

Федеральное государственное образовательное учреждение высшего образования
«Алтайский государственный технический университет имени И. И. Ползунова»

На правах рукописи



ЧЕРТОВСКИХ ЕВГЕНИЙ ОЛЕГОВИЧ

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
СТАЛИ 20ГФЛ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ХЛАДОСТОЙКОСТИ
ЛИТЫХ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ДЕТАЛЕЙ ТЕЛЕЖЕК
ГРУЗОВЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ ВАГОНОВ**

Специальность 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов»

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
Доктор технических наук, профессор
Заслуженный изобретатель РФ
Г. А. Околович

БАРНАУЛ – 2017

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	4
1 Современное состояние научной проблемы и постановка задач исследования	11
1.1 Причины выхода из строя тележек грузовых вагонов.....	11
1.2 Факторы, влияющие на снижение ударной вязкости	14
1.3 Пути повышения надежности крупногабаритных деталей.....	22
Выводы и постановка задач исследования.....	28
2 Материалы и методы исследования.....	31
2.1 Методика исследования механических свойств и структуры стали 20ГФЛ.	31
2.1.1 Выплавка стали и определение химического состава.....	31
2.1.2 Определение механических свойств	32
2.1.3 Металлографические исследования	34
2.2 Методика контролируемой термической обработки заготовок образцов КСV ⁻⁶⁰ и отливок с применением охлаждающей камеры Y-1 и регистрирующей установки Y-10	36
2.2.1 Цель и последовательность реализации	36
2.2.2 Описание и порядок работ камеры управляемого охлаждения Y-1 и регистрирующей установки Y-10.....	37
2.2.3 Составление ортогонального центрального композиционного плана	39
2.2.4 Порядок проведения исследований в производственных условиях	41
Выводы.....	44
3 Исследование влияния режимов термической обработки на ударную вязкость	45
3.1 Определение границ изменения режимов нормализации с отпуском для стали 20ГФЛ.....	45
3.2 Установление зависимости между параметрами термической обработки и механическими свойствами стали	49
3.2.1 Влияние режимов термообработки на скорость охлаждения.....	51

3.2.2 Влияние режимов термообработки на ударную вязкость.....	53
3.2.3 Влияние режимов термообработки на твердость	56
3.3 Построение термокинетических диаграмм	57
3.4 Анализ структуры и ее влияние на механические свойства	64
3.5 Влияние режимов термообработки на микротвердость	72
3.6 Фрактографические исследования морфологии изломов	74
3.7 Исследование тонкой структуры стали 20ГФЛ.....	81
Выводы.....	84
4 Разработка и реализация технологии контролируемой термической обработки крупногабаритных деталей из стали 20ГФЛ.....	86
4.1 Разработка технологии контролируемой термической обработки.....	86
4.2 Компьютерное моделирование.....	90
4.3 Промышленные испытания технологии контролируемой термической обработки	104
Выводы.....	107
Заключение.....	109
Список литературы.....	111
Приложения.....	126

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

В настоящее время парк грузовых вагонов в России и в странах СНГ оборудован 1,15 млн. двухосных тележек модели 18-100 с нагрузкой на ось 21,5 тонны и максимально допустимой скоростью движения до 120 км/ч. Рост потребности в грузоперевозках, а также строительство новых железнодорожных путей в районах Севера требует увеличения скорости движения грузовых составов и их грузоподъёмности в интервале температур от -60 до $+50$ °С, что обуславливает необходимость повышения хладостойкости и механических свойств литой стали марки 20ГФЛ, из которой изготовлены ответственные крупногабаритные детали тележки – рама боковая и балка надрессорная.

По статистическим данным пик разрушений этих деталей приходится на зимний период. В большинстве случаев очагом разрушения являются усталостные трещины при недостаточном запасе ударной вязкости в условиях пониженных температур. Перспективным направлением повышения хладостойкости и исключения изломов литых деталей при отрицательных температурах является термическая обработка, включающая нормализацию с отпуском, обеспечивающие формирование мелкозернистой дисперсной структуры и нижнего бейнита в интервале температур промежуточного превращения.

Однако до настоящего времени, параметры и режимы такой термической обработки остаются малоисследованными, не установлены точные связи между температурой нагрева, временем выдержки и скоростью охлаждения для получения заданных значений ударной вязкости (KCV^{-60}) при термообработке крупногабаритных деталей.

В связи с этим, актуальными являются исследования, направленные на совершенствование технологии термической обработки крупногабаритных деталей из стали 20ГФЛ, установление взаимосвязей между фазовыми и структурными превращениями в перлитном и промежуточном интервалах для формирования мелкозернистой дисперсной структуры, обеспечивающей заданные значения ударной вязкости KCV^{-60} .

Степень разработанности

В современной отечественной и зарубежной литературе недостаточно сведений о термической обработке серийной стали 20ГФЛ на нижний бейнит. Исследованиями структуры бейнита занимались известные российские ученые В. Д. Садовский, В. М. Счастливец и др. Выпуск стали марки 20ГФЛ для производства железнодорожных вагонов в России составляет порядка 140 тыс. тонн литья в год. Однако, отсутствие исчерпывающей информации по термокинетическим диаграммам и ряду других справочных данных не позволяет совершенствовать режимы термической обработки. Кроме того, сложность конструкции крупных литых деталей накладывает ряд ограничений на возможность получения однородной структуры, что связано с неравномерным распределением температуры по сечению детали в процессе термической обработки.

Таким образом, повышение хладостойкости крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов и совершенствование технологии их термической обработки на основе установления влияния температуры нагрева, времени выдержки и скорости охлаждения на структуру и ударную вязкость стали 20ГФЛ является важной научно-практической задачей, имеющей отраслевое значение.

Цели и задачи

Разработка технологии термической обработки крупногабаритных литых деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов, обеспечивающей повышенный уровень ударной вязкости KCV^{-60} при сохранении существующего комплекса механических свойств стали.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Установить причины низкой хладостойкости и преждевременного разрушения крупногабаритных тяжело нагруженных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов из стали марки 20ГФЛ и определить показатель, характеризующий их эксплуатационную надежность в условиях пониженных температур.

2. Исследовать влияние параметров (температура, время выдержки и скорость охлаждения) режимов термической обработки, фазовых и структурных превращений в перлитном и промежуточном интервале температур на ударную вязкость KCV^{-60} , твердость и микротвердость стали марки 20ГФЛ.

3. Исследовать с применением математической модели тепловое состояние крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов в процессе термической обработки и определить условия их охлаждения, обеспечивающие формирование однородной феррито-перлитно-бейнитной структуры стали.

4. Разработать технологию термической обработки, обеспечивающую производство крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов из стали марки 20ГФЛ с повышенным (более 3 кДж/м²) уровнем ударной вязкости KCV^{-60} .

5. Провести апробирование разработанной технологии термической обработки в условиях ООО «Алтайский сталелитейный завод».

Методы исследования

Определение химического состава выполняли методом фотоэлектрического спектрального анализа на установке Foundry-Master по ГОСТ 18895-97, содержание углерода подтверждали химическим методом по ГОСТ 22536.1-88. Испытания ударной вязкости KCV^{-60} выполнены на маятниковом копре КМ-30 по ГОСТ 9454-78. Измерение твердости проведены на приборе ТШ-2 по методу Бринелля (ГОСТ 9012-59). Микротвердость определена по Виккерсу на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76. Металлографические исследования выполнены на оптическом микроскопе Nikon 200M с увеличением до 1000 крат. Фрактографические исследования проведены на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM 6460LV, увеличивающем в субмасштабе 100 нм (100 тыс. крат), с встроенным модулем EDS X-Act, используемым для химического микроанализа. Исследования тонкой структуры стали 20ГФЛ проведены на просвечивающем электронном микроскопе FEI Tecnai G2 20 TWIN с ускоряющим напряжением 200 кВ. Компьютерное моделирование охлаждения деталей выполнено с применением программного комплекса

LVMFlowCV. Диаграммы распада переохлажденного аустенита построены в компьютерной среде Annett.

Научная новизна

1. Выявлены и научно обоснованы условия формирования дисперсной феррито-перлитно-бейнитной структуры, обеспечивающие после термообработки (нормализации с отпуском) повышенные (более 3 кДж/м²) значения ударной вязкости стали марки 20ГФЛ.

2. Получены новые количественные данные, установлены и научно обоснованы закономерности влияния режимов термической обработки, включающей нормализацию с отпуском, на изменение значений ударной вязкости KCV⁻⁶⁰, твердости и микротвердости стали марки 20ГФЛ.

3. Разработан научно обоснованный режим термической обработки стали марки 20ГФЛ, повышающий ее ударную вязкость, заключающийся в нагреве детали до 850 ÷ 860 °С с выдержкой и последующим охлаждением со скоростью 3,5 ÷ 5 °С/с до температур поверхностных слоев 350 ÷ 450 °С для обеспечения самоотпуска при 550 ÷ 650 °С.

4. Построены новые участки термокинетической диаграммы стали марки 20ГФЛ с критическими точками Ar₃, Ar₁ и интервалами промежуточного превращения.

Практическая значимость

1. Сконструирована камера регламентированного охлаждения крупногабаритных деталей потоком воздуха и разработана методика исследования влияния режимов и параметров термической обработки на структуру и комплекс свойств стали.

2. Установлены пределы скоростей охлаждения в перлитном и промежуточном интервалах превращений для формирования структуры нижнего бейнита в стали марки 20ГФЛ.

3. Для совершенствования действующих и разработки новых режимов термической обработки деталей, выполненных из стали марки 20ГФЛ, получены регрессионные уравнения, позволяющие прогнозировать значения ударной вязкости,

твердости и микротвердости в зависимости от параметров (температура, время выдержки и скорость охлаждения) режимов термической обработки.

4. Полученные значения критических точек A_{r3} , A_{r1} и интервалов промежуточного превращения использованы при разработке программной среды для анализа фазовых превращений переохлажденного аустенита «Annett» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина» г. Москва).

5. Разработана технология термической обработки, обеспечивающая повышающие хладостойкости крупногабаритных литых деталей из стали марки 20ГФЛ (патент на изобретение РФ № 2606665 «Способ регулируемой термической обработки»).

Реализация результатов

1. Результаты диссертации внедрены на предприятии ООО «Алтайский сталелитейный завод» (АСЛЗ) при разработке:

- комплекта технологической документации № 01110.00166 «Контролируемая термическая обработка деталей чертеж № ВАГР.113.50.00.002-4 «Рама боковая» и чертеж № ВАГР.113.50.00.001-6 «Балка адрессорная»;

- методики № АСЛЗ.00.004-ОМ «Применение планирования режимов термической обработки для повышения хладостойкости»;

Расчетный экономический эффект от внедрения разработанного режима термической обработкой составляет 1,19 млн. рублей/год. Срок окупаемости установки для термической обработки составляет 1,94 года.

2. Результаты работы использованы при разработке дополнительных модулей программных комплексов по моделированию литейных процессов «LVMFlow» (г. Ижевск) и анализу превращений переохлажденного аустенита в среде «Annett», разработанной ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина».

3. Результаты диссертационной работы внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВО «Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова» (г. Барнаул) и используются при подготовке бакалавров и магистров по направлениям 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов».

Положения, выносимые на защиту

1. Результаты исследования:

- фазовых, структурных превращений стали марки 20ГФЛ, протекающих при охлаждении в межкритическом промежуточном интервале температур;

- влияния параметров (температура, время выдержки и скорость охлаждения) режимов термической обработки на ударную вязкость KCV^{-60} , твердость и микротвердость металла.

2. Технология термической обработки, основанная на прерывании охлаждения в интервале температур промежуточного превращения $350 \div 450$ °С.

3. Результаты математического моделирования теплового состояния крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов в процессе термической обработки и условия их охлаждения, обеспечивающие формирование однородной феррито-перлитно-бейнитной структуры стали.

Степень достоверности. Достоверность результатов исследований и выводов обеспечена: использованием современных методов структурного анализа; согласованностью математических моделей с практическими результатами; качеством измерений и статистической обработки результатов; сопоставлении полученных результатов с данными других исследователей; практическим использованием и патентоспособностью разработанных технологий.

Личный вклад автора заключается в постановке задач и проведении теоретических и экспериментальных исследований; обработке полученных результатов, анализе, обобщении, научном обосновании, формулировании выводов и рекомендаций; проведении организационно-технических мероприятий по промышленному внедрению разработанной технологии термической обработки.

Соответствие диссертации паспорту научной специальности. Диссертационная работа соответствует паспорту научной специальности 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» по п. 2 «Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях»; п. 4 «Теоретиче-

ские и экспериментальные исследования термических, термоупругих, термопластических, термохимических, термомагнитных, радиационных, акустических и других воздействий изменения структурного состояния и свойств металлов и сплавов»; п. 6 «Разработка новых и совершенствование существующих технологических процессов объемной и поверхностной термической, химикотермической, термомеханической и других видов обработок, связанных с термическим воздействием, а также специализированного оборудования».

Апробация результатов

Материалы диссертации докладывались и обсуждались на 12 научных конференциях, в том числе 7 международных и 5 всероссийских: XIII Всероссийской конференции студентов, аспирантов и молодых ученых (Рубцовск, 2011), Международной заочной научно-практической конференции «Проблемы науки, техники и образования в современном мире» (Липецк, 2012), XV Международной научно-практической конференции «Фундаментальные и прикладные исследования, разработка и применение высоких технологий в промышленности» (Санкт-Петербург, 2013), VIII Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Наука и молодежь» (Барнаул, 2011, 2013, 2015; 2016), Международной научно-практической конференции «Инновации в машиностроении» (Барнаул, 2012, 2014), (Кемерово, 2015), II Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении» (Новосибирск, 2015, 2017), Международной научно-практической конференции «Информационные Инновационные Технологии» (Прага, 2017).

Публикации

Основные положения и результаты диссертационной работы изложены в 16 публикациях, где 9 статей – в рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК. В том числе имеется 2 монографии и 1 патент на изобретение.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка литературы, приложений. Общий объем работы 131 страница, включая 59 рисунков, 13 таблиц, список литературы из 144 литературных источников, 5 приложений.

1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ НАУЧНОЙ ПРОБЛЕМЫ И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1 Причины выхода из строя тележек грузовых вагонов

В настоящее время существует свыше десяти различных модификаций литых двухосных магистральных тележек грузовых вагонов, в которых высоконагруженные детали боковых рам и надрессорных балок отличаются по конструкции и эксплуатационным характеристикам от классической тележки ЦНИИ-ХЗ-0 (модель 18-100) [1, 2]. Основным материалом для изготовления высоконагруженных деталей на протяжении 50 лет остаются стали марок 20ГЛ, 20ГФЛ.

За последние десять лет практически не изменялись значения параметров, определяющих уровень хладостойкости материала для изготовления боковых рам и надрессорных балок, хотя известно, что в 87 % случаев разрушение деталей происходит в зимний период. Статистика изломов за пять лет (около 130) показывает, что 22 % деталей имеют срок службы 2 года, 27 % – 3 года, 13 % – 5 лет при гарантийном сроке службы 32 года. Имеются случаи гибели людей при крушениях грузовых составов [3].

Рамы боковые и балки надрессорные на литейных предприятиях до 2006 г. принимали по нормативной документации УВЗ-50-12-96 ДТ [4], разработанной ОАО «НПК «Уралвагонзавод». С 2006 г. представители ОАО «РЖД» начали выполнять приемку по ОСТ 32.183-2001 [5] с дополнительными техническими ограничениями ТТ ЦВ 36.698-2006 [6] в части содержания серы (<0,03 %) и фосфора (<0,04 %) по сумме не более 0,06 %. Действующий отраслевой стандарт ОАО «РЖД» ОСТ 32.183-2001 был ориентирован только на боковые рамы и надрессорные балки вагонной тележки модели 18-100. В 2010 г. в связи с участвовавшими случаями изломов внесено изменение по обязательному контролю ударной вязкости KCV⁶⁰, значение которой должно быть не менее 1,67 кДж/м².

На основании проекта стандарта «О безопасности железнодорожного состава» [7], разработанного с целью реализации Федерального закона «О техническом

регулировании» для повышения уровня безопасной эксплуатации железнодорожного подвижного состава, в институте железнодорожного транспорта ОАО «ВНИИЖТ» С. А. Сапожниковым, А. В. Суховым и другими впервые разработан ГОСТ 32400-2013 [8], где ударная вязкость KCV^{-60} вводится как обязательный браковочный признак с повышением её допустимой величины к 01.01.2016 г. с 1,67 до 2 кДж/м². В соответствии с ГОСТ 32400-2013 должна производиться продувка жидкого металла инертным газом и термообработка, заключающаяся в нормализации или нормализация с отжигом 1-го рода.

Конструкционная скорость движения двухосной грузовой тележки типа ЦНИИ-ХЗ-0 (модель 18-100) по магистральным железнодорожным путям колеи 1520 мм (общего пользования) – 120 км/ч [1]. Максимальные напряжения в наиболее нагруженных зонах – 180 МПа. Частота нагружения – 5 Гц. Эксплуатационные температуры работы тележки –60...+50 °С. Рамы и балки изготавливают из низколегированных сталей 20ГЛ, 20ГФЛ, 20ГТЛ с химическим составом, приведенным в таблице 1.1, и механическими свойствами при действующей термической обработке (таблица 1.2).

На рисунке 1.1 приводится фотография места крушения (а) и вид излома боковой рамы (б). Одной из причин выхода деталей из строя является высокие ударные нагрузки, вызванные неконтролируемым износом узла гашения колебаний [9, 10, 11]. При суммарном износе трущихся поверхностей (клин, планка, балка) на 1 мм завышение кузова вагона составляет 4,8 мм. При этом суммарный износ 5 мм ведет к критическому завышению кузова на 50 мм, что приводит к саморасцепу автосцепного устройства. Таким образом, при постройке новых тележек изготовитель преднамеренно делает занижение клина для замедления нарастания завышения и из-за большого прогиба клиновой пружины увеличивается коэффициент относительного трения. При малых скоростях движения (по пути хорошего состояния) рессорный комплект блокируется избыточными силами трения $0,1 \div 0,12$, появляются ударные динамические силы в рессорном подвешивании [12].

Таблица 1.1 – Химические свойства сталей 20ГЛ, 20ГФЛ, 20ГТЛ

Марка стали	Массовая доля химических элементов, %										
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Cu	V	Ti	Al
				не более							
ГОСТ 32400-2013											
20ГЛ	0,15÷0,2 5	0,2÷0,6	1÷1,5	0,025	0,025	0,6	0,5	0,6	-	-	0,02 ÷ 0,065
20ГФЛ	0,15÷0,2 5	0,2÷0,6	0,8÷1,5	0,025	0,025	0,6	0,5	0,6	0,04 ÷ 0,16	-	0,02 ÷ 0,065
20ГТЛ	0,15÷0,2 5	0,2÷0,6	0,9÷1,4	0,025	0,025	0,6	0,5	0,6	-	0,005 ÷ 0,03	0,02 ÷ 0,065

Таблица 1.2 – Механические свойства сталей 20ГЛ, 20ГФЛ, 20ГТЛ

Нормативный документ	Марка стали	Режим термической обработки	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV^{60} , кДж/м ²
			не менее				
ГОСТ 32400-2013	20ГЛ, 20ГФЛ, 20ГТЛ	Нормализация с отжигом 1-го рода	343	510	18	30	2



а)



б)

Рисунок 1.1 – Случаи аварий на железной дороге: а – место схода состава,

б – вид излома детали боковой рамы по участку зоны радиуса R55

Увеличение массы перевозимых грузов до 23 т/ось сжимает пружины рессорного подвешивания до расстояния между витками 30 мм при норме 45 ÷ 60 мм. Таким образом, детали рам и балок работают в условиях повышенного трения и удар-

ных динамических нагрузок, вызывающих напряжения во внутренней зоне буксового проема боковой рамы, приближающиеся к пределу выносливости материала [13, 14, 15].

1.2 Факторы, влияющие на снижение ударной вязкости

Для выявления факторов, влияющих на снижение ударной вязкости (хладостойкости) материала деталей тележки, использованы российские и зарубежные экспертные заключения по изломам боковых рам с 2010 г., а именно ОАО «ВНИИЖТ» (г. Москва), ООО «Микроакустика» (г. Екатеринбург), ФГПУ ЦНИИчермет им. И. П. Бардина (г. Москва), УкрНИИВ (г. Кременчуг), Испытательная лаборатория «Amstertrail» (г. Сент-Луис, США) [13, 15, 16, 17, 18, 19].

Авторы [16, 17] считают, что причиной развития трещин является малоцикловая усталость. Очагами зарождения усталостных трещин служат незначительные дефекты литой поверхности, а также микронадрезы, образовавшиеся при механической зачистке поверхности боковой рамы. При этом указанные дефекты не являются браковочным признаком по нормативной документации [15, 19]. Однако, в зоне высоких напряжений детали эти дефекты могут становиться очагами зарождения усталостных трещин (рисунок 1.2): поры и усадочные раковины являются концентраторами напряжений, ускоряющими процесс образования макротрещин, снижая усталостную прочность на 30 % [20, 21, 22, 23, 24].

Наибольшее снижение прочности происходит в тепловых узлах, где при кристаллизации формируются более крупные зерна [25, 26, 27, 28]. Результаты исследований [29, 30] свидетельствуют, что феррит образуется на участках междендритного пространства, затвердевшего последним, где подложкой служит MnS (рисунок 1.2, в). При исследованиях микроанализатором выявлено, что вблизи с макротрещиной наблюдается обеднение по марганцу в 1,5 раза. Также отмечено 10-кратное повышение содержания фосфора от плавочного при 2-кратном увеличении со-

держания кремния. Хотя до термообработки в иглах видманштеттова феррита содержание марганца и кремния соответствует среднему плавочному, а фосфор отсутствует, что вызвано его расположением на границах дендритов.

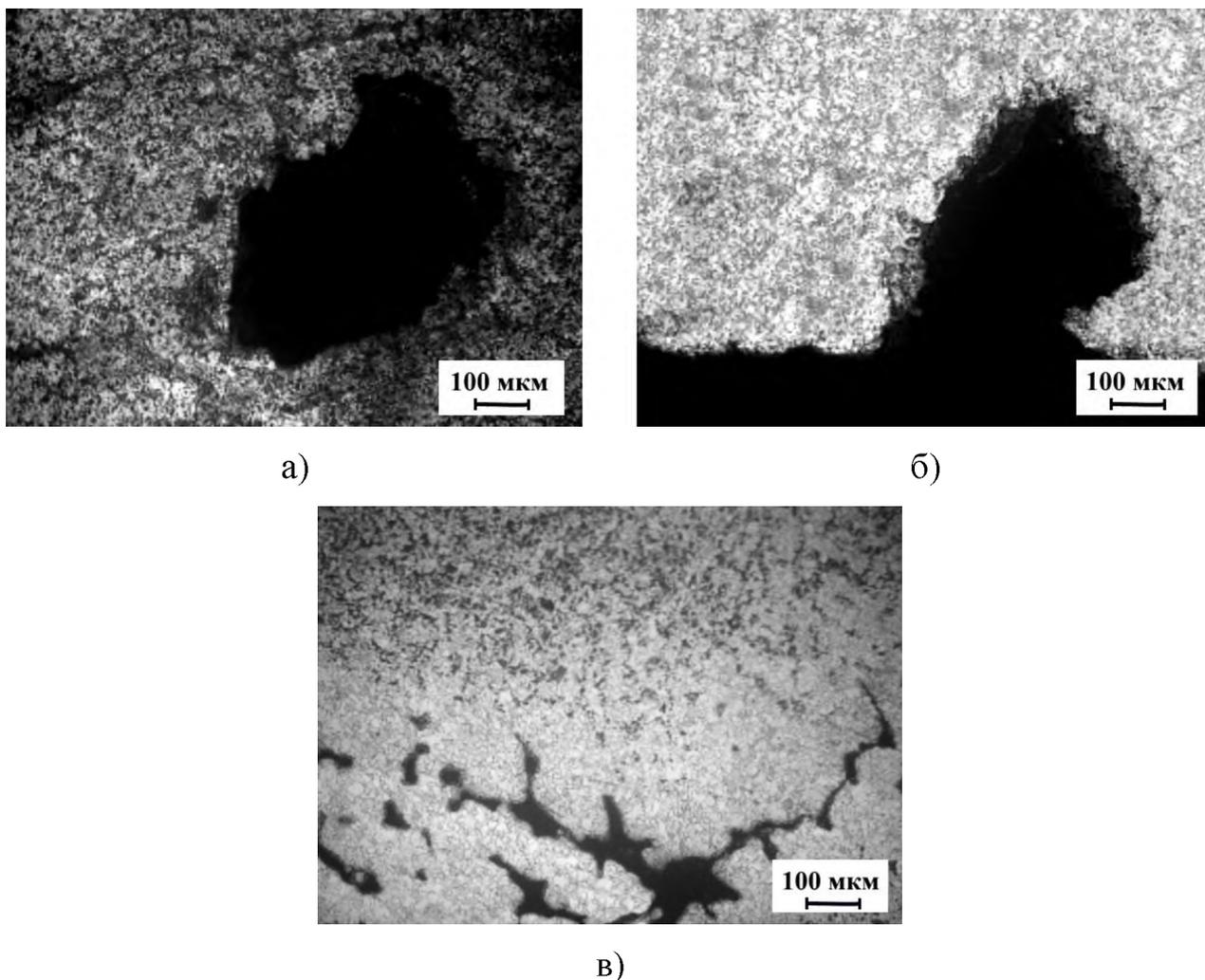


Рисунок 1.2 – Допустимые концентраторы напряжений литой стали 20 ГФЛ:

а – внутренняя раковина; б – наружная раковина; в – горячая трещина

Другой причиной разрушения детали [17] является химическая неоднородность по объему образца в результате обогащения поверхности кремнием, а также загрязненность стали неметаллическими включениями по сульфидам MnS и оксидам Al_2O_3 , Fe_2O_3 свыше 1 балла по ГОСТ 1778-70 [31]. Основными дефектами, выявленными при испытании образцов на ударную вязкость, являются многочисленные несплошности в междендритных областях.

В разрушенном изделии имеются неметаллические включения размером до 5 мм, полученные на стадии выплавки стали. Обедненность стали азотом приводит к образованию оксида алюминия. Авторы [15, 32] предлагают уменьшить количество нитридов в пограничных зернах путем связывания азота в жидкой стали термодинамически устойчивыми соединениями нитридов циркония или титана, где содержание последнего снижено до 0,01 %. Кислород в количестве 0,001 % приводит к формированию на поверхности дендритных плен окисла железа, что устраняется содержанием остаточного алюминия менее 0,03 % [18], где вторым раскислителем является титан до 0,02 %.

Так для стали с содержанием углерода 0,8 % требуется алюминия 0,0023 % для получения 0,0045 % Al_2O_3 , а для стали с содержанием углерода 0,16 % – алюминия 0,02 % для образования 0,0376 % Al_2O_3 [33]. Следовательно, чем меньше углерода в стали, тем больше требуется раскислителей, образующих большее количество продуктов раскисления.

Автор [34] также считает, что повышенное трещинообразование в отливках связано с избыточным раскислением металла алюминием 0,045 %, так как образованные нитриды алюминия в виде скоплений ослабляют межзеренные связи.

