ГТ, представляющие собой надрывы стенки отливки и образовавшиеся при затвердевании отливки непосредственно в поверхностной корочке или под ней, в подповерхностной зоне столбчатых кристаллов.

При неправильной идентификации дефекта разрабатываемые на предприятия оперативные мероприятия, связанные с устранением выявленных, но неверно определенных дефектов, могут только усугубить ситуацию. Поэтому на раннем этапе при возникновении резкого увеличения брака необходимо проводить детальные структурные исследования забракованных отливок с целью изучения не только самого дефекта, но и особенностей строения дефектной зоны. Только на основании углубленного макро- и микроструктурного изучения дефекта и дефектной зоны можно утверждать, что наблюдаемый дефект в отливке является ГТ [123].

Терминология при классификации ГТ на явные и скрытые использована согласно [4]. На предварительно механически обработанной поверхности ГТ визуально просматривается довольно четко и представляет собой разрыв тела отливки в классическом представлении в соответствии с определением, приведенным в [3]. Характерными особенностями трещины являются: неровная поверхность; цвет – темный, часто черный; геометрия трещины – изломанная, криволинейная, с большим числом мелких острых элементов, форма которых обусловлена кристаллическим (дендритным) строением стали (рисунок 3.2, *a, в*) [123].

На отдельных участках ГТ отчетливо видны дендриты с ветвями второго порядка (участок, дополнительно выделенный (рисунок 3.1)).

Изучение поперечных разрезов дефекта позволило получить информацию о морфологических особенностях строения ГТ (рисунок 3.2 б, з, д). Как в явных, так и в «скрытых» (подповерхностных) трещинах была выявлена тенденция к расширению при распространении трещины в сторону поверхности отливки. Рассмотрим макроструктуру стали в области образования явных ГТ. Для изучения распределения направлений роста дендритов заменили главные ветви дендритов на соответствующие им направления (рисунок 3.3).

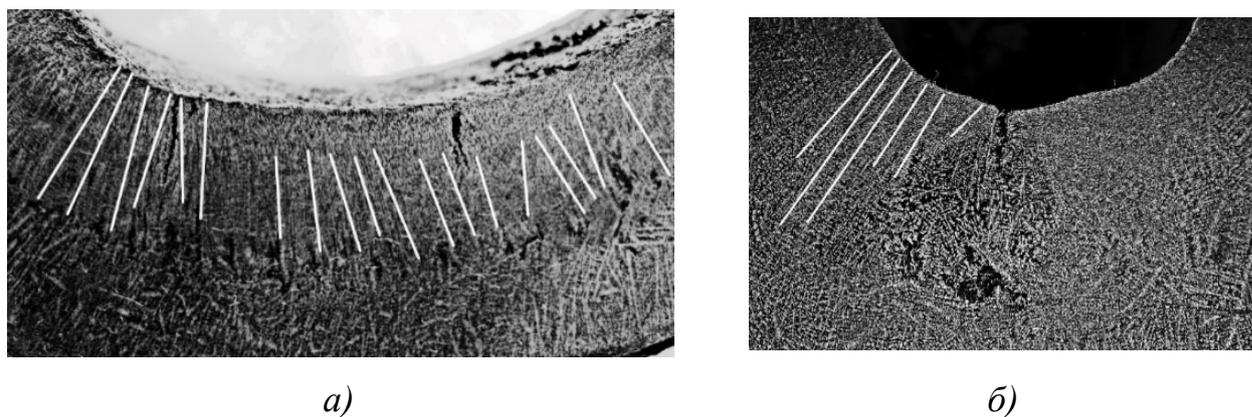


Рисунок 3.3 – Модель дендритного строения в участках отливки, склонных к образованию ГТ (белые линии нанесены поверх снимка и повторяют направление роста главных ветвей дендритов): а – «Рама боковая» R55; б – «Корпус автосцепки» R18

В исследованных отливках непосредственно к поверхности полости литейной формы примыкает зона столбчатых кристаллитов, главные оси которых ориентированы по нормали к поверхности. Центральная зона отливки состоит из крупных беспорядочно ориентированных кристаллитов. Как следует из анализа изображений, представленная «веерная» дендритная структура отливки в поверхностном слое не обеспечивает достаточно высокий уровень механических свойств в температурном интервале образования ГТ, чтобы сопротивляться образованию ГТ. Фактически при таком расходящемся росте соседние дендриты не соединяются друг с другом, что обуславливает постоянное присутствие при направленном затвердевании в двухфазной (твёрдо-жидкой) зоне жидкой прослойки, проникающей из осевой зоны стенки отливки.

Наличие прослоек жидкого расплава, характерных для рассматриваемого периода, между отдельными ортогонально ориентированными к радиально сопряженным поверхностям дендритами способствует образованию ГТ вдоль главных осей дендритов, от очага зарождения трещины на жидких прослойках до ее выхода на поверхность уже затвердевшей твердой корочки отливки [125]. Для такого беспрепятственного, со стороны структуры сплава, распространения трещины будет достаточно незначительного усилия, инициирующего разрушение закристаллизовавшегося поверхностного слоя, вызванного действием растягивающих усадочных напряжений [125].

Образование «скрытых» ГТ объясняется наличием структурных зон в затвердевшей отливке. Интенсивное зародышеобразование в поверхностном слое отливки обусловлено большим переохлаждением по сравнению с более глубокими слоями металла, что объясняется интенсивным теплоотводом от затвердевающего расплава в еще непрогретую форму [128]. В наибольшей степени данное явление проявляется при литье в металлические формы, в них теплоотвод наиболее интенсивен [134]. В таких условиях в поверхностном слое отливки формируется первая структурная зона (по И.Б. Куманину) или зона мелких беспорядочно ориентированных кристаллитов (по Н.И. Хворинову). Наличие данной зоны обеспечивает высокий уровень механических свойств в температурном интервале образования ГТ и, как следствие, способность сопротивляться разрушению под действием усадочных напряжений. Таким образом, ГТ, возникшая в глубине отливки, не может преодолеть наружный структурный слой, обладающий более высокими механическими свойствами, чем наиболее протяженная по сечению стенки зона столбчатых кристаллитов [138].

В результате изучения фрактограмм разломов по ГТ был сделан вывод, что дефект чаще всего состоит из объединенных нескольких надрывов, расположенных параллельно или каскадом, уходящим вглубь стенки отливки (рисунок 3.2, *ё*), боковые поверхности которых имеют дендритное строение (рисунок 3.2, *ж*). В каскаде каждую отдельную ступень формирует группа дендритов, для каждой группы характерно наличие собственного угла разориентировки. Длина отдельных

ступенек (надрывов) составляет от 3 до 5 мм, что определяется глубиной структурных зон (рисунок 3.2 б, д, е). Расстояние между концами соседних ступеней составляет от 0,5 до 2 мм. В некоторых случаях, параллельно располагается несколько надрывов (рисунок 3.2 б, з), что свидетельствует о сложности внутреннего строения трещины и об идентичности процессов разрушения при ослаблении металла в соседних областях. Характерный пример каскадного разрушения различных структурных уровней представлен на рисунке 3.2, д и рисунке 3.4.



Рисунок 3.4 – Фрактограммы боковой поверхности ГТ, выявленные в отливках:

а – «Корпус автосцепки», радиус R18; *б* – «Рама боковая», радиус R55, $\times 5$

Каскадное строение излома является косвенным подтверждением взаимосвязи между механизмом разрушения при образовании ГТ, зональным затвердеванием и образованием различных макроструктурных зон в поверхностном слое стальных отливок. В глубине у истока трещины дендриты плоские (столбчатые), мелкие выступы не наблюдаются. Это, в сочетании с фактом, что ГТ могут располагаться в подповерхностной зоне отливок и иметь скрытый характер, является дополнительным доказательством того, что ГТ зарождаются в зоне столбчатых кристаллов [138]. Наличие в продольных сечениях трещин без характерного каскадного или параллельного расположения (рисунок 3.2, з (слева) объясняется сложным «хаотическим» внутренним строением ГТ. Вид боковой поверхности излома (рисунок 3.2, е – ж) также показывает, что надрывы при образовании трещин проходят вдоль главных осей дендритов.

Причиной образования трещин могут быть не только усадочные напряжения, но и различные газовые процессы, которые, усиливая напряжения в тепловых узлах, будут способствовать образованию трещин смешанной природы [95, 123, 135, 136,

165, 195]. В «критических» участках отливки – тепловых узлах, склонных к образованию ГТ, могут образовываться различные литейные дефекты, которые при дефектоскопическом контроле ввиду их идентичности могут быть неправильно интерпретированы как «классические» ГТ [123].

Рассмотрим дефекты, которые при визуальном контроле первоначально были неверно идентифицированы как ГТ по [3]. Такие разновидности трещин можно отнести к шестому типу трещин по классификации, предложенной А.А. Рыжиковым, так как в этом случае причиной образования дефекта являются не только усадочные напряжения, но и давление, оказываемое на кристаллизирующийся металл растворенными газами. Было выделено две группы таких дефектов.

Первая группа дефектов, названная дефектами «газового» происхождения (рисунок 3.5).

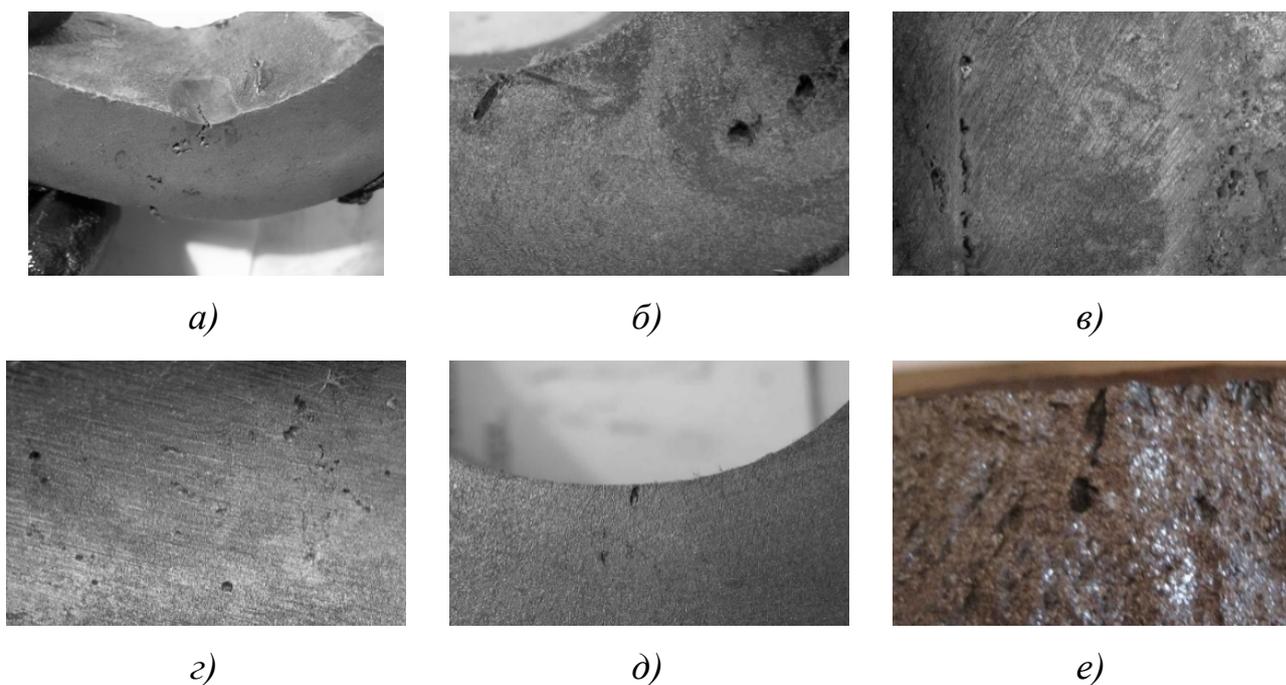


Рисунок 3.5 – Дефекты первой группы, имеющие «газовую» природу образования: а, в, г – наружная поверхность отливок (травлена); б, д – поперечный разрез стенки отливки в месте образования дефекта, $\times 2$; е – излом стенки, $\times 3$

При изучении областей с распределенной пористостью под микроскопом отчетливо виден слой оксидов и обезуглероженная поверхность, а строение смыкающихся стенок имеет ярко выраженный дендритный рельеф. Дефект имеет сложное морфологическое строение, представленное соединенными отдельными порами. В

относительно толстых стенках усадочная пористость не связана с поверхностью отливки. Поры имеют строчечное строение (рисунок 3.5, *в*), в этом случае при «поверхностном» осмотре такой дефект может быть неверно идентифицирован как ГТ, вызванная усадочными процессами. И только детальные исследования дефектной зоны, поперечных разрезов и изломов в области расположения дефекта позволяют с высокой степенью достоверности определить природу его образования.

Причина образования представленного дефекта – газы, о чем свидетельствуют внешний вид, форма и взаимное расположение дефектов, а также присутствие на поверхности в дефектной зоне мелких распределенных газовых раковин (рисунок 3.5, *г*) или их скоплений (рисунок 3.5, *в* (правая часть фотографии)). Форма дефекта (рисунок 3.5, *б* в разрезе) округлая, его поверхность изнутри ровная и гладкая. Исследование поперечного разреза стенки отливки в месте образования дефекта (рисунок 3.5, *б*) показывает, во-первых, что такие дефекты имеют незначительную глубину; во-вторых, их форма в разрезе преимущественно округлая; в-третьих, внутренняя поверхность сечения дефекта гладкая и не имеет характерного для ГТ дендритного (кристаллического) строения. Осевая линия дефекта расположена под углом к поверхности, в отличие от поверхностных ГТ, которые расположены по нормали к наружной поверхности. В центральной части стенки присутствует рыхлота, представленная отдельными раковинами. Аналогичные морфологические характеристики дефекта наблюдаются и при исследовании изломов стенок отливок при разрушении отливки по исследуемым дефектам (рисунок 3.5, *е*). Фрактографический анализ дефекта показывает, что он имеет сужающуюся часть в районе выхода дефекта на поверхность, что при строчечном расположении нескольких соседних пор может быть ошибочно принято за ГТ. Все характерные морфологические признаки дефекта объясняются избыточным давлением газов в порах. Образование дефекта было инициировано выделением газа из металла при его затвердевании. Выход газовых пор на поверхность ослабил корку затвердевшей стенки отливки, что привело к ее разрыву на заключительном этапе формирования дефекта. При изучении газовых трещин было отмечено, что они не связаны со скрытыми усадочными дефектами (раковинами, рыхлотой или пористостью).

Механизм образования таких дефектов изучался в работах [69, 195, 247]. Ведущую роль при образовании таких дефектов играют газы, вытесняемые из кристаллизующегося металла при затвердевании отливки в поверхностную зону.

Механизм образования дефекта может существенно измениться вследствие преобладания усадочных процессов в механизме образования дефекта. В этом случае при смешанной газо-усадочной природе образования в условиях, когда значительную роль начинают играть усадочные напряжения, всевозможные усадочные дефекты (раковины, пористость, рыхлота) проявляются в наибольшей степени.

В первой группе изученных дефектов (рисунок 3.5) инициатором образования несплошности в теле отливки были газы, выходящие из расплава на поверхность отливки. Во второй группе (рисунок 3.6) на основании анализа морфологических особенностей строения дефекта и дефектной зоны можно утверждать, что инициатором образования дефекта были некомпенсированные усадочные напряжения. Такую группу дефектов, на мой взгляд, правильно было бы назвать «усадочно-газовыми» трещинами с акцентом на главенствующее действие усадочных процессов. Необходимо отметить, что такая группа наиболее близка к классическому механизму образования ГТ, в природе их возникновения преобладают усадочные напряжения как основная причина образования дефекта. Наблюдается прямая взаимосвязь между дефектами усадочного происхождения и «газо-усадочными» трещинами, выходящими на поверхность отливки (рисунок 3.6 *з, д*).

Правильно идентифицировать такие дефекты очень трудно. При их выявлении особое внимание следует уделить изучению морфологического строения дефекта с акцентом на признаках, характеризующих влияние «газовой составляющей» на механизм образования дефекта. Общей отличительной особенностью данных трещин является неявно выраженный характер, трещина как бы состоит из нескольких отдельных элементов, объединенных общей поверхностью надрыва (рисунок 3.6 *а, з*). Глубина расположения дефектов колеблется в широких пределах от незначительных (рисунок 3.6 *б*) - в периферийной области трещины, до надрывов, распространяющихся до сердцевинки стенки отливки и связанных с газо-усадочными центральными раковинами и рыхлотой (рисунок 3.6, *з – е*). Этот признак

является отличительной особенностью данной группы дефектов. Газы, растворенные в расплавленном металле, в данном случае не успевают выделиться из расплава или перераспределиться в виде газовых пор вблизи поверхности отливки. Они вытесняются в центральные области отливки и там выделяются с созданием атмосферы в дефектах усадочного происхождения.

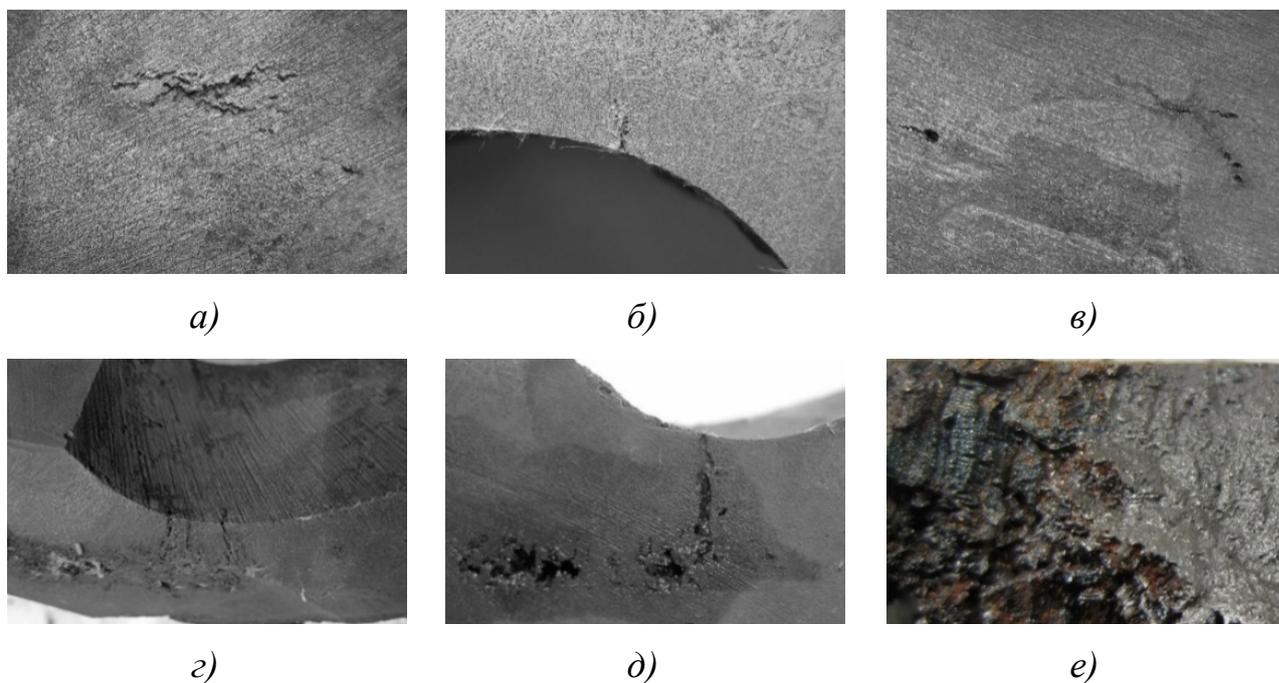


Рисунок 3.6 – Дефекты второй группы, имеющие смешанную газо-усадочную природу образования: а, в – наружная поверхность отливок (травлена), $\times 2$; б, г – поперечный разрез стенки отливки в месте образования дефекта (травлено), $\times 2$; д – поперечный разрез стенки отливки в месте образования дефекта (травлено), $\times 2$; е – излом стенки, $\times 5$

В момент, предшествующий образованию трещин, выделившиеся газы создают давление, усиливающее усадочные напряжения, что способствует значительному увеличению геометрических параметров трещины. В этом случае роль «газовой составляющей» заключается не только в общем усилении усадочных напряжений, но и в их перераспределении в теле отливки. Разрывающие напряжения выходят из центральной зоны стенки отливки на поверхность, при этом профиль трещины получается «не четким», «распределенным» (рисунок 3.6 а, в). На изломах (рисунок 3.6, е) такие трещины имеют как бы две составляющие поверхности – усадочную, характеризующуюся дендритным строением, и «газовую» с

преобладающим округлым внутренним строением (рисунок 3.5, *e*). Поверхность сильно окислена, на отдельных элементах поверхности присутствуют следы коррозии.

На образование дефектов упомянутых групп оказывает существенное влияние присутствие газов в расплаве, на производстве устранение негативной «газовой составляющей» позволяет уменьшить растягивающие напряжения в момент образования дефекта и в значительной степени сократить или даже полностью ликвидировать брак отливок.

Как правило, источниками газов в расплаве стали может быть использование при плавке шихтовых материалов низкого качества; нарушение режима плавки и внепечной обработки (в частности раскисление стали); значительный перегрев или напротив переохлаждение металла при заливке; повышенная влажность футеровки разливочных ковшей; неправильная конструкция ЛПС, которая может способствовать возникновению турбулентного движения расплава в каналах литниковой системы; затрудненный выход газов из полости литейной формы; низкая газопроницаемость формы; повышенная влажность и газонасыщенность (в том числе за счет абсорбированных газов) формы и стержня; недостаточно просушенная футеровка литейных ковшей и ряд других менее существенных причин [195, 225]. Как видно из далеко не самого полного перечня факторов, оказывающих влияние на образование данной группы дефектов, их очень много. В таких условиях выявление «негативного» ключевого фактора и последующее оперативное устранение брака по трещинам на производстве осуществить бывает весьма затруднительно.

Как отмечено, окисленная поверхность свойственна и другим видам дефектов, которые могут быть неверно идентифицированы как ГТ. Для большинства изученных в ходе данного исследования трещин характерной их особенностью являлась определенная ориентация. Даже если на поверхности наблюдается несколько трещин одновременно, они, как правило, были расположены преимущественно параллельно друг другу. Этот признак является общим для всей группы дефектов, которые относятся к ГТ или являются их разновидностями. Объясняется этот факт наличием определенного вектора усадочных растягивающих напряжений.

Еще одна разновидность трещин, обнаруженная в ходе исследований и трудно поддающихся выявлению, это «залеченные» ГТ. Ниже представлен пример «залеченных» трещин (рисунок 3.7 – выделены красным цветом). При детальном исследовании микроструктуры (рисунок 3.7, б) можно видеть, что внутренний объем трещины частично заполнен закристаллизовавшимся маточным расплавом и неметаллическими включениями (НМВ).

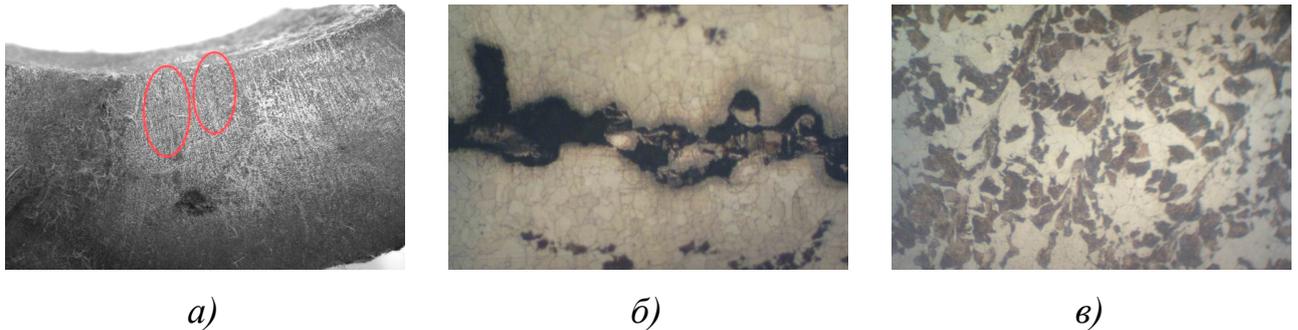


Рисунок 3.7 – «Залеченные» ГТ: а – поперечный разрез стенки (травлено), $\times 2$; б – микроструктура залеченной трещины (травлено, повернуто), $\times 125$; в – околодефектная область (травлено), $\times 125$

Механизм образования таких трещин изложен в работе [195]. На начальной стадии после образования поверхностной корки под действием усадочных напряжений возникают ГТ. При этом в центральной части отливки сохраняется маточный расплав, который в значительной степени обогащен легкоплавкими примесями. В том случае, если при разрыве поверхностной корки трещина распространяется в глубь до сердцевины стенки отливки, содержащей жидкую фазу, то под действием усадочных процессов маточный расплав вытесняется в образовавшуюся трещину, и затвердевает [138]. Вторая стадия приводит к возникновению потоков металла, которые могут нарушать ранее сформировавшуюся в процессе кристаллизации структуру. Подтверждением влияния потоков расплава, возникающих при заполнении ГТ, является деформация перлитных колоний, проявившаяся в дефектной зоне (рисунок 3.7, в). Идентифицировать «залеченные» ГТ при поверхностном осмотре весьма затруднительно, т.к. в большинстве случаев маточный расплав их заполняет полностью [125].

3.2 Микроструктурные исследования дефекта ГТ и дефектной зоны

Дополнительно для правильной идентификации дефектов типа ГТ был использован микроструктурный анализ поверхности дефекта и дефектной зоны. Данный метод является одним из наиболее точных при выявлении природы образования дефекта. Анализ микроструктуры является источником информации о таких параметрах структуры, как толщина и состав окисленной поверхности, глубина обезуглероженного слоя, распределение структурных составляющих в дефектной зоне и т. п. На основании анализа данных, полученных в ходе микроструктурного исследования, можно дополнить информацию о природе образования трещин и развитии механизма разрушения в стальных отливках. Широкому использованию данного метода для идентификации и анализа дефектов типа ГТ препятствует его трудоемкость.

Микроструктурные исследования показали, что в области образования ГТ встречается также большое количество всевозможных неметаллических включений (сульфидов, оксидов, силикатов и других сложных НМВ) [140].

В ходе микроструктурного исследования были изучены дефекты, имеющие смешанную природу происхождения, образовавшиеся в стали в период кристаллизации, и неправильно идентифицированные как ГТ (рисунок 3.8).

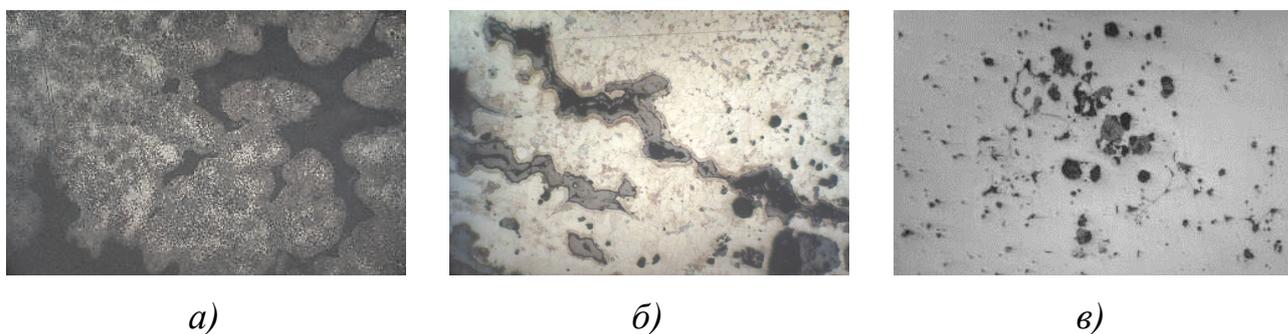


Рисунок 3.8 – Микроструктура дефектов: а – пора усадочного происхождения; б – трещина газо-усадочного происхождения; в – газовые поры и НМВ в дефектной зоне трещины газо-усадочного происхождения (не травлено), $\times 250$

Область, окружающая усадочную пору (рисунок 3.8, *а*), имеет ферритно-перлитную структуру. Окисления поверхностных зон не наблюдается. Это означает, что внутренний объем поры не содержал кислород, необходимый для окисления и обезуглероживания поверхности дефекта. Волнистая периодическая поверхность дефекта указывает на дендритное строение, обусловленное выходом ветвей второго порядка на границу раздела при образовании усадочной поры.

В противоположность на рисунке 3.8, *б* представлены трещины, имеющие газо-усадочную природу образования. В дефектной зоне присутствует большое количество мелких газовых пор, имеющих округлую (часто сферическую) форму и НМВ (рисунок 3.8, *в*). Поверхность трещины в значительной степени окислена. Структура металла в окружающем пору пространстве – ферритная. Это указывает на одновременное протекание процессов окисления и обезуглероживания. Такое сочетание процессов возможно только при относительно большом содержании кислорода, который может выделиться из расплава или при образовании канала, соединяющего пору с поверхностью отливки.

Процесс кристаллизации, который реализуется ростом дендритов от поверхности в глубь стенки, сопровождается усадкой металла, которая проявляется в уменьшении объема жидкого расплава. При этом газ будет перераспределяться в междендритном пространстве, и давление воздушного пузыря, затянутого в глубь отливки усаживающимся расплавом, будет препятствовать свариванию соседних дендритов. Газовая атмосфера также будет препятствовать проникновению в поры маточного расплава, присутствующего в центральной, осевой части отливки или в тепловом узле. Газо-усадочная пористость в сечении отливки обычно визуально неотличима от рыхлоты. При изучении областей с газо-усадочной пористостью под микроскопом отчетливо виден слой оксидов и обезуглероженная поверхность, а строение смыкающихся стенок имеет ярко выраженный дендритный рельеф (рисунок 3.8). Дефект имеет сложное морфологическое строение, представленное соединенными отдельными порами.

В относительно толстых стенках усадочная пористость не связана с поверхностью отливки. При средних сечениях и замедленной скорости кристаллизации наблюдается соединение внутренней пористости с поверхностью (рисунок 3.6, д).

На возникновение ГТ существенное влияние оказывает коалесценция. Разработчики критерия RDG в своих работах неоднократно акцентировали внимание на вопросах коалесценции [264, 258]. Ими были проведены глубокие исследования на легкоплавких материалах, затвердевание которых позволяет в реальном времени наблюдать за процессами роста дендритов и их коалесценцией [252, 257, 260]. Авторы рассматривают процесс коалесценции с энергетической точки зрения образования связей между соприкасающимися ветвями второго порядка соседних дендритов и влияние этого фактора на образование жидких прослоек, являющихся потенциальными зародышами трещин. Отмечается важность когерентности ветвей второго порядка и ее влияние на их коалесценцию при слиянии соседних дендритов. Для ветвей второго порядка условие когерентности проявляется в постоянстве вторичных междудендритных промежутков дендритов ($\lambda_2 = \text{const}$). Данный вопрос изучен на компьютерной модели для Fe-C сплавов, при этом автор в расчетах учитывал, что процесс коалесценции в низко- и среднеуглеродистых сталях сопровождается перетектическим превращением, что оказывает влияние на коалесценцию [253]. Впервые вопросы коалесценции при затвердевании металлических сплавов были рассмотрены в работах М. С. Флемингса [222]. В нашей стране вопросами коалесценции занимается В.М. Голод [70].

Изучать процессы коалесценции в стальных сплавах затруднительно, так как процесс затвердевания и последующего охлаждения сопровождается фазовыми превращениями, которые трансформируют первичную микроструктуру сплава, образовавшуюся непосредственно из литого состояния.

Результаты проявления процессов коалесценции в дефектной зоне ГТ, полученные в результате микроструктурных исследований, представлены на рисунках 3.9 и 3.10. На рисунке 3.9 представлены микроструктуры дефектной зоны при условии когерентности вершин ветвей второго порядка между соседними дендритами.

На рисунке 3.9 *а*, проиллюстрирован пример «залеченной» трещины, в этом случае непосредственного слияния ветвей второго порядка не наблюдается, а их объединение происходит за счет маточного расплава, заполнившего из осевой зоны образовавшуюся ГТ. Отсутствие зоны слияния между расплавом, заполнившим внутреннюю полость ГТ, и вершинам ветвей второго порядка на рисунке 3.9, *а* объясняется наличием на границе раздела оксидной пленки. Оксидная пленка, возникшая в момент разрыва поверхностного слоя литого изделия, в последующем будет препятствовать коалесценции. Проблема усугубляется наличием НМВ, выделившихся на границе раздела ветвей второго порядка и затвердевающего маточного расплава. Поэтому «залеченные» трещины в стальных фасонных отливках, имеющие границы раздела из НМВ, не устраняемые последующей термической обработкой, играют роль концентраторов напряжений в изделиях ответственного назначения.

В случае частичной коалесценции, реализованной в виде цепочки усадочных пор, разрушение происходит по участкам слияния вершин второго порядка соседних дендритов. На рисунках 3.9 *б – г* представлены этапы эволюции разрушения ранее возникшей связи между ветвями второго порядка соседних дендритов, разделенных трещиной. Усадочные растягивающие напряжения, превысив предел прочности в точках слияния вершин когерентных ветвей, привели к разрушению ранее прокоалесцированных участков дендритной структуры. Реализация такого механизма образования ГТ возможна при соблюдении условия когерентности при росте соседних дендритов.

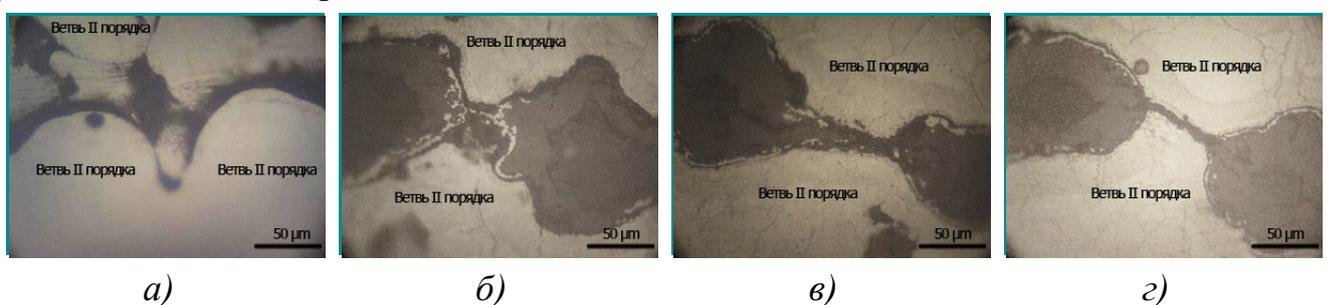


Рисунок 3.9 – Эволюция незавершенной коалесценции соседних дендритных кристаллов, при условии когерентности ветвей второго порядка, $\times 500$.

Отсутствие четкой границы на вершинах ветвей второго порядка, свойственной рисунку 3.9, *а*, на рисунках 3.9, *б – г* объясняется сложной геометрией поверхности излома и эрозией, являющейся следствием окислительных процессов, протекающих в температурном интервале образования ГТ.

На рисунке 3.10 представлен пример ГТ, в которой вершины ветвей второго порядка одного дендрита располагаются напротив впадин, образованных аналогичными ветвями соседнего дендрита. В этом случае для развития коалесценции требуется больше времени и риск образования ГТ по границам таких слияний будет выше. Такие условия с большей вероятностью будут возникать при наличии угла между соседними дендритами в зоне столбчатых кристаллов.

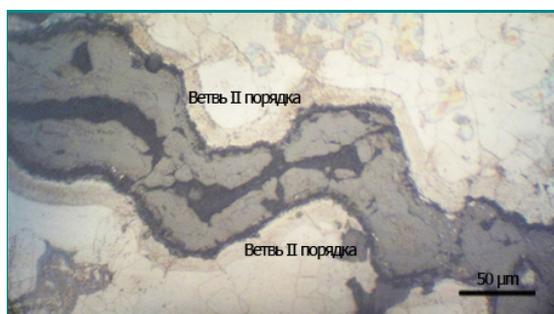


Рисунок 3.10 – Микроструктура стали в области ГТ, на границе которой ветви второго порядка расположены напротив впадин соседнего дендрита,

× 500

Окисленная поверхность трещины является дополнительным подтверждением того факта, что трещина образовалась при высоких температурах, когда процессы окисления протекают наиболее интенсивно. Процесс окисления требует обязательного присутствия кислорода. В металле всегда имеется растворенный кислород, но его недостаточно для образования относительно толстой пленки оксидов. Такой процесс возможен только при избыточном содержании кислорода при концентрации, сопоставимой или превышающей его концентрацию в воздухе. Это возможно только при взаимодействии поверхности трещины с атмосферой литейной формы, насыщенной вытесняемым воздухом, водяными парами и выделяющимися из расплава при затвердевании газами. Окисленный слой наблюдается не только в области выхода трещины на поверхность, но и в глубине, в вершине трещины.

Такое равномерное по толщине распределение оксида указывает на то, что процесс окисления протекал одинаково интенсивно как на поверхности отливки, так и в вершине трещины, то есть при высоких температурах образования оксида трещина в стали уже существовала, что обеспечило приток кислорода воздуха в область, где развитие трещины в металле остановилось. Интенсивное окисление поверхности отливки с начала ее затвердевания создает благоприятные условия для развития механизма образования ГТ. Наличие поверхностных ГТ активно влияет не только на обезуглероживание прилегающих к трещине зон, но и способствует развитию процессов внутреннего окисления [138]. Окислению подвергаются, прежде всего, включения сульфидов, располагающиеся по границам зерен. Под действием термических напряжений на поверхности трещины зарождаются новые микротрещины, проходящие через зоны внутреннего окисления. Наряду с сульфидами, окисная пленка влияет на обезуглероживание прилегающих к ней слоев металла аналогично трещине. Как активный источник кислорода окисная пленка, образованная в ГТ, способствует развитию внутреннего окисления прилегающих к ней слоев стали [125].

Для зоны столбчатых кристаллов, где чаще всего происходит зарождение поверхностных ГТ, преобладающими процессами коалесценции являются слияния ветвей второго порядка. Разрушение, в момент образования ГТ, упрощается в случае частичной коалесценции и наличия несплошности в зоне столбчатых кристаллов. Несплошности могут иметь различную морфологию, начиная от кристаллизационных пор, выстроившихся в параллельные цепочки, и заканчивая отдельными или расположенными каскадом на определённую глубину трещинами. С целью сокращения негативного влияния оксидной пленки на результаты исследований было принято решение изучить обнаруженные в дефектной зоне, подповерхностные ГТ [182] или согласно классификации представленной в данной работе – «скрытые» (в соответствии с [4]). Они возникают в зоне столбчатых кристаллов в результате структурной эволюции кристаллизационных пор. Механизм их образования включает локальную герметизацию междендритного пространства от

питания маточным расплавом. Вышеуказанные, скрытые металлом и располагающиеся в зоне столбчатых кристаллов, трещины не могут быть обнаружены при использовании капиллярной и магнитопорошковой дефектоскопии. В тоже время, расположенные в толще стенки отливки, «скрытые» трещины являются концентраторами напряжений.

В ходе микроструктурных исследований были детально изучены «скрытые» трещины, представляющие собой несплошности в теле отливки, не имеющие выхода на поверхность (рисунок 3.11). Эволюцию развития процесса образования несплошности в теле отливки можно проследить по отдельным примерам формирования «скрытых» трещин.