Исследования на ликвационную неоднородность участка зоны радиуса R55 рамы боковой, вышедшей из строя 2011 г. по причине хрупко-вязкого разрушения, на макроуровне выявили однородное распределение элементов по толщине стенки (27 мм): кремний – 0,39 %, хром – 0,095 %, никель – 0,07 %, ванадий – 0,036 % [14, 15, 16, 17].

Нормализация стали 20ГЛ в проходной мазутной печи по режиму 940 ÷ 960 °С, 4 часа [35] с охлаждением на спокойном воздухе ($V_{охл} = 0,12$ °С/с) приводит к неравномерному распределению углерода от края 0,21 % к центру 0,17 %, марганца от края 1,07 % к центру 1,13 %, фосфора от края 0,09 % к центру 0,014 %, серы от края 0,008 к центру 0,015 %, алюминия от края 0,045 % к центру 0,042 %. В результате углеродный эквивалент S_{Σ} изменяется от поверхности 0,46 к центру 0,39 [17].

Карбонитриды ванадия увеличивают долю феррита в феррито-перлитной структуре. Таким образом, при одинаковых условиях охлаждения различная устойчивость аустенита вызывает повышение объемной доли феррита в центре по сравнению с поверхностью, что связано с неравномерным распределением углерода в результате не устранённой ликвации и низкой скорости охлаждения во время нормализации [16].

Установлено, что критические точки $A_{c1} = 720\text{ °C}$, $A_{c3} = 860\text{ °C}$ [36, 37, 38] для стали 20Г не соответствует используемой литой марганцовистой стали 20ГФЛ.

Исходная литая структура представлена на рисунке 1.3, а, где средний диаметр структурных составляющих $d_m = 111\text{ мкм}$. После нормализации 950 °C , 4 ч при скорости охлаждения $0,12\text{ °C/сек}$ на крупногабаритных деталях имеется не устранённая термической обработкой ликвация, способствующая снижению твердости до 140 НВ, и ударной вязкостью до 1 кДж/м^2 . Снижение ударной вязкости связано с выделением пластинчатых форм карбидов, что характерно для отпускной хрупкости. Карбидная сетка из вторичных цементитов по границам зерен приводит к охрупчиванию стали (рисунок 1.3, б). Выявленная структура – феррито-перлитная с величиной зерна номер 8 ($d_m = 15\div 22\text{ мкм}$) по ГОСТ 5639-82 [13, 16, 17, 18].

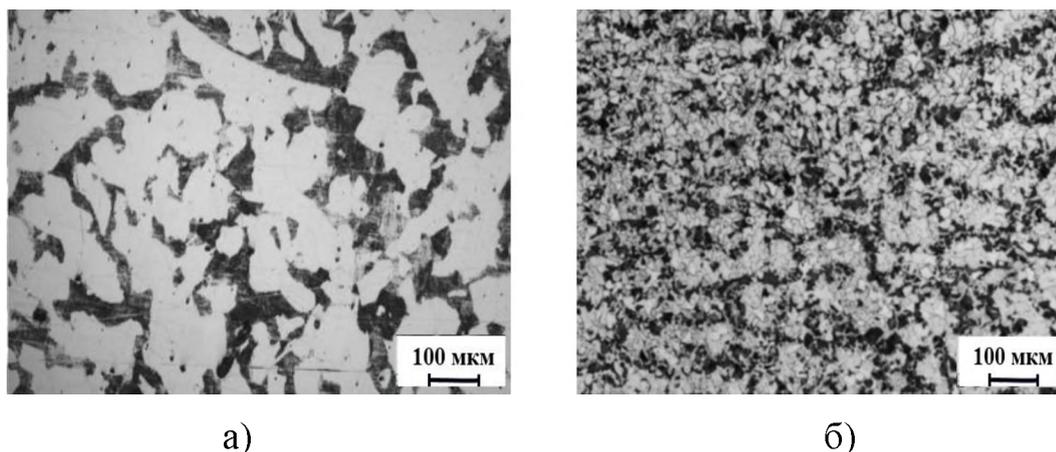


Рисунок 1.3 – Структура литой стали 20ГФЛ (а) и нормализованная феррито-перлитная структура стали 20ГФЛ с 8-ым номером зерна и распределением перлита в виде сетки. $KCV^{-60} = 0,51\div 1\text{ кДж/м}^2$ (б)

На рисунке 1.4, а представлена феррито-перлитная структура стали 20ГФЛ с выявленным химическим составом феррита ($0,86\% \text{ Si} - 1,36\% \text{ Mn} - 97,1\% \text{ Fe}$

– 0,7 % O) и перлита (0,76 % C – 0,7 % Si – 1,5 % Mn – 96,2 % Fe – 0,8 % O). На рисунке 1.4, б представлены неметаллические включения, расположенные в феррите и перлите, 3,53 % Si – 1 % Mn – 49,9 % Fe – 28,5 % O – 1,84 % S – 8,71 % Cl – 1,81 % Ca, что также может являться концентратором напряжений, провоцирующим формирование трещин.

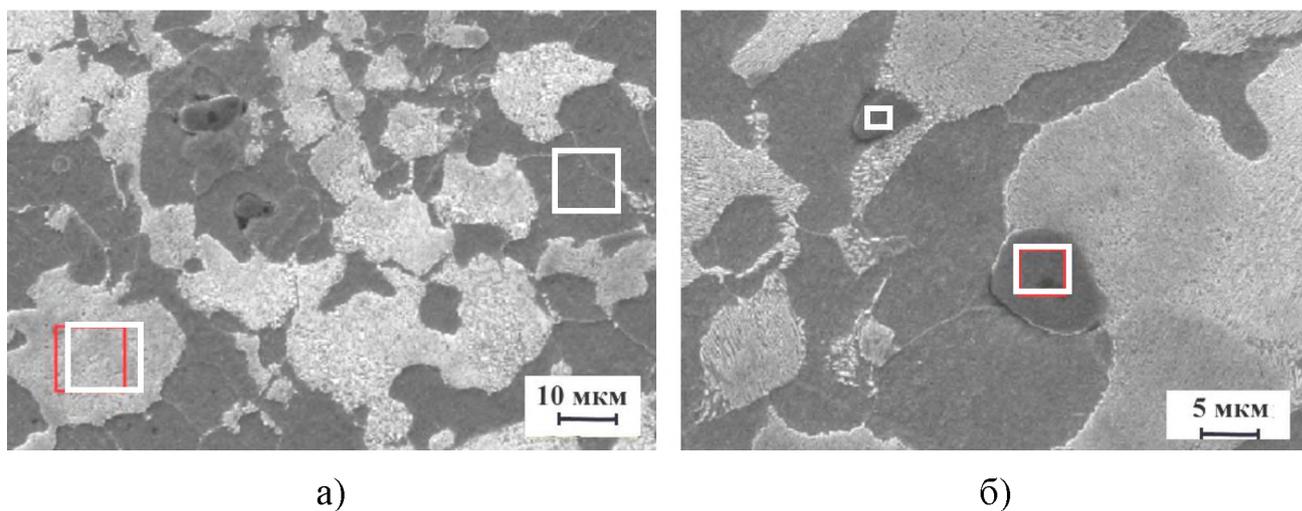


Рисунок 1.4 – Феррито-перлитная структура стали 20ГФЛ после нормализации 960 °С с указанными местами определения химического состава

Марганец и кремний равномерно распределены в структурных составляющих (феррит, перлит). При этом в феррите содержание марганца меньше на 0,14 %, а кремния больше на 0,06 % (определено микроанализатором) в расчете от среднего химического состава. Содержание серы и фосфора не выявлено в феррите и перлите, что указывает на их распределение по границам дендритных зерен и в последних порциях закристаллизовавшегося металла. При этом часть серы находится в неметаллических включениях, подложкой которых является кремний, расположенный как в перлите, так и феррите.

В ходе выполнения диссертации автором проведены исследования морфологии трещин при испытаниях на ударную вязкость, что позволило судить о микроконцентраторах, провоцирующих разрушение. На рисунке 1.5 представлен квазивязкий излом участка развития трещин. Пора, расположенная в глубине рельефа, покрыта пленкой $\text{Fe}_3\text{C} - \text{Al}_2\text{O}_3(\text{Fe})\text{S}_2 - \text{MnS}$ (0,1÷7 % [C] – 1,5÷24 % [O] –

4÷24 % [Al] – 0,2÷0,3 % [Si] – 24÷29 % [S] – 1÷1,3% [Ca] – 37÷58% [Mn] – 12÷24% [Fe]), являющейся также неметаллическим включением. Внутри ячеек вязкого излома – оксиды алюминия Al_2O_3 (24 % [Al] – 24 % [O] – 13 % [S] – 18 % [Mn]).

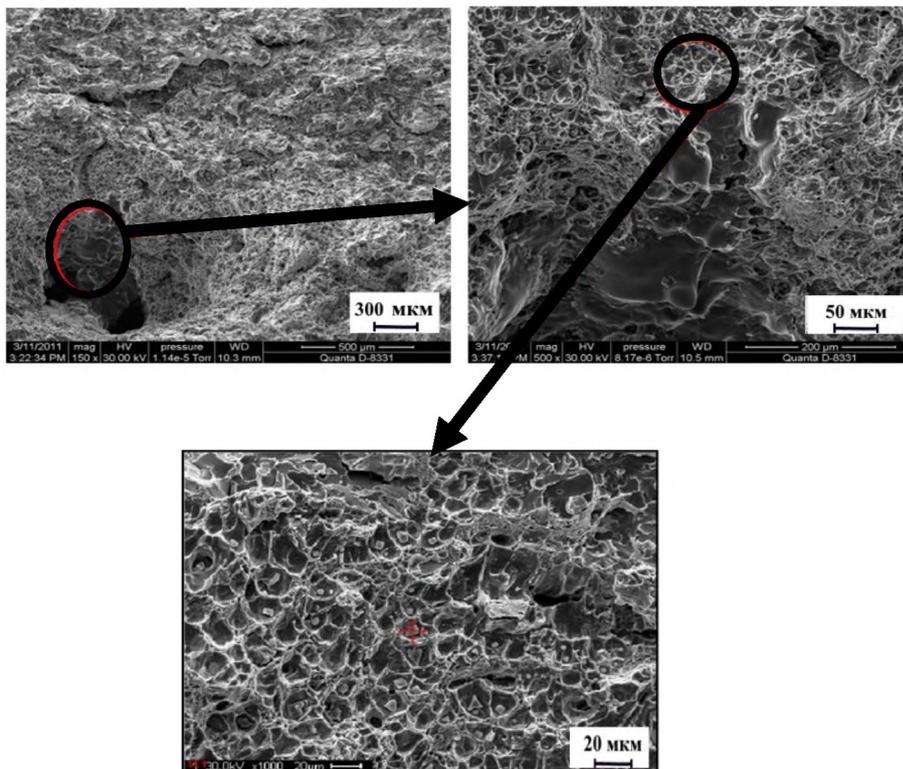


Рисунок 1.5 – Фрактограммы стали 20ГФЛ на участке квазивязкого развития трещины образца КСУ⁺²⁰

На участке хрупкого разрушения химический состав соответствует перлиту. Поверхность разрушения расположена по границе дендритов, закристаллизовавшихся с последними порциями металла, имеющего следующий химический состав: 0,4÷3 % [C] – 0,7÷1 % [O] – 0,6÷1,1 % [Si] – 0,4 % [S] – 1,3÷1,4 % [Mn] – 93÷96 % [Fe]. Эмиссионным методом в исследуемом пробном бруске плавки получено содержание серы 0,023 %. В то же время на поверхности излома из-за ликвации имеются очаги с повышенным содержанием серы 0,4 % (~ превышение в 10 раз).

В зоне долома образца КСУ⁻⁶⁰ на рисунке 1.6 механизм разрушения хрупкий. В скалистой зоне долома, соответствующей шевронному излому, выраженному крупными фасетками скола, выявлено повышенное содержание серы (в перлитной

области) до 0,4 %, что связано с эвтектической природой ее распределения в виде сетки по поверхности зерен. Выявлен 2 тип сульфидов. Включения 2-го типа образуются в нераскисленной стали при содержании кислорода более 0,012 %, и состоят практически из сульфидов марганца MnS.

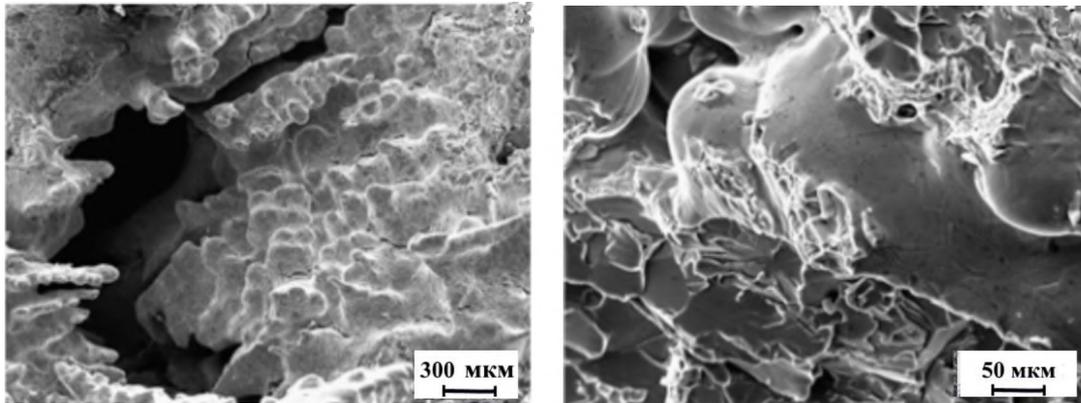


Рисунок 1.6 – Вид разрушения стали 20 ГФЛ в зоне долома по окисульфидной пленке

Глубокое раскисление алюминием 0,04% не обеспечивает переход 2 типа (пленочное включение) в 3 тип (крупные включения беспорядочной формы), так как лишь при содержании углерода $C > 1 \%$ и в присутствии кремния повышается активность серы в двухфазной области. В низкоуглеродистых сталях формируются глобулярные включения 1 типа, а при содержании $C > 0,15 \%$ образуются включения 2 типа.

Исследуемые области разрушения образцов после испытаний на КСУ при +20 и -60 °C имели одинаковый химический состав с включениями сульфидов 2 типа и включениями Al_2O_3 , как в зоне зарождения трещины, так и её развития, где также присутствовали неметаллические включения общей морфологии.

Отметим, что на рисунках 1.5 и 1.6 сценарий разрушения сводится к наличию концентраторов, от которых отмечен вязкий рост трещины, связанный с сопротивлением металла разрушению, затем хрупкий долом, обеспечивший беспрепят-

ственное продвижение трещины. В зоне долома обнаружено формирование разветвленных и уходящих в глубь микротрещин, что связано с высоким содержанием углерода из-за его ликвации 1,5 % C – 1,7 % Mn – 0,4 % S – – 96 % Fe. При оценке общей картины долома выявлено, что его поверхность принадлежит к перлиту и ферриту, что указывает на транскристаллитное разрушение феррито-перлитной структуры, а не по её границам.

Влияние описанных выше дефектов литой стали на снижение её хладостойкости может быть устранено за счет подбора режима термической обработки, обеспечивающего повышение энергоемкости стали. Известно [39–48], что формирование при термообработке структуры бейнита обеспечивает высокие прочностные характеристики низкоуглеродистой стали и её трещиностойкость при низких температурах.

Особенностью термообработки крупногабаритных деталей является неравномерность нагрева и охлаждения. При охлаждении детали накопленная внутренняя тепловая энергия препятствует равномерному остыванию, что приводит к образованию неоднородной структуры и возникновению внутренних напряжений, приводящих к трещинам.

Несмотря на широкое распространение [10, 24, 41, 45, 49, 50] технологий термической обработки, обеспечивающих получение феррито-бейнитной структуры, для трубных сталей и листового проката для судостроения и криогенных машин, бейнитная структура до сих пор не получила широкого распространения в сталях, используемых при изготовлении крупных железнодорожных деталей. Получение структуры бейнита обеспечивается ускоренным охлаждением, при этом наблюдается однородность механических свойств по толщине стенки и выполнение предъявляемых требований по сопротивлению металла хрупкому разрушению. Таких характеристик можно добиться только при дисперсной структуре стали, сформированной в перлитном и промежуточном интервале при ускоренном охлаждении [51].

1.3 Пути повышения надежности крупногабаритных деталей

Структура и свойства нормализованной стали при охлаждении в значительной степени зависят от условий нагрева – температуры и продолжительности выдержки, когда изменяется величина аустенитных зерен, растворяются или выделяются специальные карбиды, реализуя либо мартенситное (при быстром охлаждении), либо бейнитное превращение (при замедленном охлаждении). В обоих случаях превращение, как правило, не идет до конца, поэтому в структуре сталей сохраняется остаточный аустенит. Однако свойства и поведение остаточного аустенита при этом могут существенно различаться. Это связано с тем, что при обработке сталей на бейнитную структуру остаточный аустенит может в значительной степени обогащаться углеродом. Он будет иметь более низкую мартенситную точку, чем остаточный аустенит после закалки сталей на мартенсит. Это позволяет выполнять ускоренное охлаждение стали ниже температуры 400 °С (Мн) до 350...300 °С, так как в верхней части мартенситного интервала сохраняется возможность изотермического превращения в бейнит (для той части аустенита, не превращённого в мартенсит, которая осталась при данной температуре) [52].

В практике термической обработки изделий из конструкционных сталей бейнитную структуру обычно получают в процессе непрерывного охлаждения. В них часто не удается даже при закалке в масло получить необходимую для протекания мартенситного превращения скорость охлаждения в центре изделия. Чтобы реализовать упрочнение, связанное с бейнитным превращением, в крупногабаритных деталях необходимо замедлить или исключить превращение аустенита в перлитной области. Это достигается при легировании стали никелем, ванадием, хромом и молибденом или ускоренным охлаждением в области перлитного превращения [22, 25, 56 – 61]. Для уменьшения термических напряжений в изделии после достижения температуры 400 °С следует выполнять замедленное охлаждение на воздухе или в остывающей печи [27, 60].

Формирование бейнита сопровождается выделением легированного феррита на доэвтектоидных ферритных зернах. В этом случае сферодизация карбидов может проходить не полностью, что приводит к получению смеси пластинчатых и частично зернистых специальных карбидов в момент выделения легированного феррита до образования бейнита, что подразумевает формирование структуры вырожденного перлита (сорбито-бейнит). При этом не следует допускать сверхкритических скоростей охлаждения, ведущих к образованию мартенсита. Снижение скорости охлаждения перед образованием мартенсита приводит к формированию бейнита. Дальнейший отпуск в обоих случаях (образование бейнита или мартенсита) приводит к коагуляции карбидов с образованием высокоотпущенной дисперсной структуры сорбита. В структуре сорбита частицы цементита распределены относительно равномерно в ферритной матрице [41, 42, 60 – 63].

Увеличение скорости нагрева влияет на процессы коагуляции карбидной фазы. Скоростной нагрев ведет к образованию мелких карбидных выделений, повышающих пластичность стали. При малых скоростях нагрева процессы обеднения α -фазы углеродом идут параллельно с процессами рекристаллизации и коагуляции карбидной фазы. При скоростном нагреве обеднение α -фазы происходит до начала рекристаллизации, образуя мелкодисперсные частицы, не успевающие укрупняться, что повышает уровень пластичности и ударной вязкости. Известно, что закалка с последующим отпуском является одним из промышленных способов получения структуры глобулярного перлита [44, 64].

Образование феррита осуществляется путем диффузии атомов углерода в окружающий аустенит. Повышение концентрации углерода в аустените на поверхности раздела фаз $\alpha \rightarrow \gamma$ вызывает протекание процессов направленной диффузии углерода с последующим выделением перлита из аустенита. Скорость роста количества зерен определяется диффузией и скоростью теплоотвода [65]. При фазовых превращениях образование зародышей протекает по механизму увеличения количества центров кристаллизации VC и VCN, которые при температуре термообработки 850 °C не растворяются в аустените. Температура начала растворения карбидов и нитридообразующих ванадия 900 ÷ 1000 °C [22, 23, 25, 66]. Короткое время

межфазной перекристаллизации также способствует увеличению дисперсности структуры.

Таким образом, получение высоких значений ударной вязкости следует выполнять выбором рациональных режимов термической обработки, обеспечивающих получение заданных механических свойств при наличии в стали неметаллических включений Al_2O_3 , MnS , VN , VC_2N_2 и газовой насыщенности кислородом, азотом, водородом, что обеспечивается структурой нижнего бейнита, изменяющего механизм разрушения от хрупкого к вязкому.

Анализ опубликованных данных [25 – 28, 30, 52] показывает, что существующие способы улучшения механических свойств обусловлены выбором температурного режима термической обработки и скоростью охлаждения, где температуру нормализации для низкоуглеродистых сталей следует выбирать не более $20 \div 30$ °С выше точки A_{c3} для снижения времени нахождения в интервале перлитного превращения при охлаждении стали. Формирование в промежуточной области термодинамической диаграммы структур бейнита при температурах, близких к мартенситным, обеспечивает более высокий показатель ударной вязкости в сравнении со структурой бейнита, полученной несколько ниже перлитного превращения [67, 68]. Кроме того, охлаждение фасонной массивной отливки следует выполнять до температур $350 \div 450$ °С для снижения уровня термических напряжений, при этом теплоту внутренних слоев можно использовать для самоотпуска.

При переохлаждении аустенита его распад может протекать по диффузионному и бездиффузионному механизму, в том числе смешанному. В случае протекания диффузионных процессов в аустените происходит перлитное превращение, когда в областях, насыщенных углеродом образуются карбиды железа Fe_3C , являясь механической эвтектоидной смесью пластинок феррита и цементита с содержанием углерода 0,8 % и межпластинчатый расстоянием от 0,1 до 0,6 мкм. Межпластинчатое расстояние Fe_3C классифицируется на сорбитное (0,1 ÷ 0,2 мкм), трооститное (0,2 ÷ 0,3 мкм), перлитное (0,3 ÷ 0,6 мкм) и их комбинации при объединённом расстоянии [64, 69].

Перлит, упрочняя сталь, ведет к её охрупчиванию при механических испытаниях. В хладостойких сталях для повышения энергоемкости вязкохрупкого перехода при экстремальных воздействиях низких температур содержание углерода должно составлять не более 0,12 %, а иногда 0,06 ÷ 0,08 %. Снижение содержания углерода предотвращает перитектическую реакцию при затвердевании стали, устраняя образование кристаллизационных трещин [56, 61, 62].

При протекании одновременно диффузионного и бездиффузионного (сдвигового) механизма распада аустенита, происходящего в промежуточном интервале, спецкарбиды Fe_xC при превращении в области верхнего бейнита располагаются на границе зерен и субзерен. При превращении в области нижнего бейнита спецкарбиды Fe_xC располагаются внутри матрицы железа. Последнее расположение спецкарбида считается более энергоемким при испытаниях стали на удар в условиях отрицательных температур [21, 71 – 77]. Структуры верхнего и нижнего бейнита содержат цементит и не различаются по типу карбидной фазы [52, 78].

Основная линия диаграммы состояния Fe–C или изотермическая диаграмма строится при нагревании образца и его продолжительной выдержке при исследуемой температуре, что, соответственно, позволяет определить температуру начала перестроения феррито-перлитной структуры в аустенит A_{c1} и температуру полной аустенизации A_{c3} . Термокинетические диаграммы оценивают этот же процесс, только при охлаждении стали. Инкубационным периодом считается интервал распада аустенита с образованием феррита ($Ar_3 - Ar_1$), ниже Ar_1 в зависимости от скорости охлаждения образуется перлит, сорбит, троостит, верхний и нижний бейнит. При скорости охлаждения выше критической, относящейся к бездиффузионным процессам, формируется мартенсит и остаточный аустенит, отмеченный критической точкой M_n . Соответственно, критические точки будут иметь разную температуру. Оценку критических точек охлаждения Ar_3 , Ar_1 , M_n проводят термическим (изменение температуры при превращении), дилатометрическим (изменение длины при превращении), дюрOMETрическим (изменение твердости при превраще-

нии), магнитометрическим (изменение сопротивления и магнитных свойств) методами. Недостатком существующих методов является отсутствие оценки влияния времени выдержки на распад переохлажденного аустенита [36 – 38].

При исследованиях термическим методом производят непрерывный контроль температуры образцов, нагретых до аустенитного состояния, в процессе их охлаждения с установленной скоростью. По полученным перегибам на кривых (обычных или дифференциальных) судят о развитии превращения в процессе охлаждения, что является унифицированным способом как для лабораторных, так и промышленных условий.

Верхний и нижний бейнит содержит цементит в виде карбидной фазы. По мнению исследователей [74, 79 – 82], нижний бейнит отличается от верхнего наличием ϵ -карбида, хотя в малоуглеродистых сталях количество углерода не позволяет реализоваться выделению данного карбида. Принцип формирования морфологии бейнита можно связать с близостью к кристаллам мартенсита при ступенчатом характере фазовых превращений. И. О. Садовский, изучая кинетику образования бейнита, отмечает, что при уменьшении концентрации углерода в легированных сталях максимальная скорость образования бейнита возрастает с повышением температуры образования нижнего бейнита. Так уменьшение содержания углерода приводит к совмещению точек Бн и Мн, и бейнитное превращение переходит в мартенситное. В результате ступенеобразной кинетики объясняется различие между верхним Бв и нижним бейнитом Бн [41, 70, 83 – 85]. При этом специальные карбиды, образованные при высоких температурах, не участвуют в бейнитном превращении.

Бейнитное превращение, образованное в промежуточной области, может протекать по бескарбидному механизму, в этом случае остаточный аустенит насыщается углеродом, а кристаллы бейнитного феррита практически не содержат углерод, так как его растворимость в α -фазе при таких температурах ничтожна. Углерод находится в остаточном аустените и в несколько раз превышает среднее со-

держание в стали. При этом, в зависимости от температуры превращения, бескарбидный бейнит может быть верхним и нижним, но в любом случае в нем отсутствует выделение карбидов [84, 85].

Структура и свойства стали зависят от условий нагрева, продолжительности выдержки и скорости охлаждения, так как при этом изменяется величина аустенитного зерна, растворяются или выделяются специальные карбиды. Так, при быстром охлаждении реализуется мартенситное превращение. При замедленном охлаждении с изотермической выдержкой – бейнитное. Во всех случаях превращение не идет до конца, образуя остаточный аустенит. Это связано с тем, что при обработке стали на бейнитную структуру остаточный аустенит в значительной степени обогащен углеродом [52, 73, 75, 86, 87]. При замедленном охлаждении в промежуточном или бейнитном превращении перераспределение углерода между α -фазой и аустенитом ведет к образованию остаточного аустенита.

При пониженных температурах такой процесс наиболее выгоден, чем карбидообразование, так как не требует резкой дифференциации по углероду. При этом в результате сдвигового механизма сохраняются когерентные связи, что сопровождается отводом атомов углерода, имеющих высокую подвижность, от межфазной границы внутрь аустенита. Чем выше температура промежуточного превращения, тем больше мезоферрита (добейнитная фаза) и меньше верхнего бейнита присутствует в структуре, что достигается относительно невысокой скоростью в сравнении с мартенситным превращением. При понижении температуры растет термодинамический стимул превращения для образования зародышей бейнитного феррита [67, 73, 88, 89]. При значительном количестве мезоферрита окончательно сформировавшаяся структура имеет характерный зернистый вид нижнего бейнита, а при незначительном количестве – игольчатого верхнего бейнита [41, 42]. Верхний бейнит имеет перистое строение, снижающее пластичность стали в сравнении с перлитной областью распада аустенита. Твёрдость и прочность при этом не изменяются. Нижний бейнит образуется при температурах $350 \div 400$ °С. Он имеет повы-

шенную твердость и прочность при высокой пластичности, что достигается перераспределением углерода между выделяющейся α -фазой и аустенитом, приводя к сферодизации цементита [27, 61, 90].