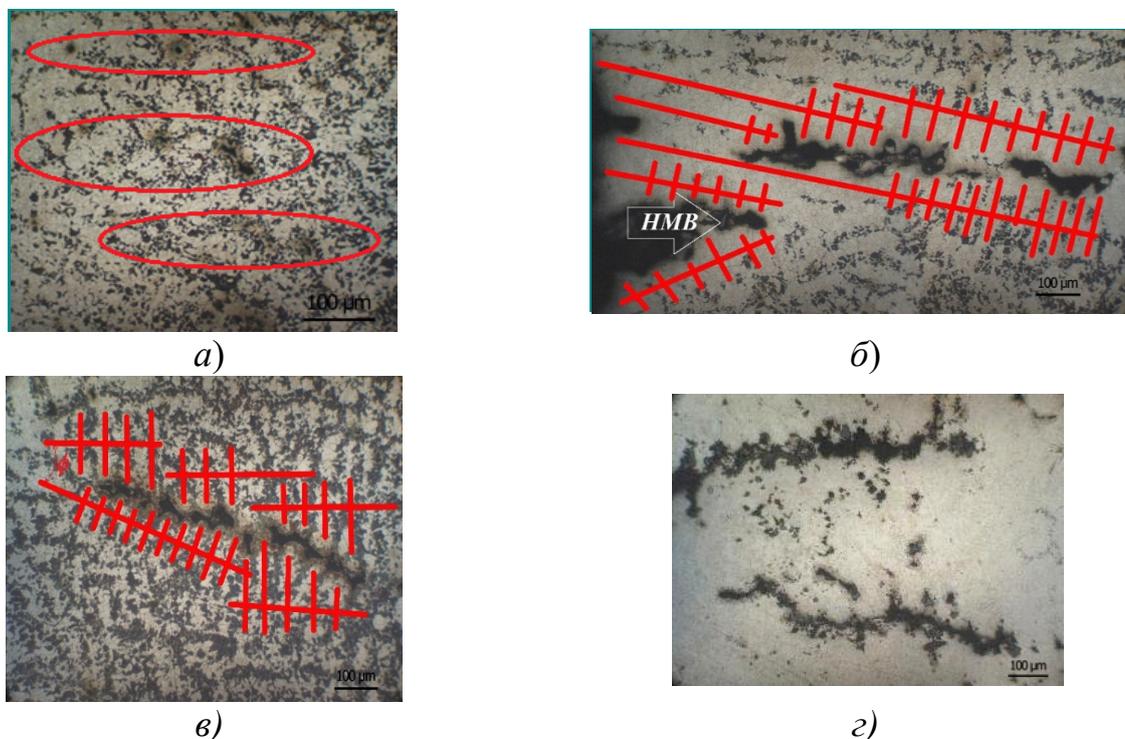


Рисунок 3.11 – Эволюция «скрытых» ГТ: *а* – цепочки кристаллизационных пор; *б* – явная ГТ, выходящая на поверхность, и «скрытая» трещина с признаками частичной коалесценции при отсутствии угла разориентировки; *в* – частичная коалесценция при отсутствии когерентности соседних дендритов и наличии угла разориентировки φ между ними; *г* – однонаправленные разрывы в зоне столбчатых дендритов, имеющие разную природу образования $\times 100$.

На рисунке 3.11, *а* представлены параллельно расположенные цепочки кристаллизационных пор, которые являются примером неполной коалесценции

соседних дендритных кристаллов. Такие цепочки формируются в локальных областях, в которых процессы коалесценции не завершились в момент предотвращения питания междендритных промежутков. Механизм их образования детально изучен в работах В.А. Журавлева [99, 100]. Фактически «скрытые» трещины могут быть усадочными порами, которые соединились в условиях отсутствия питания. В механизме образования, которых второстепенную, но не главную роль, играют растягивающие усадочные напряжения.

На рисунке 3.11, б представлена дефектная зона, содержащая одновременно явную и «скрытую» ГТ. Явная трещина в основании имеет неметаллическое включение, послужившее концентратором напряжений. Нанесенная поверх изображения микроструктуры схема скелетов дендритных кристаллов показывает, что «скрытая» трещина зародилась между когерентными соседними столбчатыми кристаллами. При этом между ветвями второго порядка соседних дендритов сохраняется условие когерентности ($\lambda_2 = \text{const}$). На рисунке 3.11, в показана «скрытая» трещина в зоне столбчатых кристаллов, выявленная в дефектной зоне радиуса отливки. Из схемы нанесенных поверх изображения микроструктуры «скелетов» дендритов видно, что дендриты, формирующие боковую поверхность ГТ, образует между собой угол φ . В обоих случаях наблюдается частичная коалесценция ветвей второго порядка, разделенных трещиной дендритов.

Для выявления роли газовой составляющей при образовании дефектов смешанной природы необходимо в формулу для вычисления давления падения при проникновении расплава в междендритное пространство (Δp) [263] дополнительно ввести параметр, учитывающий влияние газовой составляющей на образование трещин и пор смешанной газо-усадочной природы:

$$\Delta p = \Delta p_{sh} + \Delta p_{mec} + \Delta p_g + \rho gh, \quad (3.1)$$

где Δp_{sh} – вклад в падение давления, связанного с усадкой при затвердевании, МПа;

Δp_{mec} – вклад в падение давления, индуцируемого потоком жидкости, МПа;

ρ – плотность сплава, кг/м³;

g – ускорение свободного падения, м/с²;

h – высота столба сплава, м.

Δp_g – давление, создаваемое газами, МПа.

Наиболее важной, с точки зрения образования газов в сталях, является химическая реакция углерода и кислорода с выделением оксида углерода при протекании которой в дефектной зоне выявляются последствия явлений обезуглероживания и окисления, рассмотренные выше. Выделение газа из расплава, как известно из анализа изотерм Ван-дер-Вальса, возможно при повышении температуры или уменьшении давления [100]. При затвердевании происходит падение температуры, поэтому выделение газа происходит за счет уменьшения давления. Падению давления расплава в междендритном пространстве способствует процесс дилатации – растяжение объемов расплава посредством перетекания в двухфазной области при усадке отливки. Для образования пузырька газа необходимо, чтобы давление в двухфазной области (Δp) было ниже порогового давления в жидкости (Δp_k):

$$\Delta p_k \geq \Delta p. \quad (3.2)$$

На значение порогового давления оказывают влияние давления растворенных газов (p_g) и насыщающих паров (p_n), а также внешнее давление (p_b):

$$\Delta p_k \approx f(p_g p_n p_b). \quad (3.3)$$

В случае образования из расплава пузырька газа возникает разрыв в расплаве, который расширяется под действием усадочных сил. Следовательно, образование дефектов смешанной газо-усадочной природы инициируется возникновением газовой фазы в расплаве, при этом соблюдается условие формулы (3.2).

В таких условиях при образовании газо-усадочных дефектов значительное влияние оказывает концентрация растворенных в расплаве газов, прежде всего кислорода, являющегося активным участником окисления и обезуглероживания, наблюдаемого в дефектной области отливки. Как показала производственная практика, проведение в этом случае более эффективного раскисления расплава

позволило существенно сократить брак отливок по причине образования в них трещин газо-усадочного происхождения.

На основании проведенных исследований проведем классификацию дефектов типа ГТ, встречающихся в стальных отливках (рисунок 3.12).

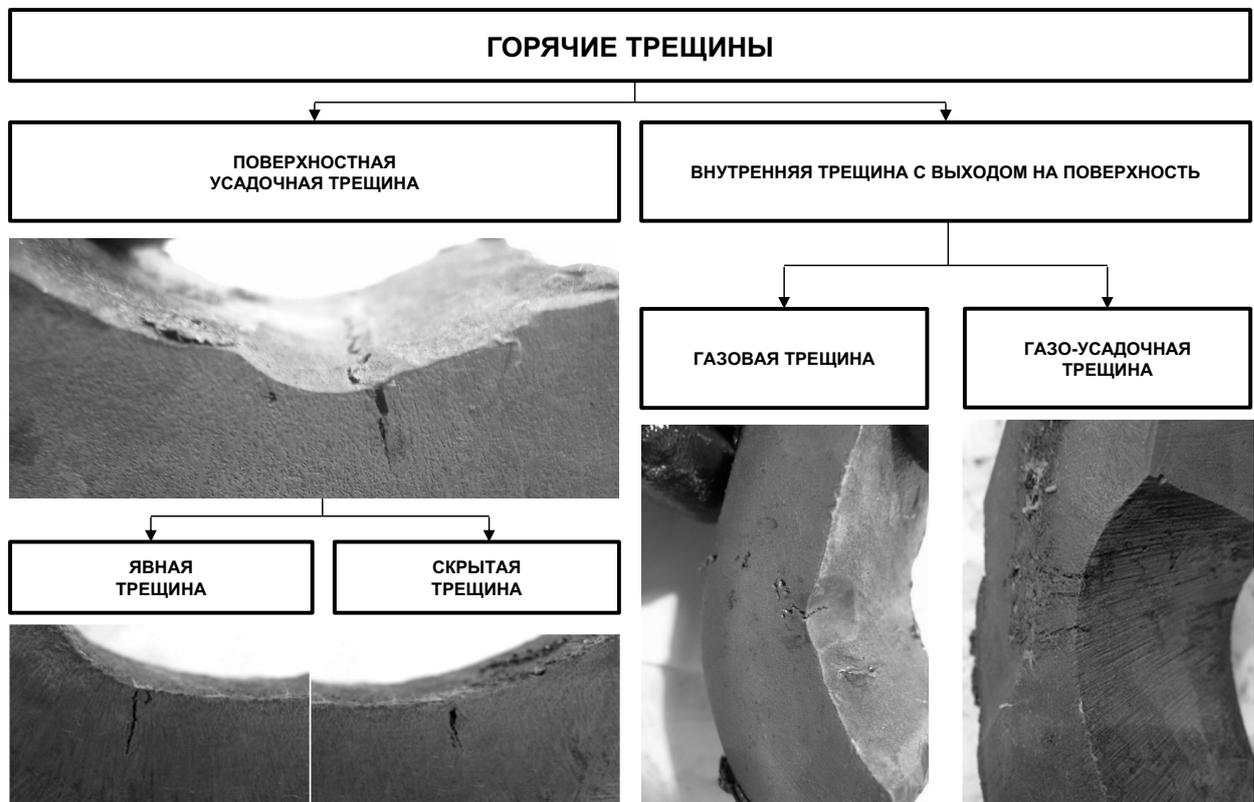


Рисунок 3.12 – Классификация дефектов типа ГТ

При этом на основании разработанной классификации на производстве учитываются особенности механизма образования различных типов дефектов и разрабатываются мероприятия, направленные на сокращение негативных факторов, влияющих на трещиностойчивость стали [123]. Характеристические признаки разновидностей дефектов типа ГТ были сведены в таблицу А.1 (см. приложения).

Разработанная классификация и обобщенные многочисленными исследованиями признаки, характеризующие отличительные особенности различных типов ГТ (таблица А.1), использовали в основе методики исследования и идентификации дефектов типа ГТ в стальных отливках ЖД транспорта.

3.3 Разработка уточненного критерия RDG с учетом угла разориентировки между главными осями дендритов

Исследование макроструктуры дефектной зоны поверхностной ГТ, выявленной в отливках, показывает, что ориентация главных ветвей дендритов связана с кривизной поверхности в районе образования дефекта. Из рисунка 3.3 следует, что, независимо от значения радиуса кривизны, в зонах конструктивных узлов литых изделий главные ветви дендритных кристаллов образуют типичное «веечное» строение со строгой ортогональной ориентацией к наружной радиально сопряженной поверхности изделия.

Как известно из теории Н.И. Хворинова [224] в результате конкурентного роста в зоне столбчатых кристаллов при направленном затвердевании «выживают» дендриты, главные оси которых меньше отклонены от направления теплоотвода. Геометрия отливки оказывает влияние на направление теплоотвода и как следствие формирует изоликвидус, который оказывает влияние на ориентацию дендритов в зоне столбчатых кристаллов.

Особенности влияния криволинейности поверхности отдельных конструктивных элементов отливки (рисунок 3.13, *а*) на ориентацию дендритной структуры в поверхностной зоне представлены в работе [270]. Изоликвидус, повторяя геометрию отливки, изменяет строение структурных зон и как следствие, оказывает существенное влияние на образование ГТ.

В работе [250] представлены примеры влияния геометрии отливки на распределение структурных зон и, в частности, наиболее ярко выраженной зоны столбчатых дендритов (рисунок 3.13, *б*). На криволинейных поверхностях, широко представленных в фасонных отливках, при ортогональном росте дендритов их строение в зоне столбчатых кристаллов образует угол, который возникает вследствие влияния геометрии конструктивных узлов изделия, что оказывает влияние на процесс коалесценции ветвей второго порядка соседних дендритов.

При этом именно коалесценция определяет уровень механических свойств двухфазной зоны в температурном интервале образования ГТ, т.е. способность расплава оказывать сопротивление растягивающим напряжениям, возникающим в процессе усадки [243].

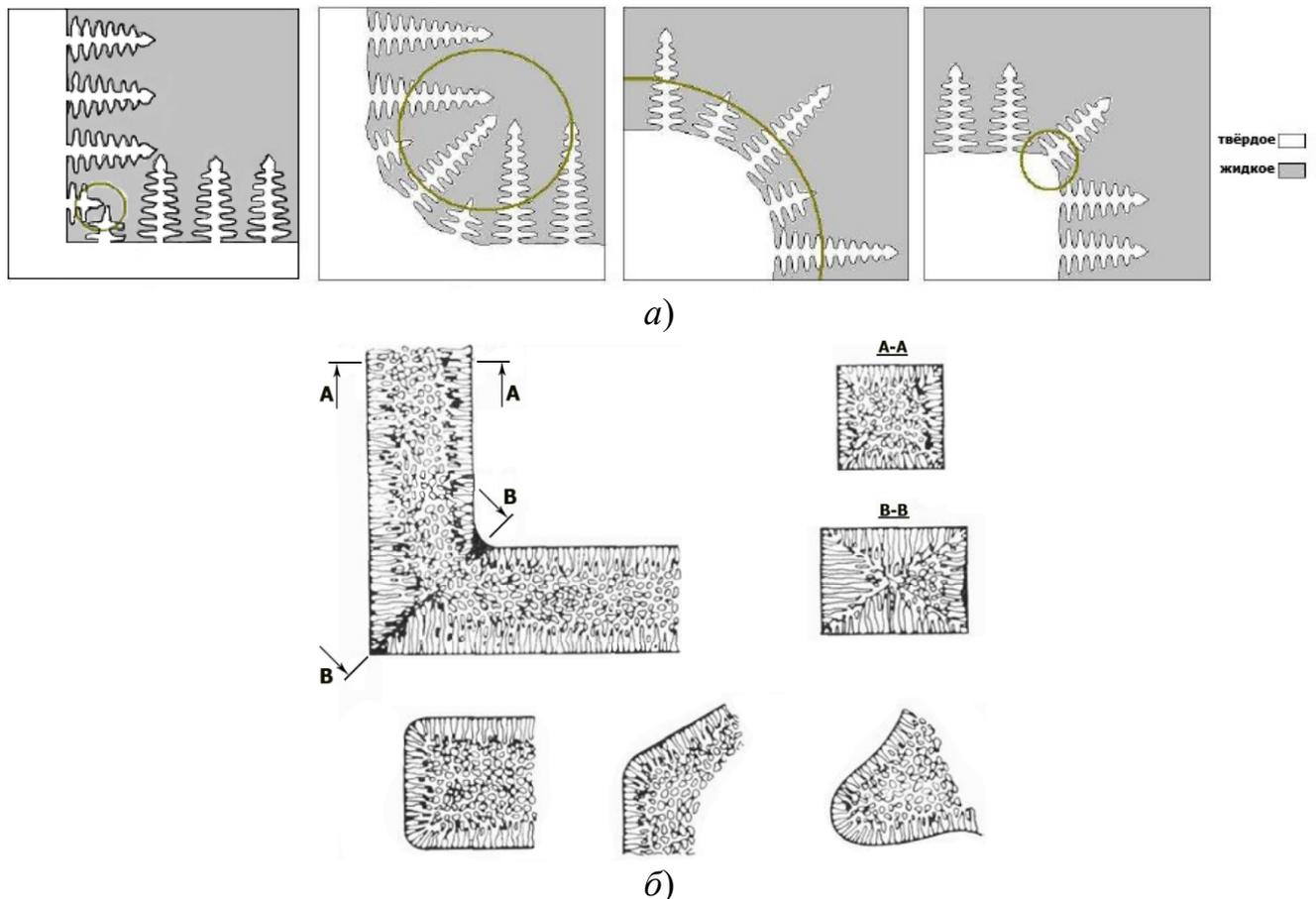


Рисунок 3.13 – Типичное дендритное строение на криволинейных поверхностях фасонных отливок: *a* – направление роста дендритов на криволинейных поверхностях, для различных вариантов оформления углов в конструкции изделия [252]; *б* – пример «опасного» конструктивного элемента, способствующего возникновению ГТ (вверху) и «сглаженные» поверхности, менее склонные к образованию ГТ [257]

Ослабление структуры дефектной зоны отливки обусловлено частичной коалесценцией соседних дендритов, растущих не параллельно друг другу, как принято в большинстве теоретических моделей, лежащих в основе критериев оценки образования ГТ. Значение угла между дендритами определяется направлением тепловода, и как следствие градиентом, возникающим в затвердевающем литом

изделии. Эти показатели в значительной степени зависят от геометрии поверхности изделия. Использование в расчетах угла между соседними дендритами позволяет учесть процессы, происходящие не только на микроуровне (дендритов), но и явления макромасштаба, определяемые геометрией фасонного литого изделия. Скорость роста дендритов (V^*), отклоненных по отношению к направлению градиента на определенный угол φ (рисунок 3.14) в условиях установившегося теплоотвода, определяется по формуле [249,256]:

$$V^* = \frac{V_t}{\cos\varphi}, \quad (3.4)$$

где V_t - скорость роста дендритов, м/с;

φ – угол между расходящимися дендритами, рад.

Как следует из данной зависимости, скорость роста наклоненного дендрита будет увеличиваться с ростом угла φ .

Нарушается условие когерентности ветвей соседних дендритов и процесс коалесценции усложняется, что в итоге способствует образованию ГТ в конструктивных узлах литых изделий, имеющих криволинейные поверхности.

Происходит уменьшение вторичных междуосных промежутков дендритов [129]. В таких условиях:

$$\lambda_{2\perp} > \lambda_{2\angle}, \quad (3.5)$$

где $\lambda_{2\perp}$; $\lambda_{2\angle}$ – междуосный промежуток между дендритными ветвями второго порядка, соответственно, по нормали и наклонно ориентированных дендритов, м.

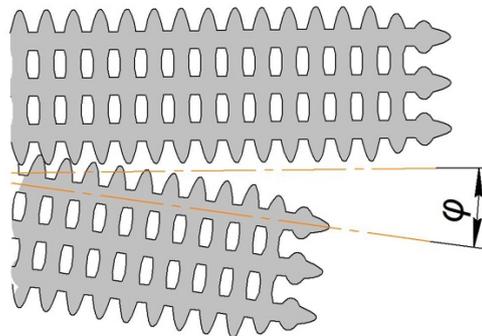


Рисунок 3.14 – Схема возникновения ГТ при частичной коалесценции различно ориентированных дендритов

В таких условиях можно предложить модифицировать критерий RDG с учетом влияния угла разориентировки φ между соседними кристаллами. Критическое падение давления в зоне частичной коалесценции различно ориентированных кристаллов может быть определено по формуле:

$$\Delta p_{max} = \frac{180(1 + \beta)\mu}{\lambda_{2\perp}^2 G} \int_{T_s}^{T_L} \frac{f_s^2 \int_{T_{коал}}^T f_s dT}{(1 - f_s)^3} dT + \frac{180\mu\beta \sqrt{\frac{V_t^2}{\cos\phi}}}{\lambda_{2\perp}^2 G} \int_{T_s}^{T_L} \frac{f_s^2}{(1 - f_s)^2} dT. \quad (3.6)$$

где β – относительная объемная усадка, %;

μ – коэффициент динамической вязкости;

G – температурный градиент, К/м;

f_s – объем твердой фракции в двухфазной зоне;

T_L – температура ликвидус, К; T_s – температура солидус, К.

На основании вышеизложенного следует вывод, что основными факторами, оказывающими влияние на механизм образования поверхностных ГТ, возникающих в участках литых изделий, имеющих криволинейность поверхности, являются когерентность соседних дендритных кристаллов и угол между ними. Эти параметры являются взаимосвязанными, так как угол разориентировки влияет через градиент и скорость роста дендрита на промежутки между ветвями второго порядка λ_2 . Именно эти два параметра оказывают влияние на коалесценцию ветвей второго порядка, которая не может полностью завершиться образованием монолитной структуры при отсутствии питания в междендритных пространствах. И если данный процесс совпадает с пиковыми значениями растягивающих усадочных напряжений, то в теле изделия в зоне столбчатых кристаллов зарождаются и растут поверхностные ГТ. Если прочность корковой зоны кристаллов, возникающих в поверхностной зоне отливки, будет незначительна, то трещина, преодолев ее сопротивление, выйдет на поверхность, и будет идентифицироваться в виде явной ГТ, представляющей поверхностный надрыв или сквозной разрыв стенки отливки.

3.4 Выводы по главе 3

3.1 На этапе изучения дефекта ГТ и дефектной зоны предложено использовать дополнительно фрактографию боковой поверхности трещины, а также микро- и макроструктурный анализ поперечного разреза дефекта и дефектной зоны.

3.2 Доказано, что выявленное в ходе фрактографических исследований строение излома поверхностной ГТ обусловлено влиянием геометрии фасонных стальных отливок, в частности наличием радиально сопряженных поверхностей, формирующих отливку, которая, влияя на теплоотвод, способствует возникновению характерного «веерного» строения в зоне столбчатых дендритных кристаллов.

3.3 При образовании горячих трещин на криволинейных поверхностях формируется специфический «каскадный» тип строения боковой поверхности трещины, являющейся следствием формирования зоны столбчатых кристаллов в процессе затвердевания.

3.4 Показано, что на процесс коалесценции ветвей второго порядка соседних дендритных кристаллов в стальных отливках оказывает существенное влияние три фактора. Во-первых, угол разориентировки, являющийся следствием «веерного» строения в зоне, образующейся на криволинейных поверхностях литых изделий, приводит к формированию групп соседних дендритных кристаллов, в пределах которых соблюдается когерентность между ветвями второго порядка. Во-вторых, «веерное» строение в зоне столбчатых кристаллов приводит к нарушению когерентности ветвей второго порядка в соседних дендритах, и, как следствие, в таких условиях упрощается процесс образования скрытых и явных горячих трещин. В-третьих, процессу коалесценции препятствуют примеси, растворенные в стали. Выделяясь на заключительном этапе затвердевания изделия из маточного расплава в виде пограничных НМВ, они препятствуют процессу коалесценции, способствуя тем самым образованию горячих трещин.

3.5 Предложена модификация критерия RDG, в котором скорость роста дендритных кристаллов в зоне «веерного» строения рассчитывается с учетом угла

разориентировки, возникающего между расходящимися соседними группами дендритов.

3.6 Показано, что на процесс образования ГТ в отливках могут оказывать влияние второстепенные факторы, в частности газы. В зависимости от степени влияния «газовой составляющей» на механизм образования трещин дополнена классификация дефектов типа ГТ.

4 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗОНЕ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

4.1 Взаимосвязь между образованием поверхностных ГТ и структурой металла в поверхностной зоне отливки

Из анализа проведенных исследований следует вывод, что трещиностойкость металла в двухфазном твердо-жидком состоянии во многом определяется структурой стали. Пластичность сплава в температурном интервале образования ГТ характеризуется соотношением объемов твердой и жидкой фаз; размером и формой кристаллитов, характером распределения жидкой фазы; химической и соответствующей ей структурной микронеоднородностью; скоростью деформации и т.д.[160, 170]. Критерием прочности твердо-жидкой зоны, образующейся при затвердевании отливки, может выступать количество и общая площадь стыков между кристаллитами [170]. В сталях с содержанием углерода 0,2 %, жидкая фаза имеет максимальное значение поверхностного натяжения и преимущественно расположена в тройных стыках первичных зерен феррита в виде изолированных включений. Такое расположение обеспечивает большую площадь контакта между кристаллитами в каркасе твердой фазы, что объясняет малую пластичность и большую прочность расплава с концентрацией углерода порядка 0,2 % [93, 156, 236].

Соприкасаясь, кристаллиты образуют жесткую систему, устойчивую к действующим напряжениям. Таковую структуру можно получить, если обеспечить, с одной стороны, высокую чистоту расплава от примесных элементов, а с другой, зародышеобразование большого числа центров для преддендритной и дендритной кристаллизации в пристеночной зоне отливки [125]. Сформированная в поверхностном слое отливки структура (рисунок 4.1) обеспечит в критических узлах отливок, склонных к образованию ГТ, поверхностный слой затвердевшего металла, обладающего высокими механическими свойствами [125]. Это, в свою очередь, позволит

затвердевающему сплаву эффективно сопротивляться усадочным (разрывающим) напряжениям в интервале температур, когда сплав в центральной зоне отливок еще пребывает в твердо-жидком состоянии.

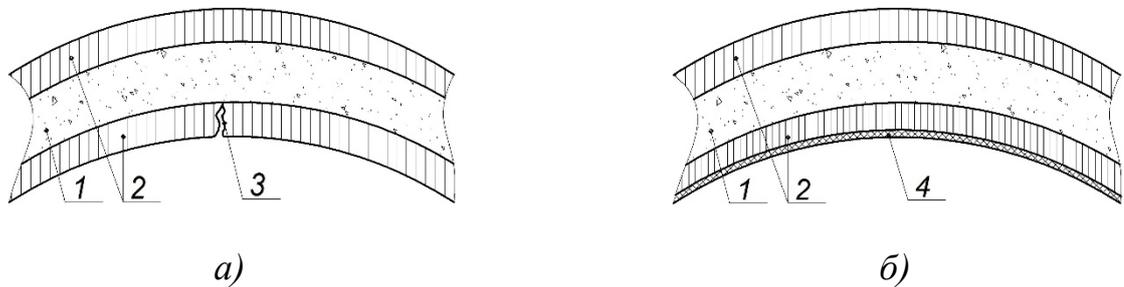


Рисунок 4.1 – Схема, поясняющая взаимосвязь между распределением структурных зон отливки и трещиностойкостью: а – без покрытия; б – с покрытием (1 – зона равноосных кристаллов; 2 – зона столбчатых кристаллов; 3 – горячая трещина, 4 – корковая зона (зона с перепутанными осями по терминологии Д.К. Чернова))

Согласно современной теории, процессом кристаллизации в фасонных отливках управляют, регулируя перегрев металла при выплавке, температуру его заливки, скорость охлаждения, или путем модифицирования, вводя изоморфные тугоплавкие инокуляторы или растворимые добавки [19].

Вопросу управления зародышеобразованием путем изменения свойств поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы уделяется одностороннее внимание. Он рассматривается в контексте применения различных покрытий литейных форм. Известно, что формовочные покрытия оказывают существенное влияние на процессы кристаллизации в поверхностном слое отливки [125]. А. Оно, изучая процессы кристаллизации отливок, выделил эффект, который проявляется в том, что некоторые типы покрытий литейной формы значительно измельчают размер зерна литого металла [174]. В работе [221] представлена возможность управления параметрами структуры отливки в пристеночной области путем изменения микрогеометрии стенки изложницы, которая будет оказывать влияние на зародышеобразование в поверхностной зоне отливки. Изменяя микрорельеф поверхности литейной формы, которая, в первую очередь, контактирует с кристаллизующимся расплавом, можно управлять процессами структурообразования и

получать в поверхностной зоне отливок (в ее локальных участках) «армированный» слой из мелкодисперсной разнонаправленной структуры, которая оказывает сопротивление растягивающим напряжениям и тем самым предотвращает образование ГТ в этих зонах [125]. Такой эффект может быть получен при помощи функционального покрытия, позволяющего создать на поверхности формы нужный микрорельеф. Данный способ допустим к использованию в производстве фасонных отливок ответственного назначения и является новым в области методов снижения уровня брака стальных отливок по причине образования ГТ.

4.2 Обоснование выбора хромитового песка как основы функционального покрытия и определение его свойств

Исходя из условий работы и функциональных задач, возложенных на материал для обеспечения определенного рельефа поверхности на границе контакта «расплав-рабочая полость литейной формы», определим требования, которые предъявляются к основе функционального покрытия:

- геометрическая форма, обеспечивающая плотную упаковку на наносимой поверхности;
- стабильность геометрических параметров при высоких температурах;
- относительно низкая смачиваемость расплавом стали;
- химическая инертность с расплавом стали и его компонентами;
- приемлемая стоимость;
- доступность.

Для обоснования выбора хромита в качестве основы функционального покрытия были проанализированы основные типы покрытий разовых литейных форм (рисунок 4.2) и материалы, которые применяются в литейном производстве. В таблице А.2. представлен сравнительный анализ различных видов огнеупорных материалов, применяемых в литейном производстве. Представленные данные взяты из следующих литературных источников [198, 211, 20, 35, 261.]

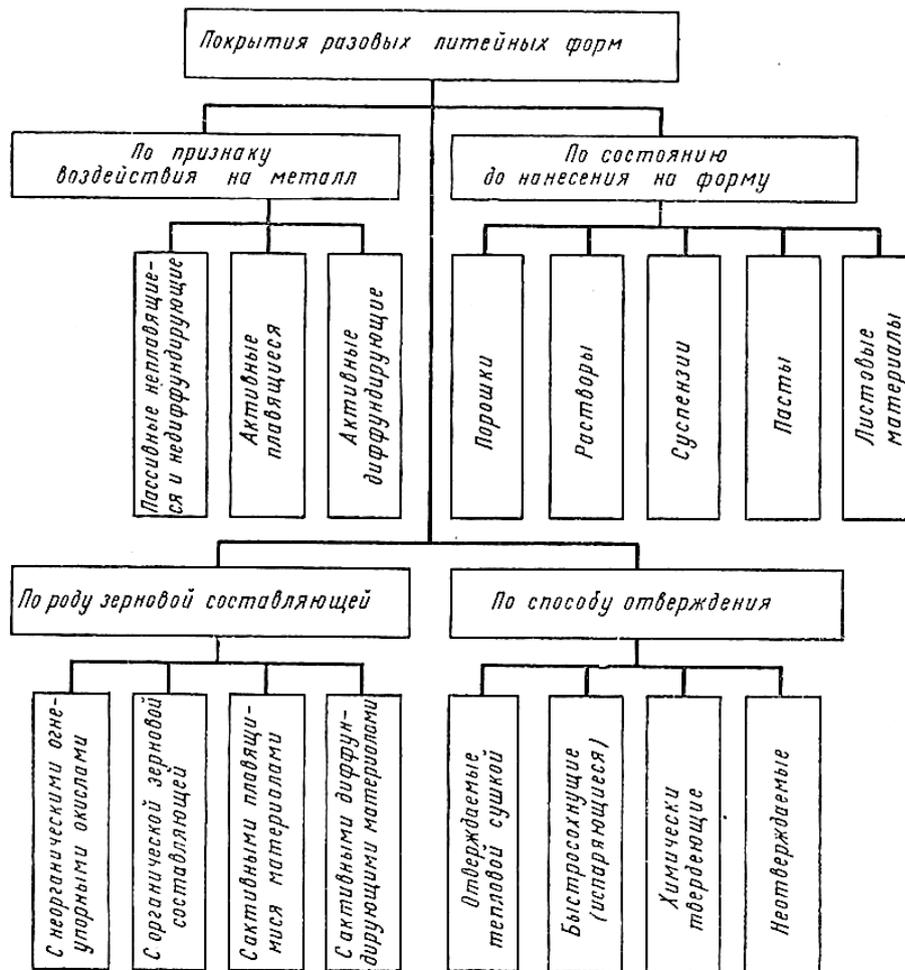


Рисунок 4.2 – Классификация покрытий разовых литейных форм [198]

Как следует из анализа результатов, представленных в таблице А.2 (см. приложения), хромит как основа для функционального покрытия в полной мере удовлетворяет требованиям, изложенным вначале данного параграфа.

Широкому использованию хромита как облицовочного материала для крупного стального литья способствует его пониженная химическая активность и склонность к спеканию ($T_{сп} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$), которая способствует образованию газонепроницаемой прочной корки, контактирующей с поверхностью отливки [35, 44, 162, 163]. При очистке отливок корка легко удаляется, данное явление успешно используется при борьбе с пригаром на крупном стальном литье [41].

Хромит в отличие от других материалов, представленных в таблице А.2 выделяется самой низкой смачиваемостью и высокой теплоаккумулирующей способностью, что обеспечивает образование специфической структуры, обеспечивающей контактный теплообмен с образованием зон теплового сопротивления в

соответствии с теоретической моделью, представленной далее в пункте 4 настоящей главы.

Далее представлены результаты исследований осыпаемости предлагаемого функционального покрытия и прочности к истиранию.

Осыпаемость покрытия определяли по [13]. Покрытие наносилось на сухие образцы (рисунок 4.3).

Осыпаемость X , % определялась по формуле:

$$X = \frac{m - m_1}{m} \cdot 100, \quad (4.1)$$

где m – масса образца с покрытием до испытания, кг

m_1 – масса образца с покрытием после испытания, кг

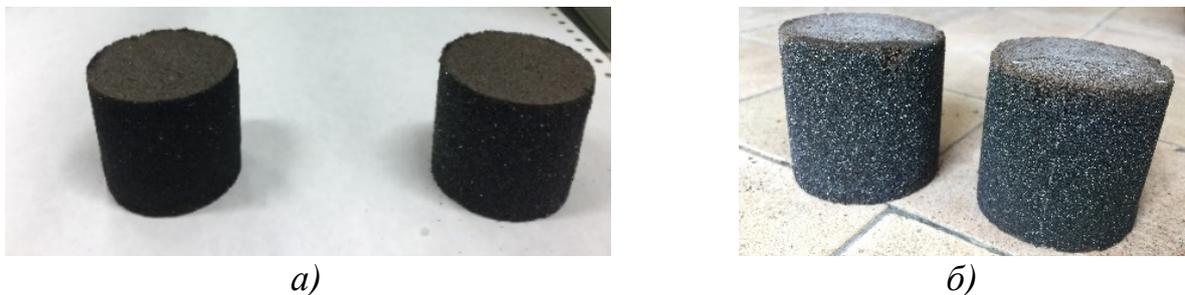


Рисунок 4.3 – Образцы с функциональным покрытием: а – до испытания; б – после испытания

За результат испытаний принималось среднее арифметическое результатов трех параллельных определений X_{cp} , (таблица 4.1). Результаты расчетов свидетельствуют, что осыпаемость функционального покрытия на основе хромитового песка с фракцией 0,2 мм в 1,5 раза ниже, по сравнению с фракцией 0,4 мм.

Таблица 4.1 – Результаты и исходные данные по определению осыпаемости функционального покрытия.

N	Покрытие с фракцией хромитового песка 0,2 мм			Покрытие с фракцией хромитового песка 0,4 мм		
	1	2	3	1	2	3
$m, 10^{-3}$ кг	172,75	174,65	171,13	176,29	178,12	175,23
$m_1, 10^{-3}$ кг	172,06	173,81	170,53	175,21	177,16	174,02
$X, \%$	0,40	0,48	0,35	0,61	0,54	0,69
$X_{cp}, \%$	0,41			0,61		

Плотность покрытия определяли исходя из объема и массы образца (таблица 4.2).

Таблица 4.2 – Результаты и исходные данные по определению плотности функционального покрытия.

N	Покрытие с фракцией хромитового песка 0,2 мм			Покрытие с фракцией хромитового песка 0,4 мм		
	1	2	3	1	2	3
$m, 10^{-3}\text{кг}$	31,2	33,7	32,3	29,4	30,1	29,8
$V, 10^{-3}\text{м}^3$	14	14	14	14	14	14
$\rho_{\text{п}}, \text{кг}/\text{м}^3$	2238	2407	2307	2100	2150	2128
$\rho_{\text{ср}}, \text{кг}/\text{м}^3$	2310			2120		

Определение прочности к истиранию определялось согласно [14].

Установка для определения прочности к истиранию (рисунок 4.4) включала в себя вискозиметр 1 марки ВЗ-4 по [15], подставки 2 с матовым стеклом 3 и упором для стеклянной пластины 4 с покрытием, резервуара 5 для формовочного песка. Пластина длиной 121 мм, шириной 61 мм и толщиной 2 мм. Из вискозиметра сыпался формовочный песок [5], отмученный, высушенный и просеянный через сито по [6].

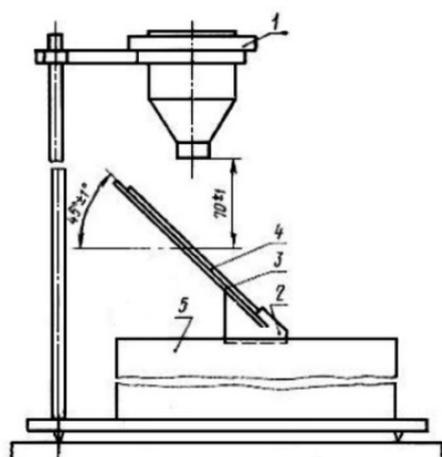


Рисунок 4.4 – Установка для проведения испытаний по определению прочности к истиранию: 1 – вискозиметр, 2 – подставка, 3 – стекло, 4 – упор, 5 – резервуар

Покрытие наносилось по методике, указанной в главе 2. Толщина покрытия определялась микрометром типа МКО-25 [16]. Измерялась толщина пластины с

покрытием и без него в трех точках с точностью до 0,01 мм и вычислялось среднеарифметическое значение толщины.

Для каждого покрытия было проведено три испытания на истирание, каждое испытание (N) на новом участке покрытия.

Прочность покрытия к истиранию R , кг/мм определялась по формуле:

$$R = \frac{m}{l_1 - l}, \quad (4.2)$$

где l - среднеарифметическое значение толщины стеклянной пластины, мм

l_1 - среднеарифметическое значение толщины стеклянной пластины с покрытием, мм

m - масса песка, пошедшего на истирание, кг.

За результат испытаний принималось $R_{\text{ср}}$ – среднеарифметическое значение прочности покрытия к истиранию, кг/мм. Результаты испытаний и исходные данные расчета приведены в таблице 4.3 и на рисунке 4.5.

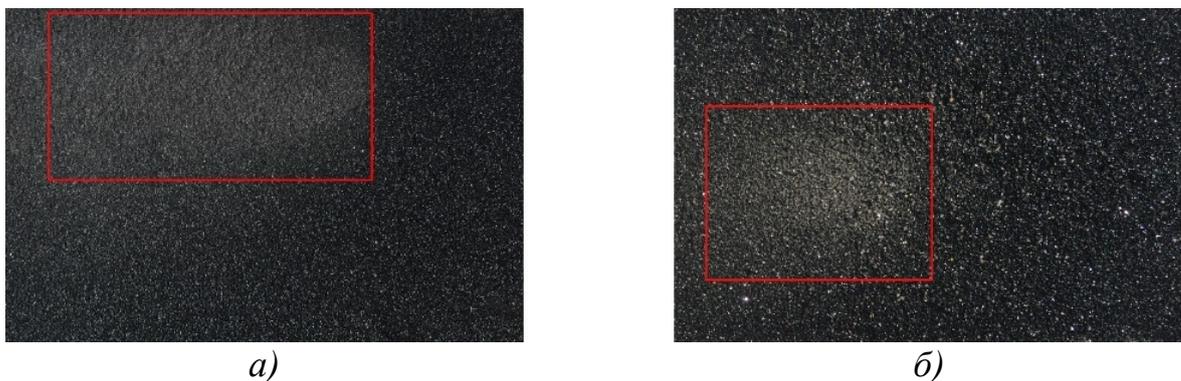


Рисунок 4.5 – Фотография функционального покрытия после проведения испытания на прочность к истиранию (места взаимодействия сыпавшегося песка с покрытием обведены): а – фракция 0,2 мм; б – фракция 0,4 мм

Таблица 4.3 – Результаты и исходные данные по определению прочности покрытия к истиранию

	Покрытие с фракцией хромитового песка 0,2 мм			Покрытие с фракцией хромитового песка 0,4 мм		
	1	2	3	1	2	3
N	1	2	3	1	2	3
m , кг	1,23	1,25	1,21	1,24	1,23	1,25
$R_{\text{ср}}$, кг/мм	3,97, более			1,94, более		
l_1 , мм	1,86			2,49		
l , мм	1,55			1,85		

Из приведенных исследований следует, что функциональное покрытие с фракцией 0,2 мм обладает более высокой прочностью к истиранию и меньшей осыпаемостью, что делает его технологически более рациональным для использования.

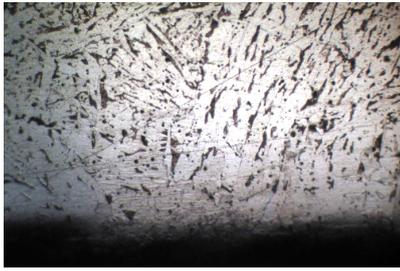
4.3 Экспериментальные исследования по оценке влияния микрорельефа поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы на формирование структуры в поверхностной зоне отливки

В рамках изложенной концепции были проведены экспериментальные исследования по изучению влияния микрорельефа поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы на процессы формирования кристаллической структуры в поверхностном слое стальных отливок (рисунок 4.6).

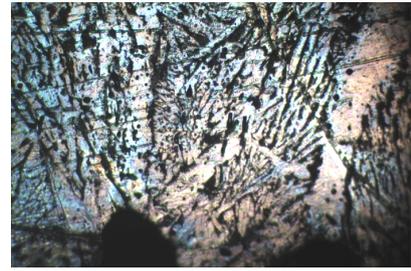
Строение поверхностной зоны отливки, закристаллизовавшейся на поверхности литейной формы с K_f равным 1.15 (рисунок 4.6 *а*), характеризуется отсутствием ярко выраженных кристаллических структур и наличием зоны ячеистых кристаллитов, растущих ортогонально поверхности формы в направлении противоположном теплоотводу.

Структура поверхностной зоны отливки, полученная при кристаллизации на поверхности литейной формы с K_f равным 1.22, является дендритной (рисунок 4.6 *б, г, е*). Дендритные кристаллиты растут от вершин микрорельефа поверхности формы, разнонаправлены (рисунок 4.6 *г*) и имеют довольно большую протяженность. Разнонаправленная структура образуется из-за сложного профиля локального температурного поля в поверхностной зоне отливки на границе раздела расплав – форма. При обеспечении в поверхностной зоне отливки такой структуры изначально устраняется одна из основных причин, образования ГТ – параллельность между ортогонально растущими к поверхности формы дендритами (рисунок

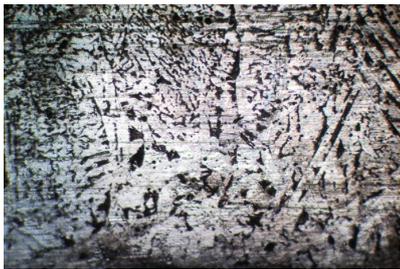
3.3 б). При этом часто (рисунок 4.6 б) от одной вершины растут сразу несколько кристаллитов.



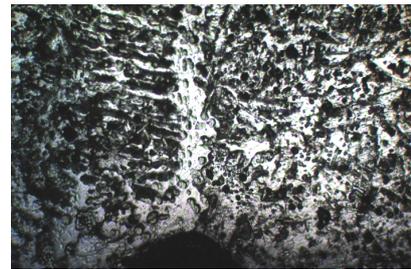
а)



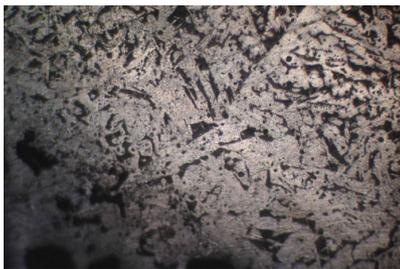
б)



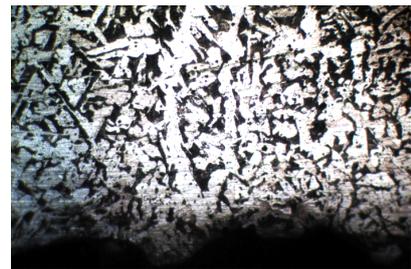
в)



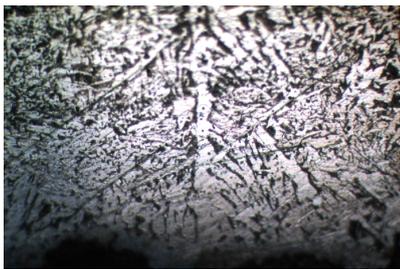
г)



д)



е)



ё)

Рисунок 4.6 – Типичные микроструктуры стали в поверхностной зоне проб, прилегающей к поверхностям литейной формы с различным микрорельефом, (травлено) $\times 100$: эксперимент №1: а – $K_{\phi} = 1.15$; б – $K_{\phi} = 1.22$; в – $K_{\phi} = 1.41$; эксперимент №2: г – $K_{\phi} = 1.22$; д – $K_{\phi} = 1.41$; эксперимент №3: е – $K_{\phi} = 1.22$; ё – $K_{\phi} = 1.41$.

Этот факт полностью соответствует иллюстрации, представленной в работе А. Оно [174] (рисунок 1.7). Каждая вершина элемента функционального покрытия (зерно хромитового песка), контактирующая с расплавом, является потенциальной подложкой при зарождении и последующем росте кристаллитов. Таким образом для диспергирования структуры поверхностной зоны необходимо стремиться обеспечивать максимальную плотность потенциальных подложек для зародышеобразования. Протяженность кристаллитов указывает на их доминирующий направленный рост в начальный момент формирования твердой фазы в поверхностном слое отливки. Окружающее пространство между кристаллитами заполнено мелкодисперсными равноосными кристаллитами, которые сформировались в условиях теплоотвода, интенсифицированного монокристаллитами, первично образовавшимися на вершинах рельефа поверхности полости литейной формы. Описанная структура поверхностной зоны соответствует «композиту», армированному монокристаллическими волокнами. Так как процесс формирования такого «композита» происходит непосредственно в результате двухэтапной кристаллизации, то его в соответствии с классификацией композиционных материалов можно причислить к композитам *in situ*. Аналогичные композиты формируются в эвтектических сплавах [72]. Указанное строение поверхностной зоны в соответствии с положениями механики композиционных сред обеспечивает высокий уровень механических свойств, в том числе и при высоких температурах [157], что может быть использовано для эффективного повышения сопротивления усадочным деформациям в период образования ГТ. Структура поверхностного слоя металла, образовавшегося на поверхности литейной формы с K_f равным 1.41 представлена смешанной дендритно-зеренной структурой, появление которой (рисунок 4.6 в, д, е) обусловлено кооперативным ростом дендритов и не развившимися в дендритные кристаллиты равноосными кристаллитами. На направление ориентации дендритов и междендритных мелкодисперсных кристаллитов оказывает влияние сложное температурное поле, формирование которого зависит от рельефа поверхности формы. Аналогичный механизм формирования структуры при кооперативном росте дендритно-зеренной структуры был смоделирован В.А. Журавлевым в работе [99].

Как следует из анализа строения поверхностной зоны, при кристаллизации на поверхностях с различными размерно-топологическими характеристиками формируются разные по строению поверхностные слои, что обусловлено величиной переохлаждения, на которую оказывает существенное влияние интенсивность теплоотвода и в значительно большей степени микрорельеф поверхности литейной формы. Схемы строения пограничных зон стальной отливки в зависимости от K_{ϕ} участка поверхности полости литейной формы, на которой происходила кристаллизация (рисунок 4.6), получены в ходе обобщения данных экспериментальных исследований и опытно-промышленных работ, проведенных в заводских условиях. Образование же поверхностных ГТ, как показали проведенные исследования, происходит преимущественно тогда, когда в поверхностном слое преобладает дендритная структура (рисунок 4.6 *a*).

4.4 Экспериментальные подтверждения разработанного способа повышения трещиностойкости стальных отливок

В результате автоматической обработки результатов измерений при сканировании поверхностной зоны с использованием специализированного программного обеспечения KB HardWin XL были получены диаграммы распределения твердости в приповерхностном слое отливок (рисунок 4.7).

Использование метода определения твердости на образцах литой стали при комнатных температурах не позволяет с высокой достоверностью оценить уровень механических характеристик в температурном интервале образования ГТ. Учитывая непосредственную взаимосвязь между структурой сплава и твердостью, можно использовать данный метод для сравнительной оценки первичной структуры (полученной непосредственно из литого состояния) и ее влияние на свойства стали при высоких температурах.

Для фактора А, нулевая гипотеза H_0 – между значениями твердости по длине пробы-отливки нет статистически значимых различий, принимается для поверхностей с $K_\phi = 1,15$ и $K_\phi = 1,41$ и отклоняется для поверхности с $K_\phi = 1,22$. Для фактора В, нулевая гипотеза H_0 – между значениями твердости в направлении от поверхности в глубь пробы-отливки нет статистически значимых различий, отклоняется для всех поверхностей. Когда $K_\phi = 1,22$ наблюдается статистически значимое изменение твердости по длине и глубине образца (рисунок 4.7 в). Данный факт объясняется попаданием индентора в область дендритных кристаллитов с близкой к монокристаллическому строению структурой. При статистическом анализе были удалены замеры с критически низкой твердостью (рисунок 4.8 а, б).

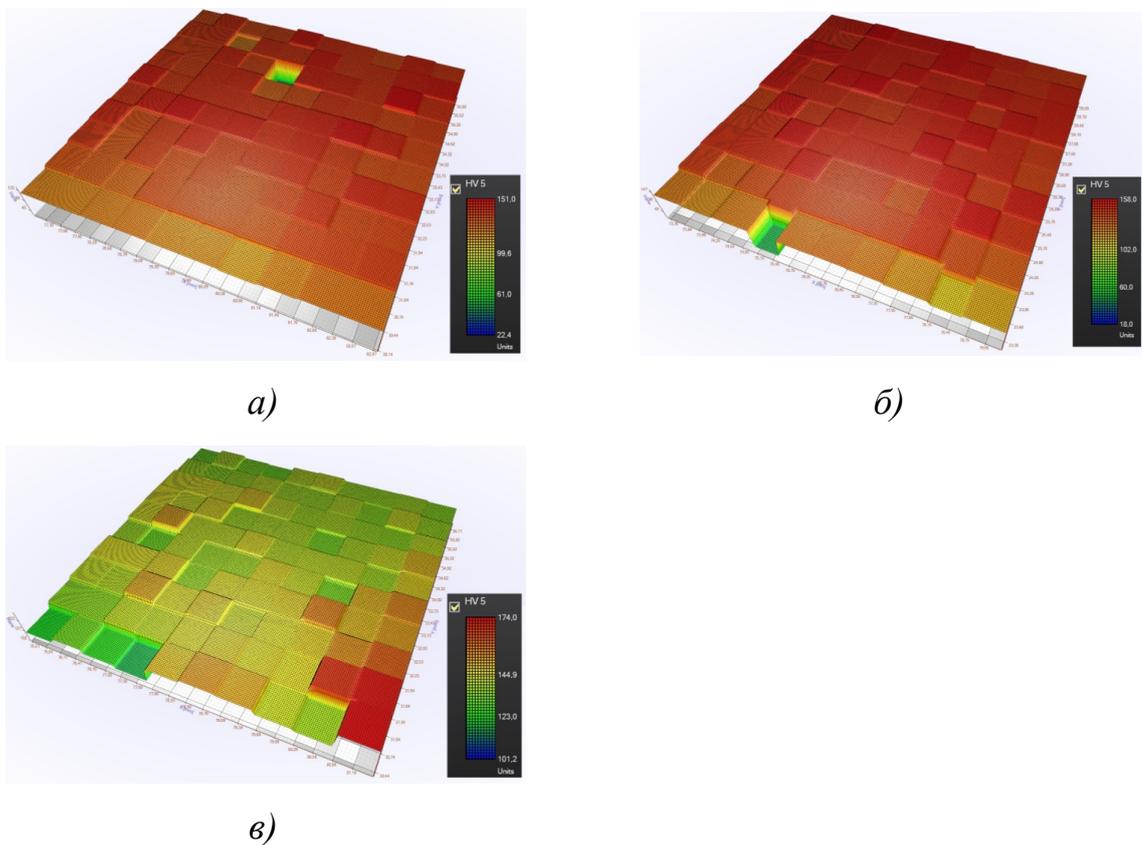


Рисунок 4.7 – Диаграммы распределения твердости в приповерхностной зоне отливок с различным микрорельефом: а – $K_\phi = 1.15$; б – $K_\phi = 1.41$; в – $K_\phi = 1.22$

Как показало изучение протоколов испытаний образцов, в определенных точках замера на образцах присутствовали дефекты строения в виде пор (рисунок 4.8,

a) или попадания индентора в границу исследуемого образца (рисунок 4.8, *б)*). Данные «дефектные» точки не учитывались при статистической обработке.



Рисунок 4.8 – «Дефектные» точки замера твердости на диаграммах (образцы не травлены, $\times 20$)

Дополнительный анализ данных, полученных на основании статистической обработки (таблица 4.4), позволил построить графики распределения твердости в глубину от поверхности литых образцов (рисунок 4.9).

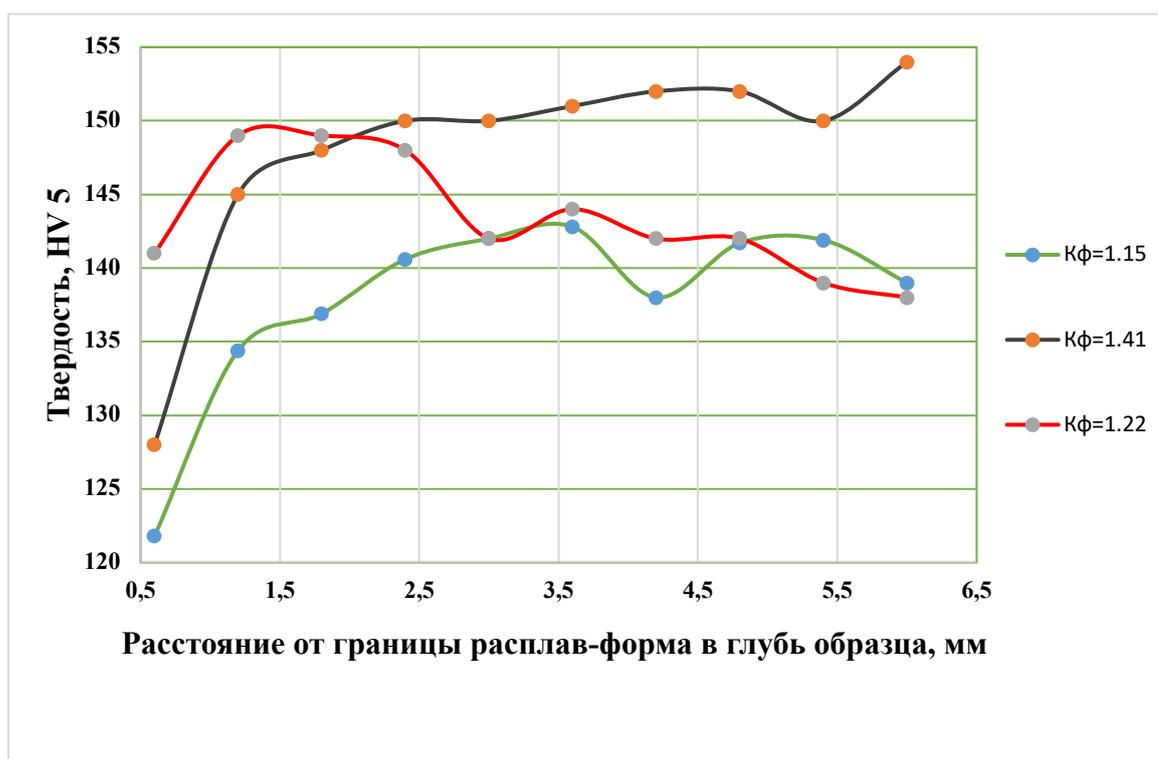


Рисунок 4.9 – Графики распределения средней твердости в глубину литых образцов с различным микрорельефом поверхности

Как видно из анализа графиков распределения твердости (рисунок 4.9) и диаграмм распределения твердости в поверхностной зоне (рисунок 4.7) наблюдаются идентичные закономерности распределения твердости для формы «обычного»

микрорельефа ($K_{\phi} = 1,15$) и формы с микрорельефом, полученным при использовании в основе функционального покрытия хромитового песка фракции 0,4 мм ($K_{\phi} = 1,41$). От поверхности в глубину средняя твердость постепенно возрастает. При этом средняя твердость стали в поверхностной зоне образца для формы с $K_{\phi} = 1,41$ от 10 до 20 ед. HV 5 больше, чем на образце, полученном в форме с $K_{\phi} = 1,15$. Противоположная картина наблюдается на образце, полученном в форме с $K_{\phi} = 1,22$ при использовании хромитового песка фракции 0,2 мм. В приповерхностном слое она максимальна ~ 150 HV 5 и в последующем в глубину постепенно уменьшается, достигая средних значений для образца, полученного в «обычную» форму. Изменения твердости обусловлены изменением структуры.

Таблица 4.4 – Результаты двухфакторного дисперсионного анализа изменения твердости HV 5, при уровне значимости $\alpha=0,05$

K_{ϕ}	Фактор	F	k	m	$F_{0,95}$	f_1	f_2	$S_{\text{фактор}}^2$	S_0^2
1,15	A	0,75	9	10	2,06	8	72	10,25	13,66
	B	28,22	9	10	2,01	9	72	385,66	13,66
1,22	A	3,85	9	10	2,06	8	72	212	55,08
	B	2,87	9	10	2,01	9	72	158,49	55,08
1,41	A	0,6	9	10	2,06	8	72	10	16,47
	B	32,8	9	10	2,01	9	72	541,6	16,47

Данное распределение полностью подтверждает вышеизложенное. В обоих случаях при затвердевании на искусственно созданном с помощью хромитового песка микрорельефе твердость в критической приповерхностной зоне, там, где обычно возникают зародыши поверхностных ГТ, будет выше, чем в «обычной» форме.

Таким образом, можно утверждать, что уровень механических свойств в температурном интервале образования ГТ для отливок, закристаллизовавшихся на искусственно созданном микрорельефе при помощи хромитового песка, будет выше,

что скажется на повышении трещиностойчивости и в совокупности позволит эффективно противостоять возникновению поверхностных ГТ в стальных отливках.

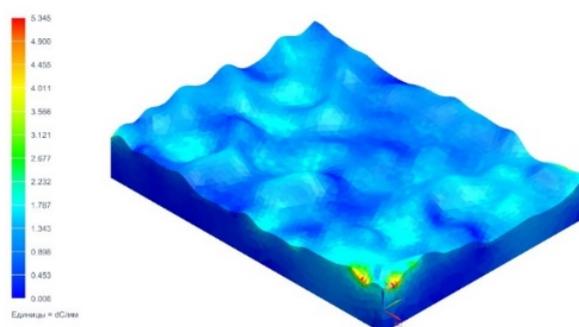
4.5 Обоснование влияния микрорельефа поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы на структуру стали в поверхностной зоне отливки

С целью теоретического обоснования полученных результатов оценим влияние различных факторов на процесс кристаллизации. Различия в наблюдаемых структурах обусловлены, в первую очередь, степенью переохлаждения, которая возникает в пристеночной зоне в первоначальный момент кристаллизации расплава.

В свою очередь, на величину переохлаждения оказывает влияние микрорельеф поверхности [52, 139]. Наличие на поверхности вершин и впадин приводит к возникновению флуктуаций переохлаждения, которые формируют геометрически сложное температурное поле, который оказывает непосредственное воздействие на зародышеобразование первичных кристаллитов, что подтверждается результатами моделирования процессов теплопереноса на границе «расплав-покрытие» (рисунок 4.10) [125]. Для моделирования на этом этапе исследований использовали трехмерные модели (рисунок 2.11–2.13), полученные методом объемной реконструкции.

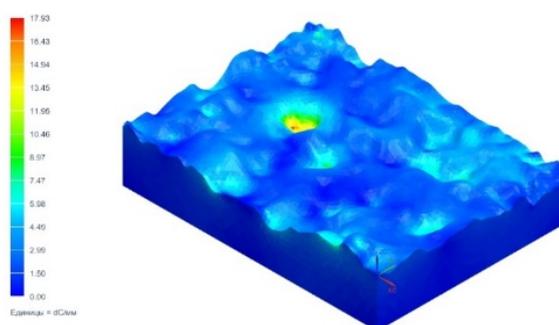
Распределение температурных флуктуаций, инициирующих переохлаждение, необходимое на начальной стадии зародышеобразования, связано с геометрией поверхности. Из анализа распределения градиента температур следует, что наибольшее значение данного параметра наблюдается во впадинах, образованных естественным микрорельефом поверхности литейной формы, так как вершины проводят через себя основную долю тепла. По терминологии А.И. Вейника [50] напор температуры, возникающий на поверхности литейной формы, является инициирующим фактором процесса затвердевания.

sol1 - Solution 1 Результат
 Случай напряжения 1, Перекрытие 11, 10 Сек
 Градиент температуры - По элементам, Величина
 Мин.: 0.006, Макс.: 5.345, Единицы: °C/мм



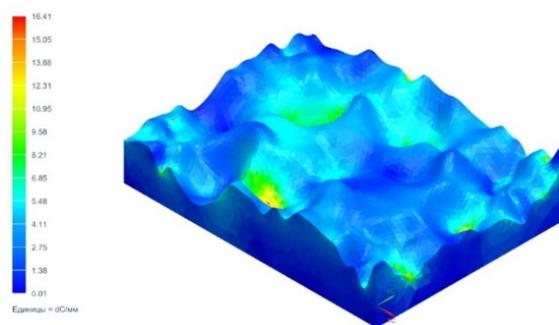
а)

sol1 - Solution 1 Результат
 Случай напряжения 1, Перекрытие 11, 10 Сек
 Градиент температуры - По элементам, Величина
 Мин.: 0.00, Макс.: 17.93, Единицы: °C/мм



б)

sol1 - Solution 1 Результат
 Случай напряжения 1, Перекрытие 11, 10 Сек
 Градиент температуры - По элементам, Величина
 Мин.: 0.01, Макс.: 16.41, Единицы: °C/мм



в)

Рисунок 4.10 – Распределение градиента температур по поверхности в зависимости от микрорельефа: а – $K_{\phi} = 1.15$; б – $K_{\phi} = 1.22$; в – $K_{\phi} = 1.41$

Известно [105], что максимальный градиент температур в начальный момент затвердевания устанавливается на границе раздела «расплав-поверхность литейной формы». Поэтому именно градиент температур определяет величину переохлаждения, инициирующего процесс зародышеобразования в поверхностной зоне отливки. Принято считать, что направление роста кристаллитов в пристеночной зоне

противоположно направлению теплоотвода. Для отливок, имеющих сложную конфигурацию, предсказать направление роста зоны столбчатых (дендритных) кристаллитов является сложной задачей. Исследования, представленные в главе 3, свидетельствуют (рисунок 3.3) о том, что в радиусе отливки направление роста дендритных кристаллитов имеет «веерное» строение, которое способствует реализации механизма образования ГТ. Данные процессы развиваются на макроструктурном уровне, определяемом геометрической формой радиально сопряженных частей отливки. Аналогичные явления, связанные с влиянием микрогеометрии поверхности на рост первичных кристаллитов и ориентацию будут протекать и на мезоуровне, определяющимся микрорельефом поверхности литейной формы в зоне ее контакта с расплавом и формировать разнонаправленную структуру. Именно на данном уровне можно рассматривать процесс затвердевания отливки как дискретное явление зарождения и последующего роста отдельных кристаллов. При таком подходе можно оценить влияние элементов микрорельефа, которые представлены вершинами и впадинами, и разбить исследование на два последовательных этапа. Во-первых, изучить механизм возникновения тепловых флуктуаций, являющихся первопричиной локального переохлаждения расплава, которое в свою очередь, инициирует процесс зародышеобразования в зоне контакта элементов микрорельефа с расплавом. Во-вторых, изучить процесс роста отдельных кристаллитов, в том числе, влияние микрорельефа на направление их роста, что позволит в целом оценить влияние отдельных кристаллитов на формирование структуры в поверхностной зоне отливки, обеспечивающей предотвращение образования поверхностных ГТ в отливках.

Возвращаясь к результатам исследования распределения градиента температур на поверхности в зависимости от микрорельефа (рисунок 4.10), полученных при использовании моделей поверхности литейной формы по методу объемной реконструкции (рисунок 2.11–2.13), необходимо обратить внимание на ряд важных моментов. Во-первых, распределение градиента температур на поверхности «обычной» песчано-глинистой литейной формы (рисунок 4.10, *a*) характеризуется «равномерным температурным полем». На прочих поверхностях литейных форм,

полученных путем нанесения функционального покрытия, наблюдаются отдельные флуктуации во впадинах, образованных микрорельефом поверхности (рисунок 4.10 б), а также цепочки флуктуаций. Во-вторых, сравнительный анализ температурных градиентов, возникающих на поверхности, демонстрирует, что с увеличением K_f величина градиентов возрастает, что оказывает влияние на формирование переохлаждения, возникающего на вершинах микрорельефа.

С целью выработки концепции для теоретического обоснования влияния микрорельефа на процессы фазовых переходов рационально провести сравнение с аналогичными исследованиями. При этом необходимо отметить, что данное явление не было детально исследовано как в отечественной, так и зарубежной литейной практике. Например, в работе [114] приводятся результаты исследования влияния шероховатости поверхности на процессы теплообмена при нагревании воды, органических жидкостей и металлов. Отмечено, что «с точки зрения количественной оценки влияния шероховатости на теплоотдачу наиболее приемлемым является представление об увеличении фактической поверхности теплоотдачи с ростом микрошероховатости, а следовательно, фактическая удельная тепловая нагрузка фактической единицы поверхности будет меньше средней (относительно плоской поверхности), поэтому температурный напор при кипении на шероховатой поверхности будет меньше, как видно из схемы» [114] (рисунок 4.11).

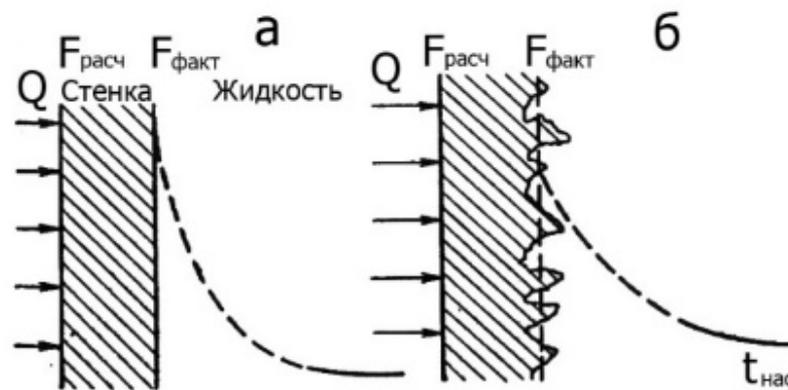


Рисунок 4.11 – Характер изменения температур вблизи стенки: а – идеально

гладкой: $F_{\text{факт}} = F_{\text{расч}}; \frac{Q}{F_{\text{расч}}} = \frac{Q}{F_{\text{факт}}}; \Delta t_{\text{факт}} = \Delta t_{\text{расч}}; б – \text{шероховатой: } F_{\text{факт}} >$

$$F_{\text{расч}}; \frac{Q}{F_{\text{расч}}} < \frac{Q}{F_{\text{факт}}}; \Delta t_{\text{факт}} \neq \Delta t_{\text{расч}} [114]$$

Различие температурного напора определяет различие в коэффициенте теплоотдачи – основной характеристике теплообмена [114]. Таким образом, основное направление при изучении влияния рельефных поверхностей на процессы, связанные с фазовыми переходами, связано с изучением условий теплообмена, обусловленных изменением, площади контакта.

Необходимо отметить ряд отличительных особенностей, оказывающих влияния на теплообмен в зоне контакта расплав – функциональное покрытие. Основой для функционального покрытия является хромитовый песок, который обладает определенными специфическими свойствами, оказывающими влияния на контактное взаимодействие расплава с поверхностью литейной формы, на которую нанесено функциональное покрытие. Одним из наиболее существенных факторов, оказывающих влияние на условия контактного теплообмена, является ограниченная смачиваемость хромита расплавом.

В работе [46] И.В. Василевский обобщил свои исследования в области смачиваемости различных материалов, которые часто применяются в качестве основы для противопригарных покрытий. По результатам его исследований хромит имеет один из наиболее низких краевых углов смачивания ($\theta = [50^\circ; 100^\circ]$) при контакте с расплавом железа. Для сравнения краевой угол смачивания для кварцевого песка ($\theta = [100^\circ; 130^\circ]$). На изменение краевого угла смачивания, по экспертному мнению, И.В. Василевского, оказывают влияние состав газовой атмосферы, продолжительность контакта и что наиболее важно зерновой состав песка.

Поэтому при оценке влияния хромитового песка различных фракций на процессы кристаллизации в поверхностной зоне стальных отливок необходимо прежде всего учесть специфическое взаимодействие хромита с расплавом стали. Из многочисленных работ [199, 37, 145] известно, что хромит имеет низкую смачиваемость и вблизи температуры 1100 °С образует плотную корку, которая препятствует образованию фаялита, что предотвращает проникновение жидких оксидов железа и кремния в поры формы. При последующей очистке отливок корка легко отделяется от поверхности. Данное свойство хромитового песка используется для

предотвращения пригара на массивных стальных отливках, к которым относятся и изучаемые в рамках данного исследования отливки. При этом многие исследователи отмечают, что при создании покрытия на основе хромита важно не допускать перемешивания хромитового песка с кварцевым, т. к. в этом случае возрастает риск образования пригара на отливках из-за образования Fe_2SiO_4 и оксидов железа. Проведённые в ходе исследований экспериментальные и опытно-промышленные работы, доказали, что в местах нанесения функционального покрытия трудноотделимого пригара не образуется. Учитывая данный факт (отсутствие открытой пористости и как таковых капиллярных явлений), нельзя использовать подход к оценке физических процессов, протекающих в покрытиях литейных форм, основанный на определении движения жидкости в капиллярно-пористых телах из зернистых материалов [180, 81, 47]. Еще одно важное свойство, это высокие теплофизические свойства хромита, оказывающие влияние на контактный теплообмен на границе «расплав – литейная форма».

Можно сделать предварительный вывод о том, что обоснование влияния различной степени микрорельефа на процессы кристаллизации в поверхностной зоне отливок необходимо вести с точки зрения описания теплофизических процессов, протекающих на поверхности раздела «расплав – поверхность литейной формы», с учетом специфических свойств хромитового песка, являющегося основой функционального покрытия.

Обобщая приведенные ранее данные, можно отметить, что на величину переохлаждения расплава в пристеночной зоне оказывают влияние два фактора, которые связаны с микрорельефом поверхности формы:

- 1) геометрический фактор, обусловленный наличием микрорельефа, представленного сочетанием вершин и впадин, которые при ограниченной смачиваемости хромита расплавом стали будут дискретно в локальных зонах контакта взаимодействовать с кристаллизующимся расплавом (рисунок 4.12), что обуславливает формирование контактного теплообмена с зонами теплового сопротивления в системе

расплав – литейная форма и приводит к появлению тепловых флуктуаций при охлаждении на вершинах микрорельефа (рисунок 4.10).

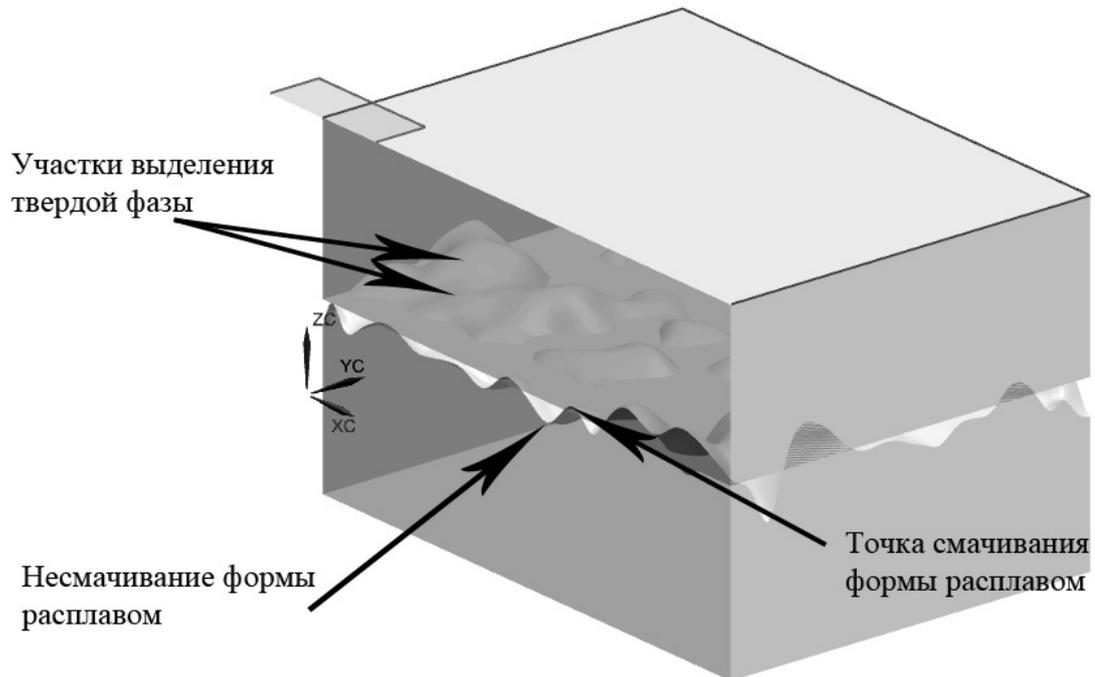


Рисунок 4.12 – Схемы, объясняющая образование теплового сопротивления при неполном смачивании расплавом поверхности рабочей полости литейной формы

Только в условиях создания теплового сопротивления по впадинам, удастся подавить зародышеобразование в углублениях микрорельефа, где нет контакта с зернами хромита, который выступает в качестве подложек для гетерогенного зародышеобразования, как следствие в таких локальных объемах не может развиваться данный тип зародышеобразования;

2) теплофизический фактор, который заключается в использовании для создания искусственного микрорельефа хромитового песка, обладающего высокой теплоаккумулирующей способностью, теплопроводностью и ограниченной смачиваемостью.

Повышение сопротивления тепловому потоку в местах контакта вершин шероховатой поверхности обусловлено меньшей теплопроводностью газовой прослойки, которая возникает во впадинах при неполном смачивании шероховатой поверхности (рисунок 4.13 а).

При кристаллизации теплоотвод будет осуществляться через точки контакта расплава с выступающими элементами микропрофиля шероховатой поверхности, т. е. вершины.

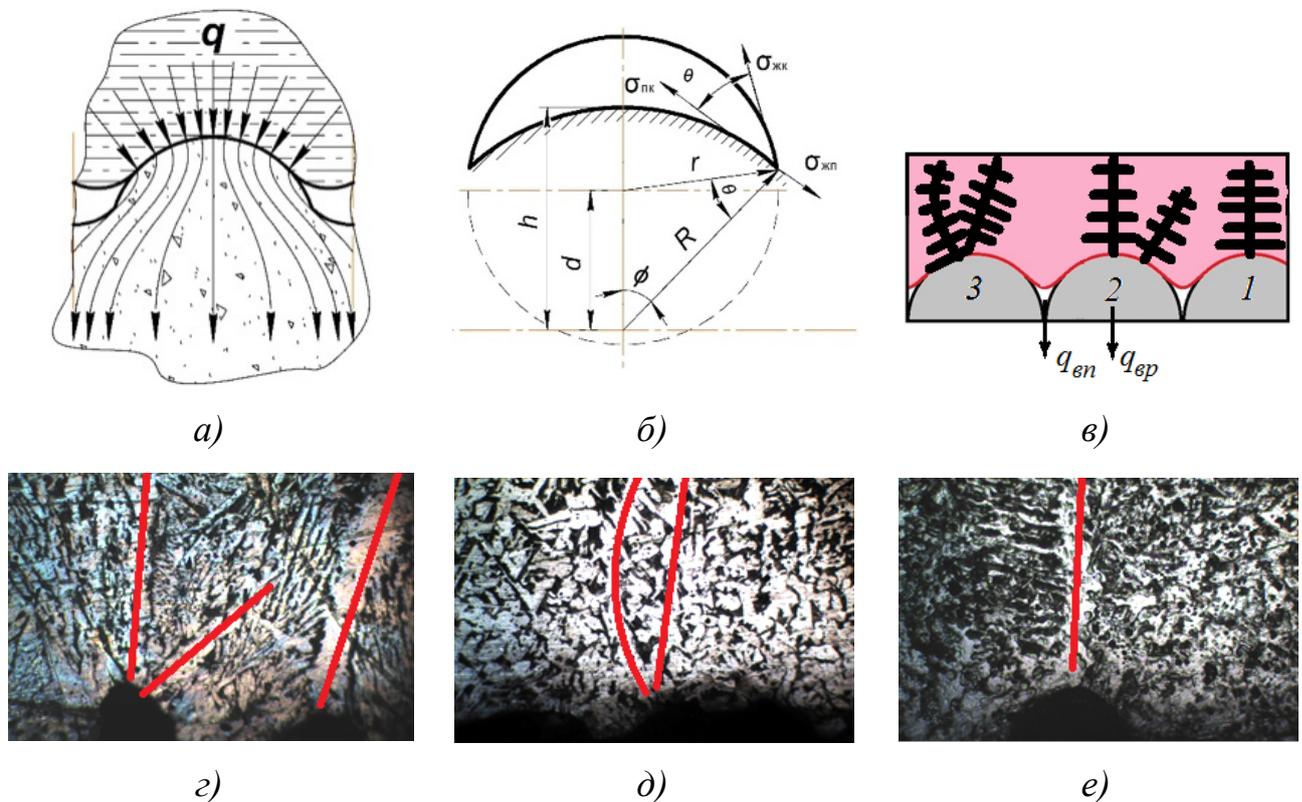


Рисунок 4.13 – Схемы: а – образования зон контакта расплава стали и вершинами функционального покрытия, с учетом низкой смачиваемости расплавом хромита и распределение линий теплового потока, направленного от расплава в форму, возникающих при контактном теплообмене на границе «расплав – форма»; б – механизма образования кристаллической фазы на единичной условно сферической поверхности зерна хромитового песка; в – роста и ориентации кристаллитов на зернах хромитового песка; г – единственный кристаллит (позиция 1 на схеме – в); д – два кристаллита (слева) на одной вершине – «веерное» расположение (позиция 2 на схеме – в); е – сдвоенный кристалл, выросший из одного зародыша (позиция 3 на схеме – в)

Таким образом, тепловой поток q через вершины будет выше, чем через впадины, по причине теплового сопротивления, обусловленного существованием газовой прослойки во впадинах.

Микрорельеф поверхности литейной формы будет способствовать отклонению направления теплового потока от нормали к поверхности контакта, особенно в вершинах (рисунок 4.14).