Наличие нижнего бейнита изменяет механизм разрушения от хрупкого к вязкому. Так в работе [58] показано, что в низкоуглеродистой низколегированной стали на начальных стадиях увеличивается скорость бейнитного превращения, а на наиболее поздних стадиях скорость распада заметно уменьшается, что приводит к уменьшению полноты превращения [40, 57]. Ускоренное охлаждение позволяет увеличить полноту бейнитного превращения и повысить объемную долю бейнита с субзерненным строением. Так контролируемое охлаждение является перспективным способом упрочнения низкоуглеродистых сталей, поскольку способствует получению нижнего бейнита [75, 91, 92].

К особенностям формирования зернистого бейнита можно отнести возможность его зарождения на этапе распада аустенита на мезоферрит, а затем в области промежуточных превращений при непрерывном охлаждении путем цепной реакции зернистая структура становится более выраженной [41]. Технологическим способом решения предлагается ступенчато-изотермическая выдержка, где в нижнем интервале аустенит по сдвиговому механизму образует бейнитную α -фазу. При этом на поверхности нетравленного шлифа наблюдается микрорельеф, как и при мартенситном превращении [63, 67, 74, 87].

В результате феррито-перлитная структура с дополнительной составляющей нижнего бейнита имеет меньшую склонность к хрупкому разрушению, что невозможно получить при традиционной нормализации или нормализации с отжигом 1 рода. Изотермический отжиг отличается рядом известных технологических преимуществ: энергосбережением и экологической чистотой (путем использования теплоты внутренних слоев изделия для протекания процесса самоотпуска).

Выводы и постановка задач исследования

1. Критический анализ специальной технической литературы показывает, что в настоящее время крупногабаритные детали тележек грузовых железнодорожных

вагонов, изготавливаемых из стали 20ГФЛ (рама боковая и балка наддресорная), не отвечают растущим требованиям надежности и безопасности движения. Рост количества грузоперевозок и строительства новых путей в районах Севера требует от металлургов решить задачу повышения хладостойкости стали.

2. Анализ статистических данных, полученных за последние десять лет, о причинах отцепов железнодорожных вагонов по выявленным дефектам свидетельствует, что в большинстве случаев (более 6 тыс.) это связано с наличием усталостных трещин. Являясь концентраторами напряжений, усталостные трещины в ряде случаев (около 130) служат причиной крушения железнодорожных составов. При этом очагами развития трещин могут быть следы от абразивных материалов и литейные дефекты в виде пор, песчаных раковин и т. п. Распространению трещины способствуют оксиды алюминия, сульфиды марганца, ликвация и структурная неоднородность расположения перлита в виде сетки.

3. Надежность рам боковых и балок наддресорных, изготовленных из стали 20ГФЛ, может характеризоваться показателем хладостойкости (ударная вязкость KCV^{-60}), который зависит от однородности структуры, полученной при распаде переохлажденного аустенита. При этом изменение скорости охлаждения в интервалах перлитного и промежуточного превращения позволяет управлять процессом формирования структуры путем изменения дисперсности цементита с образованием специальных карбидов, служащих барьером развития трещины.

4. При термообработке крупногабаритных деталей типа рама боковая и балка наддресорная ввиду их сложной конфигурации следует применять технологии, обеспечивающие равномерное охлаждение для получения однородной структуры и устранения появления термических трещин.

5. Вследствие массивности детали при распаде переохлажденного аустенита превращения сдвинуты в сторону более низких температур, что не позволяет использовать существующие изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита. В результате требуется дополнительно исследовать влияние параметров термообработки (температура, время выдержки, скорость охлаждения) на процесс

формирования дисперсных структур с включениями бейнита, обеспечивающих высокий показатель хладостойкости.

На основе вышеприведенных выводов сформулирована следующая цель исследования: разработка технологии термической обработки крупногабаритных литых деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов, обеспечивающей повышенный уровень ударной вязкости KCV^{-60} при сохранении существующего комплекса механических свойств стали.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Установить причины низкой хладостойкости и преждевременного разрушения крупногабаритных тяжело нагруженных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов из стали марки 20ГФЛ и определить показатель, характеризующий их эксплуатационную надежность в условиях пониженных температур.

2. Исследовать влияние параметров (температура, время выдержки и скорость охлаждения) режимов термической обработки, фазовых и структурных превращений в перлитном и промежуточном интервале температур на ударную вязкость KCV^{-60} , твердость и микротвердость стали марки 20ГФЛ.

3. Исследовать с применением математической модели тепловое состояние крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов в процессе термической обработки и определить условия их охлаждения, обеспечивающие формирование однородной феррито-перлитно-бейнитной структуры стали.

4. Разработать технологию термической обработки, обеспечивающую производство крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов из стали марки 20ГФЛ с повышенным (более 3 кДж/м²) уровнем ударной вязкости KCV^{-60} .

5. Провести апробирование разработанной технологии термической обработки в условиях ООО «Алтайский сталелитейный завод».

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Методика исследования механических свойств и структуры стали 20ГФЛ

2.1.1 Выплавка стали и определение химического состава

Для проведения исследований сталь 20ГФЛ выплавляли в дуговой сталеплавильной печи ДСП-6 с основной футеровкой. После слива металла в стопорный восьмитонный ковш выполнено раскисление стали алюминием. С помощью трайб-аппарата выполнен ввод проволоки Ca-Fe (содержание: 30 % Ca – 70 % Fe), что обеспечивает глобуляризацию оксидно-сульфидных включений. Дополнительно присаженный к стали кальций при раскислении её алюминием имеется в остаточном количестве $0,02 \div 0,04$ %. При этом установлено изменение формы перитектических включений от остроугольных до круглых. При этом существенно улучшаются механические свойства, повышаются трещиностойкость и хладостойкость [93 – 97].

При заливке металла в литниковых системах форм были установлены корундовые пенокерамические фильтры FOSECO модели STELEX PrO [27, 33, 48, 98, 99]. Применение фильтров STELEX PrO способствует задержанию включений оксида кальция и алюминия, повышая чистоту металла по неметаллическим включениям на 35 % [26].

Содержание элементов кремния, марганца, фосфора, серы, хрома, никеля, меди, ванадия, алюминия определяли на стационарной оптико-эмиссионной установке «Foundry master» с фотоэлектрическим фотометром КФК-3-01 по ГОСТ 18895-97 [100]. Точность определения массовой доли химических элементов атомно-эмиссионным методом – 0,005 %. Дополнительно содержание углерода подтверждали химическим методом по ГОСТ 22536.1-88 [101].

Химический состав пробных брусков и отливки «Балка надрессорная» приведен в таблице 2.1. Химический состав пробных брусков и отливки не имеет отклонений от требований ГОСТ 32400-2013 [8] и соответствует марке стали 20ГФЛ.

Таблица 2.1 – Химический состав пробных брусков и отливки «Балка надрессорная» из стали 20ГФЛ

№ плавки	Массовая доля содержания элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al
	ГОСТ 32400-2013									
	0,17÷0,25	0,2÷0,6	0,8÷1,5	≤0,025	≤0,025	≤0,5	≤0,6	≤0,6	0,04÷0,16	0,02÷0,065
Пробные бруски										
1	0,19	0,42	1,15	0,010	0,010	0,08	0,05	0,10	0,06	0,030
2	0,20	0,52	1,28	0,010	0,010	0,09	0,07	0,09	0,08	0,040
3	0,22	0,39	1,11	0,020	0,010	0,09	0,06	0,09	0,07	0,030
4	0,19	0,37	1,17	0,120	0,010	0,12	0,10	0,12	0,07	0,040
5	0,22	0,36	1,50	0,011	0,014	0,10	0,14	0,13	0,09	0,036
6	0,20	0,47	1,08	0,020	0,010	0,09	0,07	0,14	0,09	0,024
7	0,19	0,39	1,14	0,011	0,011	0,13	0,11	0,07	0,13	0,028
Отливка «Балка надрессорная»										
8	0,22	0,47	1,40	0,024	0,020	0,17	0,09	0,11	0,06	0,047

2.1.2 Определение механических свойств

Механические испытания стали 20ГФЛ на разрыв выполняли на стандартных образцах (тип III, № 8 ГОСТ 1497-84 [103]). Определение прочностных характеристик стали (временного сопротивления σ_b и предела текучести σ_T , МПа; относительного удлинения ψ и сужения δ , %) проводили на разрывной универсальной испытательной машине Instron 8801. Перемещение подвижной траверсы машины растяжения выполняли со скоростью 0,5 мм/мин.

Механические испытания стали 20ГФЛ на ударную вязкость KCV⁶⁰ выполняли на 45 термообработанных образцах с размерами 55×10×10 мм, изготовленных из семи пробных брусков по ГОСТ 977-88 [102] п. 5.4 черт. 3, в соответствии со

схемой вырезки (рисунок 2.4). Ударную вязкость KCV^{60} определяли по ГОСТ 9454-78 [104] на маятниковом копре КМ-30 по Шарпи после предварительного охлаждения образцов в спиртовой криогенной камере до температуры $-62 \div -66$ °С с выдержкой 30 мин. Время установки образца на копер – $4 \div 5$ с. Измерение площади сечения и качества надреза определяли на микроскопе Nikon MM 400 с точностью 0,01 мм.

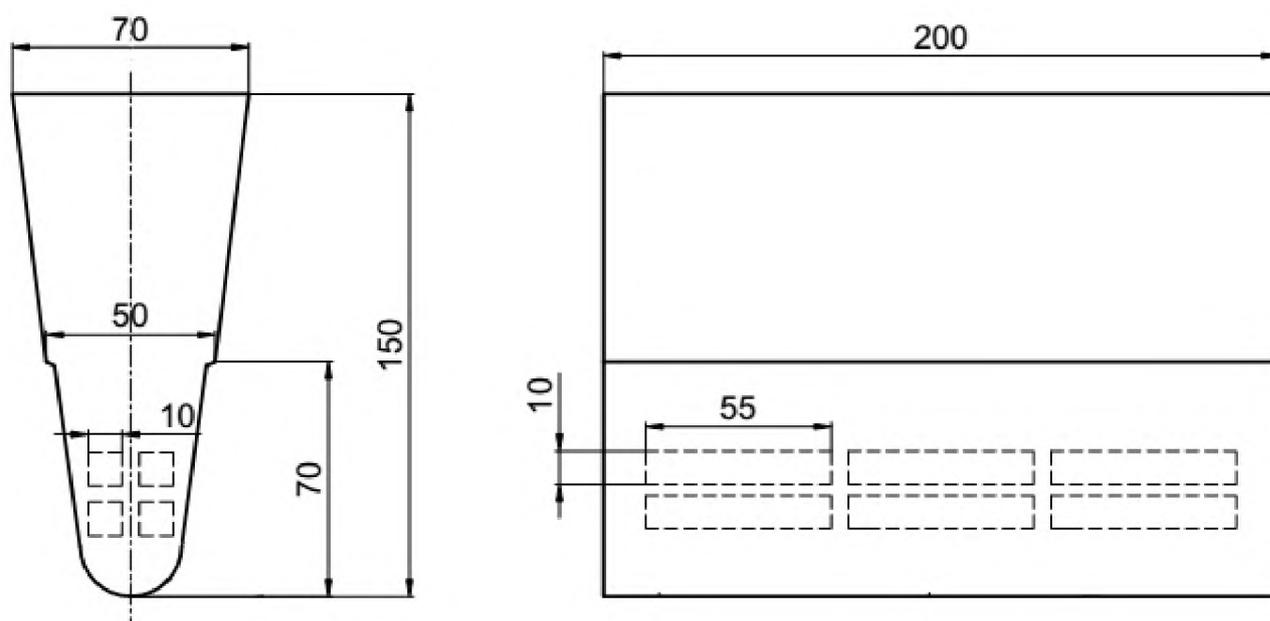


Рисунок 2.4 – Схема вырезки образцов из пробного бруска для механических испытаний на ударную вязкость

Определение твердости производили на твердомере ТШ-2М по методу Бринелля. Замеры диаметра отпечатка определяли с помощью микроскопа марки МПБ-2 по ГОСТ 9012-59 [105], где $K = 30$.

Микротвердость структурных составляющих стали (феррита, перлита) определялась по методу Виккерса в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76 [106] на микротвердомерах ПМТ-3 и Wolpert Group 402 MVD с разрешением объектива $\times 450$. Нагрузка на индентор составляла $0,098 \div 1,96$ Н. Микротвердость оценивали на травленных шлифах.

При вырезке и подготовке образцов нагрев материала не превышал 70 °С.

2.1.3 Металлографические исследования

Металлографические исследования образцов были проведены на микроскопах Carl Zeiss Axio Observer A1m и Carl Zeiss Axio Observer Z1m. Съёмка изображений осуществлялась в диапазоне с увеличением от $\times 25$ до $\times 1000$. Исследование микрошлифов производили на оптических микроскопах Nikon 200M, МЕТАМ ЛВ-32 при увеличении до $\times 1000$.

Оценку неметаллических включений выполняли по ГОСТ 4967-2009 [107]. Исследование вида и размеров неметаллических включений, характер их распределения и подсчет индекса загрязненности производился на нетравленных шлифах исследуемой стали при увеличении $\times 500$ способом Л2 по ГОСТ 1778-70 [31]. Количество неметаллических включений на полированных шлифах определяли по эталонным шкалам ГОСТ 1778-70.

Структурный анализ феррито-перлитной структуры оценивали по методу травления ГОСТ 5639-82 [108] с использованием 4 %-ого раствора азотной кислоты HNO_3 в этаноле $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ (спирт) для глубокого травления и 4 %-ого раствора пикриновой кислоты $\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{OH}$ в этаноле $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ для тонкого травления по ГОСТ 4461-77 [109].

Фотосъемку изображений осуществляли камерой Axio Cam MRc5. Полученные снимки обрабатывали, используя программный пакет для анализа графических изображений Axio Vision 4.8.

Анализ феррито-перлитной микроструктуры проводили методами определения величины зерна сравнением с эталонными шкалами и измерением длин хорд по ГОСТ 5639-82 [108]. Оценку долей элементов структуры перлита и феррита в стали проводили на основании сопоставления структуры с эталонами соответствующих шкал ГОСТ 8233-56 [110]. В том числе количественные характеристики основных элементов количественно идентифицированы в программной среде ВидеоТест-Мастер 5.2 [111].

2.2 Методика контролируемой термической обработки заготовок образцов КСV⁻⁶⁰ и отливок с применением охлаждающей камеры У-1 и регистрирующей установки У-10

2.2.1 Цель и последовательность реализации

Целью методики является формирование структуры, обеспечивающей получение заданной ударной вязкости крупногабаритных деталей из стали 20ГФЛ. Поставленная цель достигается за счет создания определённых условий охлаждения для распада переохлажденного аустенита в соответствии с термокинетическими диаграммами. Последовательность реализации представлена на рисунке 2.6.

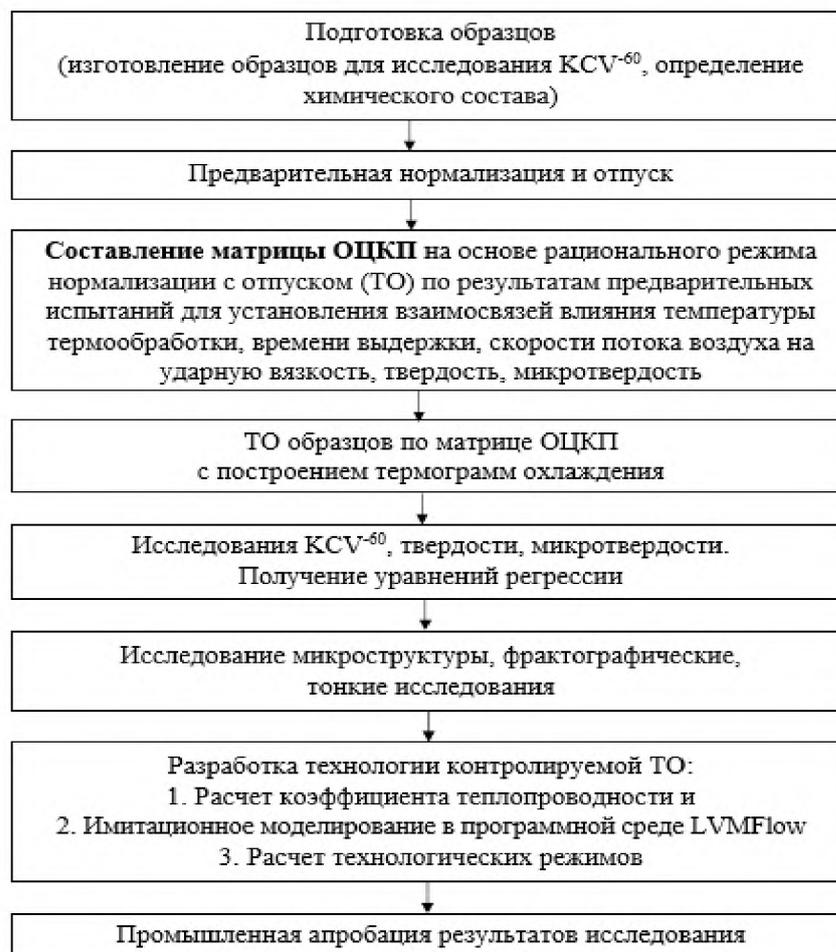


Рисунок 2.6 – Этапы проведения исследований

Ввиду того, что имеются определенные сложности процесса термообработки крупногабаритных деталей, основные этапы методики обрабатывались в лабораторных условиях на образцах, вырезанных из пробных брусков (рисунок 2.4). Моделирование охлаждения деталей выполнено при помощи программного обеспечения LVMFlow [113].

2.2.2 Описание и порядок работ камеры управляемого охлаждения Y-1 и регистрирующей установки Y-10

Методика реализуется с использованием камеры контролируемого охлаждения Y-1 и регистрирующей установки Y-10, которые спроектированы на кафедре «Машиностроительные технологии и оборудование» АлтГТУ им. И. И. Ползунова (Приложение А). Установка Y-1 (рисунок 2.6) служит для охлаждения заготовок образцов ударной вязкости сечением 10×10 мм воздушным потоком в диапазоне $3 \div 8$ м/с с максимальной относительной влажностью воздуха до 80 %.

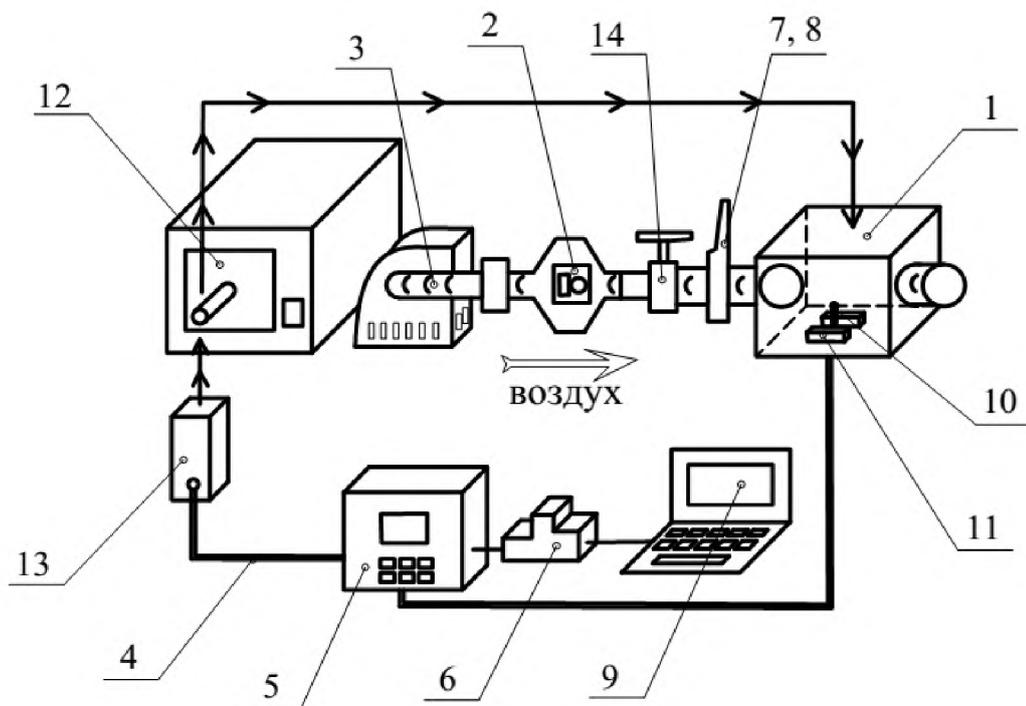


Рисунок 2.6 – Лабораторная установка Y-1 управляемого охлаждения

Установка Y-1 состоит из следующих элементов: 1 – камера охлаждения; 2 – центробежный канальный вентилятор BDTX250-B производительностью 250 м³/ч; 3 – ультразвуковой увлажнитель воздуха ВИТЕК с максимальным значением влажности 85 %; 4 – термопара ТХА(К) с диапазоном измерения –50...+1100 °С, идентифицированная под номером № 1 для зачеканивания в термообрабатываемом образце, аналогичная термопаре № 1 термопара под № 2 прижимается к образцу снизу в средней части при его фиксации в зажимах камеры; 5 – регистратор температуры ТРМ 200 «ОВЕН»; 6 – коммутатор АС-4 «ОВЕН», соединяющий ТРМ 200 с компьютером; 7 – анемометр Mastech MS6252M USB с диапазоном измерения скорости потока 0,8 ÷ 30 м/с, влажности в диапазоне 0 ÷ 100 %, температуры – 10...+ 60 °С; 8 – дублирующий прибор Siono для фиксации температуры окружающего воздуха и влажности; 9 – персональный компьютер Acer Aspire 5520; 10 – плунжерная стойка для установки термопары с порядковым № 2; 11 – кронштейны для крепления термообрабатываемого образца; 12 – лабораторная печь сопротивления ПТ-200 с двухканальным микропроцессором; 13 – экспериментальный образец представляет собой заготовку ударной вязкости без V-образного надреза; 14 – дроссельная заслонка ø100 мм.

В канале ø4 мм глубиной 5 ÷ 10 мм с торцевой части образца ударной вязкости (13) фиксируется термопара (4). Настраивается соединение персонального компьютера (9) с коммутатором (6). На компьютере запускается приложение записи температуры в базу данных с частотой 1 Гц. При достижении в печи сопротивления (12) заданной температуры, образец устанавливается в муллитовую трубку. По анемометру (7) вращением рукоятки мощности вентилятора выставляется скорость потока воздуха (2), тонкая регулировка выполняется воздушной заслонкой (14), затем устанавливается влажность на увлажнителе (3). После истечения времени выдержки образец переносится в камеру охлаждения (1). Образец закрепляется на кронштейнах (11) до соприкосновения с термопарой № 2, установленной в плунжерной стойке (10). Изменение температуры записывается в базу данных компьютера до 200 °С.

Построение графиков термограмм выполняется в координатах температуры и времени. Предварительная оценка начала и конца температуры превращения производится путем построения столбчатой диаграммы производной 1-го порядка под графиком охлаждения. Дальнейшее определение начала и конца превращения производится с использованием метода линейных уравнений. Уравнение прямой строится на основе табличных данных изменения температуры. Статистическая обработка данных выполнялась в программе Microsoft Excel [115]. Таким образом, прямые, построенные на основе изменения температуры и времени, оценивались квадратичным отклонением. Приближение значения R^2 к 1 сообщает о точности выбранного интервала и дает возможность выполнить разграничение между регулярным и нерегулярным процессом.

После термообработки на образце выполняется V-образный надрез и проводится испытание KCV⁻⁶⁰. По центральному сечению вдоль движения трещины проводится оценка элементов структуры.

2.2.3 Составление ортогонального центрального композиционного плана

Для построения математической модели, связывающей физико-механические свойства от режимов термообработки (температура, время выдержки, скорость потока воздуха) используется метод планируемого факторного эксперимента [94].

Матрица полного факторного эксперимента, состоящая из 8 опытов (таблица 2.2), расширена до ортогонального центрального композиционного плана. При этом показатель X_1 соответствует нижним и верхним значениям планируемой температуры термообработки, аналогично задается X_2 – время выдержки, X_3 – скорость потока воздуха. Исследуемый режим термообработки считается оптимальным в том случае, если статистическая ошибка не превышает 10 % и математическая модель подтверждается критериями Кохрена, Фишера, Стьюдента.

Статистические данные обработаны в программных продуктах Microsoft Excel [115], Stat [116].

Таблица 2.2 – Матрица ортогонального центрального композиционного плана

№	X ₁	X ₂	X ₃	X ₁ ² -β	X ₂ ² -β	X ₃ ² -β	X ₁ X ₂	X ₁ X ₃	X ₂ X ₃	Y(j1)	Y(j2)	Y(j3)	Y(j4)	S ² _{y(j)}
1	-1	-1	1	+0,27	+0,27	+0,27	+1	+1	+1	*	*	*	*	*
2	+1	-1	-1	+0,27	+0,27	+0,27	-1	-1	+1	*	*	*	*	*
3	-1	+1	-1	+0,27	+0,27	+0,27	-1	+1	-1	*	*	*	*	*
4	+1	+1	-1	+0,27	+0,27	+0,27	+1	-1	-1	*	*	*	*	*
5	-1	-1	+1	+0,27	+0,27	+0,27	+1	-1	-1	*	*	*	*	*
6	+1	-1	+1	+0,27	+0,27	+0,27	-1	+1	-1	*	*	*	*	*
7	-1	+1	+1	+0,27	+0,27	+0,27	-1	-1	+1	*	*	*	*	*
8	+1	+1	+1	+0,27	+0,27	+0,27	+1	+1	+1	*	*	*	*	*
9	-1,22	0	0	+0,75	-0,73	-0,73	0	0	0	*	*	*	*	*
10	+1,22	0	0	+0,75	-0,73	-0,73	0	0	0	*	*	*	*	*
11	0	-1,22	0	-0,73	+0,75	-0,73	0	0	0	*	*	*	*	*
12	0	+1,22	0	-0,73	+0,75	-0,73	0	0	0	*	*	*	*	*
13	0	0	-1,22	-0,73	-0,73	+0,75	0	0	0	*	*	*	*	*
14	0	0	+1,22	-0,73	-0,73	+0,75	0	0	0	*	*	*	*	*
15	0	0	0	-0,73	-0,73	-0,73	0	0	0	*	*	*	*	*
$\sum_{j=1}^N x(j)y(j)$	*	*	*	*	*	*	*	*	*	Критерий Фишера α = 0,05; q ₂ = 30				
Критерий Стьюдента q = 16; α = 0,1; t _{кр} = 1,8														
b _j	*	*	*	*	*	*	*	*	*					
t _j	*	*	*	*	*	*	*	*	*					
Вывод	зн/нз	зн/нз	зн/нз	зн/нз	зн/нз	зн/нз	зн/нз	зн/нз	зн/нз	q ₁	F _p	F _{кр}	Вывод	
$y = a_0 + \sum_{j=1}^n b_j x_j + \sum_{j=1}^n b_{ji} (x_j^2 - \beta) + \sum_{j \neq i} b_{jji} x_j x_i + \dots$										*	*	*	ММ адекватна	

2.2.4 Порядок проведения исследований в производственных условиях

Описание и порядок работы регистрирующей установки Y-10. Регистрация скорости охлаждения образца выполняется на базе установки Y-1 (рисунок 2.6). Назначением установки Y-10 является контроль заданного режима термической обработки путем регистрации времени и температуры при нагреве, выдержке, охлаждении объекта исследования.

Описание основных частей установки Y-10 (рисунок 2.7): 1 – персональный компьютер Acer Aspire 5520; 2 – измеритель температуры ТРМ 200 «ОВЕН» и коммутатор АС-4 «ОВЕН», соединяющий ТРМ 200 с персональным компьютером (поз. 1); 3 – термопара ТХА(К) с компенсационными проводами (6 м) диапазоном измерения $-50...+1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ фиксируется в теле изделия в отверстии $\varnothing 4\text{ мм}$ на глубине 10 мм; 4 – анемометр Mastech MS6252M USB с диапазоном измерения скорости ветра $0,8\div 30\text{ м/с}$, влажности RH – $0\div 100\text{ \%}$, температуры окружающей среды $-10...+60\text{ }^{\circ}\text{C}$; 5 – прибор Siono для фиксации температуры окружающей среды и влажности.



Рисунок 2.7 – Устройство регистрирующей установки Y-10

Спай термопары на рисунке 2.7 (поз. 3) фиксируется в отверстии $\varnothing 4$ мм, глубиной не менее 10 мм. Хвостовик детали балки надрессорной (поз. 2) с зафиксированной термопарой (поз. 3) устанавливается в нормализационную печь (поз. 1). На блоке управления (поз. 6), включающем персональный компьютер, подсоединённый через коммутатор, выполняется регистрация температуры с периодичностью в 1 Гц на протяжении заданного режима термообработки (температуры, времени нагрева и выдержки с последующим охлаждением). Регулировка скорости потока воздуха производится регулятором вентилятора по показаниям анемометра поз. 4 (рисунок 2.7). Далее отливка извлекается из печи и устанавливается на радиаторную решетку (рисунок 2.8, поз. 5) охлаждающей камеры (поз. 4). Затем выполняется запись изменения температуры в базу данных компьютера до температуры 100 °С.

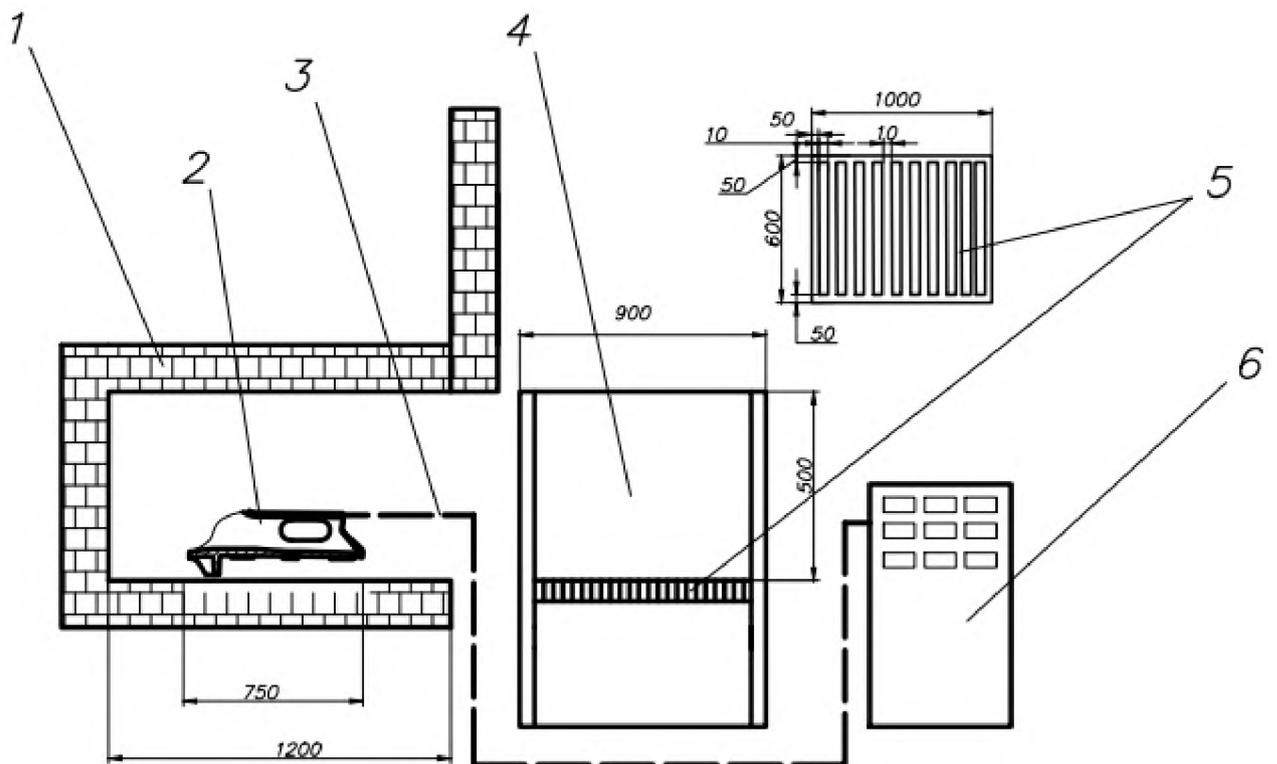


Рисунок 2.8 – Экспериментальный образец камеры контролируемого охлаждения

Объектом исследования является деталь «Балка надрессорная» (чертеж № ВАГР.0113.10.00.101). Для исследований выполняется случайный отбор 3 отливок «Балка надрессорная» из плавки до выполнения термической обработки.

В соответствии с рисунком 2.9 от отливки газорезчиком по линии реза отделяется испытываемый образец (поз. 3).

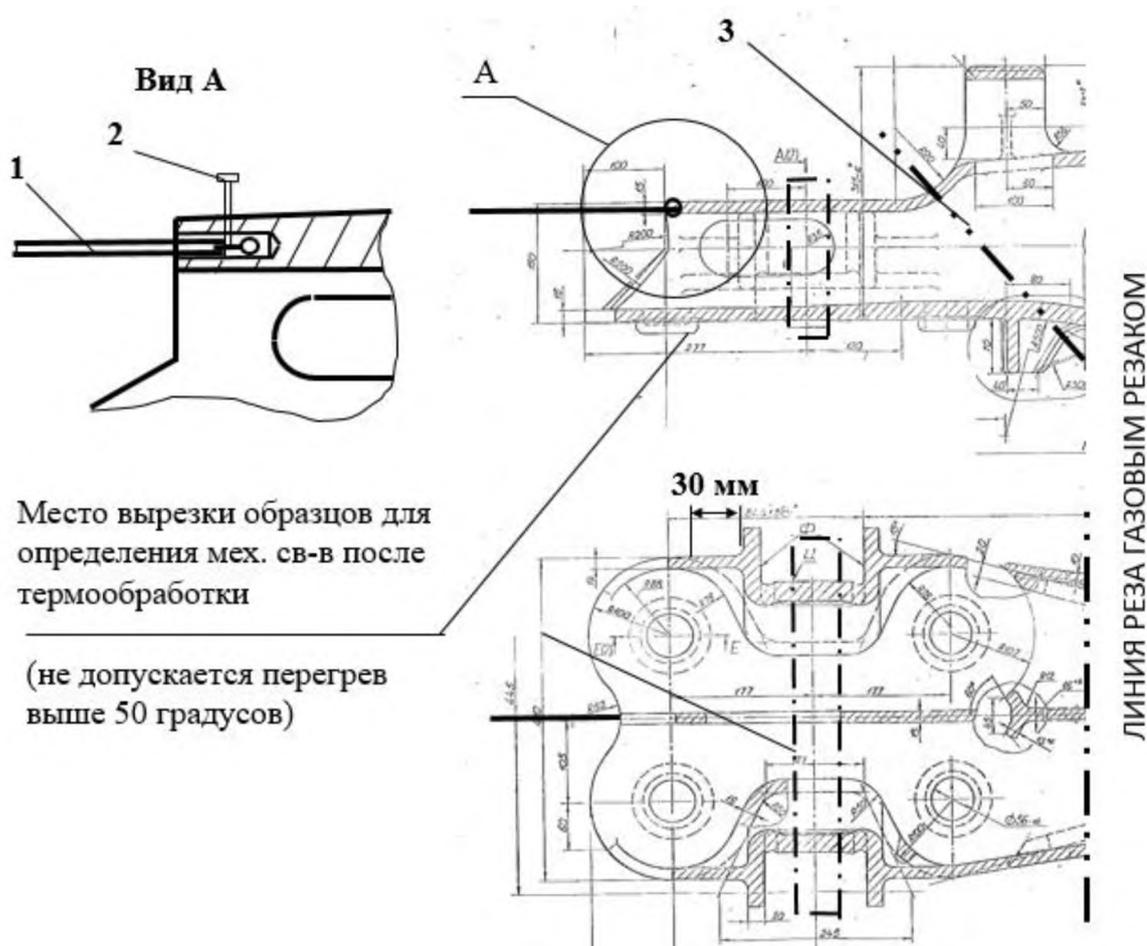


Рисунок 2.9 – Подготовка фрагмента балки надрессорной для термической обработки

На рисунке 2.10 приведена схема вырезки образцов из подклинового проема балки для испытаний на удар и растяжение. Количество образцов для испытаний на ударную вязкость KCV⁻⁶⁰ (тип образца № 11 ГОСТ 9454-78) – 4 шт., в том числе 2 шт. цилиндрических образца для определения сопротивления разрыву по ГОСТ 1497-84 (тип III, чертеж 3, № 7).

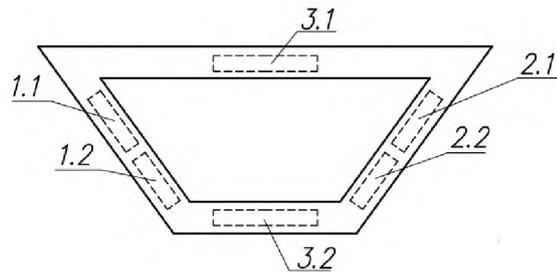


Рисунок 2.10 – Схема вырезки образцов для испытаний на удар и растяжение из фрагмента отливки «Балка надрессорная»

Выводы

1. Применение ортогонального центрального композиционного плана дает возможность получения эмпирических зависимостей связи режимов термической обработки (температуры, времени выдержки, скорости потока воздуха) с механическими свойствами стали (ударной вязкостью, твердостью, микротвердостью).

2. Камера охлаждения оригинальной конструкции обеспечивает проведение исследований режимов термической обработки с ускоренным охлаждением потоком воздуха от 2,5 до 8,5 м/с с дальнейшей возможностью не только оценить структуру, но и провести испытания на разрушение ударным способом.

3. Исследование области излома по центральному сечению после испытаний на удар при отрицательной температуре позволяет выявить границы разрушения, характеризующие хладостойкость стали.

4. Выбранные средства и методы измерения имеют необходимую точность, в особенности стоит отметить, что применение электронной просвечивающей микроскопии обосновано необходимостью при исследовании стали 20ГФЛ, так как оптическая микроскопия вследствие низкого разрешения не обеспечивает оценку структур промежуточного превращения.

5. Описанные методы и средства измерений будут использованы для получения в стали 20ГФЛ повышенной эксплуатационной надежности на основе повышения хладостойкости.

3 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ

3.1 Определение границ изменения режимов нормализации с отпуском для стали 20ГФЛ

В соответствии с методикой проведения исследований (п. 2.2.2) для построения матрицы необходимо определить центр композиционного плана. С этой целью проведены предварительные исследования режимов нормализации с отпуском. Для оценки влияния температуры нормализации 940 и 900 °С на величину ударной вязкости подготовлены экспериментальные образцы из стали 20ГФЛ плавки № 1 в соответствии с таблицей 2.1. Исходная структура стали 20ГФЛ до термической обработки состоит из 60 % феррита и 40 % перлита (рисунок 3.1).

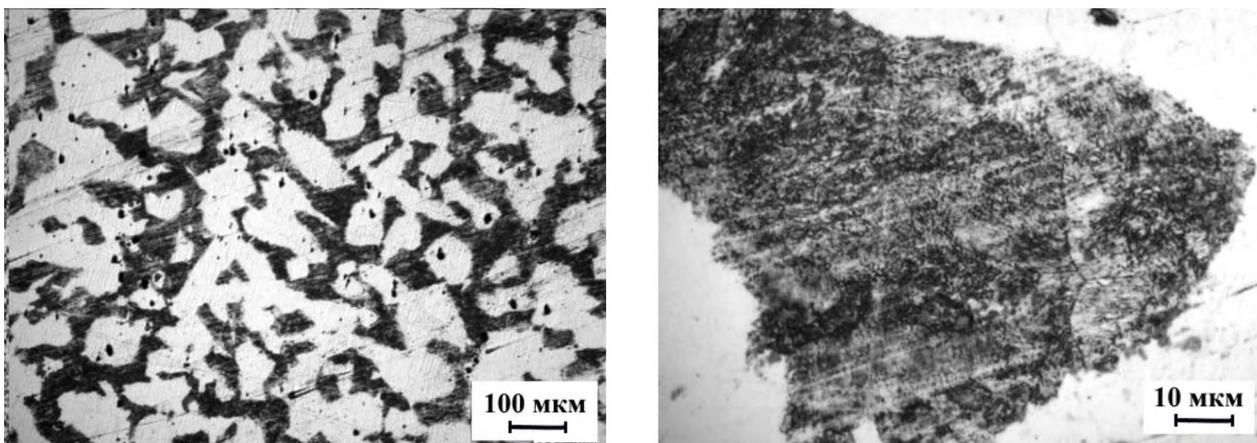


Рисунок 3.1 – Исходная структура стали 20ГФЛ до термообработки

Рассмотрены режимы нормализации с температурой нагрева $T = 940$ °С с выдержкой $T_B = 180$ мин, $V_{\text{охл}} = 1,3$ °С/с и $T = 900$ °С, $t = 60$ мин, $V_{\text{охл}} = 1,7$ °С/с. Снижение температуры термообработки с 940 до 900 °С и времени выдержки с 180 до 60 минут при одинаковых условиях охлаждения на воздухе выявило изменение скорости охлаждения с 1,3 до 1,7 °С/с. В результате получено измельчение

феррито-перлитной структуры с 7 до 8 номера. Измерения ударной вязкости показали ее увеличение с 1,15 кДж/м² до 2,05 кДж/м² по режиму 900 °С, 60 мин. Таким образом, нормализация 940 °С (выше точки Ас₃ на 80 °С) с охлаждением на спокойном воздухе приводит к распаду переохлажденного аустенита в верхней области перлитного интервала. При распаде аустенита перлит образует сетку по границам аустенитных зерен, что сопровождается снижением ударной вязкости KCV⁻⁶⁰.

На рисунке 3.2 приведена структура с расположением перлита в виде сетки, сохранившейся после нормализации 940 °С. Температура нормализации 900 °С не устранила расположение перлита в виде сетки, а лишь привела к размыванию ее границ. Можно отметить, что отпуск 680 °С способствует укрупнению цементитных частиц, которые имеют пластинчатую форму. Степень дисперсности цементитных частиц определяет значение ударной вязкости. Изменение времени выдержки от 180 до 60 мин и температуры с 940 до 900 °С после отпуска 680 °С приводит к изменению KCV⁻⁶⁰ соответственно 0,9 и 1,79 кДж/м², что является следствием отпускной хрупкости [117]. В последнем случае произошло измельчение феррито-перлитной структуры с номером зерна 9 при изменении твердости с 149 до 195 НВ. Снижение ударной вязкости KCV⁻⁶⁰ ≥ 2 кДж/м² недопустимо в соответствии с ГОСТ 32400-2013 для деталей боковых рам и надрессорных балок.

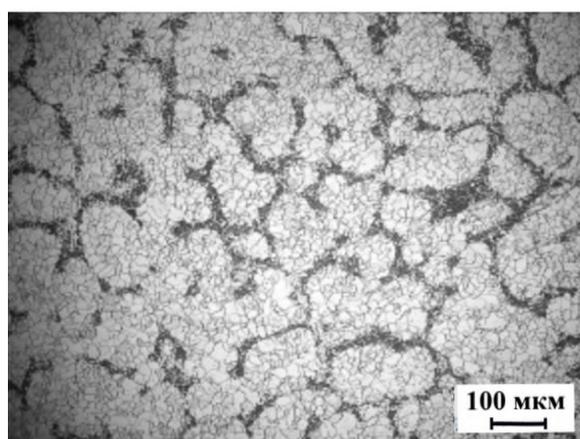


Рисунок 3.2 – Структура стали 20ГФЛ после нормализации 940 °С, 180 мин с отпуском 680 °С, 60 мин, KCV⁻⁶⁰ = 0,88 кДж/м²

При наложении исходной литой структуры рисунка 3.1 на феррито-перлитную структуру рисунка 3.2 видна однотипность размещения перлита в виде сетки толщиной $20 \div 40$ мкм, вызванное оттеснением углерода в окружающие их слои γ -фазы. Области α -фазы, растущие навстречу друг другу, формируют слой аустенита, пересыщенного по углероду. Также при пересечении критической области ниже A_{r1} происходит образование перлитной структуры в виде тонкой сетки толщиной 1 мкм по границе феррита. Авторы [78, 79, 89, 118, 119] констатируют, что тонкие границы зерен окаймлены остаточным аустенитом.

Температура отпуска 600 °С, 30 мин после нормализации 900 °С, 60 мин обеспечивает получение однородной феррито-перлитной структуры с номером зерна 8 и ударной вязкостью $KCV^{-60} = 3,5$ кДж/м² (рисунок 3.3), так как отпуск 600 °С приводит к формированию частиц карбидов более высокой дисперсности, чем колонии цементита.

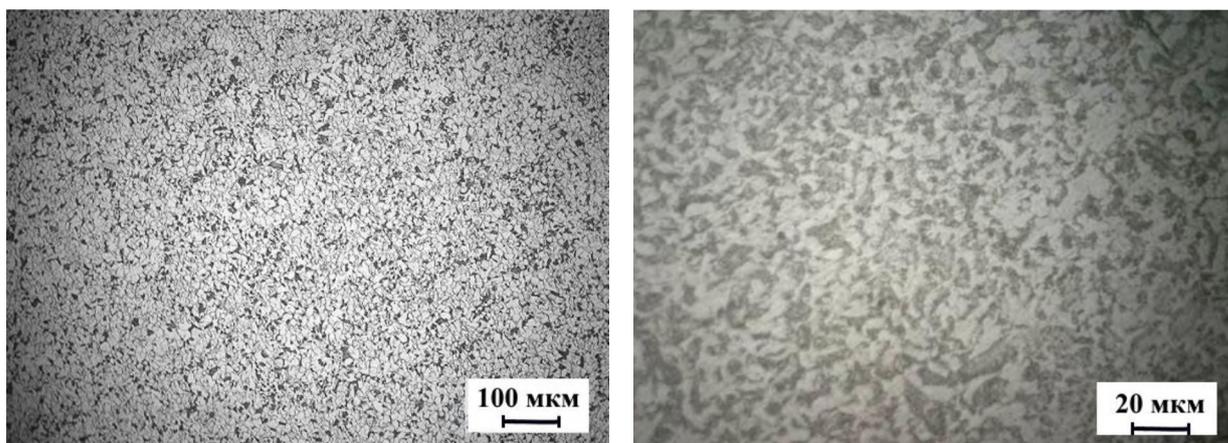


Рисунок 3.3 – Структура после нормализации 900 °С, 60 мин с отпуском 600 °С, 30 мин ($KCV^{-60} = 3,5$ кДж/м²)

В то же время снижение температуры нормализации до 900 °С, 60 мин с последующим отпуском до 450 °С, 30 мин при 8-ом номере зерна обеспечило среднее значение $KCV^{-60} = 2,19$ кДж/м².

Результаты предварительных исследований влияния режимов нормализации и отпуска на ударную вязкость, твердость, размер феррито-перлитной структуры приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Результаты предварительного исследования режимов нормализации и отпуска стали 20ГФЛ

Температура нормализации, °С	Время выдержки при нормализации, мин	Скорость охлаждения на спокойном воздухе до 350 °С, °С/с	Температура отпуска, °С	Время выдержки при отпуске, мин	Ударная вязкость KCV ⁻⁶⁰ по ГОСТ 32400-2013, кДж/м ²			Ср. ударная вязкость KCV ⁻⁶⁰ , кДж/м ²	Номер зерна по ГОСТ 32400-2013	Твердость по Бринеллю, НВ
					≥2,0					
940	180	1,3	–	–	1,13	1,13	1,19	1,15	7	170
			680	60	0,88	0,88	0,94	0,9	5	149
900	60	1,7	–	–	1,9	1,85	2,4	2,05	8	165
			450	30	1,7	2,25	2,63	2,19	8	175
			600		2,5	3,0	3,5	3	8	180
			680		1,31	1,56	2,51	1,79	9	195

Таким образом, проведенные предварительные исследования режимов нормализации с отпуском показали, что с понижением температуры термообработки с 940 до 900 °С и выполнение отпуска 600 °С обеспечивает ударную вязкость $KCV^{-60} \geq 2,5$ кДж/м². Применение ускоренного охлаждения сужает интервал перлитных превращений с переходом в область промежуточных превращений, характеризующуюся более низкими температурами распада аустенита. Это обеспечивает протекание диффузионных и сдвиговых механизмов с измельчением зерен, повышением степени дисперсности карбидных частиц внутри феррита, а не на границе субструктур феррито-цементитного раствора (перлита). Вследствие чего нормали-

зация 900 °С, 60 мин с отпуском 600 °С, 30 мин представляет интерес для дальнейшего исследования режимов термообработки стали 20ГФЛ с ускоренным охлаждением, где рассматриваемый режим будет выбран в качестве центра композиционного плана ортогональной матрицы.

Условия проведения полного факторного эксперимента (ПФЭ), включают 8 режимов для выявления зависимости влияния режимов термообработки на скорость охлаждения, ударную вязкость KCV^{60} и твердость, где матрица ПФЭ расширена до ортогонального центрального композиционного плана (ОЦКП) в соответствии с заданными условиями (таблица 3.2). Это позволило ввести семь дополнительных режимов термообработки в центр плана.

Таблица 3.2 – Условия проведения факторного эксперимента

Характеристика плана	Стандартный масштаб	Натуральный масштаб		
		$X_1 = T_{н},$ °С	$X_2 = t_{обр},$ мин	$X_3 = V_{возд},$ м/с
Нулевой уровень	0	900	45	5,5
Интервал варьирования	L	40	30	2,5
Верхний уровень	+1	940	60	8
Нижний уровень	-1	860	30	3
Звездные точки	+1,215	950	65	8,5
	-1,215	850	25	2,5

3.2 Установление зависимости между параметрами термической обработки и механическими свойствами стали

Для установления зависимостей между параметрами термической обработки (температура нагрева, время выдержки, скорость потока воздуха) и механическими свойствами стали 20ГФЛ были проведены эксперименты, включающие нормализацию и отпуск с контролем скорости охлаждения, ударной вязкости и твердости в соответствии с описанной методикой п. 2.2. Результаты экспериментов представ-

лены в таблице 3.3, где режимы с № 1 ÷ 8 относятся к полно-факторному эксперименту, а режимы № 9 ÷ 15 дополняют полный факторный эксперимент до ОЦКП (введены звездные точки и нулевой уровень).

Таблица 3.3 – Результаты факторного эксперимента

№ режима	Нормализация с отпуском 600 °С, 30 мин			Скорость охлаждения $V_{\text{охл}}$ до 350 °С, °С/с	Твердость по ГОСТ 9012-59, НВ	Ударная вязкость (КСУ ⁻⁶⁰), кДж/м ²
	Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	Скорость потока воздуха, м/с			
1	940	60	8	6	184	1,11
2	940	60	3	3,5	171	1,67
3	940	30	8	6	187	1,25
4	940	30	3	4,5	178	3,08
5	860	60	5,5	7	170	2,36
6	860	60	3	3,5	173	3,85
7	860	30	8	5,5	170	3,58
8	860	30	5,5	4	175	2,82
9	850	45	5,5	4	163	5,14
10	950	45	5,5	5,2	163	2,64
11	900	25	5,5	5,8	170	3,64
12	900	65	5,5	3,7	143	2,69
13	900	45	2,5	3,4	170	2,79
14	900	45	8,5	5,2	156	2,73
15	900	45	5,5	4,1	156	1,83

Полученные результаты экспериментов были обобщены с получением кодированных регрессионных уравнений и уравнений в натуральном масштабе.

3.2.1 Влияние режимов термообработки на скорость охлаждения

Кодированное регрессионное уравнение скорости охлаждения $V_{\text{охл}}$ на основе ПФЭ имеет вид, °C/с:

$$V_{\text{охл}} = 5,013 - 0,013 \cdot T + 0,036 \cdot t + 1,15 \cdot V_{\text{возд}}, \quad (3.1)$$

где T – кодированное значение температуры нагрева, t – кодированное значение времени выдержки при температуре T , V – кодированное значение скорости потока воздуха.

Переход к натуральному масштабу (действительным значениям факторов) от кодированного $(-1, 1)$ осуществляется по общему уравнению:

$$X_i = (X - X_{i0})/L, \quad (3.2)$$

где X_i – параметр кодированного значения уравнения регрессии, X – действительное значение фактора, X_{i0} – основной уровень заменяемого фактора, L – интервал варьирования заменяемого фактора.

Уравнение для расчета скорости охлаждения в натуральном масштабе, °C/с:

$$V_{\text{охл}} = 5,013 - 0,000325 \cdot (T_{\text{н}} - 900) + 0,0024 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) + 0,46 \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5), \quad (3.3)$$

где $T_{\text{н}}$ – температура нагрева, °C, $t_{\text{обр}}$ – время выдержки при температуре $T_{\text{н}}$, мин, $V_{\text{возд}}$ – скорость потока воздуха, м/с.

Увеличение скорости охлаждения до $4 \div 4,5$ °C/с при нормализации по режимам № 4 и № 8 с температурой 940 и 860 °C, снижение времени выдержки с 60 до 30 мин обеспечивают значение ударной вязкости KCV^{-60} не менее 2,82 кДж/м².

Скорость охлаждения $5,5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ (скорость потока воздуха $8 \text{ м}/\text{с}$) при термообработке по режиму $860 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин с последующим отпуском $600 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин повышает ударную вязкость до $3,58 \text{ кДж}/\text{м}^2$ в результате выделения нижнего бейнита, сформировавшегося в области температур $306 \div 554 \text{ }^\circ\text{C}$.

На основании графика зависимости скорости охлаждения от времени выдержки (рисунок 3.4) можно видеть, что при температурах нагрева 860 и $940 \text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой 60 мин изменение скорости потока воздуха с 3 до $8 \text{ м}/\text{с}$ увеличивает скорость охлаждения с $3,5$ до $6,6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$. В то время как на образцах, выдержанных в печи 30 мин скорость охлаждения изменяется от $4,2$ до $5,7 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$. При увеличении времени выдержки до 60 мин наблюдается снижение скорости охлаждения на $1,6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ в независимости от температуры термической обработки. Таким образом, при термообработке с временем выдержки 60 мин гомогенизационные диффузионные процессы во внутризеренном пространстве, упорядочивающие кристаллографические связи, приводят к формированию равновесной структуры в области растущего зерна. Следовательно, при увеличении температуры нагрева и времени выдержки необходимо увеличивать скорость охлаждения для формирования фазовых превращений в заданном интервале, формируя желаемое кинетическое превращение.