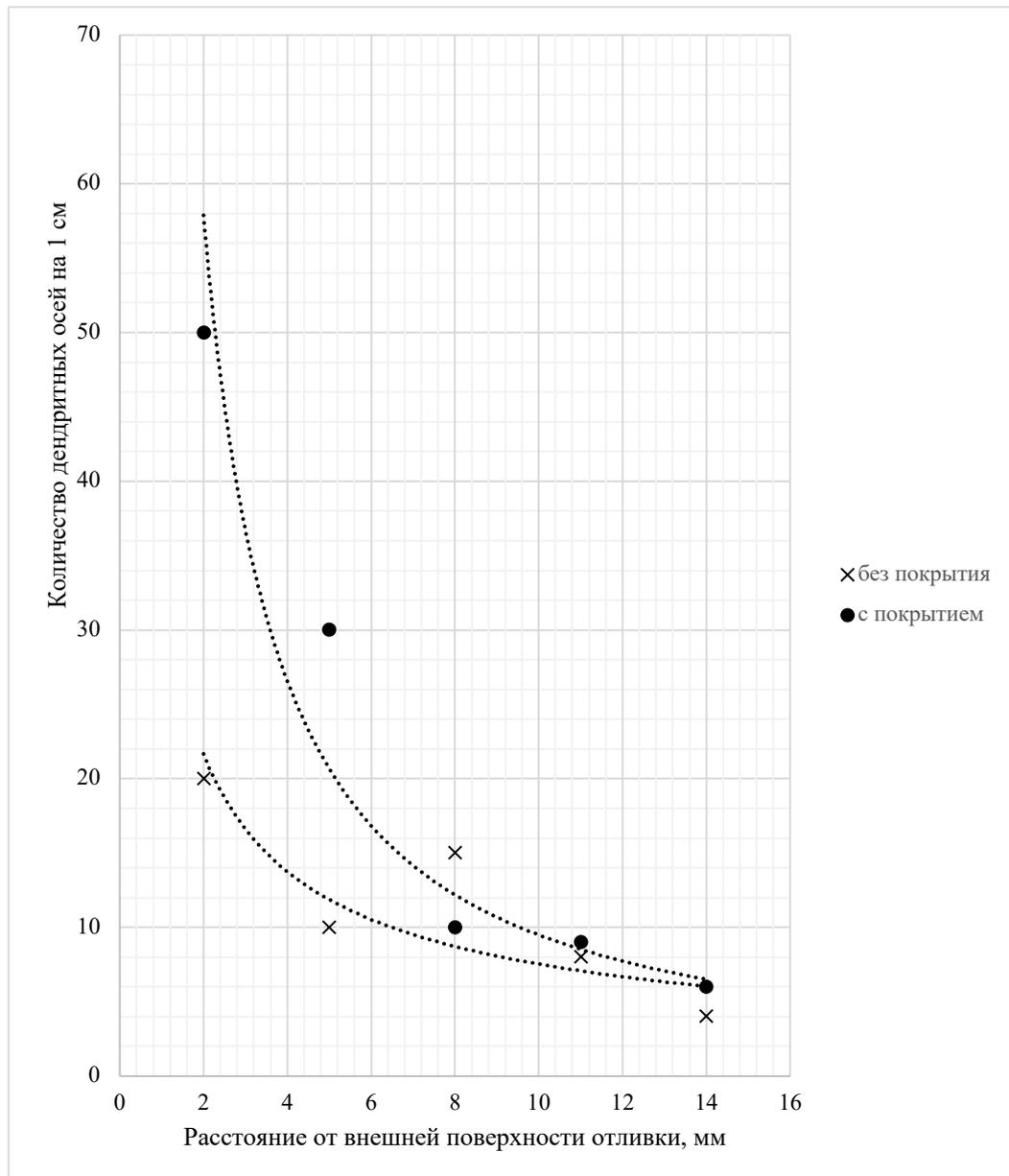


Рисунок 4.14 – Уменьшение количества дендритных осей главного направления роста в зависимости от расстояния от внешней поверхности

Это значительно изменяет конфигурацию температурного поля, которое вблизи поверхности раздела будет повторять профиль микрорельефа поверхности литейной формы, что приводит к значительно более выраженному проявлению механизма выклинивания дендритов в поверхностной зоне отливки, при использовании функционального покрытия с K_f равным 1,22 (рисунок 4.15).

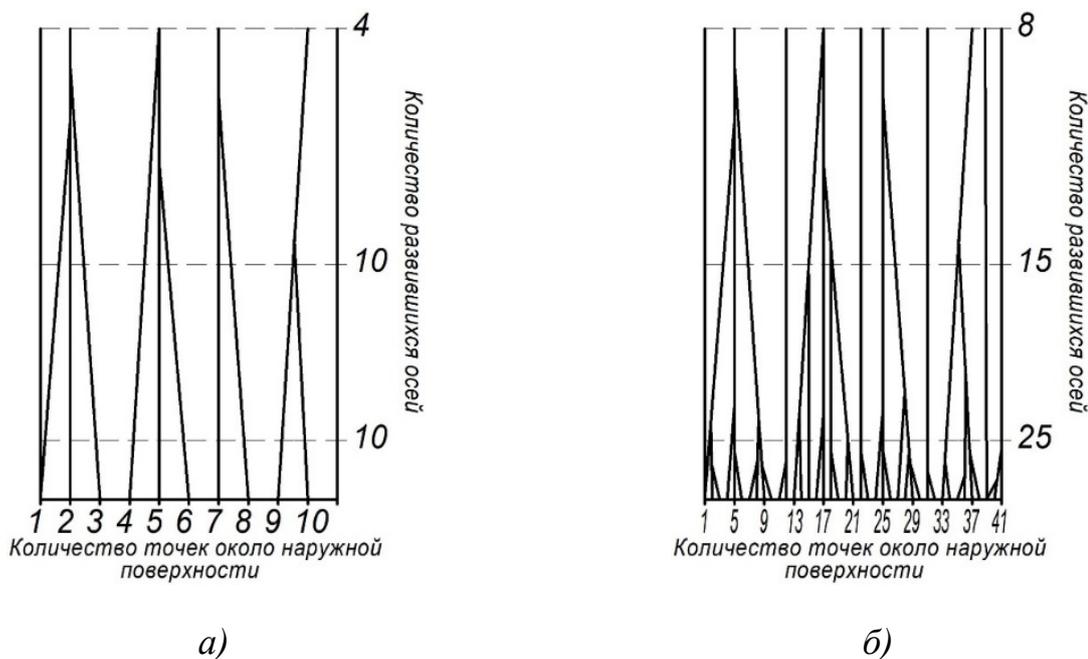


Рисунок 4.15 – Графическое изображение, иллюстрирующее выклинивание столбчатых дендритных кристаллов при кристаллизации (по терминологии Н.И. Хворина [224])

С точки зрения оценки процессов кристаллизации, протекающих на мезоуровне, наибольший интерес вызывает вопрос, связанный с ростом дендритных кристаллитов в схемах с искусственно созданным микрорельефом. Как известно [68], общее переохлаждение ΔT , возникающее на межфазной границе, формируется из нескольких слагаемых:

$$\Delta T = \Delta T_T + \Delta T_C + \Delta T_r, \quad (4.3)$$

где ΔT_T – термическое, К;

ΔT_C – концентрационное, К;

ΔT_r – капиллярное переохлаждения вблизи вершины растущего дендрита, К.

Термическое и концентрационное переохлаждения возникают вокруг растущих кристаллитов и определяются наличием температурных и концентрационных полей вокруг них. Аналогичные поля, как показывают исследования, возникают и на элементах микрорельефа поверхности (вершинах), которые могут, быть экстраполированы на элементы структуры, а именно на вершины растущих дендритов по

теории подобия, в части её применения к пограничному слою твердого тела, омываемого жидкостью [129, 204].

Наибольший интерес с точки зрения оценки влияния геометрических факторов функционального покрытия на структурообразование представляет капиллярное переохлаждение, которое возникает на вершине дендрита и значительно зависит от его радиуса r [97]:

$$\Delta T_r = \frac{\sigma T_{лик}}{r \rho q_{кр}}, \quad (4.4)$$

где ΔT_r – капиллярное переохлаждение, К;

σ – поверхностное натяжение на межфазной границе, Дж/м²;

$T_{лик}$ – температура ликвидус, К;

ρ – плотность сплава, кг/м³;

$Q_{кр}$ – удельная теплота кристаллизации сплава, Дж/кг.

Для практических расчетов оценки влияния капиллярного переохлаждения необходимо знать диапазон значений радиуса вершины дендрита, который зарождается на элементах микрорельефа (для случая фракции хромитового песка 0,2 мм) или непосредственно в расплаве в поверхностной зоне затвердевающей отливки (для фракции песка 0,4 мм). Прямые экспериментальные методы не позволяют определить данный параметр, т. к. любое экспериментальное вмешательство будет оказывать влияние на температурное поле и тем самым изменять условия зародышеобразования. Поэтому для определения радиуса вершины дендрита использовали результаты собственных экспериментов и литературные данные.

Примем радиус (r) кристаллического зародыша, образующегося в поверхностной зоне отливки на функциональных покрытиях, полученных из хромитового песка разных фракций, величиной в некотором диапазоне. Для определения диапазона кристаллического зародыша используем результаты микроструктурного анализа, а также теоретические предпосылки. Как следует из анализа изображений микроструктур дендритов, выросших на зернах хромитового песка диаметр их основания незначительно отличается во всех случаях и может быть определен из отношения его к геометрическим размерам хромитовых зерен, на которых он

сформировался. Учитывая, что все представленные на фотографиях микроструктуры (рисунок 4.6 *г – е*) – примеры зародышеобразования кристаллитов, непосредственно образовавшихся на элементах микрорельефа с фракцией 0,2 мм, можно определить максимальный диаметр вершины дендрита. При этом исходим из предположения, что средний размер отдельных зерен песка не превышает размеры указанной фракции. Замеры показали, что радиус основания кристаллита не превышает $0,3D$, где D – диаметр зерна, на которой вырос дендрит. Другой способ определения значения радиуса дендрита заключается в определении данного параметра пропорциональным расстоянию между ветвями дендритов первого порядка [97]. При таком подходе используем известные значения расстояний между ветвями дендритов (λ_2), определенные также по фотографиям микроструктур, закаленных от температур затвердевания сталей, представленных в справочном пособии [247]. Таким образом усредненный максимальный радиус кристаллита r_{\max} равен 60 $\mu\text{м}$.

При определении минимальных значений исходим из следующих предположений, что минимальные значения вершины растущего дендрита будут стремиться к радиусу критического зародыша, т. е. $r_{\min} \rightarrow r_{\text{кр}}$. При этом, как известно из теории затвердевания сплавов [69, 97, 226], величина критического зародыша уменьшается при увеличении переохлаждения, а в условиях использования функционального покрытия, предназначенного для управления процессами структурообразования, предсказать минимальное значение критического радиуса не представляется возможным. В связи с тем, что при определенных условиях затвердевания (высоких скоростях охлаждения в начальный момент затвердевания и значительных переохлаждениях) минимальный размер критических зародышей может составлять несколько сотен атомов, имеющих конфигурацию близкую к кристаллическому строению [83, 99, 129].

Величина переохлаждения и скорость охлаждения существенно зависят от площади поверхности, а как было ранее доказано, применение хромитового песка различных фракции приводит и к изменению теплофизических характеристик в начальный момент взаимодействия расплава с функциональным покрытием

литейной формы. Как известно [82], увеличение скорости охлаждения приводит к росту величины переохлаждения, дополнительное увеличение которого, как будет показано ниже, достигается возрастающей ролью капиллярного переохлаждения ΔT_r . Увеличение переохлаждения приводит к уменьшению радиуса зародыша кристаллической фазы, зарождающейся на зернах хромитового песка. Таким образом, радиус кристаллического зародыша, возникшего в расплаве поверхностной зоны отливки, с нанесенным функциональным покрытием на базе хромитового песка фракции 0,4 мм, будет всегда меньше, чем для фракции песка 0,2 мм, что подтверждается результатами микроструктурного анализа (рисунок 4.6).

Исходя из вышесказанного примем минимальное значение для вершины зарождающегося кристаллита r_{\min} равного 10 мкм, а в последующих расчетах будем учитывать изменения радиуса кристаллита в диапазоне значений r от 10 до 60 мкм.

В общем случае капиллярное переохлаждение может быть определено по формуле [129]:

$$\Delta T_r = K\Gamma, \quad (4.5)$$

где Γ - коэффициент Гиббса-Томсона, для фазы Fe_8 , кристаллиты которой выделяются первично при затвердевании стали 20ГЛ, $\Gamma = 1,9 \cdot 10^{-7} \text{ К} \cdot \text{м}$;

K – кривизна, которая может быть определена, как отношение изменения площади S к объему V элемента поверхности:

$$K = \frac{dS}{dV} = \frac{1}{r_{\max}} + \frac{1}{r_{\min}}, \quad (4.6)$$

где r_{\max} и r_{\min} – главные радиусы кривизны, которые определяются максимальными и минимальными радиусами, присущими криволинейной поверхности, м.

Полная кривизна сферической поверхности равна $2/r$, следовательно:

$$\Delta T_r = \frac{2\Gamma}{r}. \quad (4.7)$$

Объяснить влияние микрорельефа поверхности литейной формы можно отчасти капиллярным эффектом Гиббса-Томсона, который будет усиливать свое влияние с уменьшением радиуса зародыша кристаллической фазы, зарождающегося

на элементах микрорельефа. Влияние радиуса кристаллического зародыша на изменение капиллярного переохлаждения приведено в виде графической зависимости для ранее обоснованного диапазона радиусов кристаллической фазы (рисунок 4.16).

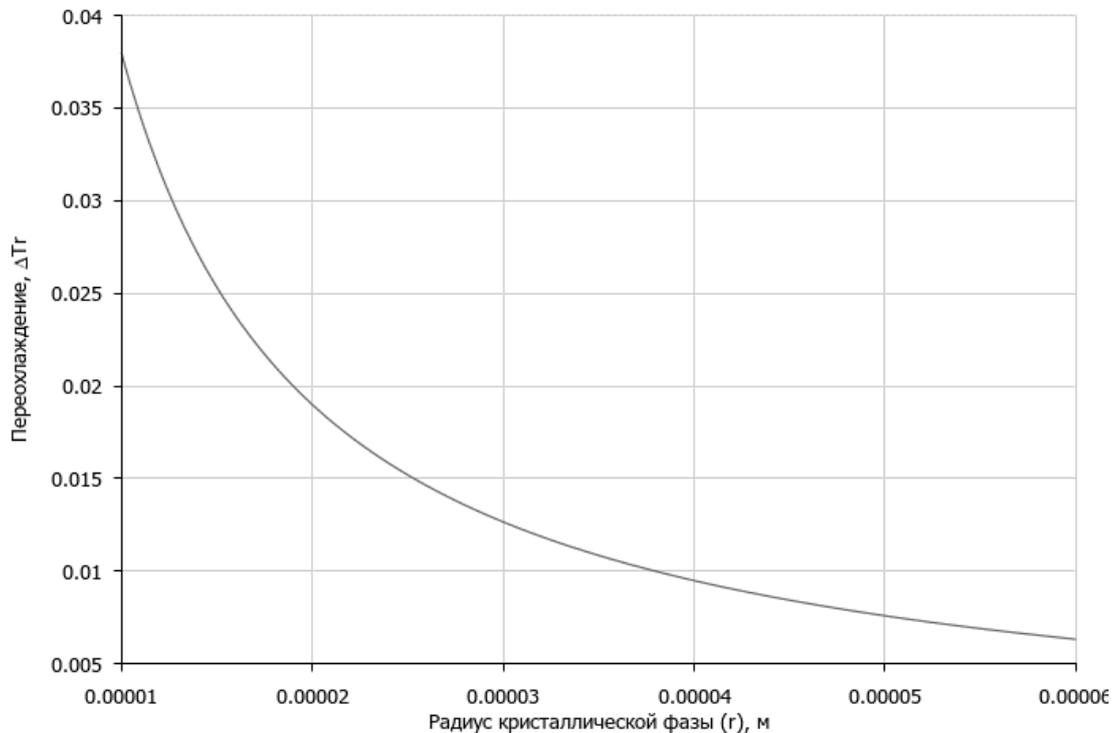


Рисунок 4.16 – Зависимость влияния радиуса кристаллической фазы на капиллярное переохлаждение, возникающее перед растущим кристаллом

Как следует из представленной закономерности, с уменьшением радиуса кристаллической фазы будет возрастать значение капиллярного переохлаждения ΔT_r . С другой стороны, как ранее было отмечено, радиус критического зародыша уменьшается при увеличении термического переохлаждения ΔT_t , которое определяется, более интенсивным теплоотводом для фракции хромитового песка 0,4 мм.

В таких условиях при уменьшении размеров кристаллической фазы будет наблюдаться увеличение значения капиллярного переохлаждения ΔT_r и повлияет на увеличение общего переохлаждения ΔT . Именно этим можно объяснить образование переохлаждения ΔT на кривых охлаждения, полученных при замере температур в поверхностной зоне отливок с функциональным покрытием на основе хромитового песка фракции 0,4 мм (рисунок 4.17 – $K_\phi=1,41$).

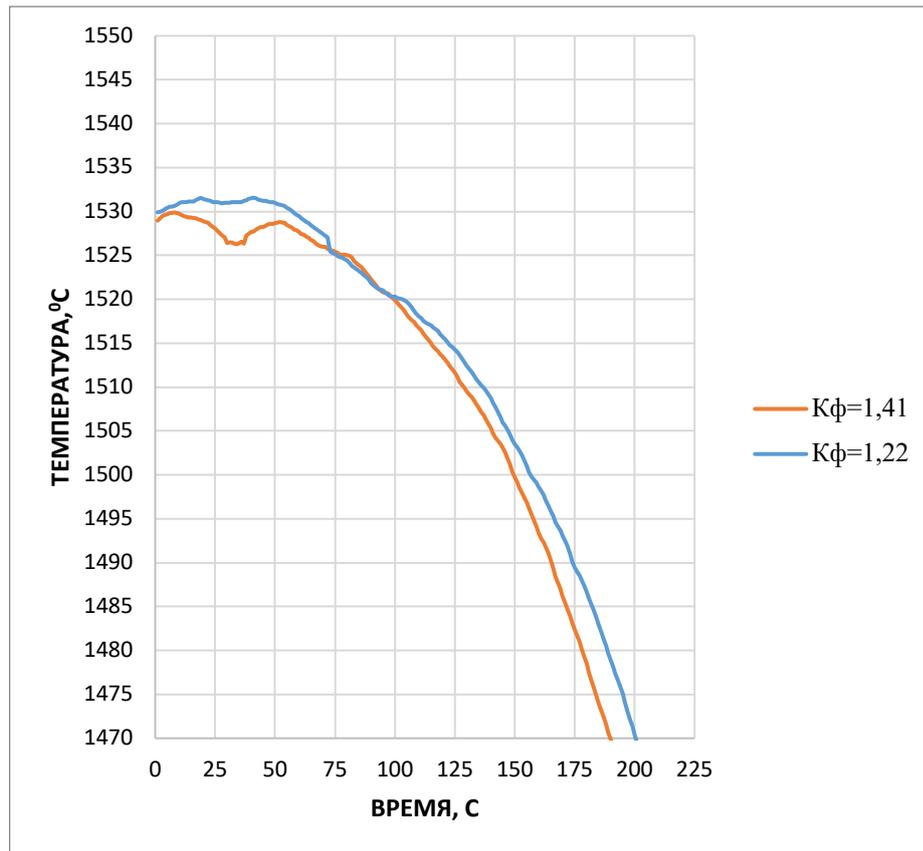


Рисунок 4.17 – Термические кривые, полученные по результатам замера температур в пристеночной зоне стальных проб-отливок

Таким образом, можно сделать вывод, что предложенное теоретическое обоснование полностью подтверждает результаты эксперимента.

Изучим особенности формирования мелкодисперсной разнонаправленной структуры на поверхности функционального покрытия. Образование зародыша дендрита на элементах микрорельефа с $K_{\phi}=1,22$ может быть представлено как частный случай образования кристаллической фазы на сферической поверхности. В соответствии с представленной моделью (рисунок 4.13, б) рассчитаем площадь контакта зарождающейся кристаллической фазы с условно сферическим зерном хромита.

Расстояние между центрами условно сферического зерна хромита и зародышем кристаллической фазы можно найти по формуле:

$$d = \sqrt{r^2 + R^2 - 2rR\cos\theta}, \quad (4.8)$$

где r – радиус кристаллического зародыша, м;

R – радиус зерна хромита, м.

Косинус угла ϕ в вершине конуса основания поверхности взаимодействия кристаллической фазы с зерном хромитового песка:

$$\cos\phi = \frac{R - r\cos\theta}{d}. \quad (4.9)$$

Определим высоту h сферического сегмента, определяющего площадь взаимодействия образующегося кристаллического зародыша с подложкой в виде условно сферическим зерном хромитового песка S :

$$h = R(1 - \cos\phi), \quad (4.10)$$

где h - высота сферического сегмента, м

$$S = 2\pi Rh = 2\pi R^2 \left(1 - \frac{R - r\cos\theta}{\sqrt{r^2 + R^2 - 2rR\cos\theta}} \right). \quad (4.11)$$

Определим, как изменяется площадь образующейся в начальный момент затвердевания кристаллической фазы с вершинами функционального покрытия для хромитового песка разных фракций. Для расчета используем среднее значение показателя краевого угла смачивания хромитового песка, определенного в работе И.В. Василевского θ , равного 75° [46]. Таким образом, при прочих равных условиях наиболее существенное влияние на площадь взаимодействия образующегося зародыша дендрита с подложкой в виде условно сферического зерна хромита оказывает радиус кристаллической фазы r . Как следует из соотношения радиусов условно сферического зерна хромитового песка R и радиуса кристаллического зародыша r , возникающего на данном зерне, возможна реализация различных схем их образования, которая оказывает влияние на формирование требуемой структуры в поверхностной зоне стальных отливок. Рассмотрим возможные случаи формирования первичных кристаллитов на вершинах микрорельефа, образованного функциональным покрытием с $K_\phi = 1,22$. На рисунке 4.13 *в, з, е* также представлен случай роста одиночного кристаллита на вершине зерна хромитового песка (вершина справа, схема 1). Такие случаи, в соответствии с рисунком 4.18 (для R равного 0,1 мм), возможны только при сравнительно больших значениях радиусов кристаллических зародышей, формирующихся в начальный момент на зернах хромитового песка.

Величина капиллярного переохлаждения ΔT_r для больших значений радиусов кристаллической фазы имеет сравнительно низкие значения. Поэтому образование и рост таких крупных кристаллитов возможен только при условии достаточного выделения тепла путем замедленного теплоотвода, который инициирует образование крупных кристаллитов.

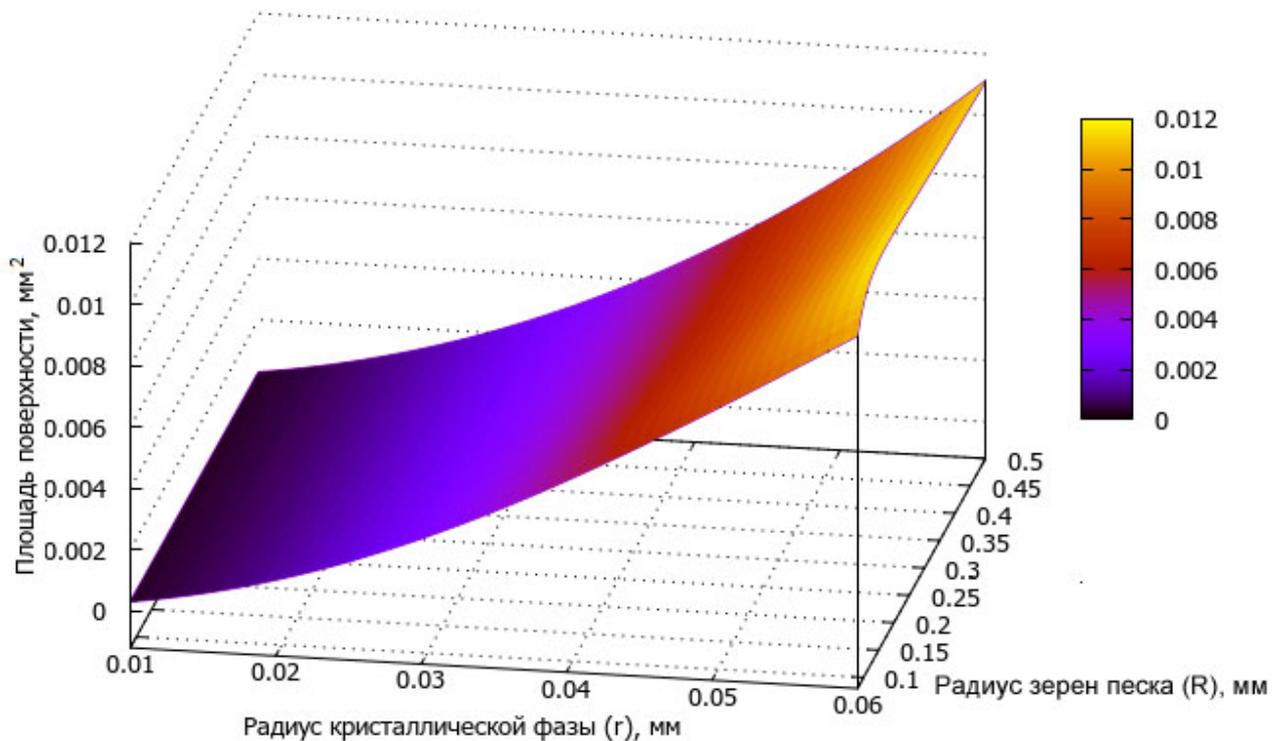


Рисунок 4.18 – Изменение площади S поверхности кристаллического зародыша радиуса r , образующегося на условно сферическом зерне хромитового песка радиуса R

Кроме выделения одиночных крупных кристаллитов на зернах хромитового песка, среди изученных микроструктур поверхностного слоя отливок встречаются случаи зарождения и роста двух отдельных кристаллитов (рисунок 4.13 *з* (слева) или сдвоенных кристаллитов (рисунок 4.13 *д*). При этом реализуются два различных механизма роста. В первом случае, вначале на хромитовых зернах зарождаются по гетерогенному механизму зародышеобразования кристаллиты, растущие в направлении противоположном теплоотводу, а далее на свободной поверхности хромита возникают кристаллиты, ориентационное направление которых, определяется влиянием ранее выросшего соседнего первичного кристаллита (рисунок

4.13 в – схема 2). Вторичные кристаллиты имеют небольшие размеры, что объясняется ограничениями, накладываемыми на их рост смежными кристаллитами, выросшими от расположенных рядом вершин хромитовых зерен (рисунок 4.13 г – кристаллит справа).

Второй случай одновременного роста двух кристаллов (рисунок 4.13 д, в – схема 3) является классическим примером роста кристаллитов в поверхностной зоне, описанной Н.И. Хвориновым [224]. Зарождение нового соседнего кристаллита на зерне хромита в этом случае происходит от ранее сформировавшейся ветви второго порядка первичного дендрита. Вновь образованный соседний вторичный кристалл представляет собой кристаллическое ответвление первичного кристалла. Такой механизм возможен только в случае отклонения первичного кристаллита от ортогонального направления роста, т. е. первичной дезориентации кристаллитов по отношению к направлению главного теплоотвода. Как следует из примера (рисунок 4.13, д), такой сдвоенный кристаллит вырос на крупном агломерате зерен хромита, что повлекло за собой изменение направления теплоотвода, из-за кривизны поверхности функционального покрытия.

Анализируя рассмотренные выше механизмы кристаллообразования и схемы образования кристаллитов, необходимо отметить, что «веерная» структура, реализованная на условно меньшем масштабе, соответствующая схеме 2 (рисунок 4.13, в), предпочтительна для образования требуемой мелкодисперсной разнонаправленной структуры в поверхностной зоне отливки. Именно поэтому при внедрении в производство выбор функционального покрытия был сделан в пользу фракции хромитового песка 0,2 мм, которое в отливках большой массы и сложной конфигурации обеспечивает формирование заданной структуры непосредственно в поверхностной зоне стальных отливок ответственного назначения.

Отличие функционального покрытия, полученного на хромитовом песке фракции 0,4 мм, заключается в том, что при его использовании происходит образование зоны мелкодисперсных кристаллитов в области непосредственного контакта металла с песчано-глинистой литейной формой. Это обеспечивается за счет более интенсивного теплоотвода, что изменяет процесс кристаллизации, способствуя

образованию более мелких зародышей кристаллитов в поверхностной зоне затвердевающей отливки. Как ранее было доказано, на вершинах микрорельефа, образованного фракцией хромитового песка 0,4 мм, которые непосредственно контактируют с расплавом, кроме преобладающего термического переохлаждения, которое образует температурное поле в начальный момент кристаллизации, будет существовать дополнительное капиллярное переохлаждение, обусловленное геометрическим фактором зарождающейся и растущей кристаллической фазы.

На песке мелкой фракции (0,2 мм, $K_{\phi} = 1,22$) формируется композиционная структура, армированная первичными разнонаправленными кристаллами. Периферия содержит большое количество мелкокристаллических элементов. Такое строение обеспечивает сплаву в температурном интервале образования ГТ повышенный уровень механических свойств и, как следствие, способность сопротивляться образованию поверхностных ГТ.

Для покрытия с фракцией хромитового песка 0,4 мм ($K_{\phi} = 1,41$), образование мелких зародышей кристаллической фазы приводит к возникновению еще одного вида переохлаждения – капиллярного. Таким образом, в зоне отливки, контактирующей непосредственно с функциональным покрытием, нанесенным на поверхность литейной формы, будет образовываться мелкодисперсная структура, которая имеет сравнительно большую протяженность вглубь отливки. Одновременное возникновение двух видов переохлаждения, термического и капиллярного, приводит к возникновению общего переохлаждения ΔT на кривой охлаждения (рисунок 4.17, полученной в поверхностной зоне стальной отливки).

Дополнительным косвенным подтверждением правильности теоретических обоснований является сравнение границ раздела, сформировавшихся на двух различных функциональных покрытиях (рисунок 4.19).

Существенно выраженная разница в строении границы раздела объясняется различными условиями взаимодействия расплава и поверхности литейной формы при разных значениях K_{ϕ} , что, в свою очередь, объясняет различия в строении структуры металла в поверхностной зоне отливок.

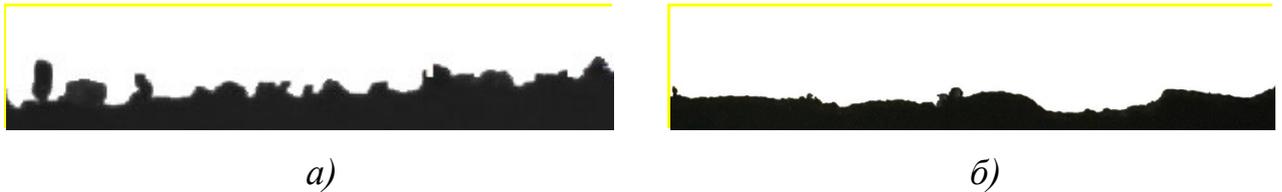


Рисунок 4.19 – Профили поверхностей раздела функциональное покрытие – отливка, полученный в ходе макроструктурных исследований (белое – тело отливки; черное – поверхность литейной формы), $\times 15$: а – на поверхности, $K_{\phi}=1,22$; б – на поверхности, $K_{\phi}=1,41$

На разных профилях возможны различные схемы роста кристаллитов: на профиле поверхности, представленной на рисунке 4.19 а будет наблюдаться зарождение кристаллов непосредственно на поверхности функционального покрытия, вершины зерен песка играют роль подложек для гетерогенного образования зародышей. При этом процесс гетерогенного зародышеобразования, в наибольшей степени, получает развитие на выступающих вершинах. Во впадинах между формой и контактирующим расплавом процесс зародышеобразования будет развиваться медленнее, из-за газового зазора, образующегося в данной зоне.; для поверхности, представленной на рисунке 4.19, б получают развитие процессы кристаллизации, характерные для зарождения кристаллов у поверхности покрытия в объеме расплава. Таким образом, результаты микроструктурного и термического анализа, подтверждают правильность выдвинутых гипотез.

4.6 Расчет линейной скорости кристаллизации отливки в песчано-глинистой форме с функциональным покрытием на основе хромитового песка с учетом значения K_{ϕ}

С целью исследования теплового взаимодействия отливки и формы в процессе затвердевания была разработана расчетная методика, позволяющая определять значение эффективного коэффициента аккумуляции тепла формой с функциональным покрытием, время затвердевания участков отливки и линейную скорость кристаллизации при заданных значениях K_{ϕ} . Для учета двухслойности литейной

формы была использована методика расчета эффективного коэффициента аккумуляции тепла формы $b_{\text{эф}}$ предложенная, проф. А.А. Неуструевым, которая учитывает особенности отвода тепла в ограниченную в тепловом отношении форму [158].

Формализованная схема распределения температуры в песчано-глинистой форме с функциональным покрытием (с учетом $K_{\text{ф}}$ – рисунок 4.20) и соответствующей математической моделью, основанной на одномерном дифференциальном уравнении теплопроводности Фурье, может быть представлена в следующем виде:

$$\frac{\partial T_{\text{п}}(x,\tau)}{\partial \tau} = a_{\text{п}} \frac{\partial^2 T(x,\tau)}{\partial x^2}, 0 < x \leq \delta'_{\text{п}} \quad (4.12)$$

где $\delta'_{\text{п}} = K_{\text{ф}} \delta_{\text{п}}$

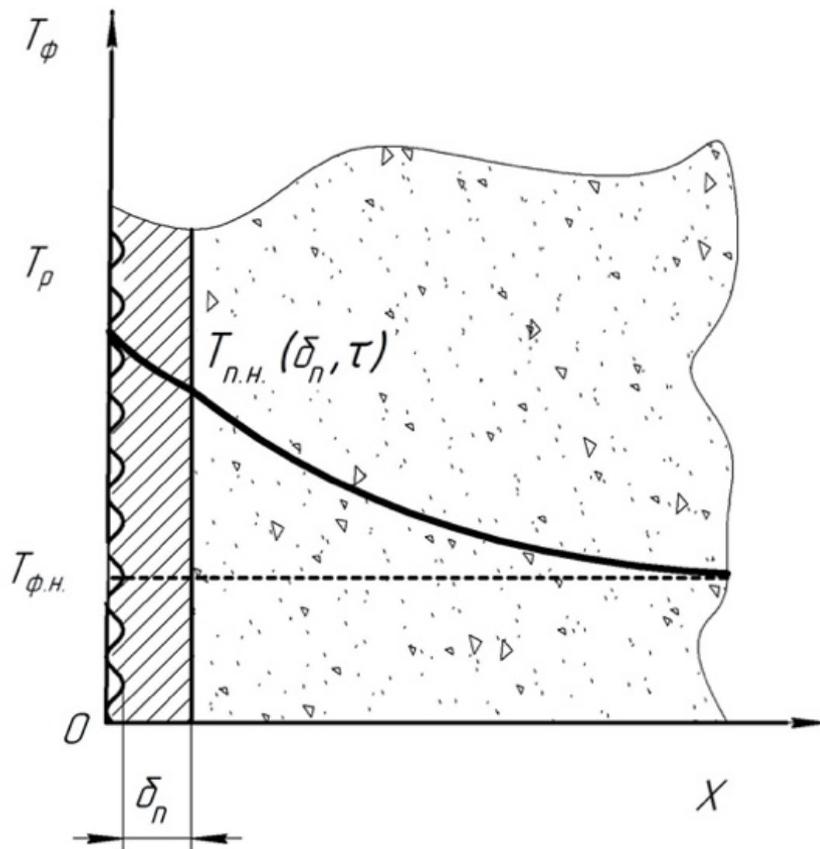


Рисунок 4.20 – Схема распределения температуры в песчаной литейной форме с функциональным покрытием на основе хромитового песка

Начальные условия определяются исходной температурой формы:

$$T_{\text{ф}}(x, 0) = T_{\text{ф.н.}} \quad (4.13)$$

Граничные условия на внутренней поверхности покрытия записываются в виде граничных условий 1-го рода, на наружной 3-го рода:

$$\left. \begin{aligned} T_{\text{п.н.}}(0, \tau) &= T_p; \\ -\lambda_{\text{п}} \frac{\partial T_{\text{п}}(\delta'_{\text{п}}, \tau)}{\partial x} &= \frac{b_{\text{ф}}}{\sqrt{\pi\tau}} [T_{\text{п}}(\delta'_{\text{п}}, \tau) - T_{\text{ф.н.}}] \end{aligned} \right\} \quad (4.14)$$

где $T_{\text{ф.н}}$ —начальная температура формы, К;

T_p — средняя расчетная температура отливки в процессе ее затвердевания, К;

$\lambda_{\text{п}}$ — коэффициент теплопроводности покрытия;

$\delta_{\text{п}}$ — толщина покрытия;

$b_{\text{ф}}$ — коэффициент аккумуляции тепла формы.

Расчёт продолжительности затвердевания массива выполнялся методом итераций, и начинался с определения температуры расплава в конце заполнения формы, по методике [158]. Температура жидкого металла T_k , которая заполнила рассматриваемый узел отливки, является начальной при расчете времени его затвердевания. При этом важно учесть нагрев формы в результате перетекания расплава через рассматриваемый узел:

$$T_k = T_{\text{ф.н}} + \beta (T_{\text{зал}} - T_{\text{ф.н}}) \exp \left(- \frac{b_{\text{ф}}}{c' p' Q (b' + b_{\text{ф}})} \sum_{i=1}^k \alpha_i F_i \right), \quad (4.15)$$

где β — коэффициент, учитывающий влияние протока расплава через

k -й элемент отливки на температуру расплава, заполнившего этот элемент;

$T_{\text{зал}}$ —температура заливки, К;

$b_{\text{ф}}$ —коэффициент аккумуляции тепла формы, Вт·с^{1/2}/(м²·К);

c' — удельная теплоемкость сплава в жидком состоянии, Дж/(кг·К);

p' —плотность сплава в жидком состоянии, кг/м³;

Q —расход расплава при заливке формы, м³/с;

b' —коэффициент аккумуляции тепла жидкого металла, Вт·с^{1/2}/(м²·К);

α_i —конвективный коэффициент теплоотдачи от потока жидкого металла к форме на i -м участке, Вт/(м²·К);

F_i —площадь поверхности i -го участка формы, м².

Исходными данными для выполнения расчетов послужили материалы отливки и формы, геометрические параметры отливки (таблица 4.5)

Таблица 4.5 – Исходные данные для определения продолжительности затвердевания отливки.

Наименование параметра	Обозначение	Значение	Единица измерения	Литературный источник
1	2	3	4	5
Приведенный размер отливки	X_M	0,015..0,0225	м	
Температура ликвидус	$T_{лик}$	1785	К	[168]
Температура солидус	$T_{сол}$	1745	К	[168]
Температура заливки	$T_{зал}$	1853	К	
Температура течения металла	T_k	1823	К	
Начальная температура формы	$T_{ф.н}$	293	К	
Плотность жидкого металла	ρ'_1	7000	кг/м ³	[18]
Плотность твердого металла	ρ_1	7500	кг/м ³	[18]
Удельная теплоемкость жидкого металла отливки	c'_1	840	Дж/(кг·К)	[18]
Удельная теплоемкость твердого металла отливки	c_1	753	Дж/(кг·К)	[18]
Удельная теплота кристаллизации сплава	$q_{кр}$	299860	Дж/кг	[18]
Коэффициент аккумуляции тепла жидкого металла	b'	11680	Вт·с ^{1/2} /(м ² ·К);	[51]
Удельная теплоемкость формы	c_f	1080	Дж/(кг·К)	[69]
Удельная теплоемкость покрытия	$c_{п}$	1980	Дж/(кг·К)	[69]
Плотность формы	ρ_f	1500	кг/м ³	
Коэффициент теплопроводности формы	λ_k	1,26	Вт/(м·К)	[69]
Коэффициент теплопроводности покрытия	λ_k	1,99	Вт/(м·К)	[69]
Коэффициент температуропроводности покрытия	$\alpha_{п}$	$4,35 \cdot 10^{-7}$	м ² /с	
Плотность покрытия	$\rho_{п}$	2310	кг/м ³	
Коэффициент аккумуляции тепла формы	b_f	1428	Вт·с ^{1/2} /(м ² ·К)	
Коэффициент аккумуляции тепла покрытия	$b_{п}$	3016	Вт·с ^{1/2} /(м ² ·К)	

Если через k -й элемент нет протока металла при заполнении литейной формы, то $\beta = 1$. Если через k -й элемент расплав течет некоторое время, то коэффициент β рассчитывается по формуле:

$$\beta = \frac{\left(\frac{\sqrt{\pi} c' p'}{2b_{\phi} k} \sum_{i=1}^k \frac{S_i}{P_i} - \sqrt{\frac{V_{от}}{Q}} + \sqrt{\frac{V'}{Q}} \right)}{\left(\frac{\sqrt{\pi} c' p'}{2b_{\phi} k} \sum_{i=1}^k \frac{S_i}{P_i} - \sqrt{\frac{V_{от} - V'}{Q}} \right)}, \quad (4.16)$$

где S_i —площадь i -го сечения начальная температура формы, м^2 ;

P_i —периметр i -го сечения, м ;

$V_{от}$ —общий объем отливки с ЛПС, м^3

V' —объем отливки, при заполнении которого происходит проток расплава через k -й элемент, м^3

Эквивалентная удельная теплоемкость сплава в интервале кристаллизации определяется по следующей формуле:

$$c_{\text{ЭК}} = 0,5(c' + c) + \frac{q_{\text{кр}}}{\Delta T_{\text{кр}}}, \quad (4.17)$$

где $q_{\text{кр}}$ —удельная теплота кристаллизации сплава, Дж/кг

$\Delta T_{\text{кр}}$ —интервал температур кристаллизации сплава, К .

Коэффициент аккумуляции b тепла формы и покрытия определялся по формуле [18]:

$$b = \sqrt{\lambda \cdot c \cdot \rho_{\text{п(ф)}}} \quad (4.18)$$

где c — удельная теплоемкость покрытия или формы, $\text{Дж}/(\text{кг} \cdot \text{К})$;

$\rho_{\text{п(ф)}}$ — плотность покрытия или формы, $\text{кг}/\text{м}^3$.

Рассчитаем температуропроводность покрытия [18]:

$$a_{\text{п}} = \frac{\lambda_{\text{п}}}{c_{\text{п}} \rho_{\text{п}}}, \quad (4.19)$$

где $a_{\text{п}}$ — температуропроводность покрытия, $\text{м}^2/\text{с}$;

$c_{\text{п}}$ — удельная теплоемкость покрытия, $\text{Дж}/(\text{кг} \cdot \text{К})$;

$\rho_{\text{п}}$ — плотность покрытия, $\text{кг}/\text{м}^3$.

Эквивалентная начальная температура сплава по формуле:

$$T_{\text{н.э.}} = T_{\text{лик}} + c' \rho' (T_{\text{зал}} - T_{\text{лик}}) / (c_{\text{ЭК}} \rho), \quad (4.20)$$

где $T_{\text{лик}}$ —температура ликвидус, К ;

ρ —плотность сплава в твердом состоянии, $\text{кг}/\text{м}^3$.

Средняя расчетная температура отливки в процессе затвердевания:

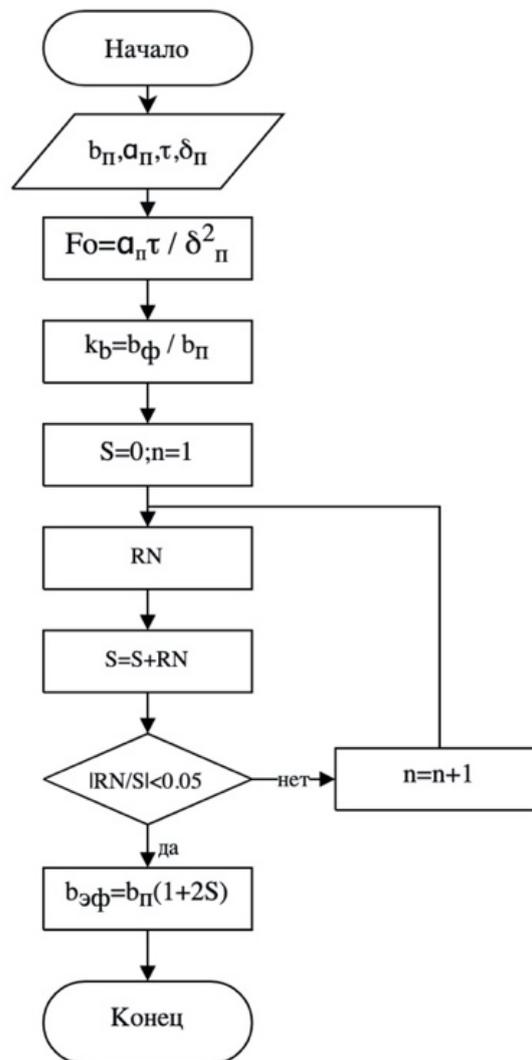
$$T_p = 0,5[T_{\text{лик}} + T_{\text{сол}} + c' \rho' (T_{\text{зал}} - T_{\text{лик}}) / (c_{\text{эк}} \rho)] \quad (4.21)$$

В первой итерации выполняется приближенный расчет времени затвердевания массива рассматриваемого узла отливки $\tau_{\text{зМ}}$:

$$\tau_{\text{зМ}} = \left(\frac{\sqrt{\pi} c_{\text{эк}} \rho X_{\text{М}} (T_{\text{н.э.}} - T_{\text{сол}})}{2b_{\text{п}} (T_{\text{р}} - T_{\text{ф.н.}})} \right)^2, \quad (4.22)$$

где $X_{\text{М}}$ – приведенный размер, м

Расчет $b_{\text{эф}}$ осуществляется в соответствии с блок-схемой на рисунке 4.21 (программный код для расчета см. приложение А.8)



$$RN = (-1)^n \left(\frac{1 - k_b}{1 + k_b} \right)^n \exp(-n^2 / Fo)$$

Рисунок 4.21 – Блок схема алгоритма расчёта эффективного коэффициента аккумуляции тепла форм для формы с функциональным покрытием

Для расчета суммы бесконечного знакопеременного ряда применяется итерационный цикл с рекуррентной формулой, включающий значение этой суммы. Когда отношение первого отбрасываемого члена ряда к вычисленной сумме не превышает допустимой погрешности происходит выход из цикла и расчет $b_{эф}$:

$$b_{эф} = \left\{ 1 + 2 \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^n \left(\frac{1-K_b}{1+K_b} \right)^n \exp \left(\frac{-n^2}{Fo} \right) \right\} b_{п}, \quad (4.23)$$

где $K_b = \frac{b_{ф}}{b_{п}}$; $Fo = \frac{a_{п}\tau}{\delta_{п}'^2}$

В соответствии с выражением (4.23) $b_{эф}$ является функцией времени. Его величина, в зависимости от значения Fo , принимает значение от $b_{п}$ до близкого к $b_{ф}$.

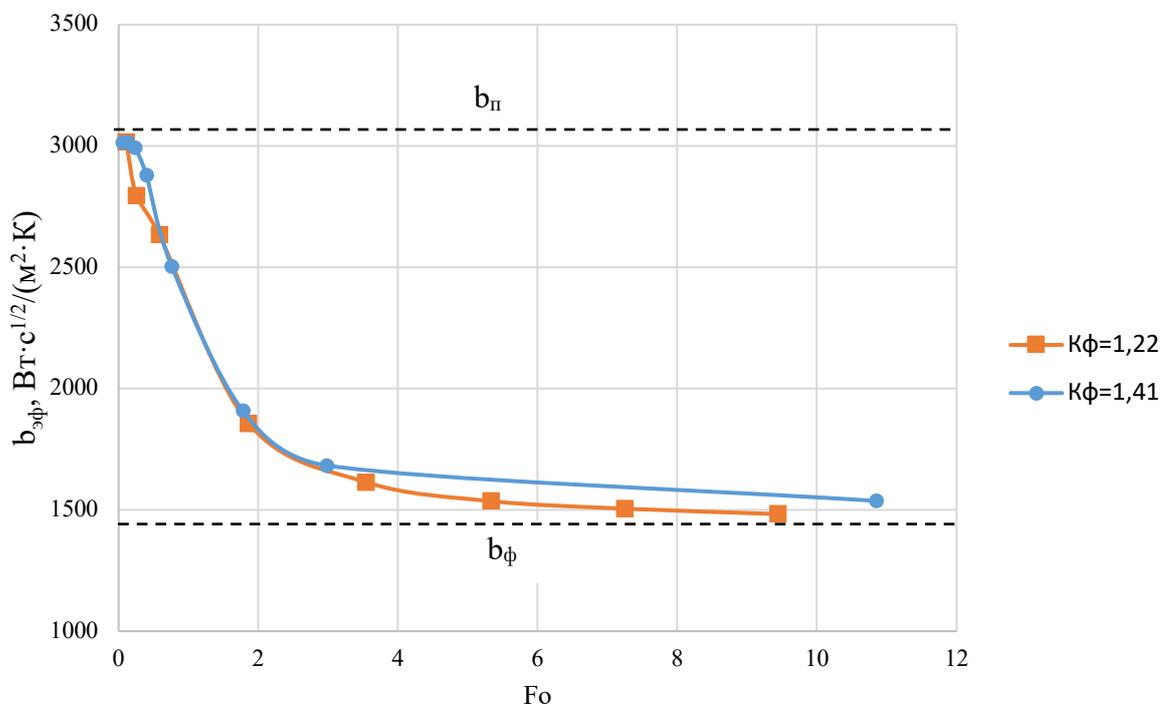


Рисунок 4.22 – Изменение величины коэффициента аккумуляции тепла формы $b_{эф}$ с функциональным покрытием на основе хромитового песка для $K_{ф}$ в процессе затвердевания отливки

Результаты выполненных расчетов приведены на рисунках 4.22, 4.23. Они показывают, что значение коэффициента аккумуляции тепла формы увеличивается с увеличением отношения толщины покрытия к толщине стенки отливки. Из графика на рисунке 4.23 следует, что увеличение фракции хромитового песка в основе

функционального покрытия приводит к более быстрому росту $b_{эф}$ при прочих равных условиях, что согласуется с выводами предыдущей главы настоящей работы о характере протекания процесса кристаллизации в поверхностной зоне отливки для разных $K_{ф}$.

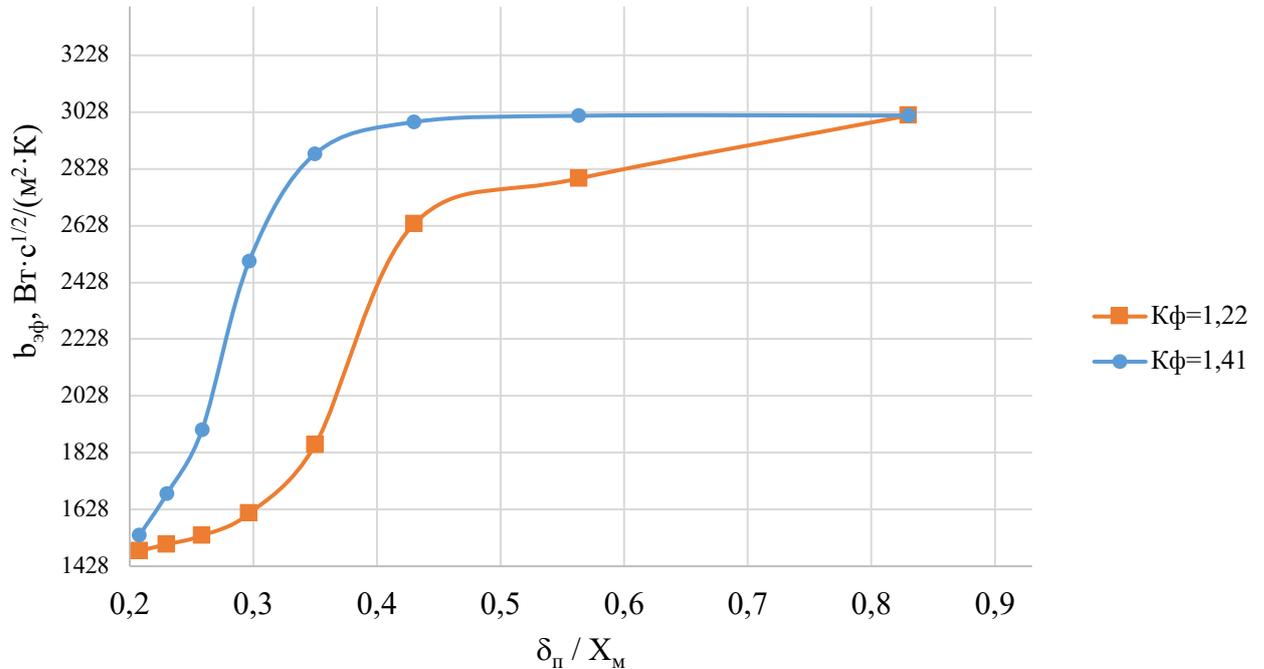


Рисунок 4.23 – Зависимость величины коэффициента аккумуляции тепла формы $b_{эф}$ с функциональным покрытием на основе хромитового песка от соотношения толщины покрытия к приведенному размеру отливки с учетом $K_{ф}$

Далее, согласно [158] из уравнения теплового баланса время затвердевания $\tau'_{зм}$ выражается в следующем виде:

$$\tau'_{зм} = \left(\frac{C}{B}\right)^2, \quad (4.24)$$

где $C = \rho_1 q_{эк} \frac{X_M}{K_{ф}}$ и $B = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b_{эф} (T_p - T_{ф.н})$ – коэффициенты, составляющие суммы комплексов в уравнении теплового баланса, с учетом $K_{ф}$.

Условием окончания расчета, является допустимое относительное отклонение ε вычисленного значения $\tau'_{зм}$ от исходного $\tau_{зм}$.

Влияние перепада температуры в массиве на время его затвердевания оценивается с помощью критерия ψ :

$$\psi = \left(\frac{\sqrt{1 - K_1 Bi^2} - K_2 Bi}{1 - K_3 Bi^2} \right)^2, \quad (4.25)$$

где $K_1 = 0,122$; $K_2 = 0,305$; $K_3 = 0,215$ – для тел класса «неограниченная пластина»; Bi – критерий Био.

С учетом K_ϕ критерий Био определяется следующим выражением:

$$Bi = \frac{2b_{\text{эф}} X_M / K_\phi}{\sqrt{\pi \tau \lambda}} \quad (4.26)$$

В радиальных сопряжениях конструктивных элементов узла массива отливки $b_{\text{эф.г}}$ будет определяться с учетом коэффициента ε_Γ , который учитывает кривизну поверхности в зависимости от значения Fo :

$$b_{\text{эф.г}} = \varepsilon_\Gamma b_{\text{эф}} \quad (4.27)$$

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_\Gamma &= 1 \text{ при } Fo \leq 0,1; \\ \varepsilon_\Gamma &= \exp\left(-0,467 \frac{(Fo - 0,1)^{3,33}}{Fo^{2,88}}\right) \text{ при } 0,1 < Fo \leq 5; \\ \varepsilon_\Gamma &= 0,41 \exp\left(-0,28 \frac{(Fo - 5)^{0,775}}{Fo^{0,41}}\right) \text{ при } Fo > 5. \end{aligned} \right\} \quad (4.28)$$

В итоге, в случае криволинейной поверхности, осуществляется перерасчет времени $\tau_{\text{зм}}$ с учетом $b_{\text{эф.г}}$.

Согласно замечанию Н. И. Хворинова [224], важно различать количество металла, который действительно затвердел (определяется объемной скоростью кристаллизации) от кажущегося (определяется линейной скоростью кристаллизации), который образуют каркас или корку внутри который сохраняется жидкая фаза.

Скорость линейной кристаллизации определяется по формуле [224]

$$V_k = \frac{k_0^2 \left(1 + \frac{D}{k_0^2}\right)^2}{2(x + 0,002uX_M)}, \quad (4.29)$$

где k_0 – константа объемного затвердевания;

u – перегрев стали выше температуры затвердевания, К;

X_M – приведенный размер, м;

D – константа, см/мин^{1/2};

x – расстояние от поверхности формы, м

Константа затвердевания k_0 является константой для объемного затвердевания, зависит от времени затвердевания массива узла отливки $\tau_{зМ}$ и определяется по следующей формуле:

$$k_0 = \frac{X_M}{\sqrt{\tau_{зМ}}} \quad (4.30)$$

В результате выполненных расчетов были построены кривые линейной скорости кристаллизации для разных значений K_f в зависимости от расстояния до границы раздела «металл-поверхность литейной формы» (рисунок 4.24).

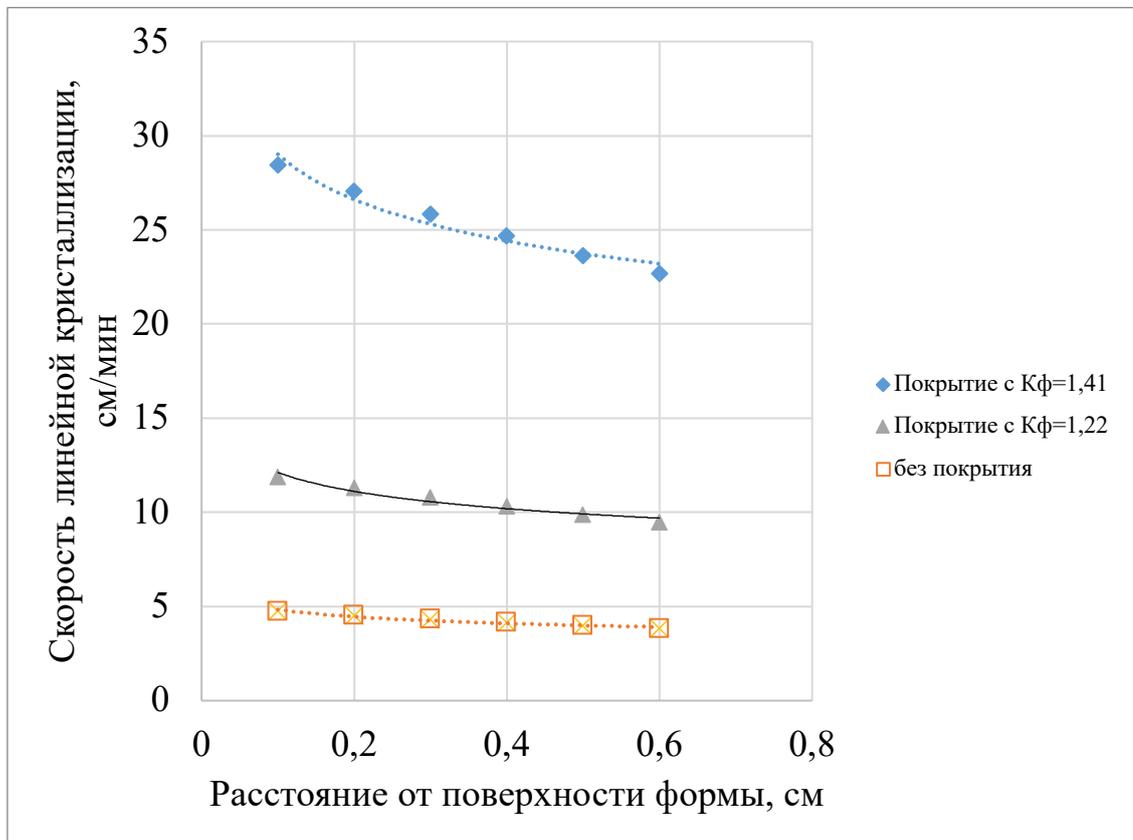


Рисунок 4.24 – Изменение скорости линейной кристаллизации в зависимости от расстояния от поверхности формы для разных поверхностей, полученные на основании проведенных расчетов

Вторичные междоусные расстояния λ_2 как и первичные λ_1 оказывают сильное влияние на механические свойства сплава и позволяют оценить дисперсность его структуры [222, 224, 85]. В работе [224] приводятся графические зависимости

расстояния между вторичными осями дендритов и скоростью линейной кристаллизации (рисунок 4.25).

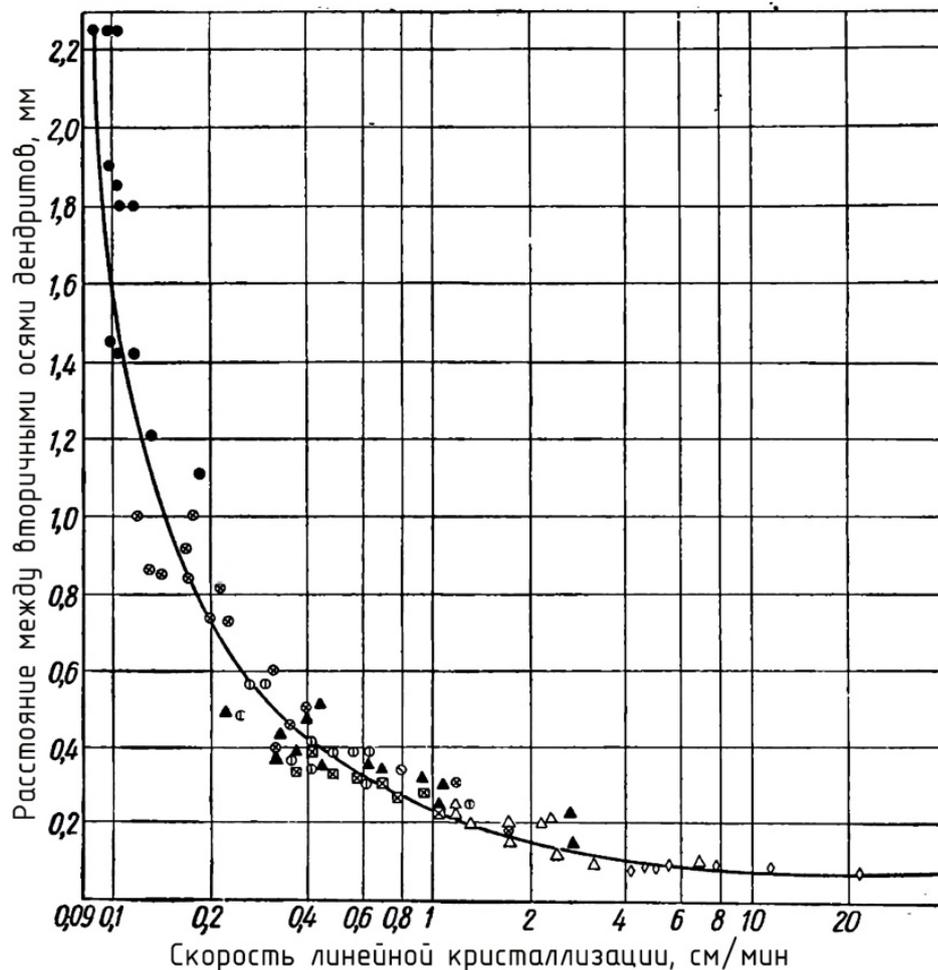


Рисунок 4.25 – Влияние скорости линейной кристаллизации на дисперсность дендритного строения [224]

Из работ [224, 85] следует, что увеличение линейной скорости кристаллизации, характерное для функционального хромитового покрытия на основе фракции 0,4 мм, приводит к увеличению объемной скорости кристаллизации, что в свою очередь, подтверждается результатами микроструктурного анализа поверхностной зоны отливки.

Расчетная методика исследований теплового взаимодействия отливки и формы для определения линейной скорости затвердевания с учетом влияния геометрических и теплофизических параметров функционального покрытия представлена в виде блок-схемы на рисунке 4.26.

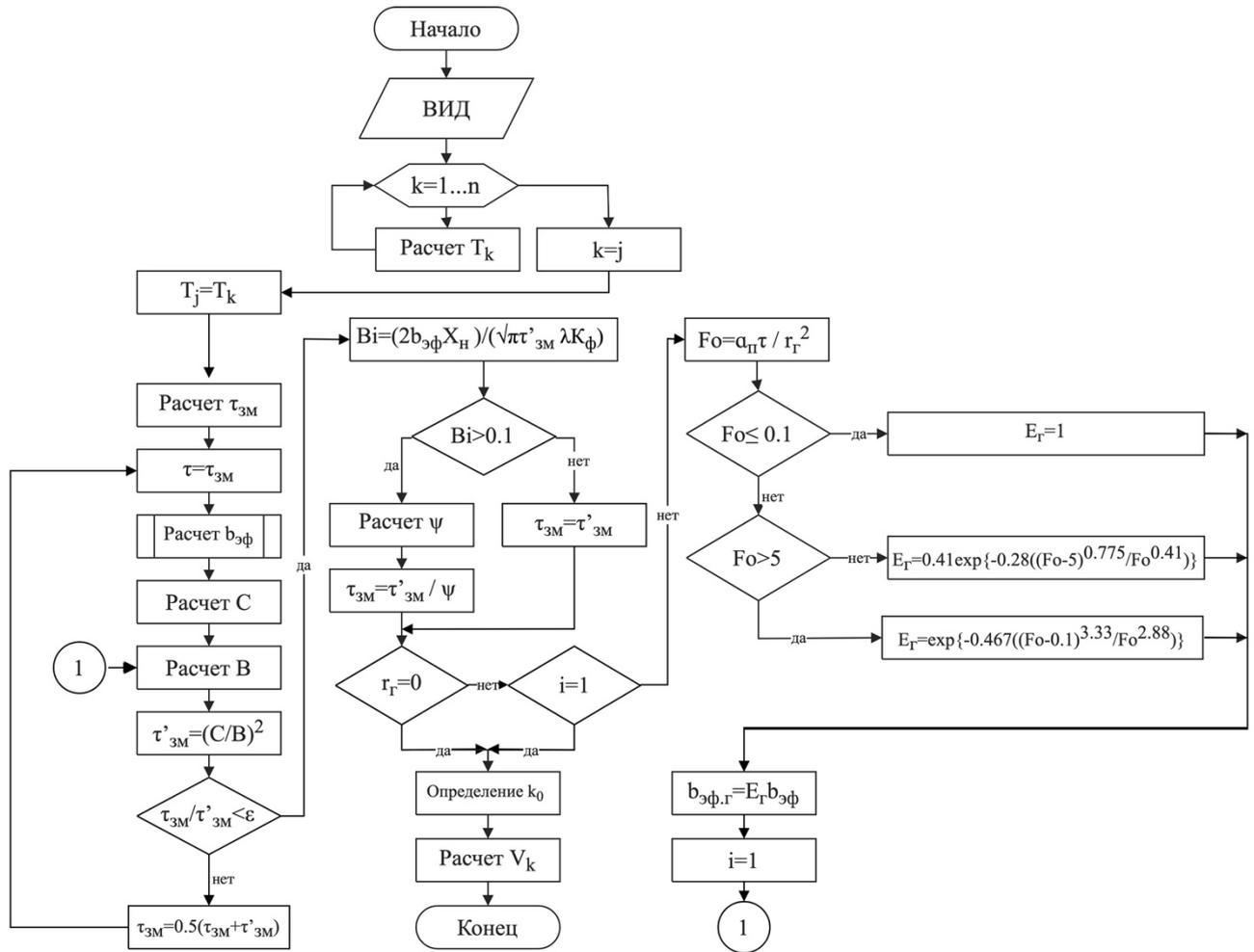


Рисунок 4.26 – Блок схема расчета скорости линейной кристаллизации отливки

4.7 Анализ влияния сил трения в системе силового взаимодействия «отливка-покрытие-форма/стержень» на образование поверхностных ГТ.

В п.1.4 настоящей работы, при анализе влияния сил трения в системе силового взаимодействия было отмечено, что шероховатость может быть использована для обеспечения рассредоточения усадки в затвердевшей корке отливки и предотвращения образования ГТ [103, 56].

Рассмотрим влияние разработанного функционального покрытия на силы трения, возникающие в зоне контакта затвердевающей отливки с формой/стержнем. [125, 175].

Результаты взаимодействия поверхности отливки с поверхностью формы без функционального покрытия и с функциональным покрытием на основе хромитового песка представлены на рисунке 4.27.

Так как проба имеет форму параллелепипеда без выступающих конструктивных элементов, которые могут оказывать существенное влияние на торможение свободной усадки, то при охлаждении, в системе силового взаимодействия отливки и формы определяющими являются силы трения ($1.23, P_c = 0$).

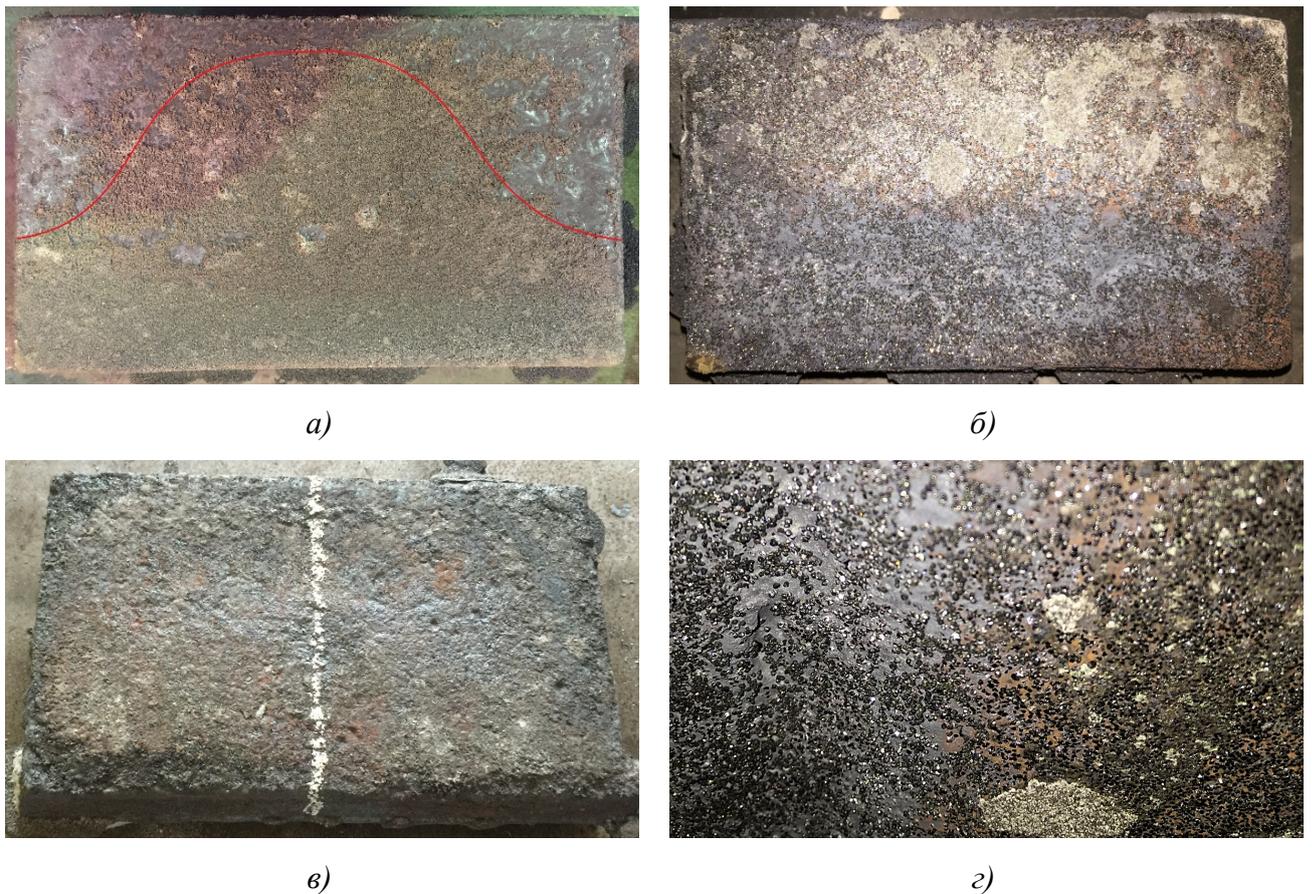


Рисунок 4.27 – Поверхности отливки-пробы: *а* – распределение стержневой смеси на поверхности отливки-пробы; *б* – распределение хромитового песка и частично «буферного слоя» покрытия; *в* – поверхность отливки после очистки от остатков функционального покрытия; *з* – хромит на поверхности отливки-пробы, $\times 2$

На рисунке 4.27 *а* представлена поверхность отливки пробы, изготовленной без применения функционального покрытия. Профиль распределения остатков смеси на боковой поверхности пробы-отливки (выделен красной кривой) можно

объяснить влиянием концевых эффектов, подробно рассмотренного А. П. Труховым в работе [112]. На концевых участках отливки происходит преодоление сил трения, они смещаются и при этом происходит отделение поверхности отливки от поверхности формы. Условием преодоления отливкой сил трения является следующее неравенство:

$$\sigma_M F_{\text{П с кор}} > P\Pi x, \quad (4.31)$$

σ_M – напряжения в корке отливки, МПа;

$F_{\text{П с кор}}$ – площадь поперечного сечения затвердевающей корки, м²;

P – удельная сила трения, МПа;

x – расстояние от рассматриваемого элементарного участка до конца отливки, м;

Π – периметр отливки в поперечном сечении, м;

Участки поверхности отливки, покрытые остатками смеси, при усадке были подвержены равномерному сжатию, что способствовало рассредоточению усадочных деформаций.

Поверхность отливки, сформировавшаяся в контакте с функциональным покрытием, имеет остатки как хромитового песка, так и части «буферного слоя», представленного жидким стеклом (рисунок 4.27 б). Они разделяют отливку-пробу на две части, что может объясняться температурным воздействием, которое в нижней части пробы более длительное, т. к. расплав при заполнении формы поднимался снизу вверх, а также различное металлостатическое давление. Остатки хромита легко удаляются, что является признаком слабого адгезионного взаимодействия между хромитом функционального покрытия и поверхностью отливки-пробы. Несмотря на это поверхность отливки грубая и рельефная, что обусловлено ее контактом с функциональным покрытием (рисунок 4.27, в).

Хромит не образовывал сплошную спекшуюся корку, которая по литературным данным [17, 27], должна была образовываться при его взаимодействии с расплавом стали. Напротив, на поверхности отливки наблюдаются как агрегаты, образовавшиеся при взаимодействии отдельных частичек песка хромита так и отдельные песчинки хромита, внедренные в поверхностный слой отливки-пробы

(рисунок 4.27 з). Это указывает на различие в схемах силового взаимодействия для поверхности с функциональным покрытием и без него.

Рассмотрим схему (рисунок 4.28) распределения сил, действующих на границе, «затвердевающая отливка – покрытие – форма/стержень». Представленная схема является развитием представлений, изложенных в работе [112].

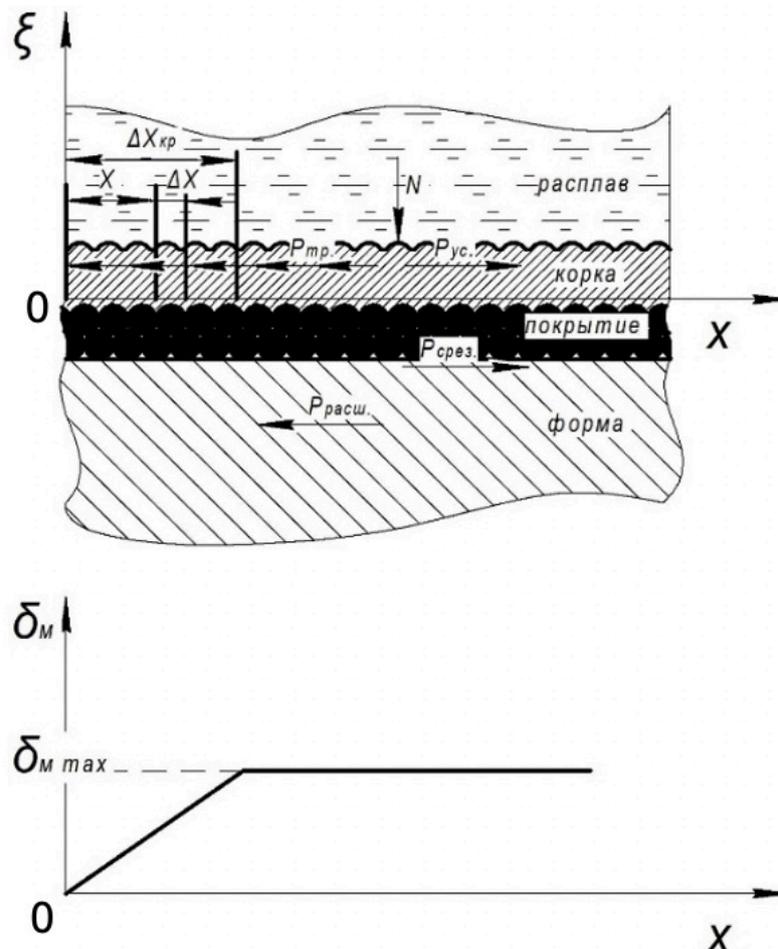


Рисунок 4.28 – Схема силового взаимодействия при затвердевании отливки

в системе «отливка – покрытие – форма/стержень»: P_p – усилие, возникающее в форме, при ее расширении в результате нагрева теплом охлаждающейся отливки; P_y – сила усаживающейся затвердевающей корки отливки; $P_{тр}$ – сила трения на границе раздела отливка – покрытие; $P_{срез}$ – усилие среза на границе покрытие – форма/стержень; N – нормальное давление взаимодействия отливки и формы.

Отделение хромитового песка функционального покрытия от формы с закреплением его на поверхности отливки очевидно произошло в результате

действия сил трения, их сдвигового воздействия на слой функционального покрытия. Ранее данное явление было рассмотрено в работах Ю.А. Степанова [208] и А.М. Герчикова с О.М. Коцюбинским [66]. В последней работе авторы, авторы также наблюдали аналогичный эффект, заключающийся в отделении слоя обгоревшей стержневой смеси под воздействием сил трения.

На границе раздела «отливка – форма/стержень» будут возникать термические напряжения между отдельными слоями, представленными функциональным покрытием, «буферным слоем», формой/стержнем. Каждый из указанных слоев претерпевает термическое расширение с различной интенсивностью. Напряжения начинают проявляться еще на этапе предусадочного расширения формы, когда отливка прибывает в твердо-жидком состоянии.

Если на этом этапе силы сцепления, обусловленные адгезионным межслойным взаимодействием, будут малы, то этих напряжений может быть достаточно, для того чтобы произошло отслоение части поверхностного слоя формы/стержня по границе «функциональное покрытие – «буферный слой» или по границе «буферный слой» – форма/стержень», при этом выполняется следующее условие:

$$P_{\text{тр}} > \sigma_{\text{м}} > \sigma_{\text{срез}}, \quad (4.32)$$

где $\sigma_{\text{срез}}$ – прочность на срез, МПа

Произведем необходимые вычисления используя данные таблицы 4.6.

Рассчитаем максимальные напряжения, возникающие в затвердевающей корке [112]:

$$\sigma_{\text{м макс}} = \alpha_{\text{м}} E (T_{\text{сол}} - T_{\text{п}}), \quad (4.33)$$

где $\alpha_{\text{м}}$ - коэффициент термического сжатия (свободной усадки) сплава, град;
 E - модуль упругости стали при температурах близких к точке кристаллизации, Мпа.

Модуль упругости стали в зависимости от химического состава стали и температуры рассчитывается по формуле [203]:

$$E = 30825 + 4292,4 \cdot C - 14400 \cdot C^2 + 2052,5 \cdot Si - 528 \cdot Mn - 1200 \cdot P + 17400 \cdot S - 22,56 \cdot T + 0,00138 \cdot T^2 \quad (4.34)$$

Таблица 4.6 – Исходные и расчетные параметры для определения прочности на срез $\sigma_{\text{ср}}$ хромитового покрытия и напряжений, возникающих в затвердевающей корке отливки $\sigma_{\text{м}}$, в системе отливка-покрытие.