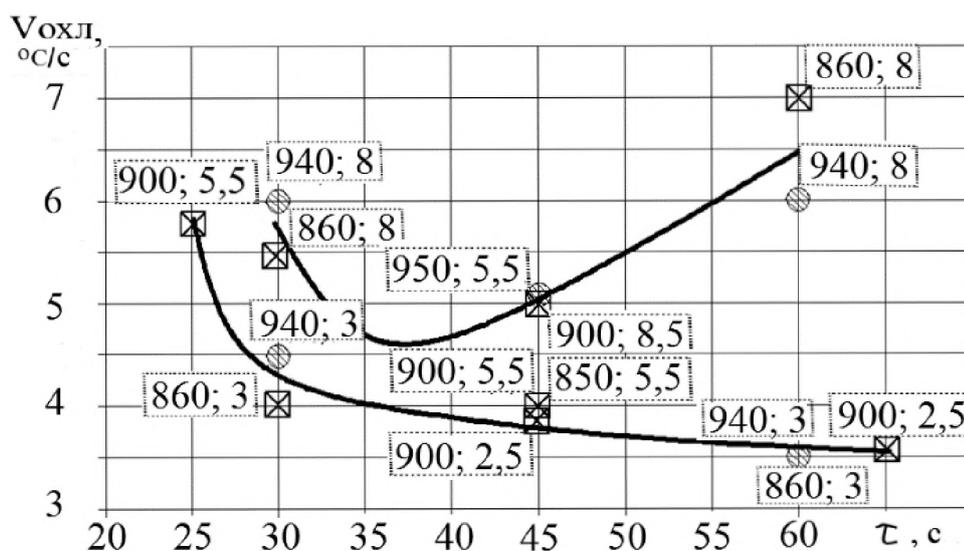


Рисунок 3.4 – График зависимости скорости охлаждения $V_{\text{охл}}$ до температуры $350 \text{ }^\circ\text{C}$ от времени выдержки

3.2.2 Влияние режимов термообработки на ударную вязкость

На основании полученных результатов ПФЭ построены регрессионные уравнения в кодированных и натуральных масштабах. Ниже приведены сравнительные результаты проведенных расчетов по экспериментальным данным.

В соответствии с матрицей планирования полного факторного эксперимента по 8-ми режимам (таблица 3.4), входящим в матрицу ортогонального центрального композиционного плана (таблица 3.3), выведено кодированное регрессионное уравнение расчета ударной вязкости KCV^{-60} :

$$KCV^{-60} = 2,55 - 0,89 \cdot T - 0,17 \cdot t - 0,55 \cdot V, \quad (3.4)$$

где T – кодированное значение температуры, t – кодированное значение времени выдержки, V – кодированное значение скорости потока воздуха.

Регрессионное уравнение расчета ударной вязкости KCV^{-60} в натуральном масштабе с использованием полного факторного эксперимента имеет вид:

$$KCV^{-60} = 2,55 - 0,022 \cdot (T_n - 900) - 0,011 \cdot (t_{обр} - 45) - 0,22 \cdot (V_{возд} - 5,5), \quad (3.5)$$

где T_n – температура нагрева, °С, $t_{обр}$ – время выдержки при температуре T_n , мин, $V_{возд}$ – скорость потока воздуха, м/с.

По результатам эксперимента можно выбрать режимы № 4, № 6, № 7, соответствующие ударной вязкости 3,08; 3,85; 3,58 кДж/м², и расчетной, полученной при математическом моделировании, 2,38; 3,82; 3,06 кДж/м². По двум режимам параметр температуры на нижнем уровне $T = 860$ °С, время выдержки $t = 30 \div 60$ мин, при этом скорость потока воздуха $V = 3 \div 8$ м/с ударная вязкость 3,58 ÷ 3,85 кДж/м², тогда как при температуре 940 °С показатель ударной вязкости снижается до 3,08 кДж/м².

Таблица 3.4 – Матрица ортогонального центрального композиционного плана нормализации с отпуском 600 °С, 30 мин

№ режима	Нормализация с отпуском 600 °С, 30 мин			Микротвердость структурообразующих по ГОСТ 9450-76, НВ		
	Температура, °С	Время, мин	Скорость потока воздуха, м/с	Феррит	Легированный феррит	Перлит
1	940	60	8	115	120	194
2	940	60	3	167	194	197
3	940	30	8	161	190	259
4	940	30	3	112	126	159
5	860	60	5,5	105	118	153
6	860	60	3	126	139	201
7	860	30	8	170	177	284
8	860	30	5,5	156	153	210
9	850	45	5,5	136	180	223
10	950	45	5,5	177	197	219
11	900	27	5,5	139	151	336
12	900	64	5,5	185	194	259
13	900	45	2,5	158	198	265
14	900	45	8,5	173	194	237
15	900	45	5,5	104	167	194

В соответствии с ортогональным центральным композиционным планом (ОЦКП) проведены дополнительные испытания ударной вязкости по семи режимам, представленным в таблице 3.3 и на рисунке 3.5.

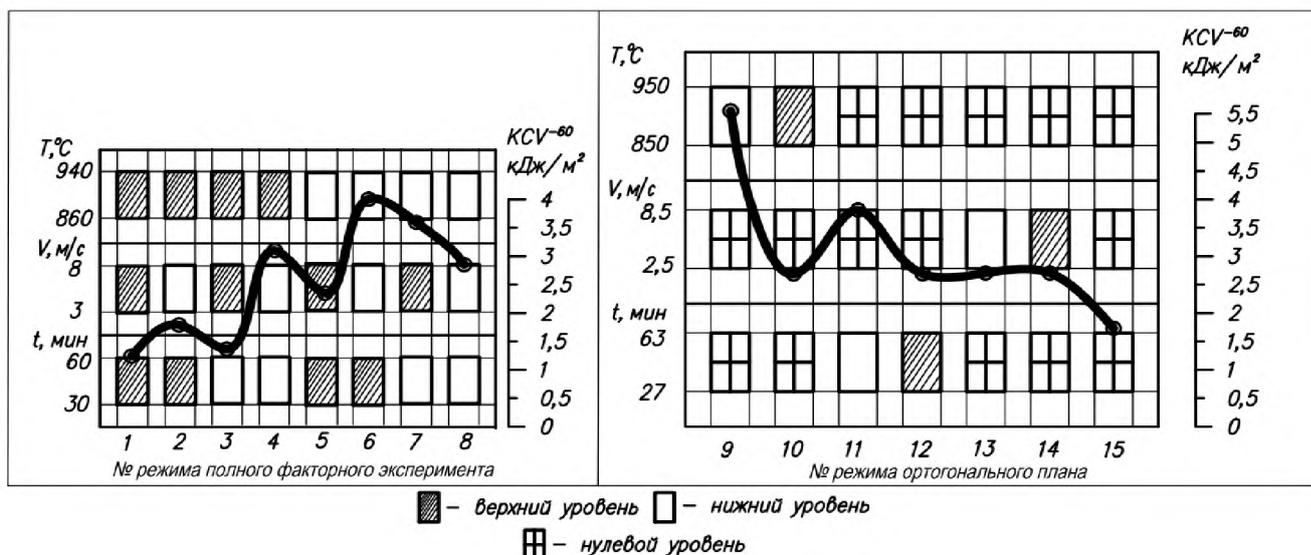


Рисунок 3.5 – Полиномы зависимости ударной вязкости KCV^{60} от T , V , t по режиму ОЦКП

Кодированное регрессионное уравнение расчета ударной вязкости KCV^{60} с применением ортогональной матрицы планирования:

$$KCV^{60} = 3,074 - 0,779 \cdot T - 0,264 \cdot t - 0,293 \cdot V + 0,27 \cdot T^2 - 0,225 \cdot t^2 - 0,497 \cdot V^2 - \quad (3.6)$$

$$- 0,17 \cdot T \cdot t - 0,208 \cdot T \cdot V - 0,124 \cdot t \cdot V,$$

где T – кодированное значение температуры, t – кодированное значение времени выдержки при температуре T , V – кодированная скорость потока воздуха, $(-1, 1)$.

Регрессионное уравнение расчета ударной вязкости KCV^{60} в натуральном масштабе с использованием ортогональной матрицы планирования:

$$KCV^{60} = 3,074 - 0,019 \cdot (T_H - 900) - 0,018 \cdot (t_{обр} - 45) - 0,117 \cdot (V_{возд} - 5,5) +$$

$$+ 0,00017 \cdot (T_H - 900)^2 - 0,001 \cdot (t_{обр} - 45)^2 - 0,079 \cdot (V_{возд} - 5,5)^2 - 0,0003 \cdot (T_H - 900) \times \quad (3.7)$$

$$\times (t_{обр} - 45) - 0,002 \cdot (T_H - 900) \cdot (V_{возд} - 5,5) - 0,0033 \cdot (t_{обр} - 45) \cdot (V_{возд} - 5,5),$$

где T_H – действительная температура нагрева, °C, $t_{обр}$ – действительное время выдержки при температуре T_H , мин, $V_{возд}$ – действительная скорость потока воздуха, м/с.

Влияние температуры нагрева, времени выдержки и скорости охлаждающего потока воздуха на ударную вязкость, твердость и микротвердость оценивали по ОЦКП (таблица 3.4).

На основании исследованных режимов термообработки установлено, что на значение KCV^{60} влияют температура термообработки и скорость потока воздуха, в том числе их сочетание. При этом нижние границы температуры нагрева способствуют повышению ударной вязкости в случае увеличения времени выдержки и применения скорости потока 5,5 м/с, в соответствии с уравнением (3.7).

3.2.3 Влияние режимов термообработки на твердость

Кодированное уравнение описания твердости по Бринеллю в планируемом эксперименте:

$$HB = 171,3 + 1,3 \cdot T + 3,1 \cdot t - 0,87 \cdot V, \quad (3.8)$$

где T – кодированное значение температуры, t – кодированное значение времени выдержки, V – кодированное значение скорости потока воздуха.

Регрессионное уравнение описания твердости по Бринеллю в планируемом эксперименте ПФЭ в натуральном масштабе:

$$HB = 171,3 + 0,0325 \cdot (T_n - 900) + 0,21 \cdot (t_{обp} - 45) - 0,348 \cdot (V_{возд} - 5,5), \quad (3.9)$$

где T_n – температура нагрева, °С, $t_{обp}$ – время выдержки при температуре T , мин, $V_{возд}$ – скорость потока воздуха, м/с.

Кодированное регрессионное уравнение описания твердости по Бринеллю в планируемом эксперименте ОЦКП:

$$HB = 149,6 + 2,9 \cdot T - 4,1 \cdot t - 0,3 \cdot V + 10,1 \cdot T^2 + 5,7 \cdot t^2 + 10,1 \cdot V^2 - T \cdot t + 3,7 \cdot T \cdot V + 0,7 \cdot t \cdot V, \quad (3.10)$$

где T – кодированное значение температуры, t – кодированное значение времени выдержки, V – кодированное значение скорости потока воздуха.

Твердость по режимам № 9÷15 изменялась в интервале 143÷170 НВ, при этом минимальные значения твердости 143÷156 НВ соответствовали ударной вязкости 2,2÷2,59 кДж/м².

Регрессионное уравнение твердости, полученное на основании ОЦКП в натуральном масштабе:

$$\begin{aligned} \text{НВ} = & 149,6 + 0,0725 \cdot (T_{\text{н}} - 900) - 0,27 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) - 0,12 \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5) + \\ & + 0,0063 \cdot (T_{\text{н}} - 900)^2 + 0,025 \cdot (t_{\text{обр}} - 45)^2 + 1,616 \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5)^2 - \\ & - 0,0016 \cdot (T_{\text{н}} - 900) \cdot (t_{\text{обр}} - 45) + 0,037 \cdot (T_{\text{н}} - 900) \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5) + \\ & + 0,018 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5), \end{aligned} \quad (3.11)$$

где $T_{\text{н}}$ – температура нагрева, °С, $t_{\text{обр}}$ – время выдержки при температуре T , мин, $V_{\text{возд}}$ – скорость потока воздуха, м/с.

На основании статистических данных и серий экспериментальных термообработок определен оптимальный интервал твердости 165÷180 НВ, обеспечивающий требуемые значения ударной вязкости. Снижение твердости менее 165 НВ вызвано обогащением аустенита углеродом с образованием большей доли феррита и увеличением межпластинчатого расстояния цементита, где имеется также рост протяженности цементитных пластин. При этом перлит имеет аномальное распределение в виде сетки по границам аустенитных зерен, приводящей к снижению хладостойкости стали. В тоже время замедление распада переохлажденного аустенита способствует протеканию диффузионных процессов, стимулирующих рост карбидов ванадия, обедняя твердый раствор по углероду.

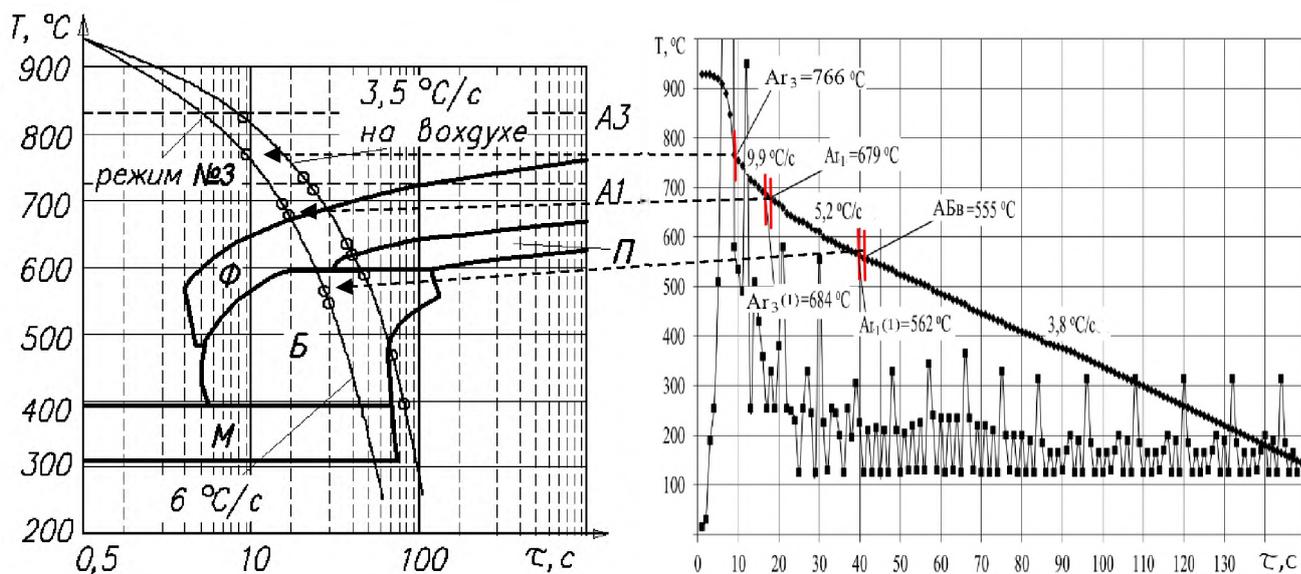
3.3 Построение термокинетических диаграмм

В соответствии с п. 3.2 устанавливаются различные режимы нормализации 850 ÷ 950 °С с построением термограмм, позволяющих судить о расположении

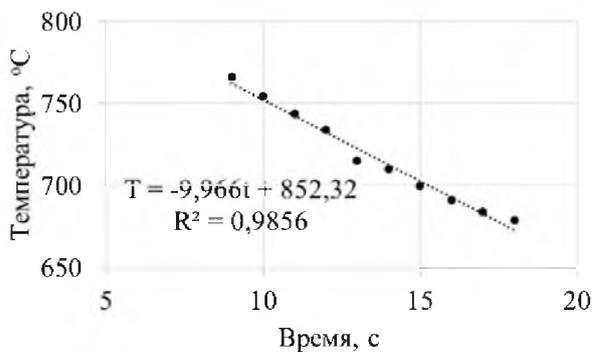
критических точек охлаждения Ar_1 и Ar_3 по 15-ти режимам термической обработки при изменении времени выдержки от 25 до 65 мин, скорости потока воздуха от 2,5 до 8,5 м/с. Изменение фазового состава стали при термической обработке характеризуется температурой критических точек начала и конца превращения.

В качестве примера на рисунках 3.6 – 3.8 представлены кривые охлаждения по режимам № 3, № 7, № 9 матрицы ОЦКП. Критические точки начала и окончания превращений, скорость охлаждения – в таблице 3.5. Начало интервала метастабильного состояния, характеризующегося нерегулярным режимом [120] отмечено точками $Ar_3(1)$, $Ar_1(1)$, $AB_{в}(1)$, $AB_{н}(1)$. Таким образом, скорость охлаждения изменяется ступенчато по мере выделения скрытой теплоты, о которой можно судить по перегибам на термограмме. При дифференцировании кривой охлаждения dT/dt получаем экстремумы скорости, которые аппроксимируются линией тренда в Microsoft Excel [115] при условии соблюдения нормального закона распределения при R^2 стремящейся к 1, что позволяет отсечь крайние границы исследуемого интервала регулярного режима [120]. В этом случае нет необходимости выполнять построение касательных в месте отклонения кривой охлаждения от первоначального закона изменения температуры и в месте начала возврата этих кривых к этому закону для определения температуры превращения, когда достаточно по приближению R^2 к 1 определить температуры начала и конца превращения с погрешностью не более 2 %.

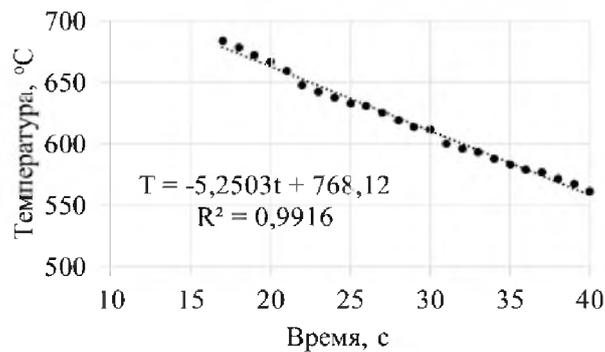
Изучение влияния времени выдержки при температурах аустенитизации в широком диапазоне $Ac_3 + 20 \div 120$ °C с дальнейшим охлаждением в области промежуточных превращений представляет интерес для исследования кинетики отвода углерода в остаточный аустенит, где выделение карбидов определяет механизм разрушения при испытаниях ударной вязкости. Таким образом, по построенным термограммам можно судить об изменении температуры критических точек и скоростях превращения с установлением их взаимосвязи со структурой и ударной вязкостью. Оценка структуры и ударной вязкости в дальнейшем используется для назначения режима термической обработки.



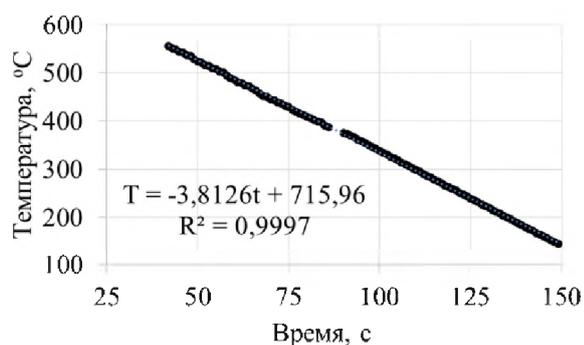
а)



б)

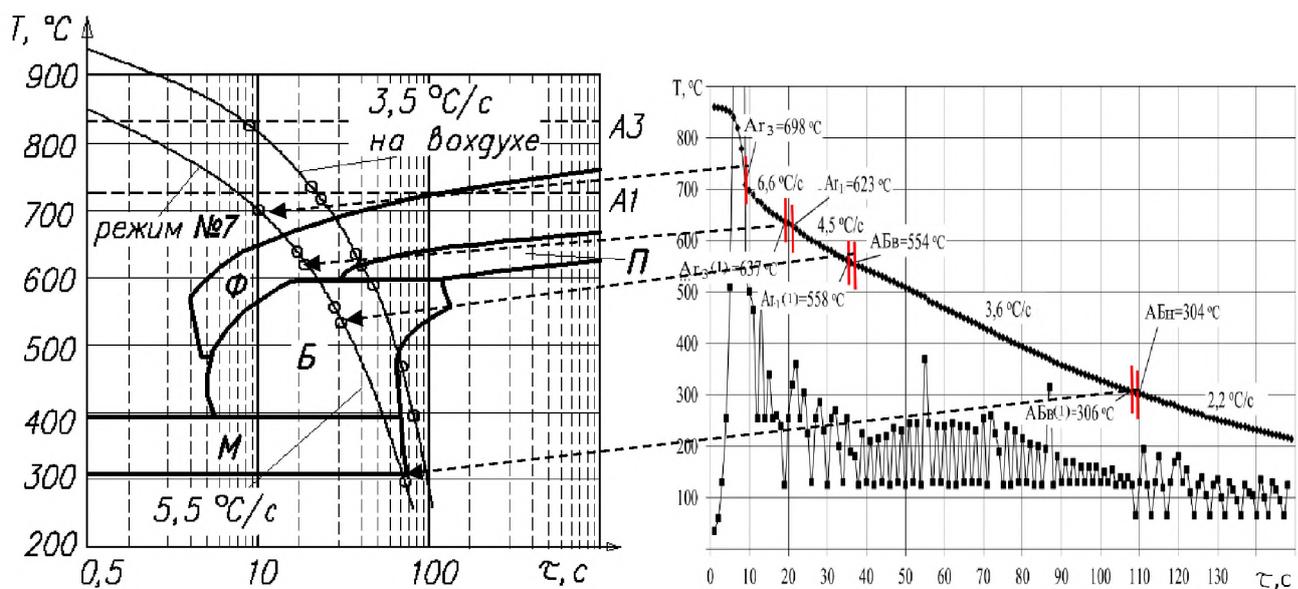


в)

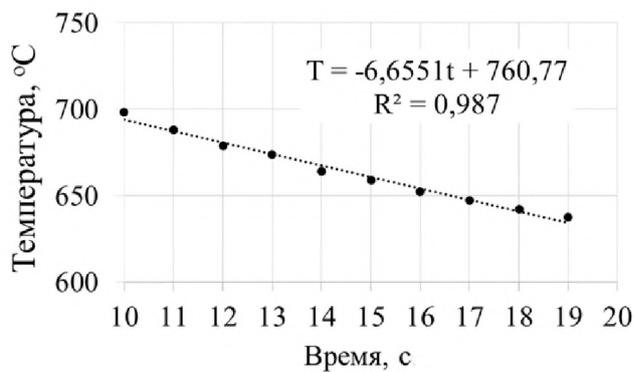


г)

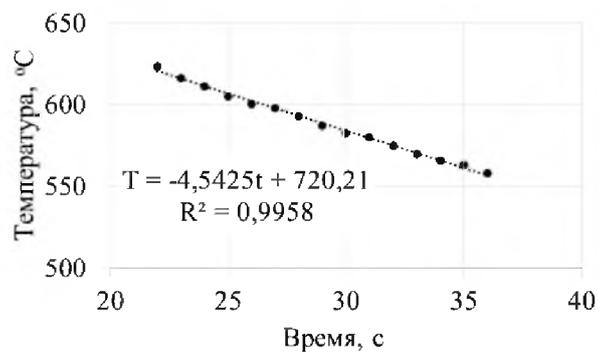
Рисунок 3.6 – Режим № 3 – кривая охлаждения стали 20ГФЛ со скоростью потока воздуха 8 м/с: а – охлаждение с 940 °С после времени выдержки 30 мин; регулярные режимы кинетической кривой охлаждения $Ar_3 - Ar_3(1)$ (б), $Ar_1 - Ar_1(1)$ (в), $ABв - ABв(1)$ (г)



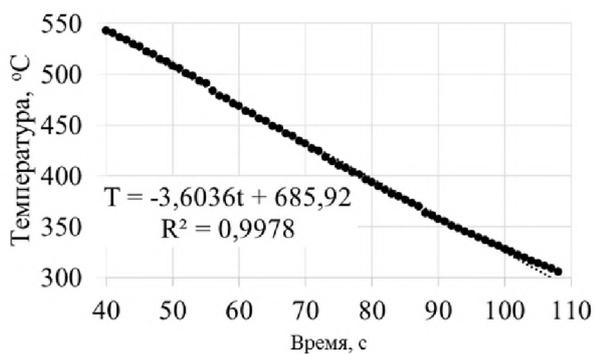
а)



б)

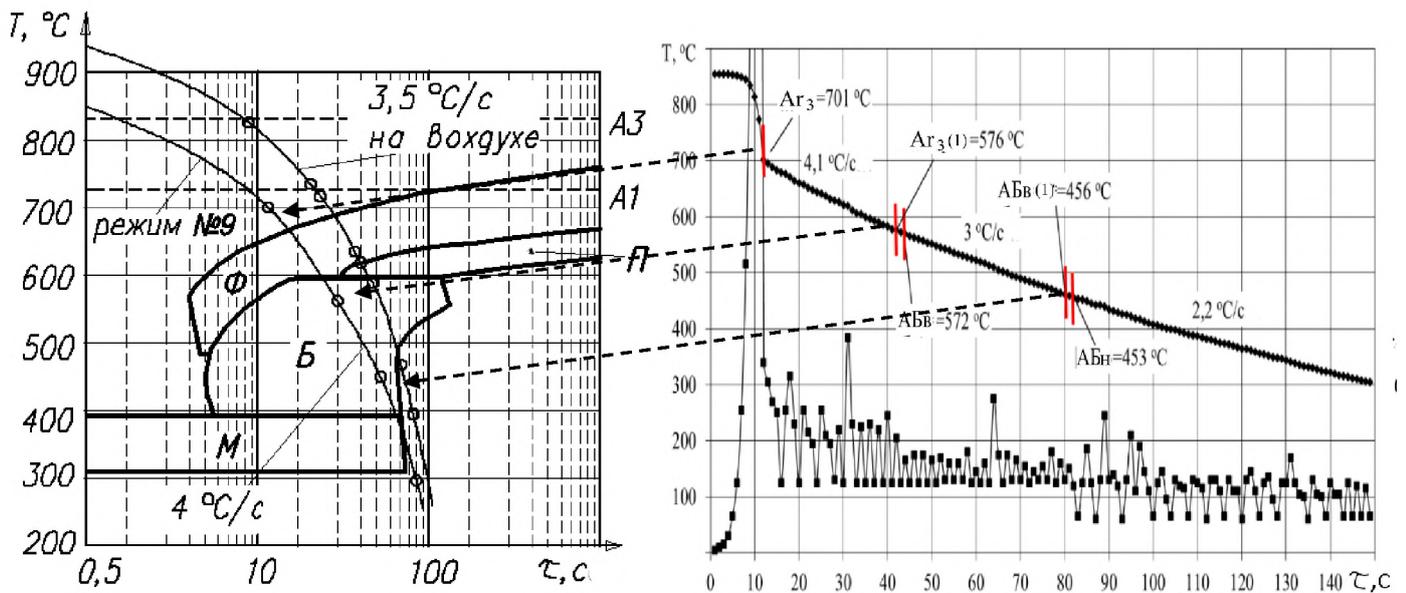


в)