Наименование параметра	Обозначение	Значение	Единица измерения	Литературный источник
Коэффициент термического сжатия (свободной усадки) сплава	$\alpha_{\text{м}}$	$1 \cdot 10^{-7}$	Град	[84]
Предел адгезионной прочности пленки жидкого стекла	$\sigma_{\text{адг}}$	10	МПа	[27]
Предел когезионной прочности пленки жидкого стекла	$\sigma_{\text{ког}}$	87	Мпа	[27]
Коэффициент, учитывающий укладку зерен	a	4		[27]
Толщина слоя связующего	δ	$6 \cdot 10^{-7}$	м	
Средний диаметр хромитового зерна	d	$0,2 \cdot 10^{-3}$	м	
Модуль упругости стали	E	1456	Мпа	
Прочность на срез	$\sigma_{\text{срез}}$	2,64	Мпа	
Прочность на сжатие	$\sigma_{\text{сж}}$	$6,6 \cdot 10^{-8}$	Мпа	
Прочность на разрыв	$\sigma_{\text{в}}$	$6,6 \cdot 10^{-7}$	Мпа	
Максимальное напряжение, возникающие в затвердевающей корке	$\sigma_{\text{м макс}}$	0,42	Мпа	

Прочность на срез связана с прочностью на разрыв следующими соотношениями [35]:

$$\sigma_{\text{срез}} = 4 \cdot \sigma_{\text{сж}}, \quad (4.35)$$

где $\sigma_{\text{сж}}$ – прочность на сжатие, Мпа.

$$\sigma_{\text{сж}} = \frac{\sigma_{\text{в}}}{10}, \quad (4.36)$$

где $\sigma_{\text{в}}$ – прочность на разрыв, Мпа.

Прочность на разрыв с учетом сил адгезии и когезии рассчитывается по формуле, представленной в работе [27]:

$$\sigma_B = \sigma_{\text{адг}} \cdot \frac{\pi d^2}{2} + \sigma_{\text{ког}} \cdot (\Sigma' - a \cdot \Sigma''), \quad (4.37)$$

где $\sigma_{\text{адг}}$ – предел адгезионной прочности пленки жидкого стекла, Мпа;

$\sigma_{\text{ког}}$ – предел когезионной прочности пленки жидкого стекла, Мпа;

Σ' - площадь единичного контакта, м²;

a – коэффициент, учитывающий укладку зерен;

Σ'' - площадь сечения пленки, отсекаемой соседними зернами, м².

$$\Sigma' = \pi \cdot (d\delta + \delta^2), \quad (4.38)$$

где d – диаметр хромитового зерна, м;

δ – толщина слоя связующего, м.

$$\Sigma'' = \frac{d\delta + \delta^2}{2} \cdot \left(\frac{\pi}{180} \cdot \varphi - \sin \varphi \right) \quad (4.39)$$

$$\varphi = 2 \cdot \arcsin \cdot \frac{2\sqrt{d\delta + \delta^2}}{d + 2\delta} \quad (4.40)$$

Так как поверхность отливки-пробы на всем протяжении длины x содержит остатки хромитового покрытия и учитывая результаты расчета, можно утверждать, что выполняется условие (4.32):

$$P_{\text{тр}} > 0,42 \text{ Мпа} > 2,64 \cdot 10^{-7} \text{ Мпа}$$

На основании проведенных исследований следует, что использование функционального покрытия с $K_{\text{ф}} = 1,22$, обеспечивает повышение сил трения и может быть применено для рассредоточения деформаций на начальном этапе формирования отливки, в отличие от покрытия с $K_{\text{ф}} = 1,41$. Это следует из рисунка 4.19, который демонстрирует профиль границы «металл-поверхность литейной формы». На последующем этапе особенности технологии нанесения такого покрытия на форму/стержень позволяют при дальнейшем увеличении усадочных напряжений работать на срез функциональному покрытию по границе «покрытие – форма/стержень». Поэтапное воздействие функционального покрытия в схеме силового взаимодействия «отливка – покрытие – форма/стержень» позволяет предотвратить образование поверхностных ГТ в локальных узлах фасонных стальных отливок.

Таким образом «лимитирующим звеном» в данной силовой схеме, по которой будет происходить преодоление сил трения, являются границы раздела между

отдельными слоями. Функциональное покрытие претерпевает усадку совместно с отливкой.

Таким образом, комплексное воздействие функционального покрытия в схеме силового взаимодействия «отливка – покрытие – форма» позволяет предотвратить образование поверхностных ГТ в локальных узлах фасонных стальных отливок.

4.8 Выводы по главе 4

4.1 Изложена концепция предотвращения образования поверхностных ГТ в локальных участках отливки за счет создания в поверхностном слое отливки структуры, представленной мелкодисперсными, дезориентированными кристаллитами. Создание такой структуры обеспечит в критических узлах отливок, склонных к образованию ГТ, поверхностный слой, позволяющий затвердевающему сплаву эффективно сопротивляться усадочным напряжениям.

4.2 Разработан и обоснован способ создания определенного микрорельефа на поверхности рабочей полости. Проведен сравнительный анализ различных видов огнеупорных материалов, применяемых в литейном производстве с целью выбора оптимальной основы функционального покрытия. Произведена оценка осыпаемости и прочности к истиранию разработанного функционального покрытия.

4.3 Вершины элементов микрорельефа функционального покрытия, контактирующие с расплавом, являются потенциальной подложкой для гетерогенного зарождения и последующего роста кристаллитов, инициирующих процесс затвердевания в поверхностной зоне отливки. Таким образом, функциональное хромитовое покрытие оказывает эффект на процессы зародышеобразования в поверхностном слое стальной отливки. Изменяя микрорельеф поверхности литейной формы, которая, в первую очередь, контактирует с кристаллизующимся расплавом, можно управлять структурообразованием отливки в поверхностной зоне.

4.4 Теоретически обоснована взаимосвязь между микрорельефом поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы и структурой, наблюдаемой в поверхностной зоне экспериментальных отливок.

4.5 На основании проведенного анализа сделан вывод о том, что на вершинах микрорельефа, которые непосредственно контактируют с расплавом, кроме преобладающего термического переохлаждения, которое образует температурное поле (на мезоуровне) в начальный момент кристаллизации, будет существовать дополнительное капиллярное переохлаждение, обусловленное геометрическим фактором микрорельефа поверхности. Одновременное увеличение термического ΔT_T и капиллярного ΔT_K переохлаждения, характерное для затвердевания расплава вблизи функционального покрытия, полученного на базе хромитового песка большей фракции (0,4 мм), приводит к увеличению общего переохлаждения ΔT в поверхностной зоне отливок.

4.6 Замеры твердости в поверхностной зоне экспериментальных отливок, полученных на различных поверхностях рабочей полости песчано-глинистой литейной формы, подтверждают взаимосвязь между микрорельефом и микроструктурой, наблюдаемой в поверхностной зоне экспериментальных отливок, а также гипотезу о более высоком уровне механических свойств стали закристаллизовавшейся на поверхности с искусственно созданным микрорельефом.

4.7 Разработана методика расчета формирования поверхностной зоны фасонных стальных отливок в песчано-глинистой литейной форме с функциональным покрытием определенного микрорельефа на основе синтеза решений тепловых и кристаллизационных задач литья, учитывающих начальное распределение температуры расплава после заполнения формы, рельефность покрытия, его смачиваемость, теплообмен последнего с формой, а также условий зарождения и роста кристаллов.

4.8 В результате проведенных исследований выявлен комплексный эффект от работы функционального покрытия по предупреждению образования поверхностных ГТ, заключающийся в следующем: во-первых, микрорельеф, возникающий на поверхности формы в результате применения покрытия приводит к

образованию армированного слоя из разнонаправленных кристаллов поверхностной зоны отливки, который увеличивает прочность металла в твердо-жидком состоянии, и в процессе затвердевания препятствует образованию поверхностных ГТ; во-вторых, обеспечивается повышение сил трения и рассредоточение напряжений на начальном этапе формирования отливки; в-третьих, на последующем этапе особенности технологии нанесения такого покрытия на форму позволяют при дальнейшем увеличении усадочных напряжений работать на срез функциональному покрытию по границе «покрытие – форма».

5 ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

5.1 Методика исследования дефекта и дефектной зоны для выявления типа ГТ в стальных отливках

Для рационализации и повышения эффективности работ, выполняемых при выявлении дефектов типа ГТ, была произведена систематизация методов исследования дефекта и дефектной зоны, которые применяются для правильной идентификации и определения природы образования дефекта.

Как ранее было отмечено, к дефектной зоне (п. 2.1) в забракованной отливке, относятся микроструктура и макроструктура в области, непосредственно прилегающей к ГТ, а также сопутствующие явные и скрытые дефекты, которые напрямую контактируют с ГТ или опосредованно оказывают влияние на ее образование. К таким дефектам в изученных отливках относятся, согласно [3]: явные дефекты – засоры (рисунок 5.1 *а*), газовая шероховатость (рисунок 5.1 *б*) и скрытые дефекты – усадочная раковина (рисунок 5.1 *в*), рыхлота (рисунок 5.1 *г*), усадочная пористость (рисунок 5.1 *д*) или НМВ (рисунок 5.1 *е*).

Представленные дефекты на этапе формирования разрыва поверхностной корочки могут инициировать зарождение трещины путем ослабления структуры поверхностной зоны отливки в моменты пиковых усадочных напряжений, выступая в качестве концентраторов напряжений. Сопутствующие дефекты, обнаруживаемые в дефектной зоне, многое могут прояснить в механизме образования дефектов и помогают определить их истинную природу образования. Поэтому дополнительная информация, получаемая при изучении сопутствующих дефектов, выявленных в дефектной зоне, является важной для правильной идентификации природы трещины.

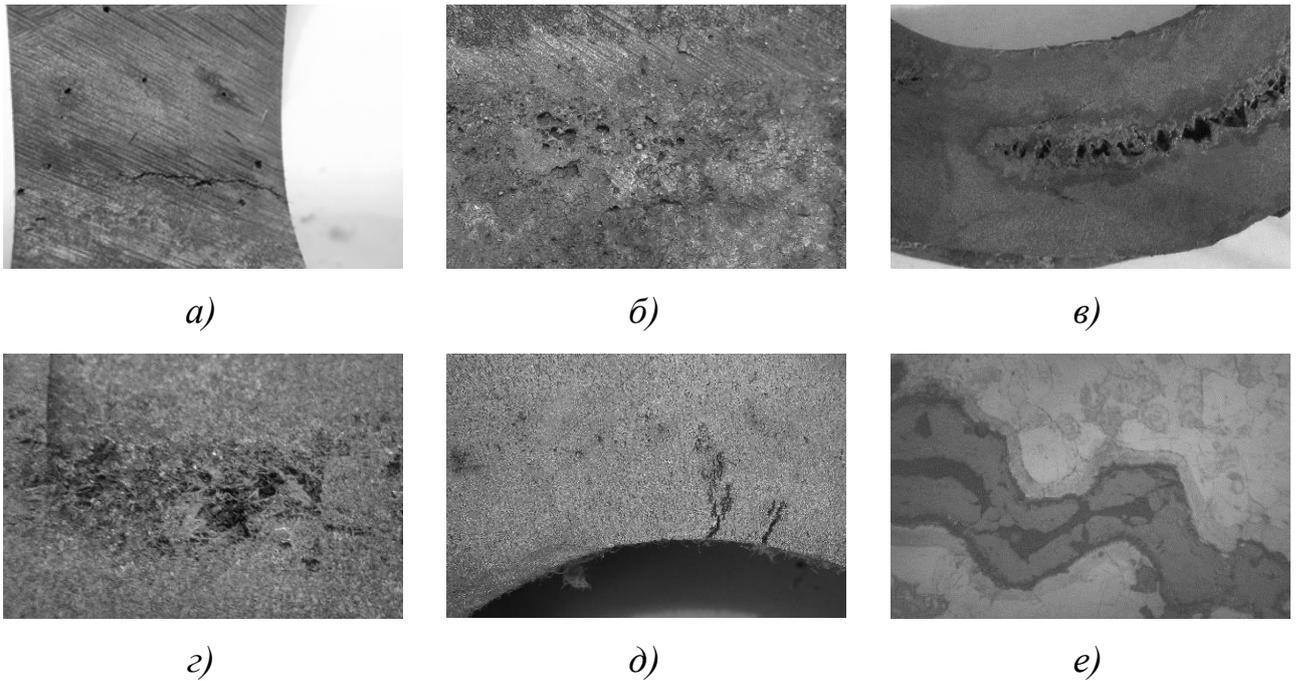


Рисунок 5.1 – Сопутствующие дефекты, выявленные в дефектной зоне ГТ: явные дефекты поверхности: а – засор; б – газовая шероховатость; скрытые дефекты, выявленные в ходе детальных исследований: в – усадочная раковина; г – рыхлота; д – усадочная пористость; е – НМВ (травлено: 4 %-ный спиртовой раствор азотной кислоты), $\times 500$

На основании методики, выработанной в ходе выполнения диссертационных исследований, был разработан алгоритм действий заводской службы качества при изучении дефектов типа ГТ и определения природы их образования (рисунок 5.2).

Представленная пошаговая инструкция может служить основой для системных исследований при непредвиденно быстром росте уровня брака на производстве.

На основании результатов исследований по направлению идентификации классификационных признаков трещин, возрастает вероятность выявления негативного фактора, способствующего образованию обнаруженного дефекта [123, 141].

При возникновении сомнений в природе наблюдаемого дефекта типа ГТ, рекомендуется произвести детальное исследование дефекта на одной отливки из партии забракованной продукции. Для изучения дефекта в условиях ЦЗЛ, производится вырезка дефектной области. Требования к вырезаемым образцам,

определяются исходя из особенностей расположения дефектного участка в теле отливки. При вырезке можно использовать методы механической обработки отливки на фрезерном станке с подачей в зону реза СОЖ или ручным способом с использованием угловой шлифовальной машины и абразивной резки.

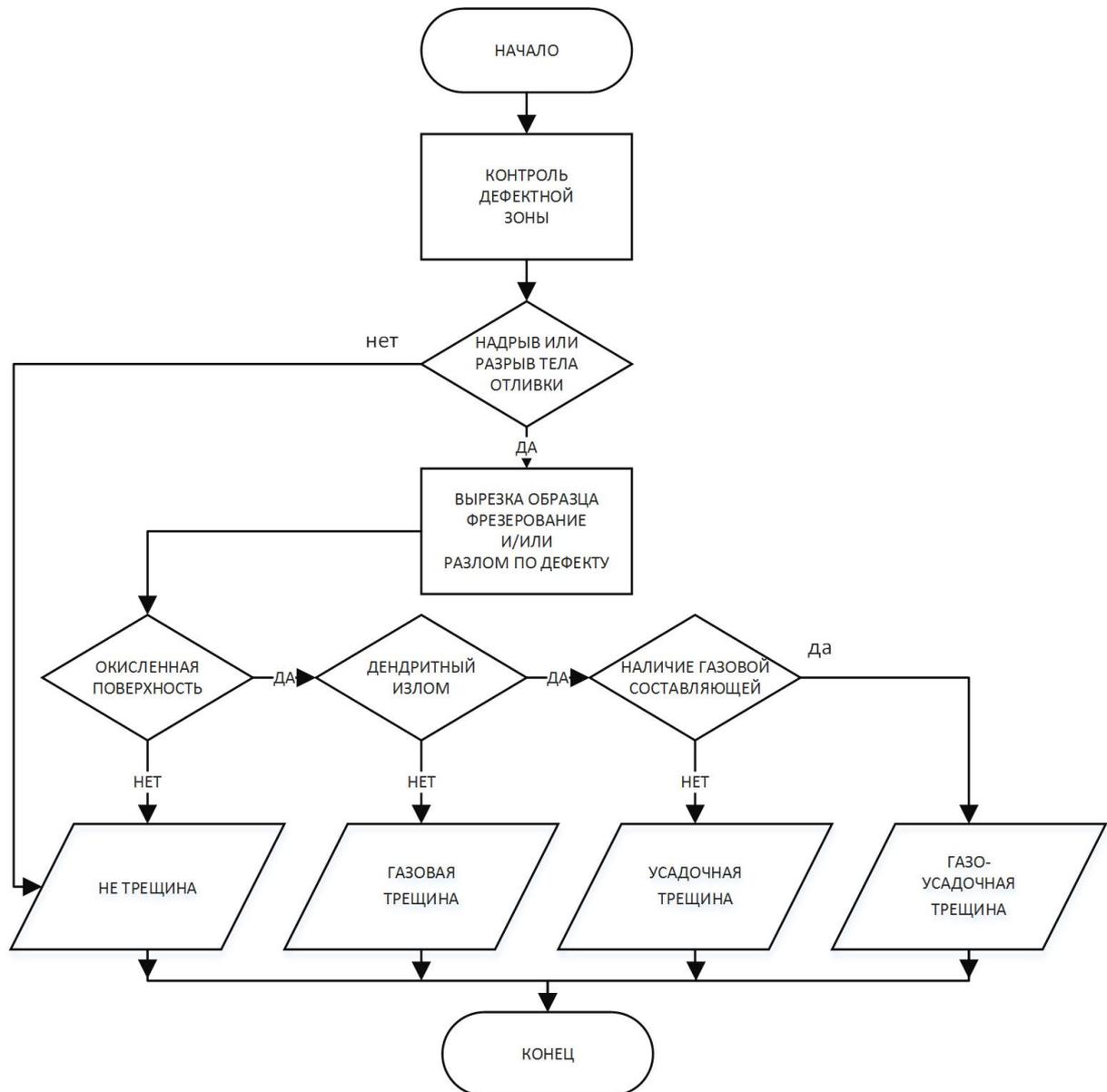
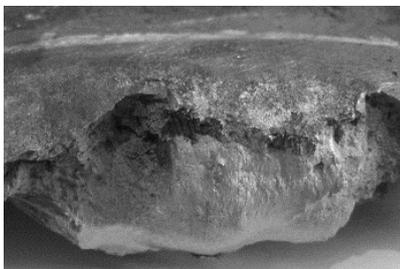


Рисунок 5.2 – Алгоритм действий заводской службы качества при исследовании и идентификации дефектов типа ГТ

Допускается использование огневой автогенной резки отливки, но в этом случае необходимо делать большой припуск, для того чтобы минимизировать тепловой воздействие на дефектную область, которое может стать причиной вторичного окисления сплава и изменения структуры в результате фазовой перекристаллизации.

Наиболее простым и информативным методом идентификации является долом вырезанной заготовки на гидравлическом прессе. При реализации этой операции используется простейшая оснастка, позволяющая «раскрывать» трещину с целью изучения боковой поверхности. Типичные примеры доломов заготовок, определенно относящихся к дефекту ГТ представлены на рисунке 5.3. При доломе трещины часто можно выявить сопутствующие скрытые в теле отливки дефекты (рисунок 5.3 б). Из фотографии видно, что ГТ связана с расположенной в середине стенки отливки усадочной раковины и рыхлотой. В данном случае фрактография, как метод исследования изломов, является одним из наиболее верифицированных способов идентификации ГТ.

Использование более «тонких» металлографических методов, основанных на изучении макро- и микроструктуры дефектной зоны, позволяют максимально точно судить о природе трещины. Данная операция является наиболее трудоемкой т.к. требует подготовки шлифа, его травления и исследования. На этом этапе важно определить степень окисления металла в зоне взаимодействия поверхности трещины с атмосферой.



а)



б)

Рисунок 5.3 – Примеры ГТ, выявленные при доломе заготовок с дефектной областью, вырезанных из забракованных отливок

Степень окисления будет свидетельствовать об уровне влияния газовой составляющей на процесс образования дефекта. Кроме того, при изучении устья трещины выявляются НМВ, которые свидетельствуют о влиянии загрязнений стали на процесс образования трещин в теле отливки.

При таком детальном подходе анализируется вся информация с учетом возможного влияния других скрытых дефектов, присутствующих в дефектной зоне наряду с

«главным», из-за наличия которого и была изначально забракована отливка. Детальные исследования можно осуществить при использовании макроскопических или фрактографических методов металлографии, которые не требуют использования длительных и сложных подготовительных операций, и дорогостоящих приборов. При тщательном контроле и отслеживании ситуации, связанной с систематическим повторением одинаковых групп дефектов в одних и тех же частях отливки, при быстрой правильной идентификации дефекта можно выявить ключевой фактор, повлиявший на его образование в отливке, на основании изменений, произошедших в технологическом процессе в момент, связанный с производством серии забракованных отливок. Такой подход основан на системных исследованиях и должен проводиться в условиях тщательного контроля, в максимально сжатые сроки.

В этом случае при оперативном выявлении фактора, в наибольшей степени оказавшего влияние на процесс образования дефекта, можно предпринять превентивные меры, препятствующие усугублению ситуации с ростом числа забракованных отливок.

5.2 Работы по повышению трещиностойкости стальных отливок для ЖД транспорта на АО «ПО «Бежицкая сталь»»

В производственных условиях были проведены экспериментальные работы в области повышения трещиностойкости стальных фасонных отливок ответственного назначения в температурном интервале образования ГТ, путем создания нерегулярного микрорельефа на поверхности рабочей полости песчано-глинистой литейной формы, при помощи функционального покрытия на основе хромитового песка в местах вероятного образования ГТ в отливках.

Отливки «Рама боковая» и «Корпус автосцепки» являются типичными представителями отливок, подверженных образованию дефекта ГТ.

Места образования ГТ в отливках «Рама боковая» и «Корпус автосцепки» находятся во внутренних радиусах, для которых поверхностью рабочей полости

литейной формы со стороны образования ГТ является поверхность стержня (рисунок 5.4). Раковины, пористость, неметаллические включения и песчаные засоры – концентраторы напряжений в процессе кристаллизации отливки и развитии усадочных явлений. В результате это приводит к тому, что в отливке появляются ослабленные участки, где усадочные напряжения достигают максимального значения и образуются поверхностные ГТ. Вероятность образования трещин в таких местах отливки увеличивается при использовании стержневых смесей с относительно малой податливостью, к которым и относятся стержни, формирующие внутреннюю поверхность буксового проема в отливке «Рама боковая» и зону «хвостовика» в отливке «Корпус автосцепки».

Выплавка стали 20ГЛ производится в мартеновских (емкость 60 тонн) и электродуговых печах ДСП – 6Н2 по основному металлургическому процессу.

Внепечная обработка включает в себя операции легирования, раскисления и модифицирования присадками в ковш ферромарганца ФМн-78 (для дуговых печей), ферросиликомарганца МнС-17 (для мартена), силикокальция СК-15, алюминия АВ-87, ферросилиция ФС-45, ферротитана ФТи-35.

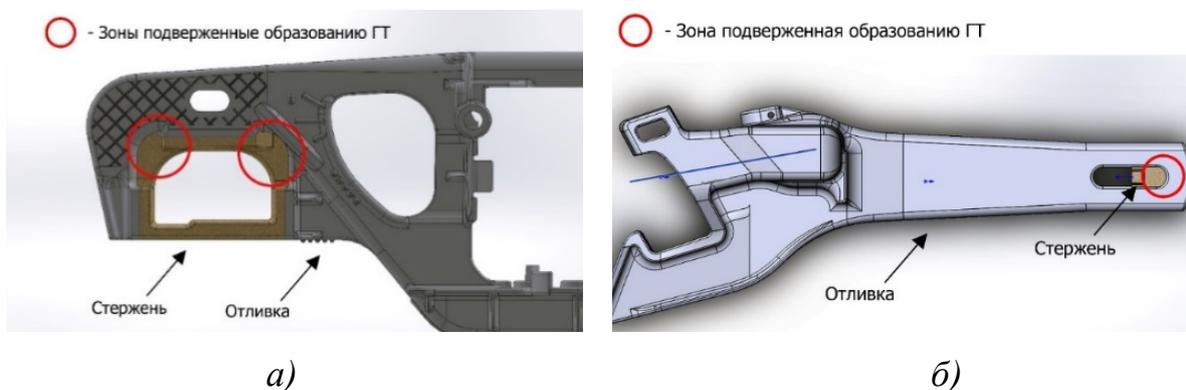


Рисунок 5.4 – Расположение стержней в зонах, подверженных образованию ГТ для отливок: а – «Рама боковая»; б – «Корпус автосцепки»

Заливка литейных форм осуществляется из стопорных ковшей емкостью 9 тонн и 30 тонн. Основные параметры технологического процесса изготовления отливки «Рама боковая» и «Корпус автосцепки» приведены в таблице А.3. Отливка «Рама боковая» является сложной по технологичности конструкции отливкой

[164]. Коэффициенты для оценки технологичности конструкции отливки «Рама боковая» представлены в таблице А.4.

Получение отливки «Рама боковая» по заводской технологии требует использования семнадцати стержней. Конфигурация отливки содержит поверхности открытой и закрытой коробчатой формы. Наружные поверхности изделия имеют сложную геометрическую форму. Внутренние полости средней сложности с прямолинейными и криволинейными пересекающимися поверхностями с затрудненным выходом внутренних полостей наружу. К отливке применяются особые технические требования по химическому составу, механическим свойствам, а также металлографической структуре в соответствии с требованиями [1]. Отливка относится к пятой группе сложности.

Изготовление отливки «Рама боковая» осуществляется в парных опоках, с использованием сырой песчано-глинистой формовочной смеси. Внутренняя поверхность рабочей полости литейной формы, непосредственно контактирующая с жидким металлом, изготовлена из облицовочной смеси, доля которой в форме равна 25% по отношению к единой смеси. В форме расположено две отливки. При довольно большой протяженности отливка имеет четыре питателя, расположенных таким образом, что при заполнении полости литейной формы потоки расплава встречаются в средней части отливки. Наличие тепловых узлов, перепадов по высоте отливки и многочисленных поворотов при движении расплава в форме снижает качество заполнения формы жидким металлом и способствует образованию дефектов. Тепловой узел (внешний и внутренний радиусы R55), образование которого при кристаллизации обусловлено существующей конструкцией отливки «Рама боковая», технологически не распределен, с точки зрения обеспечения в нем направленного затвердевания, что приводит к локализации деформаций и является основной причиной образования дефекта ГТ. Внутренняя и внешняя поверхности дефектной зоны отливки выполняются стержнями № 1 и 2 (рисунок 5.5). Стержни устанавливаются в нижней полуформе. Стержень № 1 изготавливается из смеси №1 с последующей тепловой сушкой. Стержень № 2 – из смеси №2 по CO₂ – процессу. Состав и физико-механические свойства смесей указаны в таблицах А.5, А.6.

Поверхности стержней, формирующих рабочую полость литейной формы и непосредственно контактирующие с жидким металлом, окрашиваются противопопригарной краской ЛПЦ – 10 ТУ 2243-002-80451870-2009. Применяющаяся на заводе технология изготовления отливки «Рама боковая» приводит к образованию замкнутого контура вокруг стержня №2 (рисунок 5.5), за счет образования «стяжки». В процессе усадки затвердевающего контура стержень оказывает сопротивление уменьшению линейных размеров отливки в районе буксового проема. Как следствие, затвердевающий контур, образованный стенкой буксового проема и «стяжкой», при затвердевании находится в напряженном состоянии, что вызывает появление ГТ в R55.

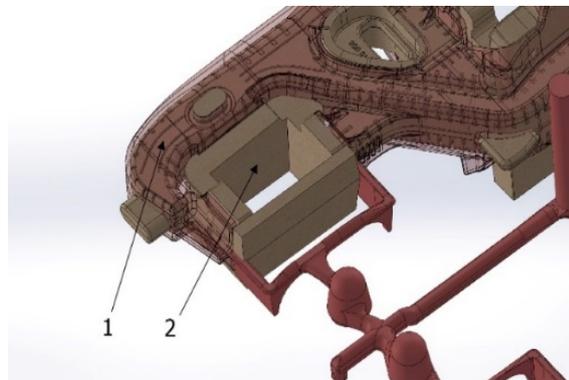


Рисунок 5.5 – Расположение стержней в форме для типичных мест образования ГТ в отливке «Рама боковая»

Отливка «Корпус автосцепки» является сложной по конструкции отливкой. Коэффициенты для оценки технологичности конструкции отливки «Корпус автосцепки» представлены в таблице А.4 (см. приложения).

Получение отливки «Корпус автосцепки» по заводской технологии требует применения одиннадцати стержней. Конфигурация отливки в основном содержит поверхности закрытой коробчатой формы. Наружные поверхности прямолинейные и криволинейные с переходами, тонкими ребрами и выступами. Внутренние полости имеют особо сложную конфигурацию с криволинейными поверхностями и затрудненным выходом наружу. К отливке применяются особые технические требования по химическому составу, механическим и физическим свойствам, а также

металлографической структуре в соответствии с требованиями [2]. Отливка относится к пятой группе сложности.

Изготовление отливки «Корпус автосцепки» осуществляется в парных опоках, в форме расположено две отливки. Внутренняя поверхность рабочей полости литейной формы, непосредственно контактирующая с жидким металлом, изготовлен из облицовочной смеси, доля которой в форме равна 12% по отношению к единой смеси. В форме расположено две отливки. Подвод металла в отливку осуществляется двумя питателями: в головную и хвостовую части. Протяженный пустотелый брус соединяет фасонную головную и хвостовую части отливки. Отливка имеет перепад высоты по длине при переходе от хвостовой части в головную. Для отливки «Корпус автосцепки», «хвостовик» (внутренний радиус R18) является тепловым узлом, в котором образуются ГТ. Внутренняя и внешняя поверхности дефектной зоны отливки выполняются стержнями № 1 и 2 (рисунок 5.6). Стержень № 1 изготавливается из смеси №3 по CO₂ – процессу, стержень № 2 – из смеси №1 с последующей тепловой сушкой. Состав и физико-механические свойства смесей указаны в таблицах А.5, А.6 (см. приложения). Поверхности стержней, формирующих рабочую полость литейной формы и непосредственно контактирующих с жидким металлом, окрашиваются противопопригарной краской ЛПЦ – 10 ТУ 2243-002-80451870-2009.

Стержни устанавливаются в нижней полуформе. Принятая технология получения отливки «Корпус автосцепки» способствует образованию замкнутого контура вокруг стержня №2 и возникновению напряжений, которые приводят к образованию ГТ в R18.

При рассмотрении причины образования трещины следует учитывать не только податливость смеси как способность деформироваться под действием сил, возникающих в результате усадки отливки, но и тепловое расширение смеси. В рассматриваемых дефектных узлах отливок в процессе образования поверхностных ГТ конкурируют напряжения сжатия в результате усадки отливки и действующие

в противоположном направлении силы давления, вызванного тепловым расширением стержня. Смесь на основе жидкого стекла при нагреве увеличивается в объеме на 1,75 % при одновременном увеличении ее прочности, что также отрицательно сказывается на трещиностойкости отливки [28].

Значительный прогрев формы и стержней в области указанных элементов отливки обусловлен, в первую очередь, конструкцией ЛПС. Формовочные и стержневые материалы аккумулируют тепло при прохождении через них вновь выступающих порций металла.

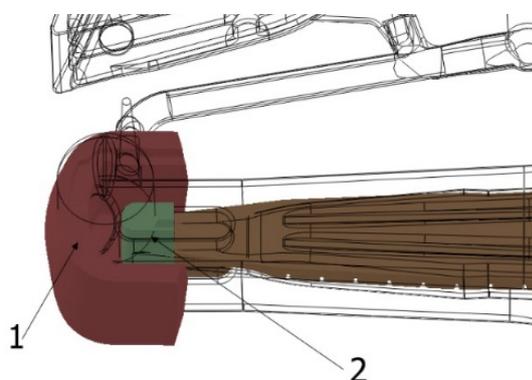


Рисунок 5.6 – Расположение стержней в форме для типичных мест образования ГТ в отливке «Корпус автосцепки»

Накопленное тепло, при последующей кристаллизации стали, затрудняет теплоотвод и способствует развитию усадочных процессов, которые являются основным фактором, приводящим к образованию поверхностных ГТ. Как показывает практика, установка прибылей в местах возникновения трещин является недостаточной для ликвидации дефекта.

На основании исследований, представленных в данной работе, был разработан способ противостояния разрушающим усадочным напряжениям, который позволяет обеспечивать в пристеночной зоне отливок слой упрочненной структуры в виде сетки дезориентированных дендритов, которая способствует сопротивлению действующим напряжениям и препятствует образованию дефекта ГТ, учитывающий результаты исследований, проведенных в работах [125, 138, 139, 141, 175]. Для этого на поверхности стержней, формирующих рабочую полость литейной формы в зоне образования ГТ, перед установкой в форму, на технологической операции –

формовка, наносили функциональное покрытие для создания микрорельефа с $K_{\phi} = 1,22$ по методике, изложенной в главе 2. Важно отметить, что функциональное покрытие наносится не на весь литейный стержень или рабочую поверхность формы, а только на те участки, которые формируют части отливки, в которых систематически встречаются дефекты типа ГТ. Примеры нанесения функционального покрытия на локальные зоны литейных стержней, которые применяются при производстве отливок «Рама боковая» и «Корпус автосцепки» представлены на рисунке 5.7.

Важно при нанесении на локальные поверхности рабочей полости литейной формы функционального покрытия не допускать смешивания хромитового песка с кварцевым.



Рисунок 5.7 – Места локального нанесения функционального покрытия (позиция 2) на стержнях (позиция 1), применяющихся при изготовлении отливок: а – «Рама боковая»; б – «Корпус автосцепки»

При образовании смеси различных песков в контакте с расплавом стали возможно образование трудноотделимого пригара на отливках. В данном случае сама технология нанесения функционального покрытия минимизирует риски образования такой нежелательной смеси различных песков.

Технология нанесения функционального покрытия на основе хромитового песка, включает следующие операции:

1. нанесение кистью, щеткой или валиком на отдельную область поверхности литейного стержня или формы слоя жидкого стекла, который играет роль клеевого слоя;

2. нанесение на клеевой слой заданной фракции хромитового песка, с целью обеспечения на его поверхности микрорельефа, который при затвердевании отливки обеспечивает повышение сопротивления возникновению ГТ, за счет создания в поверхностной зоне отливки упрочнённой мелкодисперсной структуры, представленной «дезориентированными» дендритами;
3. продувка части стержня CO_2 для отверждения адгезива и окончательного формирования функционального покрытия на основе хромитового песка.

Применение жидкого стекла в качестве адгезива для создания функционального покрытия на основе сыпучего материала (хромитового песка), объясняется рядом преимуществ данного материала. Во-первых, жидкое стекло является одним из наиболее широко распространенных связующих, используемых в литейном производстве [48]. Во-вторых, жидкое стекло обладает одновременно хорошей смачиваемостью субстрата (в качестве которого выступает поверхность литейного стержня, основой которой является кварцевый песок) и хромитового песка [211]. Хорошее смачивание материалов обуславливает высокую адгезию в отвержденном состоянии [115]. В-третьих, жидкое стекло обеспечивает хорошую адгезионную прочность при высоких температурах, что обеспечивает работоспособность функционального покрытия при заполнении песчано-глинистой литейной формы расплавом.

Среди всех существующих способов нанесения клея на поверхность субстрата метод нанесения кистью является одним из наиболее распространенных при работах, когда необходимо нанести клей на локальные участки поверхности изделия без использования трафаретов [239]. Преимуществом данного метода является его универсальность при работе с изделиями сложной конфигурации, к которым относятся литейные стержни. Метод нанесения клея кистью имеет и существенной недостаток при его использовании трудно регулировать толщину клеевой пленки, поэтому слой клея на поверхности литейного стержня часто имеет неодинаковую толщину и наплывы [239]. Наплывы приводят к тому, что на поверхности образуются многослойные, «рельефные» хромитовые покрытия, неравномерно

распределенные по поверхности. Неравномерность по толщине покрытия оказывает влияние на теплофизические процессы, которые, в свою очередь, влияют на структурообразование в поверхностной зоне затвердевающих отливок. Такое влияние не противоречит основной цели, преследуемой при использовании разработанного функционального покрытия – создания в поверхностной зоне стальной отливки структуры, представленной мелкодисперсными дезориентированными кристаллитами. Неравномерность толщины слоя покрытия, также будет способствовать развитию хаотичности в направлении роста кристаллитов в структуре поверхностного слоя, что с точки зрения предложенной в работе концепции будет препятствовать образованию ГТ в стальных отливках.

Проблема нанесения адгезива на литейный стержень или форму усугубляется тем, что жидкое стекло наносится на пористую поверхность, которая склонна к капиллярному поглощению. Глубина проникновения жидкости в пору описывается законом Пуазейля [181]:

$$x \frac{dx}{dt} = \frac{r^2 P}{8\eta}, \quad (5.1)$$

где x – глубина проникновения в пору, м;

η - вязкость клея, Па·с;

P – капиллярное давление, Па;

t – продолжительность, с;

r – радиус поры (капилляра), м.

При этом капиллярное давление рассчитывается по следующей формуле:

$$P = \frac{2\gamma_{LG}\cos\theta}{r}, \quad (5.2)$$

где θ – краевой угол смачивания, рад;

γ_{LG} – поверхностное натяжение жидкого стекла на границе раздела фаз клей – воздух, Дж/м².

Как следует из формул (5.1 и 5.2) при прочих равных условиях глубина проникновения жидкого стекла в поры литейного стержня определяется длительностью процесса (t) и радиусом пор (r). Поэтому для того, чтобы обеспечить хорошую

адгезию хромитового песка к клеевой основе, время выдержки слоя жидкого стекла после нанесения его на стержень должно быть минимальным.

Наиболее качественные равномерные клеевые слои образуются при использовании мягких щеток или валиков с низким ворсом.

Второй этап технологии создания функционального покрытия, заключается в нанесении на клеевую основу хромитового песка заданной фракции. В ходе реализации экспериментов на предприятии были опробованы два метода: 1 – методом свободной насыпки (обсыпки); 2 – механизированный способ с использованием пульверизатора-пистолета при относительно низком рабочем давлении. Вторым методом отличается высокой производительностью и поэтому был рекомендован при внедрении. Качество слоя наносимого хромитового песка не отличалось равномерностью, происходило выбивание предварительно приклеившихся зерен хромита при абразивно-эрозионном воздействии струи хромитового песка с уносом материала клеевого слоя, поэтому для обеспечения более равномерного слоя хромитового песка на определенной части стержня было предложено использовать установку кипящего слоя.

Третий, заключительный этап – отверждение жидкого стекла и окончательное формирование функционального покрытия. В условиях литейного производства существует несколько принципиально различных способов отверждения жидкого стекла: дегидратация, путем естественного испарения влаги, присутствующей в растворе жидкого стекла [48]; метод тепловой обработки, при котором испарение ускоряется за счет использования нагрева [115]; химическими реагентами, которые могут быть газообразными (углекислый газ), жидкими (сложные эфиры на основе ацетатов этиленгликоля) или твердыми (феррохромовый шлак) [98]. При реализации экспериментальных и опытно-промышленных работ, производимых в литейном цехе для отверждения жидкого стекла, использовалась продувка углекислым газом. Данный метод отличается простотой реализации и доступностью в условиях производства.

Относительно высокая чистота поверхности функционального покрытия обеспечивает смачиваемость и плотный контакт расплава с рабочей поверхностью

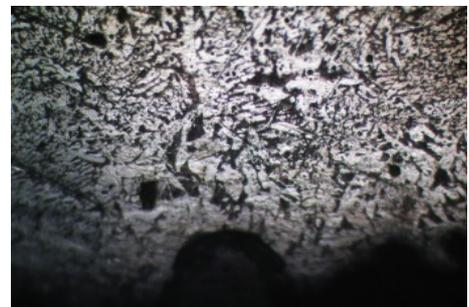
полости литейной формы. Это способствует развитию процесса формирования структуры в соответствии с механизмом, описанным в главе 4. При последующей очистке поверхности жидкое стекло легко отделяется от поверхности, а хромитовый песок дополнительно играет роль антипригарного покрытия.