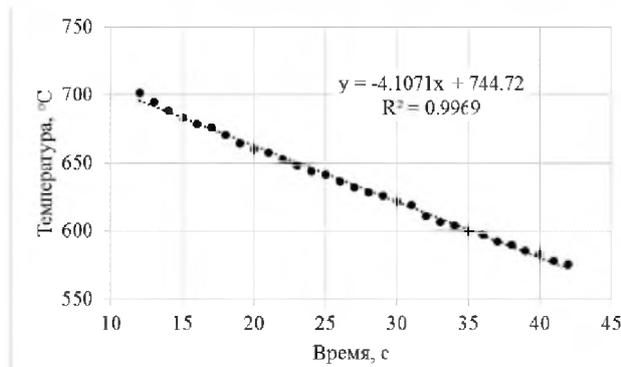


г)

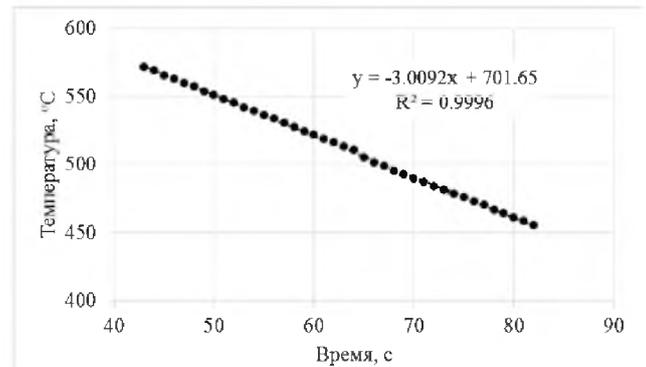
Рисунок 3.7 – Режим № 7 – кривая охлаждения стали 20ГФЛ со скоростью потока воздуха 8 м/с: а – охлаждение с 860 °С после времени выдержки 30 мин; регулярные режимы кривой охлаждения $Ar_3 - Ar_3(1)$ (б), $Ar_1 - Ar_1(1)$ (в), $AB_v - AB_v(1)$ (г)



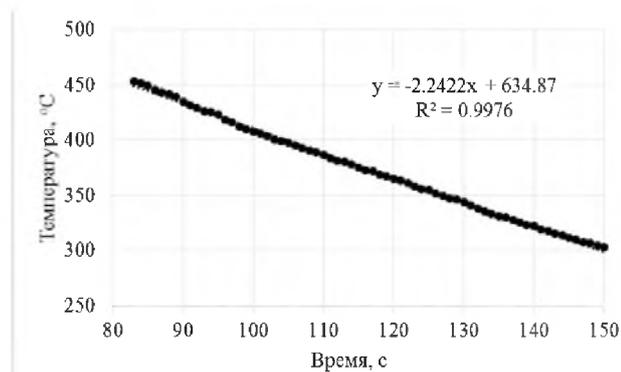
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.8 – Режим № 9 – Кривые охлаждения стали 20ГФЛ со скоростью потока воздуха 5,5 м/с: а – охлаждение с 850 °С после времени выдержки 45 мин; регулярные режимы кинетической кривой охлаждения $Ar_3 - Ar_3(1)$ (б), $AB_{в} - AB_{в}(1)$ (в), $AB_{н} - AB_{н}(1)$ (г)

Таблица 3.5 – Межкритические превращения во время распада переохлажденного аустенита по режимам матрицы ПФЭ

Критические точки распада переохлажденного аустенита	№ режима ПФЭ								
	Охл. на воздухе	1	2	3	4	5	6	7	8
Легированный феррит и феррит									
$A_{r3}, ^\circ\text{C}$	829	796	834	766	785	651	743	698	750
$A_{r3(1)}, ^\circ\text{C}$	733	690	719	684	697	495	646	637	687
$V_{\text{охл}}$ в интервале превращ. $A_{r3} - A_{r3(1)}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	6,9	10,5	7,6	9,9	8,8	6	4,6	6,6	7,14
Перлит									
$A_{r1}, ^\circ\text{C}$	721	662	701	679	685	-	642	623	682
$A_{r1(1)}, ^\circ\text{C}$	645	622	628	562	579	-	568	558	595
$V_{\text{охл}}$ в интервале превращ. $A_{r1} - A_{r1(1)}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	2,7	4,9	2,8	5,2	4	-	3,1	4,5	3,9
Верхний бейнит									
$A_{BВ}, ^\circ\text{C}$	630	617	625	555	566	492	565	554	587
$A_{BВ(1)}, ^\circ\text{C}$	599	175	453	145	424	-	453	306	413
$V_{\text{охл}}$ в интервале превращ. $A_{BВ} - A_{BВ(1)}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	1,8	3,7	2,5	3,8	3	3,8	2,9	3,6	3
Нижний бейнит									
$A_{BН}, ^\circ\text{C}$	592	-	451	-	414	-	451	304	409
$A_{BН(1)}, ^\circ\text{C}$	476	-	398	-	320	-	343	218	289
$V_{\text{охл}}$ в интервале превращ. $A_{BН} - A_{BН(1)}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	2,3	-	2,1	-	2,1	-	2,1	2,2	2,6

Критические точки распада переохлажденного аустенита	№ режима ОЦКП						
	9	10	11	12	13	14	15
Легированный феррит и феррит							
$A_{r3}, ^\circ\text{C}$	701	790	765	818	805	766	849
$A_{r3(1)}, ^\circ\text{C}$	576	676	632	693	712	691	713
$V_{\text{охл}}$ в интервале превращ. $A_{r3} - A_{r3(1)}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	4,1	8,1	6,3	7,3	7,2	7,7	9
Перлит							
$A_{r1}, ^\circ\text{C}$	-	664	606	670	695	671	688
$A_{r1(1)}, ^\circ\text{C}$	-	489	456	363	381	572	601
$V_{\text{охл}}$ в интервале превращ. $A_{r1} - A_{r1(1)}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	-	3,6	4,8	2,7	2,5	3,6	3,3
Верхний бейнит							
$A_{BВ}, ^\circ\text{C}$	572	477	442	-	-	560	591
$A_{BВ(1)}, ^\circ\text{C}$	456	271	297	-	-	355	446
$V_{\text{охл}}$ в интервале превращ. $A_{BВ} - A_{BВ(1)}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	3	2,8	3,3	-	-	3,8	3,2
Нижний бейнит							
$A_{BН}, ^\circ\text{C}$	453	-	276	-	-	336	430
$A_{BН(1)}, ^\circ\text{C}$	304	-	203	-	-	251	324
$V_{\text{охл}}$ в интервале превращ. $A_{BН} - A_{BН(1)}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	2,2	-	2,2	-	-	2,4	2,4

Анализируя результаты, полученные после термообработки по режимам № 3, № 7, № 9 (соответствующим ударной вязкости 1,25; 3,58; 5,14 кДж/м²) можно видеть, что перлитное превращение при температуре термообработки 940 °С начинается с температуры 679 °С, заканчивается при 562 °С, скорость охлаждения – 5,2 °С/с. Это, в сравнении с температурой термообработки 860 °С по режиму № 7, свидетельствует о снижении температуры начала выделения перлита на 56 °С, при скорости охлаждения 4,5 °С/с. Таким образом, критическая точка конца перлитного превращения смещается на 4 °С, обеспечивая протекание превращения в интервале более низких температур. Перлитное превращение режима № 9 начинается при температуре 572 °С и заканчивается на 106 °С ниже, чем при термообработке 940 °С, имея скорость охлаждения в интервале превращения 3 °С/с.

При снижении температуры нормализации с 940 до 860 °С по режимам № 2 и № 6 ($t_{\text{обр}} = 60$ мин) воздушный поток 3 м/с, обеспечивает 2-х кратное повышение ударной вязкости KCV^{60} с 1,67 до 3,85 кДж/м² со смещением начала температуры инкубационного превращения с 701 до 642 °С и перлитного с 625 до 565 °С. При этом скорости охлаждения в обоих случаях близки (2,8 и 3,1 °С/с).

3.4 Анализ структуры и ее влияние на механические свойства

По режиму № 1 с температурой 940 °С и временем выдержки 60 мин с последующим охлаждением в воздушном потоке 8 м/с при скорости охлаждения 6 °С/с ударная вязкость KCV^{60} становится не более 1,11 кДж/м². В этом случае высокая температура нагрева 940 °С и скорость охлаждения 6 °С/с критически охрупчивают сталь 20ГФЛ, что наблюдается также и после нормализации по режиму № 3 ($T_{\text{н}} = 940$ °С, $t_{\text{обр}} = 30$ мин, $V_{\text{охл}} = 6$ °С/с). На рисунке 3.9 представлена феррито-перлитная структура с участками легированного феррита после нормализации по режиму № 3. Критические точки: $A_{r3} = 766$ °С; $A_{r1} = 679$ °С. Во время непрерывного охлаждения образуется структура, состоящая из феррита и перлита, где перлит окружен ферритом и бейнитом, который более темный, так как цементит в нем

значительно мельче и не разрешается на оптических микроснимках. При исследовании тонкой структуры п. 3.7 было выявлено, что перлит состоит из бейнита и сорбита.

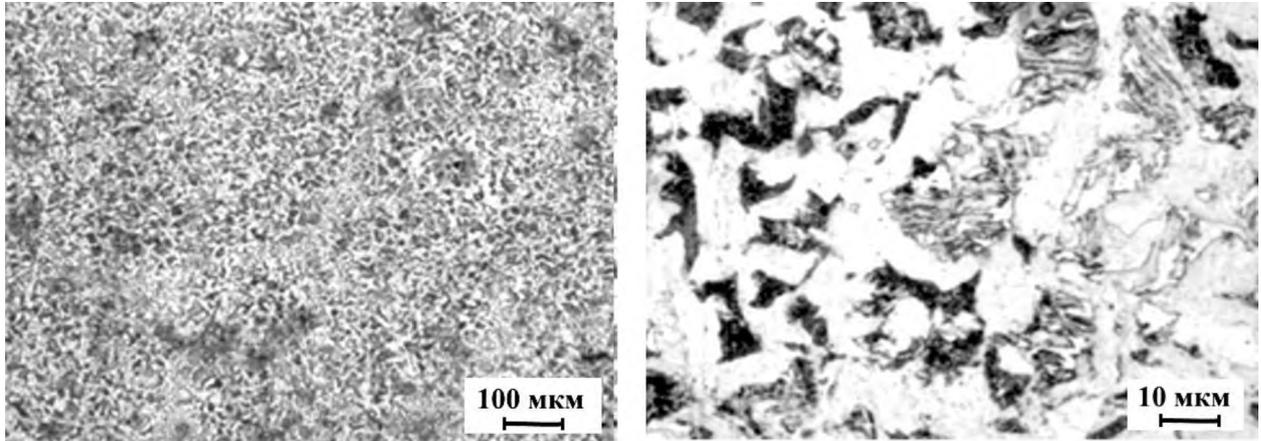


Рисунок 3.9 – Структура стали 20ГФЛ после нормализации по режиму № 3:

$$T_H = 940 \text{ }^\circ\text{C}, t_{\text{обр}} = 30 \text{ мин}, V_{\text{охл}} = 6 \text{ }^\circ\text{C/с}$$

На рисунке 3.10 представлена структура после отпуска $600 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин нормализованной стали по режиму № 3, где $KCV^{-60} = 1,25 \text{ кДж/м}^2$, твердость 187 НВ. Соотношение феррита 56 % к перлиту 44 %, номер зерна 8. Микротвердость: феррита – 161 НВ, легированного феррита – 190 НВ, перлита – 259 НВ. После отпуска структура состоит из гомогенизированного феррита, перлита и наследственной литой дендритной структуры в виде сетки, снижающей ударную вязкость $KCV^{-60} = 1,25 \text{ кДж/м}^2$.

По-мнению автора [63], формирование аномальной структуры расположения перлита в виде сетки, следует относить к вырожденной структуре, образующейся при увеличении температуры аустенитизации и замедленном охлаждении. В данном случае скорость охлаждения $6 \text{ }^\circ\text{C/с}$ при нормализации приводит к ускоренному охлаждению. Таким образом, именно температура аустенитизации $A_{c3} + 110 \text{ }^\circ\text{C}$ вызывает неравномерное перераспределение углерода в остаточном аустените при его распаде во время переохлаждения.

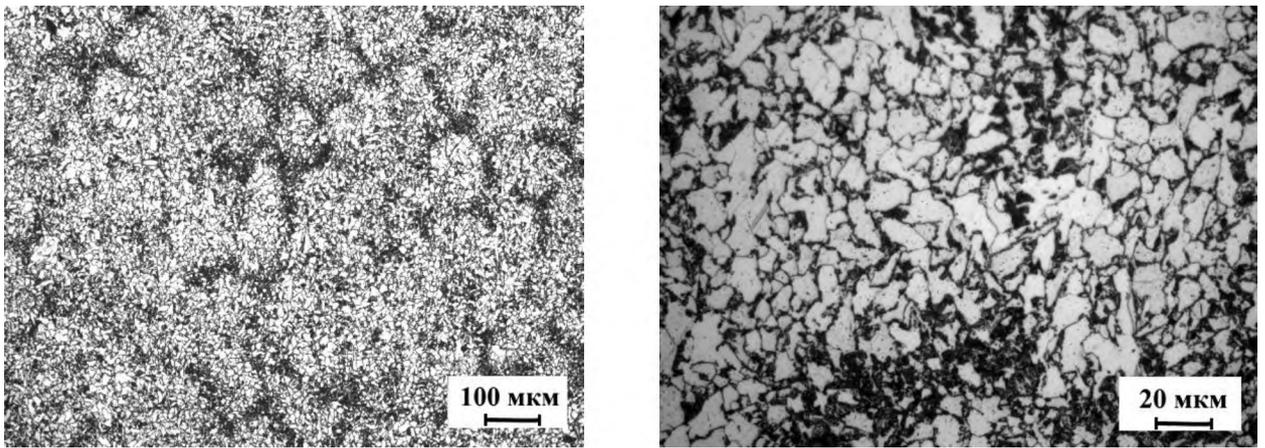


Рисунок 3.10 – Структура стали 20ГФЛ после нормализации с отпуском 600 °С, 30 мин (режим № 3). $KCV^{-60} = 1,25 \text{ кДж/м}^2$, $HV = 175$

На рисунке 3.11 приведена структура после нормализации по режиму № 7 ($T_H = 860 \text{ °C}$, $t_{обp} = 30 \text{ мин}$, $V_{охл} = 5,5 \text{ °C/с}$). Доля феррита 61 %, перлита – 39 %. Номер зерна 9-ый. Критические точки $A_{r3} = 698 \text{ °C}$, $A_{r1} = 623 \text{ °C}$. Полиэдрические зерна феррита с малой плотностью дислокаций и ровными границами без видимых выделений внутри зерен являются мезоферритом (или легированным ферритом) [41, 73, 74, 89].

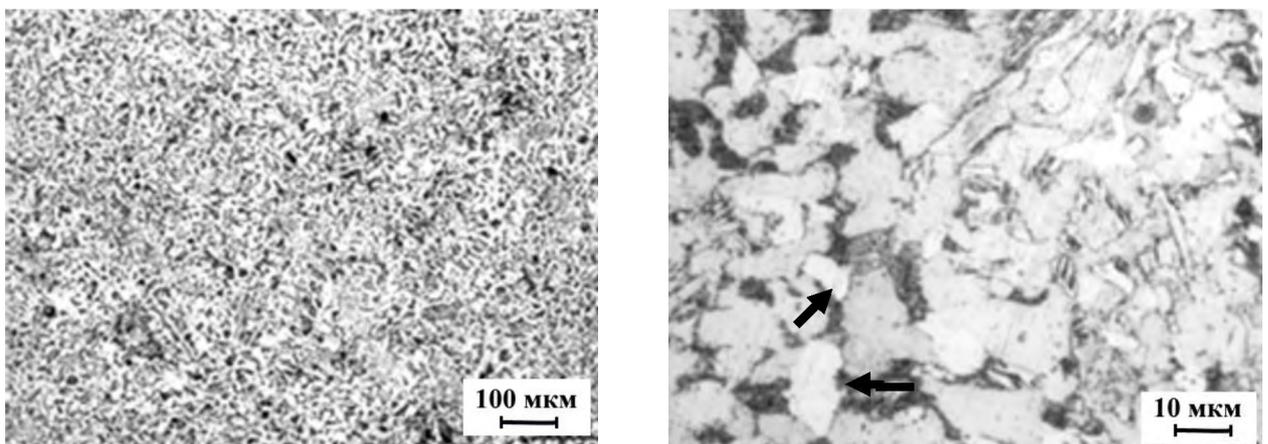


Рисунок 3.11 – Структура стали 20ГФЛ после нормализации по режиму № 7: $T_H = 860 \text{ °C}$, $t_{обp} = 30 \text{ мин}$, $V_{охл} = 5,5 \text{ °C/с}$. \rightarrow легированный феррит

Понижение температуры нагрева сопровождается снижением критических точек A_{r3} от 766 до 698 °С. Тогда перлитное превращение сдвигается до $A_{r1} = 623$ °С, соответственно и бейнитное превращение будет протекать в интервале пониженных температур с повышением плотности дислокаций.

На рисунке 3.12 представлена структура после нормализации по режиму № 7 с отпуском. Высокие значения микротвердости феррита (170 НВ), легированного феррита (177 НВ), перлита (284 НВ) после отпуска объясняются повышением плотности дислокаций и выделением нижнего бейнита.

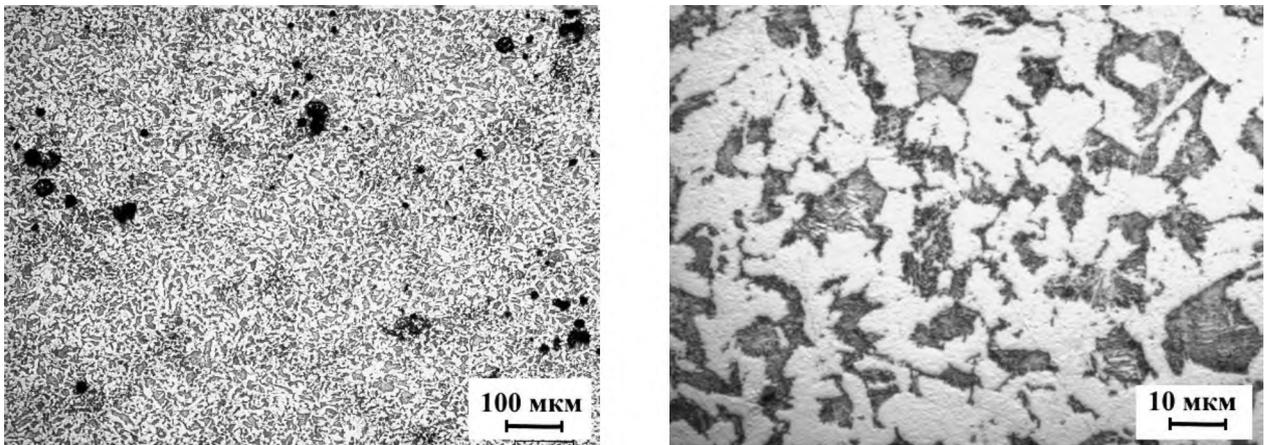


Рисунок 3.12 – Структура стали 20ГФЛ после нормализации по режиму № 7 с отпуском. $KCV^{-60} = 3,58$ кДж/м², 179 НВ.

На рисунке 3.13 показана деформация структуры после испытаний KCV^{-60} на участке зарождения трещины в центральной части образца, термообработанного по режиму № 7. Разрушение на участке зарождения трещины имеет большое количество развитых ступеней, к особенностям которых можно отнести многочисленные выровы, образованные пластической деформацией. Внутризеренный характер разрушения свидетельствует о высокой степени сопротивления материала разрушению. Рост трещины проходит по феррито-перлитной структуре при её деформации, что характеризует сопротивление фаз энергии разрушения. Вязкохрупкий характер разрушения подтверждается распространением трещины по касательным, направленным вглубь материала, когда развитие трещины на участке долома имеет хрупкое разрушение при движении трещины по нормали.

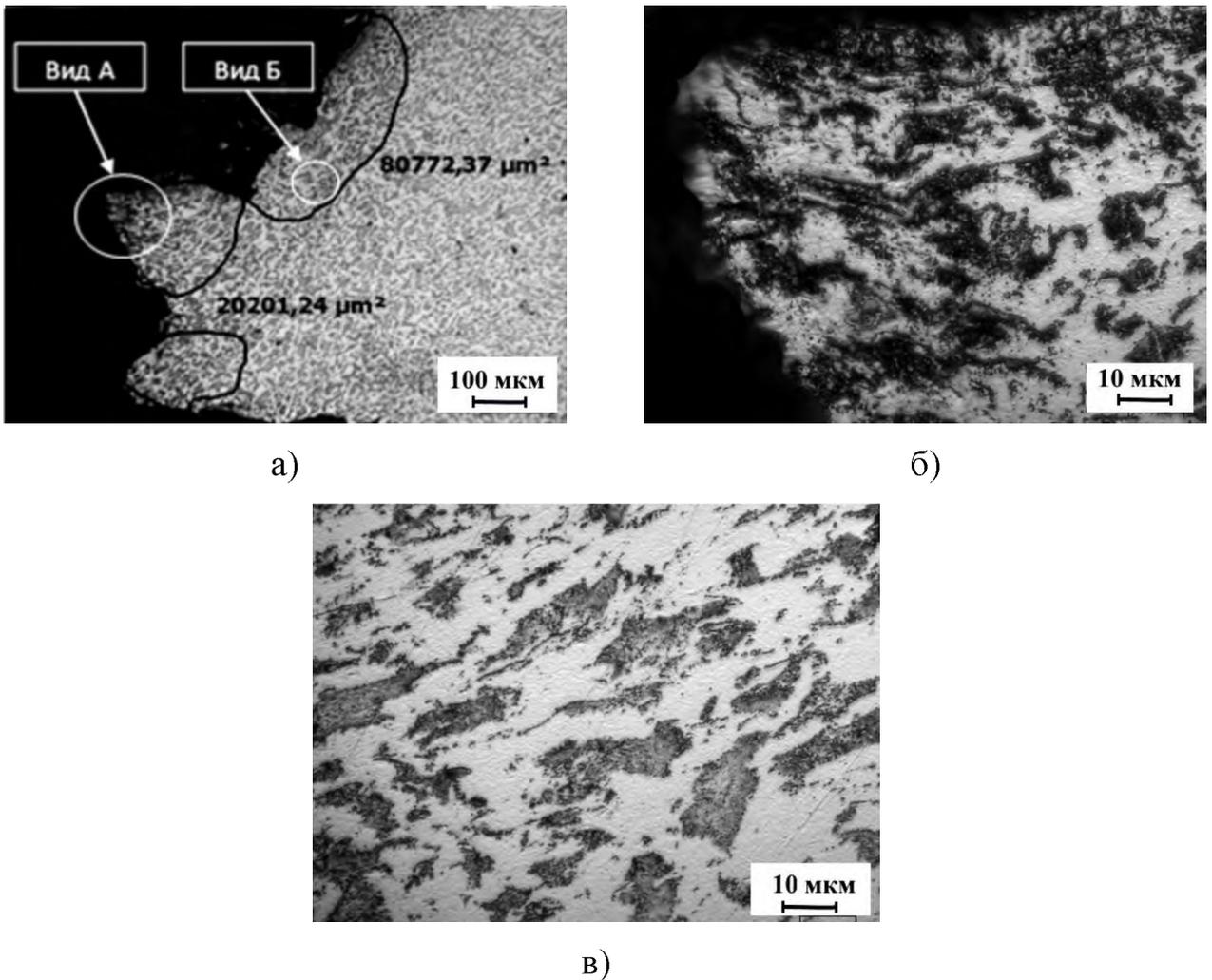


Рисунок 3.13 – Деформированная структура участка зарождения трещины в изломе: а – общий вид, б – вид А, в – вид Б

На рисунке 3.14 приведена структура после нормализации по режиму № 9 ($T_n = 850\text{ }^\circ\text{C}$, $t_{\text{обр}} = 45\text{ мин}$, $V_{\text{охл}} = 4\text{ }^\circ\text{C/c}$) с величиной номера зерна 10. Распределение структурных составляющих – 56 % феррита и 44 % перлита. На рисунке 3.15 приведена структура после термообработки по режиму № 9 с отпуском, где видно бейнитное строение в перлите в виде игл. Отличительной особенностью режима № 9 является увеличение времени выдержки при температуре нагрева $850\text{ }^\circ\text{C}$, 45 мин, что повысило полноту бейнитного превращения с частичной остановкой в перлитном интервале в соответствии с термограммой рисунка 3.8, а. Достигнутое существенное повышение ударной вязкости KCV^{-60} до $5,14\text{ кДж/м}^2$ объясняется полнотой бейнитного превращения.

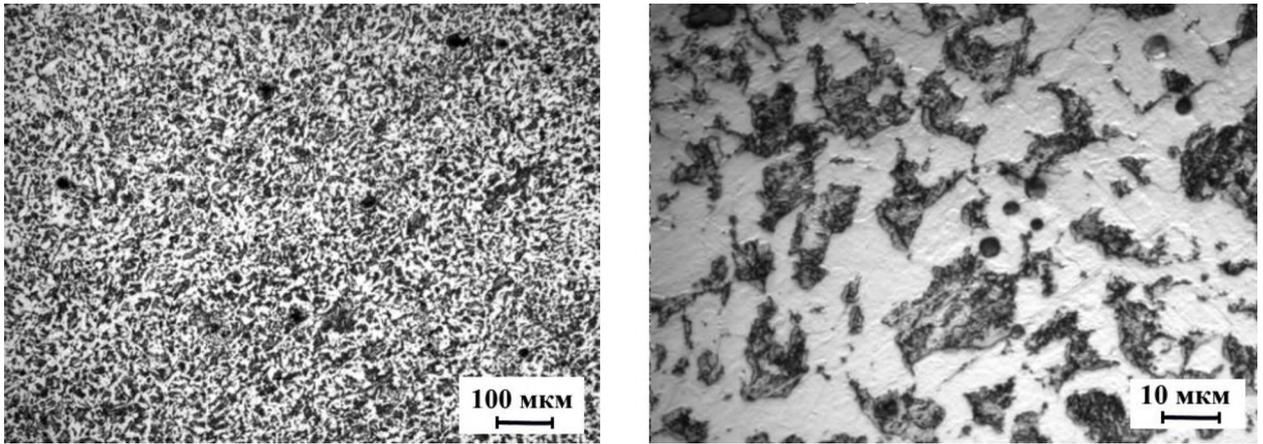


Рисунок 3.14 – Структура стали 20ГФЛ после нормализации по режиму № 9:
850 °С, 45 мин, $V_{\text{охл}} = 4 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$

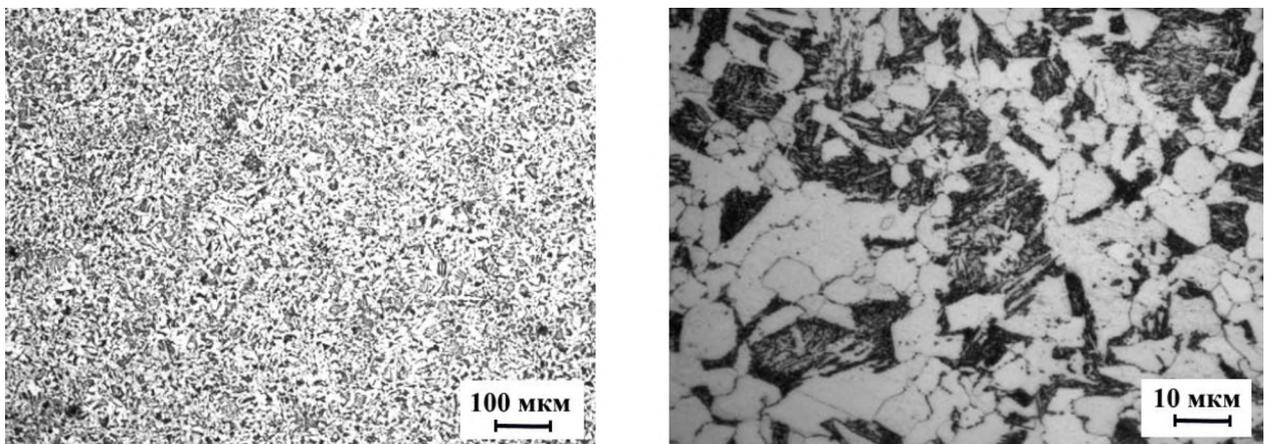


Рисунок 3.15 – Структура стали 20ГФЛ после нормализации по режиму № 9
с отпуском. $KCV^{-60} = 5,14 \text{ кДж}/\text{м}^2$

В превращенной структуре имеются зерна различных размеров. Это является следствием неодинакового размера первичных аустенитных зерен. Мелкие зерна перлита образуются из мелкозернистого аустенита, а большие перлитные участки – из крупнозернистого. Причиной указанной неоднородности аустенита является неравномерное распределение неметаллических включений. В мелкозернистой области феррито-перлитной структуры наблюдается скопление неметаллических включений, тогда как в крупнозернистой области неметаллических включений не-

значительно. Комплексное сравнение микроструктур образцов стали 20ГФЛ, термообработанных по различным режимам (№ 1÷15) показало, что диапазон распределения долей структурных составляющих при изменении ударной вязкости KCV^{60} от 1,11 до 5,14 кДж/м² составляет для феррита 60 ÷ 40% и перлита – 40÷60 %.

Кристаллографическая ориентация феррита типа видмаштеттовой структуры после низкой температуры термической обработки не наблюдается. Однако, при выдержке 60 мин при температуре 940 °С с охлаждением со скоростью потока воздуха 8 м/с не обеспечивается устранение перегрева, подтверждаемое крайне низким значением ударной вязкости 1,11 кДж/м².

После термообработки по режимам № 4, № 8 (860 и 940 °С) установлено, что снижение времени выдержки с 60 до 30 мин (при одинаковых условиях охлаждающего потока воздуха (3 м/с)) приводит к изменению скорости охлаждения от 4 до 4,5 °С/с при ударной вязкости KCV^{60} не менее 2,82 кДж/м². В то время как термообработка по режимам № 1, № 3 ($T_H = 940$ °С, 30 и 60 мин) при скорости потока воздуха 8 м/с (6 °С/с) снижает ударную вязкость до 1,11 кДж/м² из-за выделения верхнего бейнита. В случае термообработки по режиму № 7 ($T_H = 860$ °С, 30 мин) при скорости потока воздуха 8 м/с (5,5 °С/с) ударная вязкость составляет 3,58 кДж/м².

По режиму № 10 при нормализации 950 °С, 45 мин, $V_{охл} = 5,2$ °С/с (скоростью потока воздуха 5,5 м/с) можно наблюдать, что превращение в перлитном интервале развивается медленно, с малой степенью переохлаждения; в результате наблюдается увеличение времени перлитного превращения. Выявлено, что нагрев стали 20ГФЛ выше A_{c3} на 130 °С снижает твердость до 168 НВ и KCV^{60} до 2,64 кДж/м² вследствие роста аустенитных зерен. Высокие температуры нагрева повышают возможность появления напряжений, которые приводят к короблению. Кроме того, увеличивается обезуглероженный слой. Снижение температуры превращения до 850 °С приводит к возрастанию скорости распада аустенита, сокращению периода перлитного превращения и уменьшению толщины обезуглероженного слоя.

Сравнивая режимы № 1 и № 2, обеспечивающие получение величины зерна с номером 10, выявлено, что снижение скорости потока воздуха до 3 м/с (или 3,5 °C/с) незначительно повышает ударную вязкость до 1,67 кДж/м² в сравнении с режимами № 6 и № 13. Таким образом установлено, что не во всех случаях повышение ударной вязкости связано с измельчением зерна (таблица 3.6), так по режимам № 1, 2, 15 диаметр зерна d_m соответственно 10,9; 8,8; 9,8 мкм, в то же время KCV^{60} – 1,11; 1,67; 1,83 кДж/м². То есть измельчение зерна не обеспечивает выполнение требований ГОСТ 32400-2013 по ударной вязкости KCV^{60} не менее 2 кДж/м². В этом случае по режиму № 7 с $d_m = 15,3$ мкм, $KCV^{60} = 3,58$ кДж/м² имеется 2-х кратное увеличение показателя, что связано с образованием специальных карбидов нижнего бейнита. Сравнивая режимы термообработки № 1, № 5, № 6, № 9 с величиной номера зерна 10, видим, что значение ударной вязкости меняется соответственно, кДж/м²: 1,11; 2,36; 3,85; 5,14, что свидетельствует о решающем значении дисперсности перлита и состояния границ зерен.

Переход стали из вязкого состояния в хрупкое, с учетом размера зерна, также зависит от величины карбидов и их расположения. Образованные карбиды приводят к низким разрушающим напряжениям и низкому сопротивлению хрупким разрушениям. При измельчении зерна уменьшается толщина карбидных частиц, что свидетельствует о дисперсности структуры. В то же время особое внимание стоит уделять расположению спецкарбидов в ферритной матрице, когда размещение карбидов на границе твердого раствора снижает энергоемкость разрушения, стимулируя продвижение трещины по границам субзерен при повышении твердости, что характерно для верхнего бейнита. Формирование условий выделения спецкарбидов внутри феррита (нижний бейнит) обеспечивается подбором параметров технологии термообработки (температура, время выдержки, скорость охлаждения), где их особое сочетание создает возможность роста энергоемкости за счет формирования барьеров, препятствующих продвижению трещины.

Таблица 3.6 – Структура стали 20ГФЛ после нормализации с отпуском по режимам ортогональной центральной композиционной матрицы планирования

№ режима	Структура по ГОСТ 8233-56	Диаметр зерна d_m по ГОСТ 5639-82, мкм	Номер зерна по ГОСТ 32400-2013 не менее 8	Ср. KCV ⁻⁶⁰ , кДж/м ²
1	60%Ф+40%П	10,9	10	1,11
2	57%Ф+43%П	8,8	10	1,67
3	56%Ф+44%П	17	8	1,25
4	54%Ф+46%П	11,1	9	3,08
5	50%Ф+50%П	8,5	10	2,36
6	54%Ф+46%П	9,7	10	3,85
7	61%Ф+39%П	15,3	8	3,58
8	57%Ф+43%П	14,9	9	2,82
9	56%Ф+44%П	10,4	10	5,14
10	60%Ф+42%П	13,2	9	2,64
11	57%Ф+43%П	9,6	10	3,64
12	59%Ф+41%П	12,9	9	2,69
13	58%Ф+42%П	11,1	9	2,79
14	54%Ф+46%П	10,9	10	2,73
15	55%Ф+45%П	9,8	10	1,83

3.5 Влияние режимов термообработки на микротвердость

Ниже приводятся кодированные регрессионные уравнения расчета микротвердости в единицах Бринелля для феррита Ф_{нв}, легированного феррита ЛФ_{нв}, перлита П_{нв} с применением центрального композиционного плана ортогональной матрицы планирования по данным, приведённым в таблице 3.6 :

$$\begin{aligned} \text{Ф}_{\text{нв}} = & 148 + 4,4 \cdot T - 2,7 \cdot t + 0,7 \cdot V - 4,4 \cdot T^2 - 0,6 \cdot t^2 + 1,7 \cdot V^2 + \\ & + 13 \cdot T \cdot t + 0,5 \cdot T \cdot V - 17 \cdot t \cdot V; \end{aligned} \quad (3.12)$$

$$\begin{aligned} \text{ЛФ}_{\text{нв}} = & 195,1 + 5,8 \cdot T - 2,1 \cdot t - 1,1 \cdot V - 11,1 \cdot T^2 - 22 \cdot t^2 - 6,1 \cdot V^2 + \\ & + 8,9 \cdot t - 1,6 \cdot T \cdot V - 22,9 \cdot t \cdot V; \end{aligned} \quad (3.13)$$

$$\begin{aligned} \text{Пнв} = 255,3 - 4 \cdot T - 23,8 \cdot t + 8,1 \cdot V - 37,4 \cdot T^2 + 14,4 \cdot t^2 - 17 \cdot V^2 + \\ + 14,1 \cdot T \cdot t + 8,9 \cdot T \cdot V - 28,1 \cdot t \cdot V, \end{aligned} \quad (3.14)$$

где T – кодированное значение температуры, t – кодированное значение времени выдержки при температуре T , V – кодированное значение скорости потока воздуха.

Микротвердость структурных составляющих имеет следующие интервалы: феррита (на травленном шлифе светлые участки) – $104 \div 185$ НВ, легированного феррита (высветленные участки) – $120 \div 198$ НВ, перлита (темные участки) – $153 \div 336$ НВ.

Из уравнения (3.12) следует, что на рост микротвердости феррита наибольшее влияние оказывает температура термообработки и скорость охлаждающего потока воздуха. В то время как повышению микротвердости легированного феррита и перлита по уравнениям (3.13, 3.14) способствует уменьшение времени выдержки. Отличительной чертой изменения микротвердости составляющих является сочетание факторов времени выдержки и скорости потока воздуха, что показывает значимость влияния комбинации факторов для оптимизации микротвердости.

Регрессионные уравнения микротвердости составляющих в натуральном масштабе:

$$\begin{aligned} \Phi_{\text{НВ}} = 148 + 0,11 \cdot (T_{\text{н}} - 900) - 0,18 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) + 0,28 \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5) - \\ - 0,00275 \cdot (T_{\text{н}} - 900)^2 - 0,002667 \cdot (t_{\text{обр}} - 45)^2 + 0,272 \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5)^2 + \\ + 0,021667 \cdot (T_{\text{н}} - 900) \cdot (t_{\text{обр}} - 45) + 0,005 \cdot (T_{\text{н}} - 900) \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5) - \\ - 0,45 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5); \end{aligned} \quad (3.15)$$

$$\begin{aligned} \text{ЛФНВ} = 195,1 + 0,145 \cdot (T_{\text{н}} - 900) - 0,14 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) - 0,44 \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5) - \\ - 0,00693 \cdot (T_{\text{н}} - 900)^2 - 0,097778 \cdot (t_{\text{обр}} - 45)^2 - 0,976 \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5)^2 + \\ + 0,01483 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) - 0,016 \cdot (T_{\text{н}} - 900) \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5) - \\ - 0,61067 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5); \end{aligned} \quad (3.16)$$

$$\begin{aligned}
 \text{Пнв} = & 255,3 - 0,1 \cdot (T_{\text{н}} - 900) - 1,5867 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) + 3,24 \cdot V - 0,024 \cdot (T_{\text{н}} - 900)^2 + \\
 & + 0,064 \cdot (t_{\text{обр}} - 45)^2 - 2,72 \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5)^2 + 0,0235 \cdot (T_{\text{н}} - 900) \cdot (t_{\text{обр}} - 45) + \\
 & + 0,089 \cdot (T_{\text{н}} - 900) \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5) - 0,7493 \cdot (t_{\text{обр}} - 45) \cdot (V_{\text{возд}} - 5,5),
 \end{aligned} \tag{3.17}$$

где $T_{\text{н}}$ – действительная температура нагрева, °С, $t_{\text{обр}}$ – действительное время выдержки при температуре $T_{\text{н}}$, мин, $V_{\text{возд}}$ – действительная скорость потока воздуха, м/с.

3.6 Фрактографические исследования морфологии изломов

Оценка излома заключается в описании характера разрушения, что позволяет судить о причинах преждевременного выхода детали из строя.

При повышении температуры нормализации выявлен транскристаллический излом, связанный с ростом аустенитного зерна, что согласуется с выводами авторов [79, 119, 121]. На рисунке 3.16 показан фрагмент транскристаллического разрушения (режим № 3, ударная вязкость $KCV^{60} = 1,2 \text{ кДж/м}^2$) структуры, сформированной при скорости охлаждения $6 \text{ }^\circ\text{C/с}$. На поверхности фасеток имеются частицы Al_2O_3 и оксисульфидные включения, отрицательно влияющие на пластичность. Кристаллизационные поры (вид А, рисунок 3.16), полученные в процессе изготовления литых образцов, лежат на границе дендритно-ячеистого кристалла усадочной раковины или трещины, что характерно для такого вида разрушения.

На рисунке 3.17 наблюдается преобладание хрупкого скола с пленочным фрагментом в области распространения трещины центральной части образца, обработанного по режиму № 3 ($940 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин, $6 \text{ }^\circ\text{C/с}$, $600 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин). Указанный тип скола присутствует и в образце, обработанном по режиму № 7 ($860 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин, $5,5 \text{ }^\circ\text{C/с}$, $600 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин). Из литературных данных [95, 122, 123, 124, 125, 126, 127] можно заключить, что пленочные фрагменты разрушения связаны с наличием сульфидов эвтектического происхождения, расположенных в перлитной области вблизи междендритных границ первичных кристаллов.

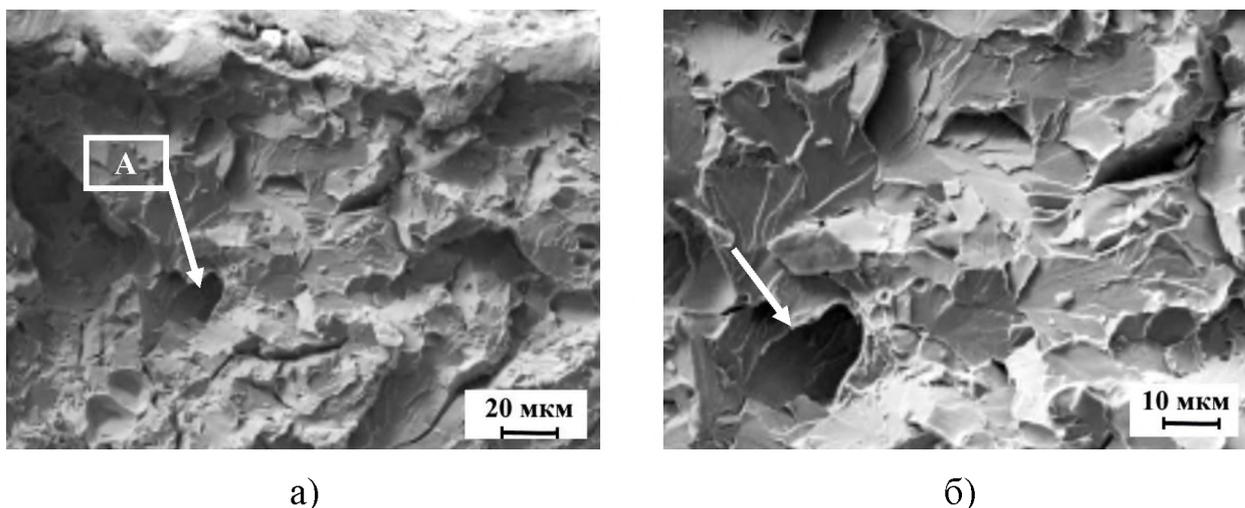


Рисунок 3.16 – Вид хрупкого транскристаллического разрушения с фрагментами межзеренного в области зарождения трещины (режим № 3: 940 °С, 30 мин, 6 °С/с, 600 °С, 30 мин. $K_{CV}^{-60} = 1,2 \text{ кДж/м}^2$): а – общий вид, б – вид А

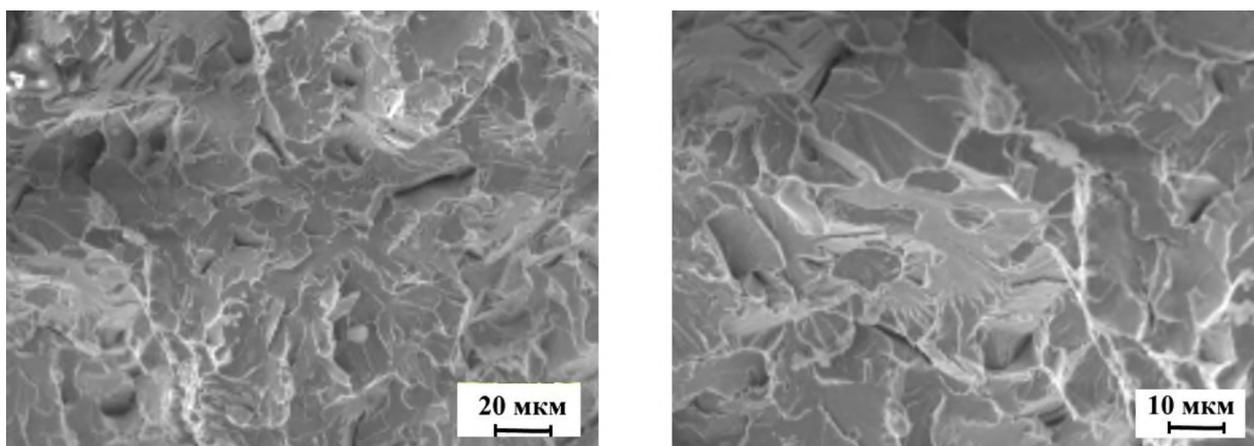


Рисунок 3.17 – Вид хрупкого скола в области распространения трещины (режим № 3: 940 °С, 30 мин, 6 °С/с, 600 °С, 30 мин)

На рисунке 3.18 показана узкая область (~100 мкм) вязкого чашечного излома в зоне зарождения трещины под надрезом образца (режима № 7). В верхней области представленного снимка фасетки имеют ручейстый узор, относящийся к квазихрупкому разрушению.

На рисунке 3.19, а представлен вязко-хрупкий характер разрушения образца с $K_{CV}^{-60} = 5,17 \text{ кДж/м}^2$, термическая обработка по режиму № 9 (850 °С, 45 мин, 5,5

м/с, с отпуском 600 °С, 30 мин). На фрагменте излома в месте начала роста трещины характер разрушения вязкий. Разрушение происходит в перлитной области, что подтверждено наличием соединений Fe_3C и оксидов кремния SiO_2 , выявленных по результатам рентгеноспектрального анализа (3,6 % С – 1,3 % Мn – 0,4 % Si – 94,6 % Fe).

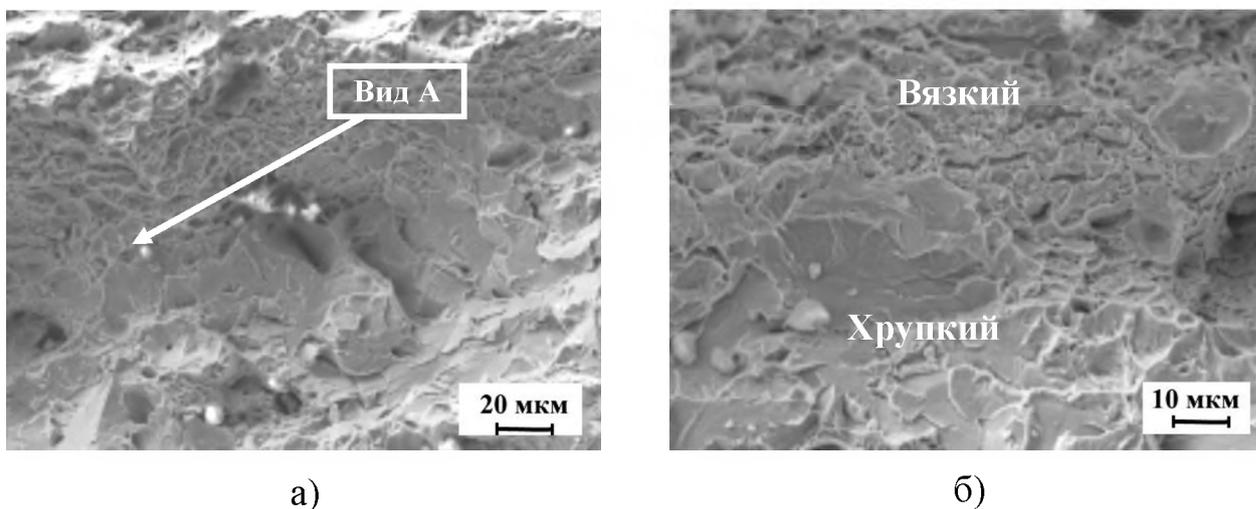


Рисунок 3.18 – Вид вязкого чашечного излома в зоне зарождения трещины (режим № 7: 860 °С, 30 мин, 5,5 °С/с, 600 °С, 30 мин):

а – общий вид, б – вид А

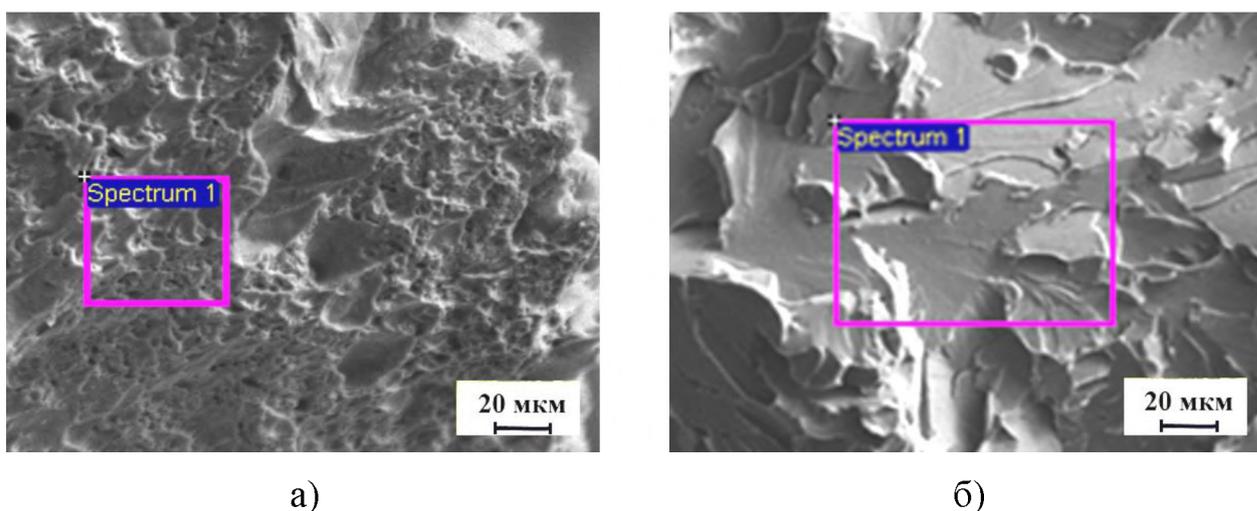


Рисунок 3.19 – Вид разрушений образца КСV⁻⁶⁰ после термической обработки по режиму № 9 (850 °С, 45 мин, 4 °С/с, 600 °С, 30 мин):

а – вязкий участок развития трещины, б – хрупкий участок долома

Ямки, характеризующие вязкое разрушение, связаны с медленным ростом трещины и значительной пластической деформацией. Появление ямок обусловлено возникновением локальных очагов разрушения (микропустот), их ростом и слиянием (коэлиценцией) по нормальному, сдвиговому и межзеренному механизмам [22, 128]. На дне ямок не наблюдается наличие частиц неметаллических включений и других фаз. В зоне долома (рисунок 3.19, б) видны фасетки хрупкоручейстого разрушения перлитной области с химическим составом 2,3% С – 1,15 % Мn – 0,42 % Si – 96,1 % Fe; выявленные химические соединения – Fe_3C , SiO_2 .

Следует отметить, что в средней части образца (рисунки 3.20, а и 3.20, б) имеется вязкий излом. Образование вязкого излома, в отличие от излома, показанного на рисунке 3.18, обусловлено интенсивной предварительной пластической деформацией и более быстрым образованием трещины, по сравнению с ямочным разрушением. Такое поведение разрушения проявляется, главным образом, в результате среза, когда происходит образование микропустот из-за предшествующей деформации в материале.

На рисунках 3.20, в и 3.20, г можно наблюдать, что фасетки разрушения имеют форму, близкую к вязкой, тогда как на иных образцах фасетки хрупкие. В свою очередь подтвержденное трансмиссионной электронной микроскопией наличие бейнита указывает именно на его роль в изменении механизма разрушения от хрупкого к вязкому при отрицательной температуре.

Авторы [34, 28, 122, 123] утверждают, что оксидные включения Al_2O_3 , $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ (точечные) и оксисульфидные содержащие O, Fe, Mn, S (в виде скопленных цепочек и плен) имеют эвтектическое происхождение.

Неметаллические включения располагаются по границам междендритных поверхностей (первичных кристаллов) и между аустенитными зернами на границе перлитной области, что подтверждено металлографическими исследованиями. Также в работе [122] имеется подтверждение наличия бейнита в стали 20ГФЛ. Из результатов исследований можно сделать следующее заключение, что при промежуточном превращении имеется процесс формирования продуктов пресыщенного

твёрдого раствора углерода в железе и специальных карбидов, приводящий к росту ударной вязкости выше 5 кДж/м^2 .