На поверхности отливок в зонах использования функционального покрытия наблюдается частичное внедрение зерен хромитового песка (рисунок 5.8).

Ответственные поверхности отливки перед контролем магнитопорошковым методом подвергаются механической обработке (шлифованию), поэтому грубая (шероховатая) поверхность, образованная в результате воздействия микрофольефа функционального покрытия, устраняется.



а)



б)

Рисунок 5.8 – Хромитовый песок на поверхности стальной отливки: а – внешний вид поверхности отливки, $\times 3$; б – внедрение отдельных зерен хромитового песка, $\times 100$ (травлено)

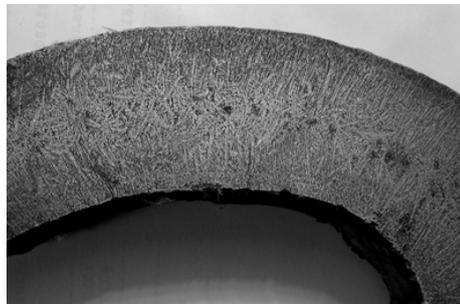
После дробеструйной очистки экспериментальные отливки, минуя этап термообработки, были осмотрены на наличие дефектов на участке неразрушающего контроля. Все отливки, изготовленные с применением функционального покрытия, прошли неразрушающий контроль и были признаны годными.

В критических, с точки зрения образования ГТ, зонах сравнивалась макроструктура стали отливок, изготовленных по обычной (рисунок 5.9 а; рисунок 5.10 а) и экспериментальной технологиям (рисунок 5.9 б, в; рисунок 5.10 б).

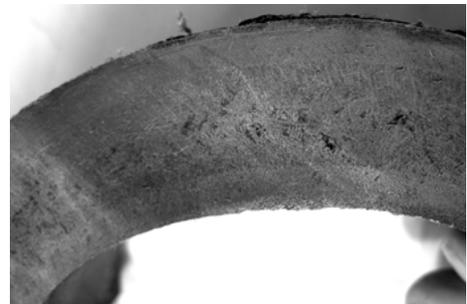
Для этого критические зоны были вырезаны, отфрезерованы, отшлифованы и протравлены.

Как следует из анализа снимков макроструктуры (рисунок 5.9 а; рисунок 5.10 а), внутренняя центральная часть стенки содержит мелкие дефекты усадочного

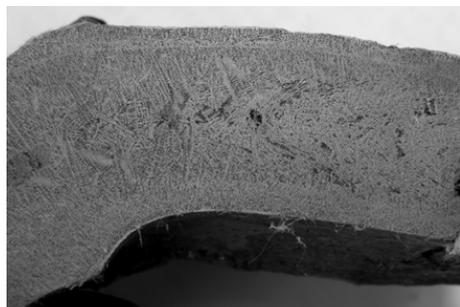
происхождения (рыхлоты), что указывает на интенсивное развитие усадочного процесса, сопровождающегося возникновением внутренних напряжений [125]. В сечениях наблюдается плотный поверхностный слой глубиной от 3 до 6 мм.



а)



б)



в)

Рисунок 5.9 – Фотографии макроструктуры образцов в зоне отливки «Рама боковая», с повышенной склонностью к образованию ГТ (R55), $\times 2$: а – обычная технология изготовления (элемент отливки с ГТ); б и в – с использованием искусственно созданного микрорельефа на поверхности (травлено)

Структура пристеночной зоны всех экспериментальных отливок, сформировавшаяся на поверхности с заданным микрорельефом, отличается мелкодисперсностью, разветвлённостью и хаотической ориентацией дендритов. Такая структура не подвержена разрушению под воздействием усадочных напряжений, вызывающих образование поверхностных ГТ. Таким образом, в поверхностной зоне отливки формируется более мелкодисперсная разветвленная (монолитная) структура, образующая своеобразную «бронировку» поверхностного слоя отливки, препятствующая образованию трещин в температурном интервале образования ГТ. Измененная структура поверхностного слоя отливки визуально отличается [125].

Анализ данных таблицы А. 7 показал, что для обоих видов отливок значение твердости в случае применения экспериментальной технологии изготовления статистически значимо отличаются от значений твердости отливок, произведенных по обычной (принятой на предприятии) технологии, и являются выше.



Рисунок 5.10 – Фотографии макроструктуры образцов в зоне отливки «Корпус автосцепки», с повышенной склонностью к образованию ГТ (R18), $\times 2$: а – обычная технология изготовления; б – с использованием искусственно созданного микрорельефа на поверхности (травлено)

Результаты сравнения значений твердости экспериментальной и контрольной групп для отливок «Рама боковая» и «Корпус автосцепки» с применением U-критерия Манна-Уитни приведены в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Результаты сравнения элементов выборки значений твердости для контрольной и экспериментальной групп отливок по U – критерию Манна Уитни с доверительной вероятностью $\alpha = 0,95$

Наименование-отливки	Количество элементов в выборках	Максимальная сумма ранга	Расчетное значение	Табличное значение
	$n_1 = n_2 = n_x$	T_x	U	$U_{кр}$
«Рама боковая»	15	329	16	64
«Корпус автосцепки»		333	12	

Толщина поверхностного слоя отливки, характеризующегося «измененной» структурой, зависит от толщины стенки, массы и конфигурации отливки, а также от температуры заливаемого металла, влажности и температуры литейной формы перед заливкой, плотности, толщины и функциональных параметров (обеспечиваемой микрорельефом) покрытия. Чаще всего она находится в диапазоне от 3 до 5 мм (рисунок 5.9 б, в).

В итоге в зонах отливки, склонных к образованию ГТ, образуются более плотная мелкодисперсная междендритная связь в масштабе макроструктуры и плотная затвердевшая корка в масштабе отливки. Вследствие этого удается повысить сопротивление растягивающим, усадочным напряжениям и, тем самым, снизить вероятность образования ГТ [125].

На основании результатов исследования, описанный способ повышения трещиностойкости внедрен в производство отливок (см. приложение В). Внедрение разработанного способа предполагает использование действующего оборудования, что не требует технического переоснащения производственных участков цеха.

Расчет годового экономического эффекта от производства продукции повышенного качества на основе изобретений и рационализаторских предложений (таблица 5.2) определяется по формуле [150]:

$$\mathcal{E} = (\Pi - E_H K) A_2, \quad (5.3)$$

где \mathcal{E} – годовое экономическое воздействие от производства продукции повышенного качества, руб.;

Π – прибыль от реализации продукции повышенного качества, руб.;

K – удельные дополнительные капитальные вложения, связанные с повышением качества продукции, руб.;

E_H – нормативный коэффициент эффективности;

A_2 – годовое количество продукции повышенного качества, шт.

Применение дополнительных материалов и операций в технологическом процессе привело к увеличению себестоимости единицы продукции, в свою очередь, сокращение брака привело к увеличению выхода годного металла, снижению

затрат на операции по идентификации дефекта и т. д. В результате общий годовой экономический эффект составил 1737 000 руб.

Таблица 5.2 – Расчет экономического эффекта от внедрения способа повышения трещиностойчивости в технологический процесс изготовления отливки «Корпус автосцепки»

Э, руб.	П, руб.	К, руб.	E_H	A_2 , шт.
1737000	193,3	6	0,15	9000

Получен патент на изобретение (приложение Б). Результаты научных исследований процессов образования ГТ в стальных отливках для ЖД транспорта, способы повышения их трещиностойчивости внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет», на кафедре «Машиностроение и материаловедение» и используются при подготовке бакалавров по направлению «Машиностроение» 15.03.01 профиль «Прогрессивные технологии литья» (см. приложение Г).

5.3 Выводы по главе 5

5.1 Разработана методика идентификации дефектов типа ГТ в стальных отливках для ЖД транспорта. Представлен алгоритм действий служб ОТК и ЦЗЛ предприятия для оперативного устранения систематического брака в стальных отливках из-за образования ГТ.

5.2 Представлены результаты исследований дефектной зоны ГТ и сопутствующие дефекты, выявленные при изучении бракованных отливок для ЖД транспорта. Продемонстрировано, как сопутствующие дефекты, обнаруживаемые в дефектной зоне, могут быть использованы для изучения механизма образования дефектов типа ГТ и помогают выявить их истинную природу образования.

5.3 Разработана методика нанесения сыпучего функционального покрытия на основе хромитового песка на литейный стержень и форму. Рассмотрены различные варианты реализации отдельных этапов нанесения покрытия.

5.4 Проведенные экспериментальные и опытно-промышленные исследования подтвердили предположение о том, что создание в поверхностном слое отливки зоны с различно ориентированными мелкими кристаллитами существенно снижает вероятность образования ГТ в критических узлах отливки. Приведены примеры использования разработанного функционального покрытия на различных отливках ответственного назначения и результаты изменения структуры в поверхностном слое изделий.

5.5 Разработан технологический способ, основанный на использовании заданного микрорельефа на поверхности литейной формы, который при затвердевании отливки обеспечивает получение упрочненного слоя (толщиной от 3 до 6 мм), способного противостоять растягивающим усадочным напряжениям и тем самым препятствовать возникновению ГТ в стальных отливках сложной конфигурации, применяемых в ЖД транспорте. Результаты работы внедрены на АО «ПО «Бежицкая сталь» (г. Брянск) при производстве отливок с годовым экономическим эффектом 1 млн 737 тыс. рублей.

5.6 Результаты научных исследований процессов образования ГТ в стальных отливках ответственного назначения, способы повышения их трещиноустойчивости внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет», на кафедре «Машиностроение и материаловедение».

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработана методика изучения дефектной зоны и идентификации дефекта ГТ, основанная на применении методов визуального контроля, оптической фрактографии боковой поверхности трещины, при использовании долома участка отливки, содержащего дефект, и анализе макро- и микроструктуры дефектной зоны, позволяющая на основании выявленных характерных признаков (морфологии трещины, степени окисления стали в прилегающей зоне, наличия/отсутствия дендритных паттернов, сопутствующих дефектов усадочного и газового происхождения) классифицировать ГТ в зависимости от механизма их образования на следующие группы: поверхностные усадочные трещины; газовые трещины; газо-усадочные трещины.

2. Уточнен критерий образования горячих трещин RDG, в котором скорость изотермы ликвидуса в зоне роста столбчатых дендритных кристаллов рассчитывается с учетом угла φ между группами соседних дендритов, который образуется при кристаллизации в узлах отливок, имеющих радиальные сопряжения конструктивных элементов. Скорость роста растущего под углом дендрита увеличивается обратно пропорционально $\cos\varphi$, что приводит к уменьшению вторичных междуосных промежутков дендритов ($\lambda_{2\perp} > \lambda_{2\angle}$), нарушению условия когерентности соседних групп дендритов, что в итоге способствует образованию ГТ в конструктивных узлах отливок, имеющих радиальные сопряжения.

3. Теоретически обосновано комплексное влияние микрорельефа поверхности литейной формы на структуру поверхностной зоны отливки и механизм образования ГТ. Разработана методика расчета формирования поверхностной зоны фасонных стальных отливок в песчано-глинистой форме с функциональным покрытием определенного микрорельефа на основе синтеза решений тепловых и кристаллизационных задач литья, учитывающих начальное распределение температуры расплава после заполнения формы, рельефность покрытия, его смачиваемость, теплообмен последнего с формой, а также условий зарождения и роста

кристаллов. Для функционального покрытия на основе хромитового песка с $K_{\phi} = 1,41$ становится справедливым равенство $b_{\text{эф}} = b_{\text{п}}$ при отношении толщины покрытия к толщине приведенного размера отливки $\delta_{\text{п}}/X_{\text{м}} \geq 0,4$; для $K_{\phi} = 1,22$ при $\delta_{\text{п}}/X_{\text{м}} \geq 0,8$. Дополнительно изучено распределение усадочных напряжений в поверхностной зоне отливки на элементах преднамеренно созданного, посредством функционального покрытия микрорельефа. Доказано, что в первоначальный момент затвердевания отливки функциональное покрытие способствует рассредоточению усадочных напряжений, а в последующем работает на срез, способствуя повышению податливости смеси в потенциальной опасной зоне для образования поверхностных ГТ.

4. Изучены основные физико-технологические свойства разработанного функционального покрытия. Методом объемной реконструкции при послойной микроскопии получены значения степени рельефности поверхности литейной формы K_{ϕ} в зависимости от размера фракции основы покрытия: для фракции 0,2 мм – $K_{\phi} = 1,22$; для фракции 0,4 мм – $K_{\phi} = 1,41$. Прочность к истиранию покрытия с $K_{\phi} = 1,22$ достигает в среднем значения 3,97 кг/мм; с $K_{\phi} = 1,41$ – 1,94 кг/мм. Осыпаемость покрытия 0,41% и 0,61% соответственно. Прочность на срез $\sigma_{\text{ср}} = 2,64 \cdot 10^{-7}$ МПа; прочность на сжатие $\sigma_{\text{сж}} = 6,6 \cdot 10^{-8}$ Мпа; прочность на разрыв $\sigma_{\text{в}} = 6,6 \cdot 10^{-7}$ Мпа. Применение функционального покрытия на основе хромитового песка приводит к появлению мелкодисперсной структуры поверхностной зоны отливки (увеличению твердости в литом состоянии на 12% по сравнению с обычной технологией изготовления), которая имеет в 2,5 раза больше количества дендритных осей на единицу поверхности по сравнению с отливкой, изготовленной без покрытия и обеспечивает получение упрочненного структурного слоя от 3 до 6 мм для приведенного размера стенки отливки от 20 до 7,5 мм соответственно.

5. Разработан технологический способ, заключающийся в создании микрорельефа на рабочей полости песчано-глинистой литейной формы, в результате нанесения функционального покрытия на основе хромитового песка определенной фракции, который приводит к формированию армированного слоя из

мелкодисперсных разнонаправленных кристаллов в поверхностной зоне отливки и препятствует образованию поверхностных ГТ. Получен патент на изобретение РФ. Результаты работы внедрены на АО «ПО «Бежицкая сталь» (г. Брянск) при производстве фасонных стальных отливок ответственного назначения с годовым экономическим эффектом 1 млн 737 тыс. рублей.

ПЕРСПЕКТИВЫ ДАЛЬНЕЙШЕЙ РАЗРАБОТКИ ТЕМЫ

Перспективы дальнейшей разработки темы заключаются в:

- оптимизации параметров микроструктуры стали поверхностной зоны отливки и методике их выявления;
- разработке математической модели, описывающей взаимосвязь параметров микроструктуры стали поверхностной зоны отливки с коэффициентом формы K_{ϕ} ;
- разработке методики для количественной оценки и разработке теоретических основ для оценки влияния параметров микроструктуры на предел прочности стали в температурном интервале образования ГТ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ГОСТ 32400-2013 Рама боковая и балка надрессорная литые тележек железнодорожных грузовых вагонов. – М.: Стандартинформ, 2020. – 105 с.
2. ГОСТ 22703-2012 Детали литые сцепных и автосцепных устройств железнодорожного подвижного состава. – М.: Стандартинформ, 2020. – 16 с.
3. ГОСТ 19200-80 Отливки из чугуна и стали. Термины и определения дефектов. – М.: Издательство стандартов, 1992. – 11 с.
4. ГОСТ 15467-79 Управление качеством продукции. Основные понятия. Термины и определения. – М.: Стандартинформ, 2009. – 21 с.
5. ГОСТ 2138-91 Пески формовочные. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ, 2005. – 6 с.
6. ГОСТ 6613-86 Сетки проволочные тканые с квадратными ячейками контрольные и высокой точности. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2006. – 11 с.
7. ГОСТ 13078-81 Стекло натриевое жидкое. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2006. – 14 с.
8. ГОСТ 977-88 Отливки стальные. Общие технические условия. – М.: Издательство стандартов, 2004. – 34 с.
9. ГОСТ Р 8.585-2001 Государственная система обеспечения единства измерений (ГСИ). Термопары. Номинальные статические характеристики преобразования. – М.: Стандартинформ, 2006. – 77 с.
10. ГОСТ Р ИСО 5479-2002 Статистические методы. Проверка отклонения распределения вероятностей от нормального распределения. – М.: Стандартинформ, 2020. – 32 с.
11. ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения. – М.: Стандартинформ, 2008. – 16 с.
12. ГОСТ 9013-59 (ИСО 6508-86) Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу по шкале НРВ. – М.: Издательство стандартов, 2001. – 7 с.

13. ГОСТ 23409.9-78 Смеси формовочные и стержневые. Метод определения осыпаемости. – М.: Издательство стандартов, 1986. – 2 с.
14. ГОСТ 10772-78 Покрытия литейные противопопригарные водные. – М.: Издательство стандартов, 2005. – 13 с.
15. ГОСТ 9070-75 Вискозиметры для определения условной вязкости лакокрасочных материалов. Технические условия. – М.: Издательство стандартов, 1994. – 9 с.
16. ГОСТ 6507-90 Микрометры. Технические условия. – М.: Издательство стандартов, 2004. – 9 с.
17. Анализ качества отливок «Рама боковая» для вагонов РЖД / Ю. Ф. Воронин, С. Ю. Воронин, Н. А. Чернышова, С. К. Бадешко // Литейщик России. – 2011.- №3. – С. 15-17.
18. Анисович, Г.А. Охлаждение отливки в комбинированной форме / Г. А. Анисович, Н. А. Жмакин. – М.: Машиностроение, 1969. – 136 с.
19. Бабаскин, Ю. З. Структура и свойства литой стали / Ю. З. Бабаскин. - Киев: Наукова думка, 1980. - 240 с.
20. Баландин, Г. Ф. Основы теории формирования отливки: в 2 ч. Ч. 1. Тепловые основы теории. Затвердевание и охлаждение отливки / Г. Ф. Баландин. - М.: Машиностроение, 1976. – 328 с
21. Баландин, Г. Ф. Основы теории формирования отливки: в 2 ч. Ч. 2. Формирование макроскопического строения отливки / Г. Ф. Баландин. - М.: Машиностроение, 1979. – 335 с.
22. Баландин, Г. Ф. Реологическое исследование трещиностойкости отливок во время их затвердевания / Г. Ф. Баландин, Л. П. Каширцев // Литейное производство. – 1978. - № 1. – С. 5-8.
23. Баландин, Г. Ф. Формирование кристаллического строения отливок. Кристаллизация в литейной форме / Г. Ф. Баландин. – М.: Машиностроение, 1973. – 288 с.
24. Баландин, Г.Ф. Литье намораживанием / Г.Ф. Баландин. – М.: Машгиз, 1960. – 262 с.

25. Баландин, Г.Ф. О силовом взаимодействии затвердевающей отливки и формы // Г.Ф. Баландин, Ю.А. Степанов // Литейное производство. – 1962. - № 4. – С. 37 – 41.
26. Баландин, Г.Ф. Силовое взаимодействие отливки и формы / Г.Ф. Баландин, Ю.А. Степанов // Взаимодействие литейной формы и отливки. Под ред. Б.Б. Гуляева. – М.: Изд-во Академии наук СССР, 1962. – С. 78 – 87.
27. Баландин, Г.Ф. Физико-химические основы литейного производства / Г.Ф. Баландин, В.А. Васильев. – М.: Машиностроение, 1971. – 216 с.
28. Батышев, А. И. Образование в стальных отливках горячих трещин в зависимости от условий затвердевания. Ч. II / А.И. Батышев, К.А. Батышев // Литейное производство. – 2017. — №9. – С. 2 – 5.
29. Батышев, А. И. Образование в стальных отливках горячих трещин в зависимости от условий затвердевания. Ч. III / А.И. Батышев, К.А. Батышев // Литейное производство. – 2017. — №10. – С. 2 – 7.
30. Батышев, А. И. Образование в стальных отливках горячих трещин в зависимости от условий затвердевания. Ч. IV / А.И. Батышев, К.А. Батышев // Литейное производство. – 2018. — №1. – С. 12 – 14.
31. Батышев, А. И. Образование в стальных отливках горячих трещин в зависимости от условий затвердевания. Ч. I / А.И. Батышев, К.А. Батышев // Литейное производство. – 2017. — №8. – С. 12 – 16.
32. Бейцун, С. В. Математическая модель процесса охлаждения расплава в сталеразливочном ковше / С. В. Бейцун, Н. В. Михайловский, В. Ф. Сапов // Металургійна теплотехніка: Збірник наукових праць Національної металургійної академії України. – Дніпропетровськ: «ПП Грек О.С.», 2006. – С.8-15.
33. Беккет, М. Способы металлографического травления: справ. изд.: [пер. с нем.] / М. Беккет, Х. Клемм. – М.: Металлургия, 1988. – 400 с.
34. Беккиус, К. Образование горячих трещин в литой стали с металлургической точки зрения / К. Беккиус // Сб. трудов 24 Международный конгресс литейщиков, 19 – 24 августа 1957 года г. Стокгольм; пер. с англ. – М.: Машгиз, 1960. – С. 124 – 156.

35. Берг, П.П. Формовочные материалы / П.П. Берг. – М.: Машгиз, 1963. – 408 с.
36. Бидуля, П. Н. Образование и предупреждение горячих трещин в стальных отливках / П. Н. Бидуля, В. Г. Грузин, В. Н. Савейко // Горячие трещины в сварных соединениях, слитках и отливках / под ред. Б. И. Медовара. – М: Из-во АН СССР, 1959 – С. 39-50.
37. Болдин, А.Н. Литейные формовочные материала. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справочник / А.Н. Болдин, Н.И. Давыдов, С.С. Жуковский и др. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
38. Борисов, В. Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка / В. Т. Борисов. – М.: Metallurgy, 1987 – 224 с.
39. Борисов, Г. П. О классификации структурных зон кристаллизующихся сплавов/ Г. П. Борисов // Литейное производство. – 1987. - №2. – С. 3 – 6.
40. Бочвар, А. А. О разрушении отливок под действием усадочных напряжений в период кристаллизации в зависимости от состава сплава / А. А. Бочвар, З. А. Свицерская // Изв. АН СССР, ОТН. – 1947. - №3. – С. 349-354.
41. Бречко, А.А. Формовочные и стержневые смеси с заданными свойствами/ А.А. Бречко, Г.Ф. Великанов. – Л.: Машиностроение, 1982. – 216 с.
42. Бройтман, О. А. Численный анализ процесса теплообмена и определение эффективных теплофизических свойств формовочных материалов на основе построения их структурных моделей: дис ... к-та тех. наук: 05.16.04 / Олег Аркадьевич Бройтман; ГОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет». – Санкт-Петербург, 2006. – 125 с.
43. Бутаков, Д. К. Грануляция стали как причина трещин в отливках / Д. К. Бутаков // Современная технология получения высококачественных стальных отливок: труды конференции / под ред. Н. С. Крещановского. М.: Машгиз, 1953.-265 с.
44. Валисовский, И. В. Оптимизация составов хромитовых жидкостекольных ХТС с кремнийорганическим отвердителем / И.В. Валисовский, В.Н. Ромашкин, Ф.А.о. Нуралиев, З.Н. Петропавловская // Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. - №3. – С. 3-5.

45. Василевский, П.Ф. Об инжекции воздуха и кристаллизации в литниковых каналах при заливке форм из стопорных ковшей / П.Ф. Василевский // Улучшение качества отливок. – Горький: Волго-Вятское кн. изд-во, 1966. – 406 с.
46. Василевский, И.В. О смачиваемости формовочных материалов жидким металлом / И.В. Василевский // Литейное производство. – 2015. - № 3. – С.8-11.
47. Василевский, И.В. Пригар на отливках / И.В. Василевский. – М.: Машиностроение, 1983. – 192 с.
48. Васильев, В. А. Физико-химические основы литейного производства / В. А. Васильев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 336 с.
49. Вдовин, К. Н. Прогнозирование трещиностойкости крупных стальных отливок / К. Н. Вдовин, А. С. Савинов, Н. А. Феоктистов// Литейное производство. – 2014. - № 12. - С. 8 - 10.
50. Вейник, А.И. Расчет отливки / А.И. Вейник. – М.: Машиностроение, 1964. – 404 с.
51. Вейник, А.И. Теория затвердевания отливки / А.И. Вейник. – М.: Машгиз, 1960. – 495 с.
52. Влияние микрогеометрии поверхности рабочей полости литейной формы на трещиностойкость стали / К.В. Макаренко, С.С. Кузовов, Д.В. Чмыхов, Д. А. Илюшкин, С.В. Денисихин // Технология металлов. – 2018. - №1. – С. 11 – 18.
53. Влияние скорости теплоотвода при кристаллизации отливок на образование горячих трещин / И. Ф. Селянин [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2006. - №4. – С. 43-44.
54. Влияние управляемой кристаллизации на структуру и свойства отливок из жаропрочных сплавов / В. В. Наумик, В. В. Клочихин, Э. И. Цивирко, В. В. Лунев // Литейное производство. – 2011. - №4. – С. 13-16.
55. Влияние химического состава стали 20Л на образование горячих трещин в тонкостенных отливках / Л. С. Константинов [и др.] // Литейное производство. – 1968. - № 4. - С. 29-31.

56. Влияние чистоты поверхности кокиля на брак чугунных труб / Я.А. Смоляницкий, А.М. Соболев, Н.Ф. Кузьменко, Г.М. Хохлов // Литейное производство. – 1973. - № 1. – С. 34.
57. Волков, В. Н. Оптимизация химсостава стали 110Г13Л для производства литых заготовок / В. Н. Волков, М. С. Зудова // Литейное производство. – 2012. - №4. – С. 10-11.
58. Воронин, Ю. Ф. Анализ качества отливок «Рама боковая» для вагонов РЖД / Ю. Ф. Воронин // Техника железных дорог. – 2010. - № 4 (12). – С. 51-55.
59. Воронин, Ю. Ф. Атлас литейных дефектов черных сплавов / Ю. Ф. Воронин, В. А. Камаев. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 328 с.
60. Воронин, Ю. Ф. К вопросу об определении причин возникновения дефектов отливок / Ю. Ф. Воронин // Литейщик России. – 2004.- №9. – С. 42-46.
61. Воронин, Ю. Ф. Методология снижения брака отливок / Ю. Ф. Воронин // Литейщик России. – 2008.- №12. – С. 22-27.
62. Воронин, Ю. Ф. О повышении качества и надежности железнодорожной отливки «рама боковая» / Ю. Ф. Воронин С. Ю. Воронин // Литейное производство. – 2012. - № 5. - С. 13-15.
63. Воронин, Ю. Ф. Системный подход к процессу возникновения и ликвидации горячих трещин / Ю. Ф. Воронин, О. В. Лобачева, А. В. Матохина // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2015.- №2. – С. 53-59.
64. Выгоднер, Л. Ф. Повышение трещиностойчивости стальных отливок / Л. Ф. Выгоднер, Г. Г. Карев, В. И. Справник // Литейное производство. -1988. - № 4. - С. 26 – 27.
65. Гаврилин, И. В. Усадка отливок при затвердевании/ И. В. Гаврилин // Литейное производство. - 1998 . – № 10. – С. 10-11.
66. Герчиков, А.М. Напряжения и деформации в коробчатых отливках от сопротивления формы / А.М. Герчиков, О.Ю. Коцюбинский // Взаимодействие литейной формы и отливки. Под ред. Б.Б. Гуляева. – М.: Изд-во Академии наук СССР, 1962. – С. 131 – 135.

67. Гиршович, Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. – Машиностроение, 1966. – 562 с.
68. Голод, В. М. Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа / В. М. Голод, К. Д. Савельев, А. С. Басин. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2008. – 372 с.
69. Голод, В. М. Теория, компьютерный анализ и технология стального литья / В. М. Голод, В. А. Денисов; под общ. ред. В. М. Голода. – СПб: ИПЦ СПГУТД, 2007. – 610 с.
70. Голод, В. М. Эволюционная модель кристаллизации стали / В. М. Голод // Труды СПбГТУ. – 2009. – № 510. – С. 242 – 257.
71. Горелов, В. Г. Оптимизация технологии получения низколегированных сталей с использованием присадки силикобария для повышения трещиностойкости отливок / В. Г. Горелов, О. Б. Крючков, Д. Л. Пономарев // Литейщик России. – 2004.- №11. – С. 16-18.
72. Готтштайн, Г. Физико-химические основы материаловедения / Г. Готтштайн; пер. с англ. К. Н. Золотовой, Д. О. Чаркина; под ред. В. П. Зломанова. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2013. – 400 с.
73. Гребенюк, В.П. Образование и устранение трещин в стальных отливках / В.П. Гребенюк, В.А. Ефимов, В.Н. Сапко // Литейное производство. – 1962. - № 4. – С. 31 – 33.
74. Григорович, В. К. Твердость и микротвердость металлов / В. К. Григорович. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
75. Григорьев, А. Я. Физика и микрогеометрия технических поверхностей / А. Я. Григорьев; Национальная академия наук Беларуси, Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого. - Минск : Беларуская навука, 2016. - 247 с.
76. Грузман, В. М. Анализ причин вспышки брака серийной отливки / В. М. Грузман // Литейное производство. – 2004. - №6. – С. 27-28.
77. Грузных, И. В. Линейная усадка стальных отливок / И. В. Грузных // Литейное производство. – 1980. - №12. - С. 5 – 6.

78. Грузных, И. В. Особенности развития усадочных деформаций в стальных отливках / И. В. Грузных, М. А. Дружевский // Литейное производство. – 1992. - №6. - С. 9 - 10.
79. Грузных, И. В. Расчет стойкости стальных отливок против образования горячих трещин / И. В. Грузных, Н. П. Рычков // Литейное производство. – 1979. - № 8. – С. 6-8.
80. Грузных, И. В. Технологическая проба на горячие трещины в стальных отливках / И. В. Грузных, Ю. А. Нехендзи. // Литейное производство. – 1961. - №6. – С. 7-9.
81. Гузман, И.Я. Высокоогнеупорная пористая керамика /И.Я. Гузман. М.: Металлургия, 1971. – 208 с.
82. Гуляев, Б. Б. Затвердевание и неоднородность стали / под ред. Ю. А. Нехендзи. – Л.-М.: Metallurgizdat, 1950. – 228 с.
83. Гуляев, Б. Б. Затвердевание металлов: Труды второго совещания по теории литейных процессов / Б. Б. Гуляев.- М.: Машгиз, 1958. - 533 с.
84. Гуляев, Б. Б. Литейные процессы / Б. Б. Гуляев. - М.: Машгиз.,1960. - 416 с.
85. Гуляев, Б. Б. Теория литейных процессов / Б. Б. Гуляев. - Л.: Машиностроение, 1976. – 211 с.
86. Гуляев, Б. Б. Усадочные процессы в металлах: Труды третьего совещания по теории литейных процессов / Б. Б. Гуляев.- М.: Издательство Академии наук СССР, 1960. - 284 с.
87. Гуляев, Б.Б. Поверхность отливки / Б.Б. Гуляев // Формирование качества поверхности отливок. – М.: Наука, 1969. – С. 7 – 10.
88. Давыдов, Н.И Литейные противопопригарные покрытия. Справочник / Н.И. Давыдов. – М.: Машиностроение, 2008. – 204 с.
89. Деев, В. Б. Технологические приемы снижения горячеломкости литейных сплавов / В. Б. Деев, И. Ф. Селянин, В. Ф. Горюшкин, С.А. Цецорина // Заготовительные производства в машиностроении. – 2008. - №6. – С. 10-12.

90. Дементьев, В. Б. О глубинном легировании стальных деталей при литье по газифицируемым моделям / В. Б. Дементьев, П. Г. Овчаренко, А. Ю. Лещев // Литейное производство. – 2011. - №8. – С. 29-31.
91. Десницкий, В.В. Исследование деформационно-прочностных характеристик материалов формы при затвердевании металла / В.В. Десницкий, Е.О. Ольховик, Р.А. Молчанюк // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. - № 1. – С. 16 – 18.
92. Дефекты стальных слитков и проката: справ. изд. / В. В. Правосудович, В. П. Сокуренок, В. Н. Данченко и др. – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 384 с.
93. Дружевский, М. А. Деформационные процессы в стальных отливках/ М. А. Дружевский// Литейное производство. - 2003. - № 12. – С. 4 - 6.
94. Дульнев Г. Н. Теплопроводность смесей и композиционных материалов: справочная книга / Г. Н. Дульнев, Ю. П. Заричняк. - Л: Энергия, 1974. – 264 с.
95. Евлампиев, А. А. Диагностика причин образования газовых дефектов / А. А. Евлампиев, Е. А. Чернышов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. - №1. – С. 6-9.
96. Евлампиев, А. А. К вопросу о связи неметаллических включений и усадочных дефектов в отливках / А. А. Евлампиев, Е. А. Чернышов, М. А. Шведов // Литейщик России. – 2010.- №8. – С. 43-45.
97. Ефимов, В. А. Технологии современной металлургии / В.А. Ефимов, А.С. Ельдарханов. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
98. Жуковский, С.С. Холоднотвердеющие связующие и смеси для литейных стержней: Справочник / С.С. Жуковский. – М.: Машиностроение, 2010. – 256 с.
99. Журавлев, В. А. Затвердевание и кристаллизация сплавов с гетеропереходами (физические основы, теория, эксперименты, практика) / В. А. Журавлев. – М.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Институт компьютерных исследований, 2006. – 560 с.

100. Журавлев, В.А. О механизме образования пор при кристаллизации сплавов / В.А. Журавлев, В.М. Колодкин, С.П. Бакуменко, В.В. Окатьев // *Металлы*. – 1986. - №3. – С. 61-65.
101. Иванов, М. А. Влияние скорости охлаждения сплава на процесс образования трещин в отливках / М. А. Иванов, В. И. Швецов // *Литье и металлургия*. – 2013. – № 3 (72). – С. 106 - 108.
102. Излом боковой рамы тележки грузового вагона. Анализ технологии производства, пути устранения дефектов / А. В. Монастырский [и др.] // *Литейное производство*. – 2012. - №11. – С. 21-24.
103. Илюхин, В.Д. Исследование силового взаимодействия затвердевающей отливки с формой и образование горячих трещин: дис ... к-та тех. наук : 05.16.04 / Виктор Дмитриевич Илюхин; Московский автомех. ин-т. – Москва, 1975. - 192 с.
104. Исследование влияния вибрации на процесс усадки и кристаллизации сплавов / И. Ф. Селянин, С. В. Морин, Р. М. Хамитов и др. // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2005. - №3. – С. 15-17.
105. Карножицкий, В.Н. Контактный теплообмен в процессах литья / В.Н. Карножицкий. – К.: Наукова думка, 1978. – 300 с.
106. Кобзарь, А. И. Прикладная математическая статистика. Для инженеров и научных работников / А.И. Кобзарь. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 816 с.
107. Коваленко, В. С. Металлографические реактивы: справ. изд. / В. С. Коваленко. – М.: Металлургия, 1981. – 120 с.
108. Комбалов, В.С. Влияние шероховатости твердых тел на трение и износ / В.С. Комбалов. – М.: Наука, 1974. – 112 с.
109. Кононенко, В. К. Определение модуля упругости сплава в высокотемпературной области и интервале кристаллизации / В. К. Кононенко, Л. П. Каширцев, Б. М. Драпкин // *Литейное производство*. – 1989. - №2. – С. 7-8.
110. Кононенко, В. К. Применение упругих характеристик сплавов для расчета питания отливок / В. К. Кононенко, В. А. Токарев // *Технология металлов*. – 2000. - №4. – С. 6-8.

111. Кононенко, В. К. Проблемы горячеломкости и питания отливок в связи с изменениями свойств сплавов в интервале кристаллизации / В. К. Кононенко, В. А. Токарев // Заготовительные производства в машиностроении. – 2004. - №2. – С. 3-8.
112. Константинов, Л. С. Напряжения, деформации и трещины в отливках / Л. С. Константинов, А. П. Трухов. – М.: Машиностроение, 1981. – 199 с.
113. Константинов, Л. С. Рассредоточение усадочной деформации как метода предотвращения трещин в отливках / Л. С. Константинов, В. Д. Илюхин // Литейное производство. – 1975. - № 1. – С. 20-21.
114. Копп, И. З. Влияние поверхности на кипение жидкостей / И. З. Копп // Достижения в области исследования теплообмена и гидравлики двухфазных потоков в элементах энергооборудования: сб. науч. тр. – Л., 1973. - С. 258-274.
115. Корнеев, В.И. Растворимое и жидкое стекло / В.И. Корнеев, В.В. Данилов. – СПб.: Стройиздат, 1996. – 216 с.
116. Корольков, А. М. Литейные свойства металлов и сплавов / А. М. Корольков. – М.: Наука, 1967. – 200 с.
117. Корольков, А. М. Усадочные явления в сплавах и образование трещин при затвердевании / А. М. Корольков. – М.: Изд-во АН СССР, 1957. – 72 с.
118. Коротченко, А. Ю. К вопросу образования горячих трещин в отливках / А. Ю. Коротченко // Литейщик России. – 2011.- №12. – С. 17-21.
119. Коротченко, А. Ю. Развитие научных и технологических основ получения фасонных литых заготовок в песчаных формах без усадочных дефектов и горячих трещин: дис ... д-ра тех. наук: 05. 16. 04 / Андрей Юрьевич Коротченко; Москва, 2014. – 306 с.
120. Костенецкий, С. В. Предотвращение трещин под прибылями массивных стальных отливок / С. В. Костенецкий, В. А. Денисов, Н. П. Бияк, Г. А. Максименко, Ю. П. Башкарев // Литейное производство. – 1979. - № 6. – С. 23-24.
121. Кретов, Е.Ф. Особенности ультразвукового контроля стальных отливок / Е.Ф. Кретов // В мире НК. – 2011. – №2 (52). – С. 13 – 14.

122. Кузовов, С.С. Анализ влияния химического состава стали на образование горячих трещин в отливках / С.С. Кузовов, К.В. Макаренко, Н.В. Дмитриева // Литейное производство. – 2018. – №2. – С. 17 – 19.
123. Кузовов, С.С. Методика исследования дефектов типа «горячая трещина» / С.С. Кузовов, К.В. Макаренко, Н.А. Жижкина // Известия вузов. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59. - №11. – С. 799 – 805. 209
124. Кузовов, С.С. Особенности образования горячих трещин в условиях непостоянства температуры заливки стальных отливок / С. С. Кузовов, К. В. Макаренко, Д. А. Илюшкин // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2014. — № 3. – С. 38 – 41.
125. Кузовов, С.С. Повышение трещиностойкости стальных отливок путем нанесения функционального покрытия на рабочую полость литейной формы / С.С. Кузовов, К.В. Макаренко // Литейное производство. – 2017. — №4. – С. 13 – 17.
126. Кулик, Г.Н. О дефектной зоне слитка и ее расположении в теле заготовки / Г.Н. Кулик // Металлообработка. – 2014. - №6 (84). – С. 23 – 25.
127. Кульбовский, И. К. О влиянии температуры заливки и химсостава стали 20ГЛ на образование горячих трещин в железнодорожных отливках / И. К. Кульбовский, Е. А. Тупатилов, В. Н. Михайлов // Литейное производство. - 2010. - № 7. - С. 5-9.
128. Куманин, И. Б. Вопросы теории литейных процессов. Формирование отливок в процессе затвердевания и охлаждения сплава / И. Б. Куманин. – М.: Машиностроение, 1976. – 216 с.
129. Курц, У. Фундаментальные основы затвердевания / У. Курц, Д. Фишер. – М. – Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2013. – 300 с.
130. Ладыженский, Б. Н. Выплавка стали для фасонного литья / Б. Н. Ладыженский, В. П. Тунков. - М.: Машгиз, 1954. - 384 с.
131. Лапотышкин, Н. М. Трещины в стальных слитках / Н. М. Лапотышкин, А. В. Лейтес. – М.: Металлургия, 1969. – 112 с.
132. Литейное производство: учеб. / В.Д. Белов [и др.]; под общ. ред. В.Д. Белова. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. – 487 с.

133. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: справочник / А.Н. Болдин, Н.И. Давыдов, С.С. Жуковский и др. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
134. Литье в кокиль / С. Л. Бураков, А. И. Вейник, Н. П. Дубинин и др. Под ред. А. И. Вейника. – М.: Машиностроение, 1980. – 415 с.
135. Макаренко К. В. Влияние фактора растворенных в металле газов на морфологию горячих трещин в стальных отливках / К. В. Макаренко, С. С. Кузовов, А. В. Пушкарев, В. Н. Антохин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2016. — №12. – С. 3 – 8.
136. Макаренко, К. В. Использование критерия Ниямы для прогнозирования мест образования трещин в отливках / К. В. Макаренко, С. С. Кузовов //Литейщик России. — 2015. — № 1 — С. 18—22.
137. Макаренко, К.В. Влияние дефектов группы «несплошностей» на механизм образования горячих трещин в стальных отливках [Текст] / К. В. Макаренко, С. С. Кузовов // Инновационные материалы и технологии в машиностроительном производстве: материалы II Международной заочной конференции / отв. ред. А. А. Веселовский. – Орск: ОГТИ ОГУ, 2013. – С. 141-144.
138. Макаренко, К.В. Влияние структуры металла на механизм образования горячих трещин в отливках из стали 20ГЛ / К.В. Макаренко, С.С. Кузовов // Литейное производство. – 2016. — №12. – С. 6 – 10.
139. Макаренко, К.В. Исследование влияния микрорельефа поверхности рабочей полости литейной формы на формирование структуры в поверхностном слое стальных отливок / К.В. Макаренко, С.С. Кузовов, Н.В. Дмитриева // Технология металлов. – 2018. - №8. – С. 20 – 24.
140. Макаренко, К.В. Механические аспекты образования в отливках горячих трещин/К. В. Макаренко, С. С. Кузовов, О. А. Лесюнина //Литейное производство. – 2013. — № 2. – С. 5 – 8.
141. Макаренко, К.В. Структурные исследования дефекта горячая трещина / К.В. Макаренко, С.С. Кузовов, М.А. Шумаков, В.Н. Антохин // Литейное производство. – 2016. — №7. – С. 6 – 9.

142. Макаренко, К. В. О влиянии силового взаимодействия в системе покрытие-отливка-форма/стержень на образование горячих трещин / К.В. Макаренко, С.С. Кузовов // Литейное производство. – 2021. — №3. – С. 24 – 27.
143. Макаров, Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин; под ред. Э. Л. Макарова. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487 с.
144. Максименко, Г. А. Залеченные трещины в стальных отливках / Г. А. Максименко // Литейное производство. – 1964. - № 1. – С. 25.
145. Мамина, Л.И. Формовочные материалы / Л.И. Мамина, Б.А. Кулаков. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2011. – 344 с.
146. Марковец, М. П. Определение механических свойств металлов по твердости / М. П. Марковец. – М.: Машиностроение, 1979. – 191 с.
147. Мартыненко, С. В. Использование компьютерных методов для повышения качества крупногабаритных тонкостенных стальных отливок / С. В. Мартыненко, О. М. Огородникова, В. М. Грузман // Литейное производство. – 2009. - № 11. – С. 21-26.
148. Математическая модель вероятности образования горячих трещин в отливках/ С.И. Рыбачук, В.В. Десницкий, И.Н. Примак и др.// Литейное производство. – 1980. - №3. - С. 2-3.
149. Меськин, В. С. Основы легирования стали. – М.: Metallurgy, 1964. – 684 с.
150. Методика (основные положения) определения экономической эффективности использования в народном хозяйстве новой техники, изобретений и рационализаторских предложений Утв. ГКНТ СССР, Госпланом СССР, АН СССР, ГКИО СССР 14.02.77. N 4816/13/3 – М., 1977. 54 с.
151. Михайлов, А. М. О распределении легирующих элементов в поверхностно-упрочненных отливках / А. М. Михайлов, В. И. Самсонов, А. Ф. Сидохин // Известия вузов. Черная металлургия. – 1969. - №5. – С. 153-157.
152. Михайлов, А. М. Поверхностное легирование фасонных отливок / А. М. Михайлов, М. И. Серебряков // Литейное производство. – 1957. - №6. – С. 18-22.

153. Михайлов, В. Н. Применение компьютерного моделирования стальной отливки «Рама боковая» с целью выявления литейных дефектов / В. Н. Михайлов, Д. С. Краснятов // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2008. – Т. 18-№ 2. – С. 117-118.
154. Мовчан, Б. А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах / Б. А. Мовчан – Киев: Техніка, 1970. – 212 с.
155. Монастырский, А. В. Особенности моделирования возникновения трещин в отливках на примере СКМ ЛП «ПолигонСофт» / А. В. Монастырский, А. Ф. Смыков // Литейное производство. – 2010. - № 12. – С. 13-14.
156. Морозейский, Л. И. Исследование отливки широких слябов в кристаллизаторы с волнистой поверхностью/ Л. И. Морозейский, О. А. Митенев// Проблемы стального слитка. Физико-химические процессы кристаллизации стальных слитков. - М.: Металлургия, 1967. - №2. -С. 439-447.
157. Мэттьюз, Ф. Композиционные материалы. Механика и технология / Ф. Мэттьюз, Р. Ролингс. – М.: Техносфера, 2004. – 408 с.
158. Неуструев, А.А. Разработка САПР технологических процессов литья / А.А. Неуструев, В.С. Моисеев, А.Ф. Смыков. – М.: Экомет, 2005. – 216 с.
159. Нехендзи, Ю. А. Стальное литье / Ю.А. Нехендзи – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1948. – 767 с.
160. Новиков, И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов / И. И. Новиков. – М.: Наука, 1966. – 300 с.
161. Новое в области испытаний на микротвердость: сб. науч. тр. / под ред. М.М. Хрущева. – М.: Наука, 1974. – 272 с.
162. Нуралиев, Ф. А. о. О выбиваемости хромитовых жидкостекольных смесей холодного твердения / Ф. А.о. Нуралиев, И. В. Валисовский // Литейное производство. – 1993. - №2-3. – С. 10-11.
163. Нуралиев, Ф. А.о. Самотвердеющие хромитовые смеси на основе металлофосфатного связующего / Ф. А.о. Нуралиев, И. В. Валисовский // Литейное производство. – 1992. - №8. – С. 14-15.

164. О технологичности конструкции отливки рама боковая / А. А. Евлампиев, Е. А. Чернышов, М. А. Шведов, А. В. Королев // Литейное производство. – 2013. - №9. – С. 16-19. 210
165. Об образовании газовых дефектов в стальных отливках / Е. А. Чернышов [и др.] // Литейное производство. – 2012. - №8. – С. 23-25.
166. Оболенцев, Ф. Д. Качество литых поверхностей / Ф. Д. Оболенцев. – М.-Л.: Машгиз, 1961. – 182 с.
167. Овсиенко, Д. Е. Зарождение и рост кристаллитов из расплава / Д. Е. Овсиенко. – Киев: Наукова думка, 1994. – 252 с.
168. Огородникова, О. М. Напряженно-деформированное состояние металла в эффективном интервале кристаллизации / О. М. Огородникова // Литейное производство. – 2012. - №9. – С. 21-23.
169. Огородникова, О. М. Остаточные напряжения в отливках / О. М. Огородникова // Литейное производство. – 2011. - №3. – С. 33-37.
170. Огородникова, О. М. Прогнозирование кристаллизационных трещин в стальных отливках / О. М. Огородникова, С. В. Мартыненко, В. М. Грузман. // Литейное производство. – 2008. - №10. – С. 29-34.
171. Огородникова, О. М. Формирование высокотемпературных дефектов в двухфазных металлических структурах / О. М. Огородникова // Известия вузов. Физика. - 2011. - Т.54. - №1/3.- С. 144-149.
172. Ольховик, Е. О. Разработка механической концепции образования горячих трещин в стальных отливках / Е. О. Ольховик, В. В. Десницкий // Литейщик России. – 2007.- №11. – С. 21-25.
173. Ольховик, Е.О. Экспериментальное исследование силового взаимодействия между отливкой и формой в период затвердевания / Е.О. Ольховик, В.В. Десницкий, Р.А. Молчанюк // Литье и металлургия. – 2006. - № 4 (40). – С. 101 – 103.
174. Оно, А. Затвердевание металлов / А. Оно. – М.: Металлургия, 1980. – 152 с.
175. Пат. 2579329 РФ, МПК В22D 27/20. Способ измельчения зерна стали в поверхностном слое отливки / Макаренко К. В., Кузовов С. С.; заявитель и

- патентообладатель ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет» (RU). - № 2014143374/02; заявл. 27.10.2014; опубл. 10.04.2016, Бюл. № 10.
176. Петрунин, И.Е. Металловедение пайки / И.Е. Петрунин, И.Ю. Маркова, А.С. Екатова. – М.: Металлургия, 1976. – 264 с.
177. Пикунов, М. В. Плавка металлов. Кристаллизация сплавов. Затвердевание отливок / М. В. Пикунов. учебник. - М.: МИСиС, 2005. - 416 с.
178. Поздняков, А. В. Горячеломкость литейных алюминиевых сплавов : моногр. / А. В. Поздняков, В. С. Золоторевский, М. Г. Хомутов. – М. : Изд. Дом МИСиС, 2014. – 88 с.
179. Поляков, С. Новая форма критерия Нияма для предсказания пористости при затрудненной усадке отливок из Al-Cu сплавов / С. Поляков, А. Ю. Коротченко, Ю. Баст // Литейщик России. – 2012.- №4. – С. 23-30.
180. Попель, С.И. Поверхностные явления в расплавах /С.И. Попель. – М.: Металлургия, 1994. – 440 с.
181. Поциус, А.В. Клеи, адгезия, технология склеивания / А.В. Поциус // Пер. с англ. под ред. Комарова Г.В. – СПб.: 2007. – 376 с.
182. Пржибыл, Й. Некоторые вопросы литейной теории / Й. Пржибыл; Пер. с чешс. – М.: Машгиз, 1961. – 140 с.
183. Пржибыл, Й. Теория литейных процессов. Основные вопросы теории и примеры приложений / Й. Пржибыл // Пер. с чешского. – М.: Мир, 1967. – 328 с.
184. Прогноз образования горячих трещин и расчет коробления отливок в СКМ ЛП «ПолигонСофт» / А. В. Монастырский, А. Ф. Смыков, В. А. Панкратов, А. И. Александрович, М. Б. Соловьев // Литейное производство. – 2009. - №10. – С. 27-30.
185. Производство стальных отливок: учебник для вузов / Л. Я. Козлов, В. М. Колокольцев, К. Н. Вдовин [и др.] / под ред. Л. Я. Козлова. — М. :МИСИС, 2003. — 352 с.
186. Пронов, А. П. Кристаллизация стального слитка / А. П. Пронов. - М.: Академия наук СССР, 1960. - 151 с.

187. Прохоров, Н. Н. Пластичность кристаллизующихся металлов / Н. Н. Прохоров // Литейное производство. – 1962. - №4. – С. 27-30.
188. Прохоров, Н. Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при литье / Н. Н. Прохоров // Литейное производство. – 1962. - №4. – С. 24-27.
189. Прохоров, Н. Н. Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации / Н. Н. Прохоров. – М.: Металлургия, 1979. – 248 с.
190. Пустыльник, Е. И. Статистические методы анализа и обработки наблюдений / Е. И. Пустыльник. – М.: Наука, 1968. – 288 с.
191. Раддл, Р. У. Затвердевание отливок: [пер. с англ.] / Р. У. Раддл. - М. Машгиз, 1960. - 391 с.
192. Развитие теории трещиностойкости отливок / М. А. Иванов, В. И. Швецов, Е. Л. Волосатова, Д. В. Изотов // Вестник ЮУрГУ. – 2011. - №36. – С. 48-50.
193. Ромашкин, В. Н. Условия образования горячих трещин в отливках при использовании ХТС / В. Н. Ромашкин, А. А. Бречко, Г. Ф. Великанов // Литейное производство. – 1985. - № 1. – С. 24.
194. Рыжиков, А. А. Внутреннее строение отливок из стали, склонной к образованию трещин / А. А. Рыжиков [и др.] // Литейное производство. – 1974. - № 3. – С. 30.
195. Рыжиков, А. А. Теоретические основы литейного производства / А. А. Рыжиков. – М.: МАШГИЗ. 1961. – 440 с.
196. Рябин, В.А., Остроумов М.А., Свит Т.Ф. Термодинамические свойства веществ. Справочник / В. А. Рябин, М.А. Остроумов, Т.Ф. Свит. - Л.: Химия, 1977. — 392 с.
197. Савинов, А. С. Методологические основы оценки и прогнозирования напряженно-деформированного состояния системы «отливка-форма» для предупреждения образования горячих трещин в фасонных отливках: дис ... д-ра тех. наук: 05.16.04 / Александр Сергеевич Савинов; Магнитогорский ГТУ им. Г. И. Носова. – Магнитогорск, 2016. – 395 с.
198. Сварика, А.А. Покрытия литейных форм /А.А. Сварика. – М.: Машиностроение, 1977. – 216 с.

199. Сварика, А.А. Формовочные материалы и смеси: Справочник / А.А. Сварика. – К.: Техніка, 1983. – 144 с.
200. Семенов, В. И. Затвердевание литейных сплавов: В 2 ч. Ч. 1. Подходы, концепция самоорганизации, принципы и механизмы. – М.: Спутник +, 2014. – 219 с.
201. Семенов, В. И. Ключевые факторы адаптации дендритной структуры отливок к однонаправленному теплоотводу / В. И. Семенов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. - №10. – С. 7-14
202. Силовое взаимодействие формы и отливки из чугуна с шаровидным графитом / В.Л. Лапин, А.Д. Срыбник, И.А. Шапранов, В.К. Яровой // Литейное производство. – 1975. - № 2. – С. 26 – 28.
203. Скок, Ю. Я. Механические свойства стали при температурах вблизи солидуса / Ю. Я. Скок: препринт. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1983. – 66 с.
204. Слёзкин, Н. А. Динамика вязкой несжимаемой жидкости / Н. А. Слёзкин. – М.: Государственное издательство технико-теоретической литературы, 1955. – 521 с.
205. Специальные способы литья: справочник / В. А. Ефимов, Г. А. Анисович, В. Н. Бабич и др.; под общ. ред. В. А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – 436 с.
206. Стаевски, П. М. Влияние температурного поля на появление горячих трещин в отливках / П. М. Стаевски, М. Н. Георгиев, Б. И. Панчовска// Литейное производство. – 1988. - №5. - С.10-11.
207. Статистика для менеджеров с использованием Microsoft Excel: 4 –е изд., [пер. с англ.] / М. Дэвид [и др.]. – М. – СПб. – Киев: Вильямс, 2005. – 1312 с.
208. Степанов, Ю. А. Роль трения отливки о форму при образовании горячих трещин/ Ю. А. Степанов // Известия ВУЗов. Машиностроение. – 1960. - № 4. – С. 86 – 94.
209. Степанов, Ю.А. Способ оценки податливости формовочных и стержневых смесей / Ю.А. Степанов // Серия «Передовой научно-технический и производственный опыт». – М.: ЦИТЭИН, 1960. – 22 с.
210. Теплофизические свойства веществ: Справочник / Под ред. Н. Б. Варгафтика. – М; Л : Госэнергоиздат, 1956. – 367 с.

211. Технология литейного производства: формовочные и стержневые смеси: учебное пособие для вузов / С. С. Жуковский, А. Н. Болдин, А. И. Яковлев [и др.]; под ред. С. С. Жуковского — Брянск: БГТУ, 2002. — 470 с.
212. Технология нанесения многокомпонентных упрочняющих покрытий на стальные детали / М. А. Гурьев, Д. С. Фильчаков, И. А. Гармаева, С. Г. Иванов и др. // Ползуновский альманах. – 2012. - №1-1. – С. 73-78.
213. Тимофеев, Г. И. Механика сплавов при кристаллизации слитков и отливок / Г. И. Тимофеев. - М.: Металлургия, 1977. - 160 с.
214. Трубицын, Н. А. Влияние технологии и конструкции на образование горячих трещин в стальных отливках / Н. А. Трубицын, В. Д. Харченко // Литейное производство. – 1976. - № 10. – С. 12-15.
215. Трубицын, Н. А. Влияние торможения линейной усадки на трещиностойкость стальных отливок / Н. А. Трубицын // Литейное производство. – 1962. - №4. – С. 34-37.
216. Трубицын, Н. А. Механизм образования горячих трещин в стальных отливках / Н. А. Трубицын // Литейное производство. – 1962. - №4. – С. 33-34.
217. Трухов, А. П. Расчет склонности отливок к образованию горячих трещин / А. П. Трухов // Литейное производство. – 1980. - №10. – С. 4-6.
218. Утевский, Л. М. Электронно-микроскопическая фрактография (альбом) / Л. М. Утевский, М. И. Иваненков, А. П. Окенко, С. М. Полонская. – М.: Металлургия, 1973. – 44 с.
219. Федоров, В. Г. Причины появления межкристаллитных трещин в стальных отливках/ В. Г. Федоров// Литейное производство. - 1972. - № 7. - С. 7 – 10.
220. Федосов, С.А. Определение механических свойств материалов микроинден-тированием: Современные зарубежные методики /С.А. Федосов, Л. Пешек. – М.: Физический факультет МГУ, 2004. – 100 с.
221. Физическое металловедение: В 3-х т., 3-е изд., перераб. и доп. / под ред. Кана Р. У., Хаазена П. Т.2: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами: [пер. с англ.]. – М.: Металлургия, 1987. – 624 с.

222. Флемингс, М.С. Процессы затвердевания / М.С. Флеменгс, Пер. с англ. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
223. Фрактография и атлас фрактограмм: справ. изд. / пер. с англ. под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 490 с.
224. Хворинов, Н. И. Кристаллизация и неоднородность стали / Н. И. Хворинов. – М.: Машгиз, 1958. – 392 с.
225. Хенкин, В. И. Дефекты отливок: учеб. пособие / В. И. Хенкин. – Брянск: БГТУ, 1997. – 127 с.
226. Херлах, Д. Метастабильные материалы из переохлажденных расплавов / Д. Херлах, П. Галенко, Д. Холланд-Мориц. – М.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Ижевский институт компьютерных исследований, 2010. – 496 с.
227. Холодильник для отливок. С.А. Шевчук, Б.В. Ратников, Н.Д. Егоркин, В.Е. Гайдеров. Патент № 398331. Публикация патента 26.11.1974. МКИ В22 D15/00, В22 D27/04
228. Цибрик, А.Н. Основы структурно-геометрического упрочнения деталей / А.Н. Цибрик, М.И. Аверченков, В.А. Цибрик. – Киев: Наукова думка, 1979. – 180 с.
229. Цибрик, А.Н. Физико-химические процессы в контактной зоне металл – форма / А.Н. Цибрик. – К.: Наукова думка, 1977. – 210 с.
230. Чернышов, Е.А. Технологические решения при литье в песчаные формы, обеспечивающие получение отливок высокого качества на стадии проектирования литейной технологии / Е.А. Чернышов, А.А. Евлампиев // Международный журнал экспериментального образования. – 2013. – № 11 (Ч. 1) – С. 81 – 84
231. Чиркин, В.С. Теплофизические свойства материалов. Справочное руководство / В.С. Чиркин. – М.: Физматгиз, 1959, - 356 с.
232. Чмыхов, Д. В. Моделирование процесса объемной реконструкции исследуемой поверхности при компьютерной микроскопии: дис ... канд. тех. наук : 05.13.18 / Дмитрий Владимирович Чмыхов; Брянский ГТУ. – Брянск, 2009. – 159 с.

233. Чуркин, Б. С. Теория литейных процессов: учеб. / под ред. Э. Б. Гофмана. – Екатеринбург, 2006. – 454 с.
234. Шагалов, В. Л. Технологическая проба для испытания стали на трещиностойчивость / В. Л. Шагалов, С. И. Попов // Литейное производство. - 1989. - №5. - С.7-8.
235. Шатов, А. Я. Линейная усадка стальных отливок, ее связь с диаграммой состояния Fe-Fe₃C / А. Я. Шатов, Д. А. Бойков, А. А. Ступак // Вестник Брянского ГТУ. – 2007. - №2(14). – С. 20-26.
236. Шатов, А. Я. О горячеломкости литых сталей / А. Я. Шатов, В. Н. Яковлев, Л. С. Константинов // Литейное производство. – 1979. - № 8. – С.8-9.
237. Шатов, А. Я. Условия разрушения литых сталей вблизи температур кристаллизации / А. Я. Шатов // Вестник БГТУ. – 2004. - №4. – С. 28-31.
238. Шибеев, Е.А. Влияние податливости смеси на дефект отливок в виде трещин / Е.А. Шибеев, И.П. Москвин, Ю.Е. Танакова // Омский научный вестник. – 2017. - №6. – С. 19 – 23.
239. Шилдз, Дж. Клеящие материалы: Справочник / Дж. Шилдз // Пер. с англ. / пер. Ю.А. Геращенко и др.; Под ред. В.П. Батизата. – М.: Машиностроение, 1980. – 368 с.
240. Шиханов, Д. В. Инженерный анализ причин изломов боковой рамы вагонной тележки / Д. В. Шиханов, В. В. Воронеж // Мир транспорта. – 2015. - №2. – С. 50-56.
241. Шпейзман, В. М. Жидкотекучесть и горячие трещины в стали / В. М. Шпейзман // Современная технология получения высококачественных стальных отливок: труды конференции / под ред. Н. С. Крещановского. -М.: Машгиз, 1953. – 265 с.
242. A New Hot Tearing Criterion for Steel / J.-M. Drezet, M. Gremaud, R. Graf, M. Gaiimann // Proceedings of the 4th European Continuous Casting Conference, IOM communications, Birmingham, UK, 2002. – pp. 755 – 763.
243. A Three-Stage Mechanistic Model for Solidification Cracking During Welding of Steel / L. Aucott, D. Huang, H.B. Dong, S.W. Wen, J. Marsden, A. Rack, A.C.F.

- Cocks // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2018. – Vol. 49A, May №5. – pp. 1674 – 1682.
244. ASM Handbook. Vol. 12. Fractography. – ASM International. The Materials Information Company. – 2007. – 857 p.
245. ASM Handbook. Vol. 15. Casting / Edit. D.M. Stefanescu. – ASM International. Handbook Committee, 2004. – 2002 p.
246. Böttger, B. Relationship between solidification microstructure and hot cracking susceptibility for continuous casting of low-carbon and high-strength low-alloyed steels: A phase-field study / B. Böttger, M. Apel, B. Santillana, D.G. Eskin // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2013. - № 44(8). – P. 3765-3777.
247. Campbell, J. Castings / John Campbell. - Oxford, Amsterdam, Boston: Butterworth Heinemann, 2003. – 335 p.
248. Controlling factor for maximum tensile stress and elongation of aluminum alloy during partial solidification. / Takai, Ryosuke; Hirohara, Rei; Endo, Naoki; Nagata, Yoshihiro; Okane, Toshimitsu; Yoshida, Makoto // Materials Transactions. – 2019. - № 11.Vol. 60. – p. 2406-2415.
249. Dantzig, J.A. Solidification / J.A. Dantzig, M. Rappaz. – A Swiss academic publisher distributed by CRC Press: EPFL Press, 2009. – 644 p.
250. Davies, G.J. Solidification and Casting / G. J. Davies. – London: Applied Science Publishers LTD, 1973. – 206 p.
251. Development of a device for dynamical measurement of the load on casting and the contraction of the casting in a sand mold during cooling. / Motoyama, Yuichi; Takahashi, Hiroki; Inoue, Yuki; Shinji, Keita; Yoshida, Makoto // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. - № 6.Vol. 212. – p. 1399-1405.
252. Direct observation of hot tear formation in organic alloys / P.-D. Grasso, J.-M. Drezet, I. Farup, M. Rappaz // Proc. Euromat, 2001. – <https://infoscience.epfl.ch/record/62404>
253. El-Bealy M.O. A Mathematical Model of Interdendritic Thermometallurgical Strain for Dendritic Solidification Processes / M.O. El-Bealy // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2011. – Vol. 42B, Dec. №12. – pp. 1280 – 1296.

254. Eskin D.G. Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys / Dmitry G. Eskin. – Boca Raton, London, New York: CRC Press; Taylor & Francis Group, 2008. – 274 p.
255. Feurer, U. Quality Control of Engineering Alloys and the Role of Metals Science / U. Feurer // Edit: H. Nieswaag and J.W. Schut; Delft University of Technology, Delft, The Netherlands, 1977. – pp. 131–145.
256. Fredriksson, H. Materials Processing during Casting / Hasse Fredriksson, Ulla Åkerlind. – The Atrium, Southern Gate, Chichester: John Wiley & Sons Ltd, 2006. – 434 p.
257. Grasso, P.-D. Hot tear formation and coalescence observations in organic alloys / P.-D. Grasso, J.-M. Drezet, M. Rappaz // Journal Of Metals, January, 2002. – <https://infoscience.epfl.ch/record/62625>
258. How Does Coalescence of Dendrite Arms or Grains Influence Hot Tearing? / M. Rappaz, P.-D. Grasso, V. Mathier, J.-M. Drezet, A. Jacot // The Minerals, Metals & Materials Society, 2004. – <https://infoscience.epfl.ch/record/62657>
259. Howden, J.D Chromite double skin defect on heavy-section steel castings / J.D. Howden// Transactions of the American Foundrymens Society. – 1990.- № 98. – P. 89-100
260. Investigation of the Structure Parameters According to the Solidification Parameters for Pivalic Acid / E.C. Adirli, N. Marasli, B. Bayender, M. Gündüz // Journal of Materials Science. – 1999. – Vol. 34. – pp. 5533 – 5541.
261. Jain, P. L. Principles of Foundry Technology / P. L. Jain. – New Delhi: Tata McGraw-Hill Publishing Company Limited, 2008. – 406 p
262. Monroe, C. Simulation of Hot Tearing and Distortion During Casting of Steel: Comparison with Experiments / C. Monroe, C. Beckermann // Proceedings of the 60th SFSA Technical and Operating Conference, Paper No. 5.7, Steel Founders' Society of America, Chicago, IL, 2006
263. Rappaz, M. A new hot-tearing criterion / M. Rappaz, JM Drezet, M. Gremaud // Metallurgical and materials transactions. – 1999. - №A 30 (2). – P. 449-455.

264. Rappaz, M. Last-stage solidification of alloys: Theoretical model of dendrite-arm and grain coalescence / M. Rappaz, A. Jacot, W. J. Boettinger // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2003. – Vol. 34A, March №3. – pp. 467 – 479.
265. Santillana, B. The 3rd International Conference on Advances in Solidification Processes / B. Santillana, D.G. Eskin, R. Boom, L. Katgerman // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. – 2011. – № 27. – P. 1 – 6.
266. Sheikhi, M. Prediction of solidification cracking in pulsed laser welding of 2024 aluminum alloy / M. Sheikhi, F. Malek Ghaini, H. Assadi // *Acta Materialia*. – 2015. – Vol. 82. – pp. 491–502.
267. Shimin Li. Hot Tearing in Cast Aluminum Alloys: Measures and Effects of Process Variables: Dis. ... of Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering / Worcester Polytechnic Institute, 2010.
268. Stradomski, Z. Fracture mechanisms in steel castings / Z. Stradomski, S. Stachura, G. Stradomski // *Archives of Foundry Engineering*. – 2013. - V.13, №3. – P. 88-91.
269. Suyitno. Hot Tearing and Deformation in Direct-chill Casting of Aluminum Alloys: Ter Verkrijging van de Graad van Doctor aan de Technische Universiteit Delft / Suyitno; College voor Promoties, Wageningen University. – Wageningen, 2005. – 187 p.
270. Tavakoli, R. On the prediction of shrinkage defects by thermal criterion functions / Rouhollah Tavakoli // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 74. – pp. 569 – 579.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение А (Дополнительные таблицы)

Таблица А.1 – Описательные характеристические признаки разновидностей дефекта типа ГТ

Дефект		Характерные особенности, выявляемые при использовании различных методов исследования дефекта и дефектной зоны отливки			
		Визуальный контроль поверхности дефекта и дефектной зоны	Фрактография боковой поверхности трещины	Макроструктура поперечного разреза дефекта и дефектной зоны	Микроструктура поперечного разреза дефекта и дефектной зоны
Трещина	Сквозная	Разрыв стенки; одна или несколько параллельных трещин	Дендритная поверхность; сильно окисленная (черная)	Сквозной разрыв; боковые поверхности с явно выраженным дендритным строением	Поверхностный слой сильно обезуглерожен
	Поверхностная	Явная	Дендритная поверхность; сильно окисленная; иногда соединена с внутренними скрытыми дефектами (порами, рыхлотой, раковиной)	Частичный надрыв стенки отливки; каскадное строение; параллельно несколько трещин, расположенных со смещением на разных уровнях;	Поверхностный слой обезуглерожен; присутствуют НМВ
		«Скрытая»	Визуально не наблюдается	Скрытая дендритная поверхность сверху имеет «козырек» из сплава; поверхность трещины не окисленная	Поверхность трещины дендритная, отделена мелкозернистым слоем металла от стенки отливки
	«Залеченная»	Визуально не наблюдается	При фрактографии не наблюдается	Проявляется в виде углубления после травления	Частично заполненная сплавом и НМВ

Продолжение Таблица А.1 – Описательные характеристические признаки разновидностей дефекта типа ГТ

Дефект		Характерные особенности, выявляемые при использовании различных методов исследования дефекта и дефектной зоны отливки			
		Визуальный контроль поверхности дефекта и дефектной зоны	Фрактография боковой поверхности трещины	Макроструктура поперечного разреза дефекта и дефектной зоны	Микроструктура поперечного разреза дефекта и дефектной зоны
Трещина	«Газовая»	Надрыв стенки, полученный при объединении нескольких одиночных дефектов; окружающая поверхность содержит газовые дефекты округлой формы;	Окисленная (не черная) поверхность, представленная дефектами газового происхождения округлой вытянутой формы, не имеет дендритного излома	Глубина залегания дефекта незначительная, «ось» отдельных дефектов расположена под углом к внешней поверхности; в окружающем пространстве расположены мелкие газовые поры, часто в дефектной зоне встречаются НМВ типа окисульфидов, сульфидов и оксидов	Поверхностный слой обезуглерожен; присутствуют НМВ;
	« Газо-усадочная »	Надрыв стенки, в виде разветвленной (прерывистой) системы; окружающая дефект поверхность содержит газовые дефекты сферической формы;	Поверхность (черная) сочетает дендритную и газовую составляющую; соединена с внутренними дефектами газо-усадочного происхождения	Значительная глубина залегания дефекта; трещина соединена с внутренними дефектами; в окружающем пространстве расположены мелкие газовые поры	Поверхность трещины частично окислена; глубина обезуглероженного слоя незначительна; присутствуют НМВ;

Таблица А.2 – Сравнительный анализ материалов, применяемых в литейном производстве

Параметр сравнения	Материал					
	Кварц	Шамот	Циркон	Хромит	Магнезит	Хромомагнезит
Доступность	++	++	-	+	+	+
Огнеупорность, °С	1500..1770	1690..1800	2430..2450	1600..1800	1800..2000	2000..2100
Термическое расширение, °С ⁻¹	0,019	0,0052	0,0032	0,007	0,014	0,012
Теплопроводность, Вт/(м·°С)	0,3	0,84+0,0006t	1,19+0,00055t	(1,2+0,00035t)·1,16	5,0+0,0015t	1,95
Удельная теплоемкость, кДж/(кг·°С)	0,485	0,88+0,0025t	0,55+0,00013t	0,9+0,02227t	1,05+0,00027t	1,12+0,00227t
Смачиваемость	+	-/+	--	--	-/+	-/+
Химическая инертность	-	-	+	+	+	-
Форма зерен	От угловатой до сферической	От угловатой до сферической	Угловатая	От угловатой до сферической	Угловатая	Угловатая
Зерновой состав, % по массе	Размер зерна определяется группой по ГОСТ 2138-91	Проход через сетку № 8 не менее 100, № 05 – 30...50, в том числе через сетку № 009 – 25...40. Остаток на сетке № 3-20...30	Остаток зерен на двух основных смежных ситах №01 и № 0013 не менее 90	Остаток: на ситах № 1,6...01 не менее 60...70, на ситах № 0063, 005 и в та-зике – 30...40	Остаток на сетке №1 не более 15. Проход через сетку № 0063 не пределах 12...20	Остаток на сите №1 не более 7. Проход через сито № 05 от 50 до 85

Примечание: + / – сравнительная степень оценки качественных показателей, где «+» положительные характеристики материала, а «-» его отрицательные значения для данного параметра сравнения.

Таблица А.3 – Основные параметры технологического процесса изготовления отливки «Рама боковая» и «Корпус автосцепки»

Отливка	Температурный режим заливки формы, °С	Продолжительность заливки, с	Масса жидкого металла формы, кг	Преобладающая толщина стенки отливки, мм	Габариты отливки, мм			Класс точности
					Длина	Высота	Ширина	
Рама боковая	1585 - 1570	30 - 40	1029	16	2413	554	651	от 11 до 13т
Корпус автосцепки	1585 - 1560	менее 30	469	20	1125	421	440	от 11т до 13т

Таблица А.4 – Коэффициенты для оценки технологичности конструкции отливки «Рама боковая»

отливка	Коэффициент использования металла (КИМ)	Коэффициент необработанной поверхности (КНП)	Коэффициент габаритности (К)
Рама боковая	0,9	0,2	2
Корпус автосцепки	0,97	0,1	1,14

Таблица А.5 – Составы стержневых смесей для отливки «Рама боковая» и «Корпус автосцепки»

Состав смеси, м.ч.	№ смеси		
	1	2	3
Песок формовочный	100	100	100
Водный раствор едкого натра	0,45	0,25	0,30
Стекло жидкое	8	4,4	6
Вода техническая	1,2	0,5	1,2
Понизитель вязкости полифенольный лесохимический	0,05	0,05	0,05
Суспензия «ГИМ»	-	4,6	-
Меламинокарбаминоформальдегидная смола	2,5	-	6
Порошок молотой глины	4	-	-

Таблица А.6 – Физико-механические свойства стержневых смесей для отливки «Рама боковая» и «Корпус автосцепки»

Физико-механические свойства смеси	№ смеси		
	1	2	3
Предел прочности при сжатии, кПа	14 - 22	менее 10	менее 10
Предел прочности при растяжении, МПа	1,2 - 2,2	более 0,15	менее 0,35
Влажность, %	4,5 - 5,5	3,6 - 4,6	3,5 - 4,5

Таблица А.7 – Исходные данные значений твердости для двух групп отливок

	Значения твердости, HRB			
	Контрольная группа отливок		Экспериментальная группа отливок	
	«Рама боковая»	«Корпус авто-сцепки»	«Рама боковая»	«Корпус авто-сцепки»
1	86,5	87,7	85,29	88,1
2	86,6	83,7	94,68	89,0
3	87,3	85,8	93,18	89,2
4	86,1	84,3	93,16	88,0
5	86,3	83,8	90,90	88,1
6	87,3	86,1	90,48	88,6
7	87,6	87,1	92,08	90,2
8	85,3	89,3	91,41	92,4
9	85,6	81,3	94,50	88,4
10	87,7	82,2	92,38	94,8
11	88,6	87,4	91,63	87,6
12	83,9	83,6	89,35	96,4
13	84,8	81,4	90,18	89,0
14	86,6	83,4	89,56	88,2
15	87,6	85,2	90,01	87,8

A.8 – Код программы для расчета значения эффективного коэффициента аккумуляции тепла форм $b_{\text{эф}}$ на языке программирования Python:

```

from math import *
Fo = float(input())
Kb = float(input())
bf = float(input())
S = 0
n = 1
Ws = 0.01
while Ws < 0.05:
    K = ((1 - Kb) / (1 + Kb)) ** n
    A = n ** 2 / Fo
    if A > 15:
        E = 0
    else:
        E = exp(-A)
    zk = -1 ** n
    Sn = zk * K * E
    S = S + Sn
    if S == 0:
        continue
    Ws = abs(Sn / S)
    n += 1
print (bf * (1 + 2 * S))

```

Приложение Б (Копия государственного свидетельства на изобретение)

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ
№ 2579329

**СПОСОБ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА СТАЛИ В
ПОВЕРХНОМ СЛОЕ ОТЛИВКИ**

Патентообладатель(ли): **ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ
БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
"Брянский государственный технический университет" (RU)**

Автор(ы): *см. на обороте*

Заявка № 2014143374
Приоритет изобретения 27 октября 2014 г.
Зарегистрировано в Государственном реестре
изобретений Российской Федерации 03 марта 2016 г.
Срок действия патента истекает 27 октября 2034 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

 Г.П. Иванов



Приложение В (Копия акта промышленного внедрения)

УТВЕРЖДАЮ:



Генеральный директор
АО «ПО «Бежицкая сталь»
В. В. Воронин

Акт

промышленного внедрения

Научно-техническая комиссия в составе представителей АО «ПО «Бежицкая сталь» главного металлурга Шумакова М. А., начальника экономического отдела Спецовой В. Г., и представителя кафедры «Машиностроение и материаловедение» ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет» и. о. зав. кафедрой к.т.н., доцента Солдатов В. Г., составили настоящий акт о нижеследующем:

В результате совместной научно-исследовательской работы кафедрой «Машиностроение и материаловедение» ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет» и АО «ПО «Бежицкая сталь» (научный руководитель – д. т. н., профессор кафедры К. В. Макаренко, ответственный исполнитель экспериментальных и опытно-промышленных работ С. С. Кузовов) разработан и внедрен способ повышения трещиностойкости стальных отливок для железнодорожного транспорта в температурном интервале кристаллизации за счет управления структурными параметрами поверхностного слоя отливок путем нанесения покрытия для изменения микрогеометрии поверхности рабочей полости литейной формы.

В результате внедрения достигнуто повышение качества продукции и снижение брака на 2,87 %. Экономический эффект составил 1737000 рублей.

Настоящий акт не является основанием для взаимных финансовых расчетов.

От АО «ПО «Бежицкая сталь»

Главный металлург

Начальник экономического отдела

От кафедры «МиМ»

ФГБОУ ВО «БГТУ»

И. о. зав. кафедрой, к.т.н.



Собственноручная подпись
удостоверяется
Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Брянский государственный технический университет»
Начальник отдела кадров
Ф.И.О.

Шумаков М. А.

Спецова В. Г.

Солдатов В. Г.

Приложение Г (Копия акта внедрения в учебный процесс)

УТВЕРЖДАЮ

Ректор ФГБОУ ВО «БГТУ»,

д. т. н., профессор

О. Н. Федонин

09 2019 г.

АКТ

о внедрении в учебный процесс результатов диссертационной работы

Кузовова Сергея Сергеевича

Результаты научных исследований процесса образования горячих трещин в стальных отливках для железнодорожного транспорта и способ повышения трещиностойкости отливок внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет», на кафедре «Машиностроение и материаловедение» и используются при подготовке бакалавров по направлению 15.03.01 «Машиностроение», профиль «Прогрессивные технологии литья» в дисциплинах «Теория литейных процессов» и «Качество литейной продукции».

Проректор по научной работе

к. т. н., доцент



В. М. Сканцев

Декан МТФ, к.т.н., доцент



В. Г. Солдатов

Зав. кафедрой «Машиностроение

и материаловедение», к.т.н., доцент



О. В. Петраков