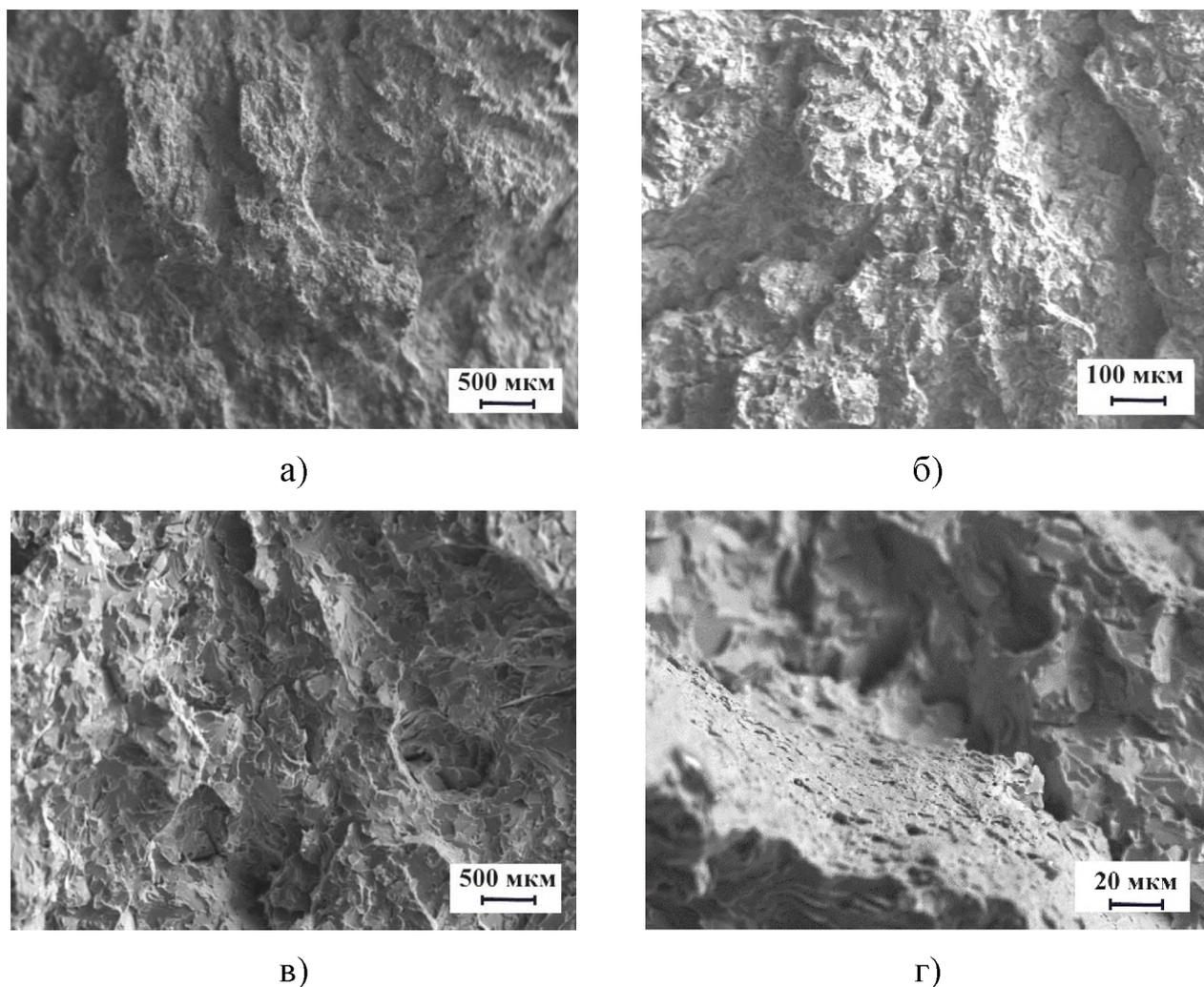


Рисунок 3.20 – Фрактограммы излома образца в зоне развития трещины, режим № 9 с температурой выдержки $850 \text{ }^\circ\text{C}$:

а, б – область развития трещины; в, г – область долома

Шевронный излом с фрагментами кристаллического показан на рисунке 3.21, а. Шевронный излом представляет собой систему ступенек, образующих рисунок "елочки" или шеврона. Вершины шеврона обращены к зоне начала разрушения. Шевронный рельеф характеризует малую пластическую деформацию при разрушении. Также шевронный излом свидетельствует о смешанном квазихрупком разрушении, что подтверждает отсутствие кристаллического характера излома [129].

На рисунке 3.21, б показан кристаллический излом, который характеризуется наличием на поверхности разрушения мелких фасеток, свидетельствующих о мелкокристаллической поверхности разрушения с высокой степенью дисперсности.

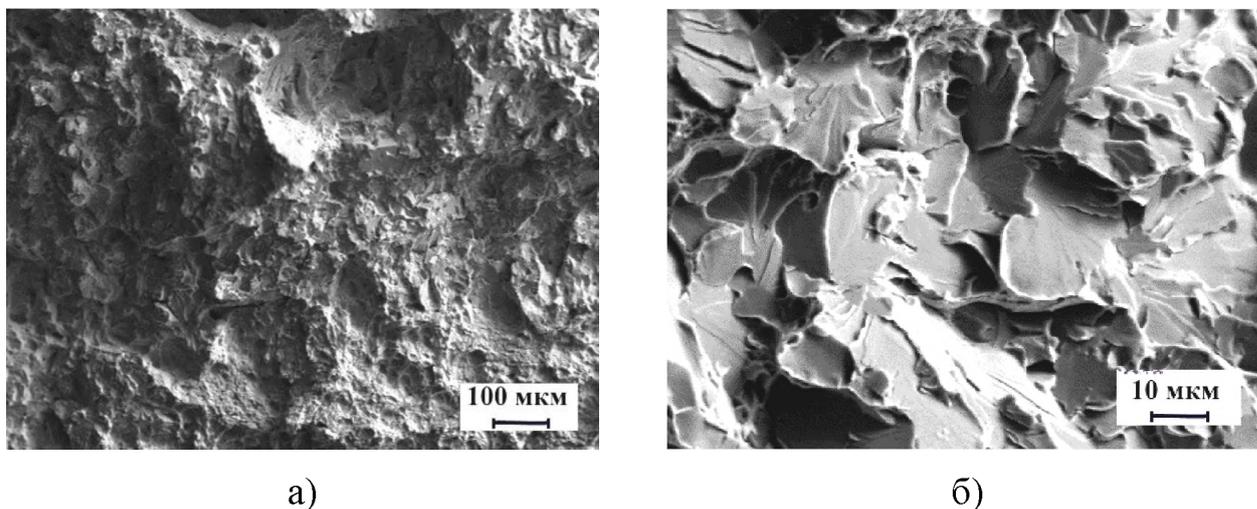


Рисунок 3.21 – Вид разрушений образца КСV⁻⁶⁰ после термической обработки по режиму № 9 (850 °С, 45 мин, 4 °С/с, 600 °С, 30 мин): а – вид шевронного излома с фрагментом кристаллического; б – вид кристаллического излома

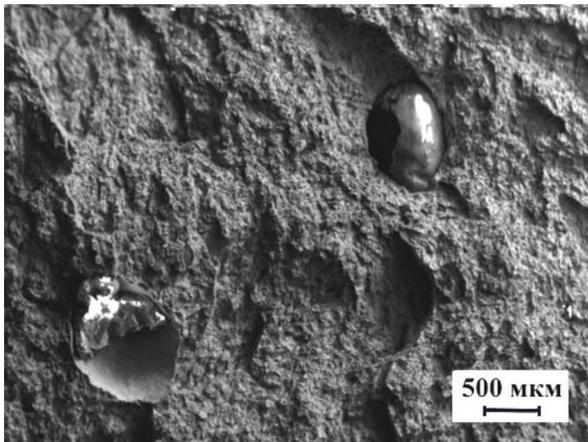
Направление развития микротрещин (рисунки 3.22, а, 3.22, б) на участке развития совпадает с магистральной трещиной или отклоняется от нее на небольшой угол. В зоне долома (рисунки 3.22, в, 3.22, г) направление трещин перпендикулярно основной магистральной трещине. Сначала образуется надрыв по границам зерен, а затем происходит развитие трещины.

На рисунке 3.23 приводится вязко-хрупкий излом образца, термообработанного по режиму № 15. Полученное низкое значение ударной вязкости $KCV^{-60} = 1,85 \text{ кДж/м}^2$ объясняется наличием неметаллических включений в зоне развития трещины (цементит Fe_3C , сложный оксисульфид глобулярной формы $Al_2O_3 \cdot FeS_2$ с содержанием серы 33,2 %, сульфид FeS_2 с содержанием серы 0,01 %).

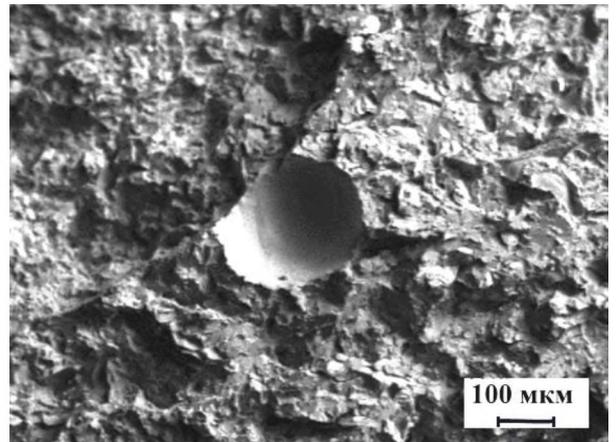
Хрупко-вязкое разрушение вызвано низкой энергоемкостью разрушения из-за слияния микропор, что представлено на рисунках 3.23, а и 3.23, б. На рисунках 3.23, в и 3.23, г показан межзеренный излом, связанный с низким уровнем связи

(межзеренной когезии), обусловленный выделением по границам зерен охрупчивающей фазы в виде плен, локализирующих дефекты по границам зерен.

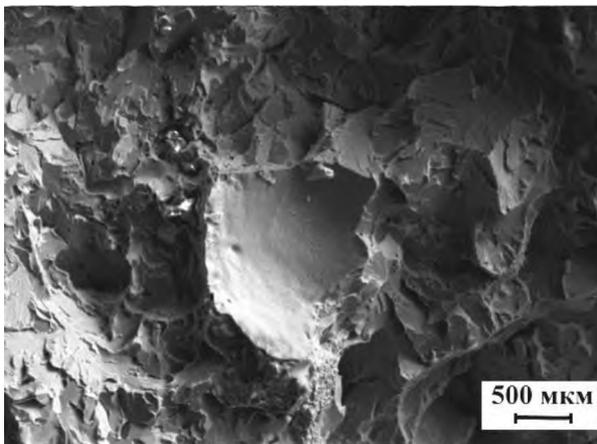
Таким образом, характер разрушения на фрактографических снимках режимов № 1÷15 – квазихрупкий, что связано с ростом трещины в устье концентратора напряжения с развитием вязкого разрушения, а по мере увеличения скорости движения трещины характер излома из вязкого изменяется на хрупкий. Измельчение фасеток хрупкого излома обусловлено наличием нижнего бейнита.



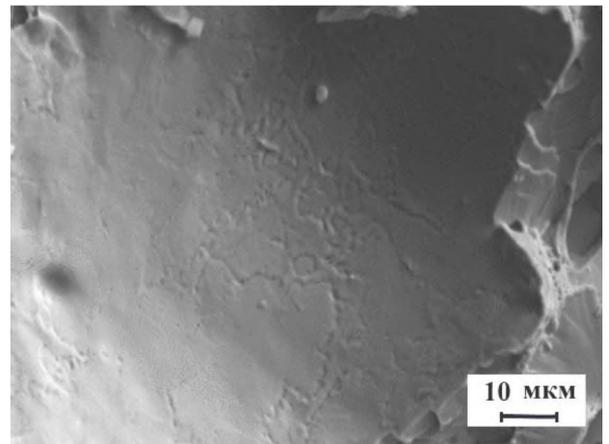
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.22 – Фрактограммы излома образца, режим № 11 с температурой термообработки 900 °С: а, б – область развития трещины; в, г – область долома

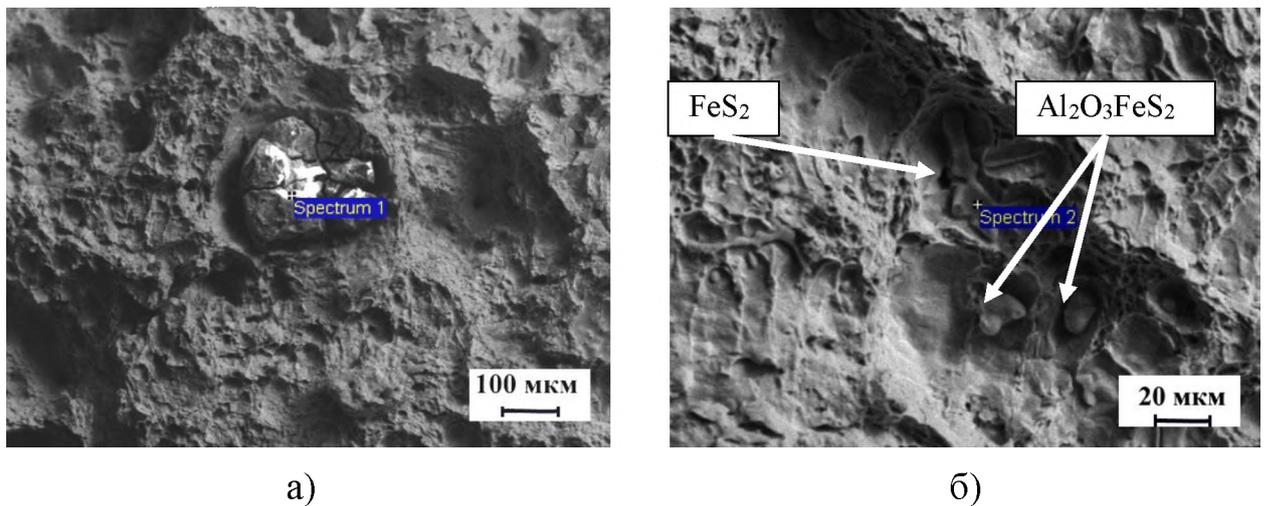


Рисунок 3.23 – Вид вязкого разрушения образца, прошедшего термическую обработку по режиму № 15 (900 °С, 45 мин, 4,1 °С/с, 600 °С, 30 мин):
а – участок развития трещины, б – участок долома

3.7 Исследование тонкой структуры стали 20ГФЛ

Исследования, проведенные просвечивающей электронной микроскопией (ПЭМ), свидетельствуют, что после термической обработки по режиму № 9 (850 °С, 45 мин, 4 °С/с, 600 °С, 30 мин) ранее выявленный оптической микроскопией перлит имеет межпластинчатое расстояние менее 0,1 мкм, что классифицируется сорбитом, который по краям области частично окружен нижним бейнитом (рисунок 3.24). Бейнитная структура характеризуется формой в виде пластин или реек с высокой плотностью дислокаций [24, 40, 130]. Наблюдаются деформации (искривления) специальных карбидов и их дробление с нарушением правильного чередования специальных карбидов и феррита. Специальные карбиды расположены в пересыщенном твердом растворе α -железа, что возможно только при протекании промежуточного превращения в момент распада переохлажденного аустенита [41, 52].

При снижении температуры превращения повышается прочность легированного феррита. Вязкость, связанная с размером зерна, в свою очередь, определяется характером границ продуктов превращения и структурным состоянием исходного аустенита. Таким образом, упрочнение твердого раствора углеродом и увеличение

плотности дислокаций в результате сочетания изменения объема и превращения по сдвиговому типу будут приводить к более высокой прочности стали при снижении температуры превращения. На рисунке 3.25 представлены микроструктуры и картины дифракции (ПЭМ) от реплик, снятых с образца, обработанного по режиму № 9.

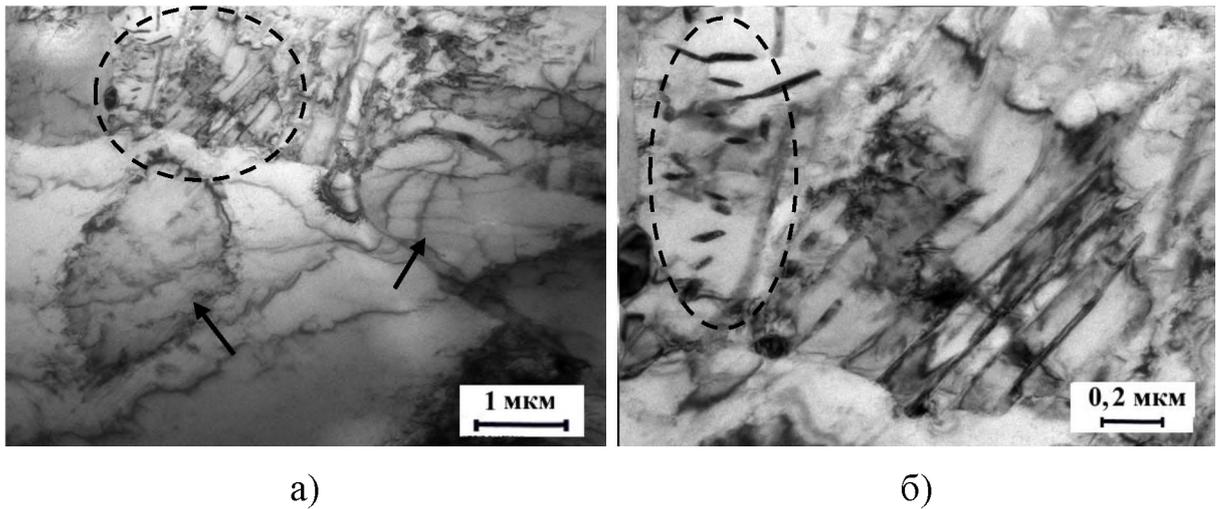


Рисунок 3.24 – Феррито-сорбито-бейнитная структура стали 20ГФЛ с бейнитом и легированным ферритом после термической обработки по режиму № 9 (850 °С, 45 мин, 4 °С/с, 600 °С, 30 мин): а – $\times 13000$, б – $\times 65000$

--- бейнит, \rightarrow легированный феррит

На рисунке 3.25, а приводится ПЭМ снимок участка сорбита. Картина дифракции электронов (рисунок 3.25, б) характеризует деформацию кристаллической решетки феррита, образованной по сдвиговому механизму [131]. На рисунке 3.25, в видны включения Al_2O_3 , MnS , расположенные в ферритной матрице. На рисунке 3.25, г приведена дифрактограмма феррита. Механизм упрочнения стали 20ГФЛ после нормализации с отпуском связан с формированием специальных карбидов.

Под действием пластической деформации, вызванной разрушением при ударе, в наиболее нагруженных зонах металла накапливаются дислокационные напряжения в кристаллической решетке. Затем в этих зернах появляются линии скольжения, переходящие в полосы скольжения и субмикроскопические трещины. Слияние субмикроскопических трещин приводит к развитию прогрессирующей

макроскопической трещины. Полосы скольжения, поглощая часть энергии разрушения, препятствуют движению дислокаций, способствуя росту локальной прочности в приграничной зоне. При микропластическом скольжении наблюдается эффект двойникования, появившийся в результате блокировки поперечного микроскольжения, что видно в правом верхнем углу рисунка 3.25, в.

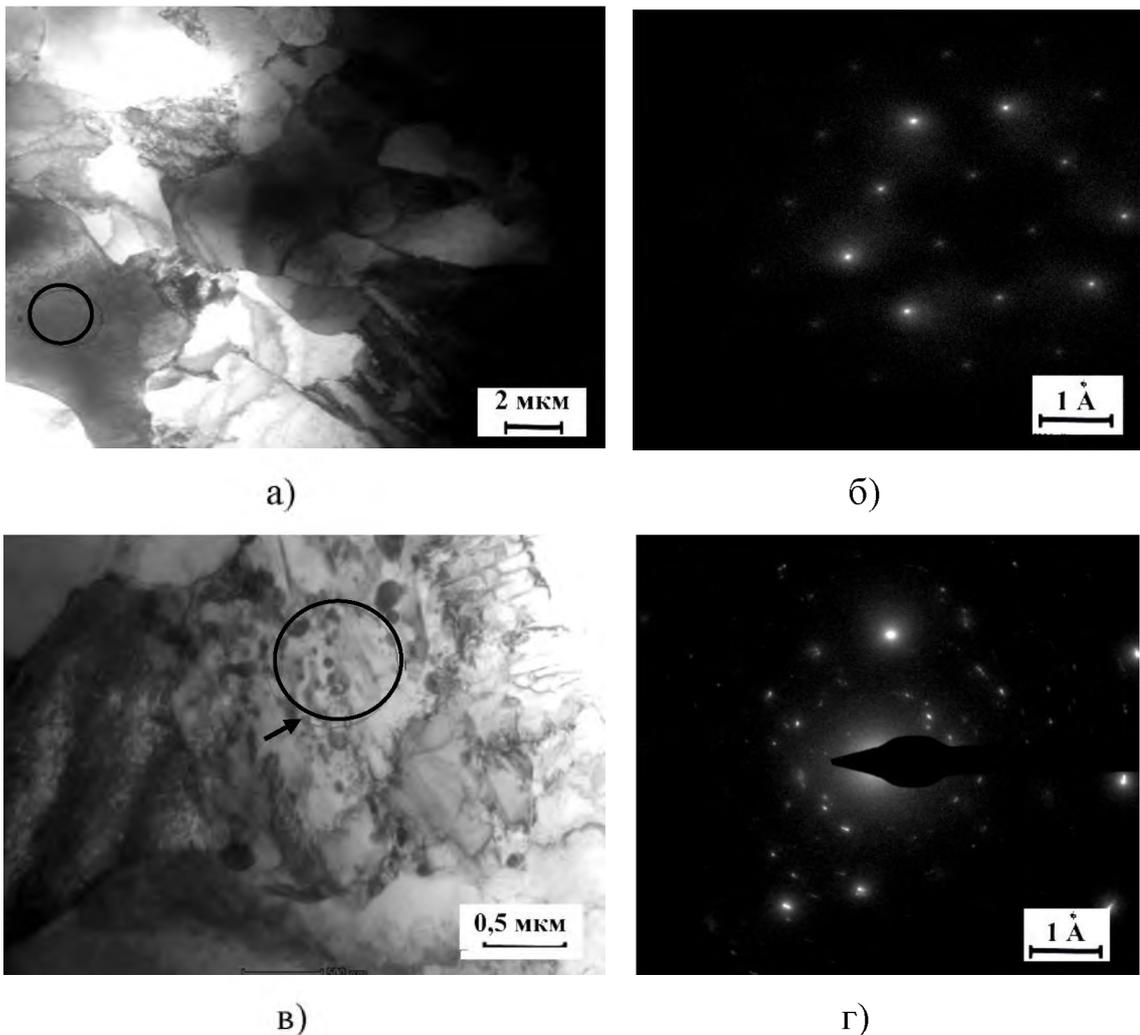


Рисунок 3.25 – Структура стали 20ГФЛ (режим № 9): а – деформированные кристаллы сорбитной области; б – электронограмма с участка светопольного изображения в области отслоения глобулярных карбидов от матрицы холоднодеформированной стали 20ГФЛ; в – поликристалл сферической формы в феррите; г – электронограмма недеформированного кристалла, образованного диффузионным механизмом

Достижение скорости охлаждения по режимам № 6, № 9, № 11 в интервале $4,1 \div 3,3$ °C/с при $A_{r3} = 632 \div 743$ °C, $A_{r1} = 576 \div 646$ °C обеспечивает KCV^{-60} $3,85 \div 5,1$ кДж/м². Для получения максимального значения ударной вязкости следует проводить термообработку: $850 \div 860$ °C, $45 \div 60$ мин, скорость потока воздуха $3 \div 5,5$ м/с для образца $10 \times 10 \times 55$ мм, отпуск 600 °C, 30 мин. При снижении времени выдержки до 26 мин допускается повышение температуры до 900 °C (режим № 11).

Выводы

1. Полученные регрессионные уравнения позволили оценить влияние температуры термообработки, времени выдержки, скорости потока воздуха, как комплексной системы, характеризующейся множественностью связей, когда низкие температуры термообработки 850 °C, скорость потока воздуха 8 м/с менее выгодна, чем $5,5$ м/с, при времени выдержки в среднем интервале значений 45 мин обеспечивает получение ударной вязкости более 5 кДж/м².

2. Ускоренное охлаждение стали в перлитном интервале превращения $572 \div 456$ °C, 3 °C/с способствует повышению дисперсности структуры с формированием сорбита и протеканию промежуточного превращения в интервале $453 \div 304$ °C, $2,2$ °C/с с выделением нижнего бейнита, обеспечивающего повышение ударной вязкости путем образования специальных карбидов.

3. Полученные в ходе экспериментов критические точки охлаждения в перлитном и промежуточном интервалах превращения стали 20ГФЛ на основании построенных термограмм охлаждения при режимах термообработки $850 \div 950$ °C, времени выдержки $30 \div 60$ мин, скорости охлаждения $3,4 \div 7$ °C/с служат подтверждением получения ударной вязкости KCV^{-60} в пределах $0,9 \div 5,14$ кДж/м².

4. Выявленная конфигурация расположения перлита в виде сетки приводит к охрупчиванию стали при снижении ее твердости до 140 НВ и ударной вязкости KCV^{-60} до $1,0$ кДж/м², что ниже установленных технических требований для рам боковых и балок надрессорных в 2 раза.

5. Формирование хрупких трещин вызвано снижением твердости структур перлита до 194 НВ, что при отрицательной температуре приводит к хрупкому разрушению при снижении хладостойкости $KCV^{-60} = 1,11 \text{ кДж/м}^2$. В стали 20ГФЛ сначала образуется надрыв по границам, а затем происходит развитие трещины. Такая закономерность характерна как при ударном разрушении, так и усталостном.

6. Установлено, что температура аустенитизации стали 20ГФЛ 860 °С при контролируемом охлаждении 4 °С/с до 350 °С позволяет получить KCV^{-60} не менее 3 кДж/м² (на 30 % выше действующих требований технической документации).

7. Фрактографическими исследованиями установлено, что зона роста трещины и ее развитие приобретают вязкий характер разрушения при феррито-сорбитно-бейнитной структуре, тогда как в исходной феррито-перлитной структуре наблюдается хрупкий излом при отрицательной температуре. Полученные после термообработки границы составляющих являются эффективным барьером на пути распространения трещин, повышая хладостойкость. Установлено, что в момент развития трещины разрушение происходит по вязкому механизму. Об этом свидетельствует формирование характерного чашечного излома.

4 РАЗРАБОТКА И РЕАЛИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 20ГФЛ

4.1 Разработка технологии контролируемой термической обработки

Приведенная в п. 2.2.1 методика термической обработки с контролируемым охлаждением включает следующие этапы:

1. Нагрев образца до температуры, определяемой по уравнению (3.7).
2. Выдержка до полного прогрева образца.
3. Контролируемое ускоренное охлаждение.

В ГОСТ 32400-2013 определено, что рама боковая и балка надрессорная должны подвергаться нормализации с отжигом 1-го рода для снятия напряжений и обеспечения ударной вязкости (KCV^{-60}) не менее $2,0 \text{ кДж/м}^2$. Разрабатываемая контролируемая термическая обработка крупногабаритных деталей реализует процессы нормализации и отжига 1-го рода с использованием эффекта перераспределения тепла после фазовой перекристаллизации путем прерывания охлаждения в области промежуточного превращения с использованием внутреннего тепла для рекристаллизации.

Ниже приведены результаты анализа технологий термообработки крупногабаритных деталей на ведущих отечественных машиностроительных предприятиях. Одним из показателей качества при выпуске деталей является показатель KCV^{-60} не менее 2 кДж/м^2 . При этом брак по контролируемому показателю составляет 2,5 %, что свидетельствует о низкой хладостойкости деталей и несовершенстве технологии термической обработки стали по режиму $920 \div 950 \text{ }^\circ\text{C}$, 4,2 часа с охлаждением на спокойном воздухе. Учитывая высокий процент брака ответственных высоконагруженных деталей, их рыночная стоимость в разы превышает марочную стоимость стали аналогичных марок.

Низкая хладостойкость стали приводит к тому, что малейшие концентраторы в напряженных участках деталей, таких как переход радиуса R15 на R55, приводят к образованию быстроразвивающихся трещин при прохождении 100÷200 км, что не позволяет своевременно их выявлять для смены бракованных деталей. Возникновение дефектов, являющихся концентраторами напряженности, вызвано существующей феррито-перлитной структурой, не обеспечивающей запаса надежности.

Из ранее проведенных исследований [132, 133, 134, 135, 136] известно, что средний размер усталостных трещин составляет 0,25 мм, аналогично трещинам на устье искусственно выполненного V-образного надреза по ГОСТ 9454-78. А так как испытания на удар проводят при отрицательной температуре ($-60\text{ }^{\circ}\text{C}$), можно прогнозировать надежность детали в аварийной ситуации. Установлено, что трещины образуются при положительных температурах, а разрушения происходят при отрицательных с квазихрупким изломом [15 – 19, 138]. Квазихрупкое разрушение происходит при напряжениях, меньших предела текучести, что не позволяет их спрогнозировать при традиционных условиях испытаний на прочность [10, 66, 132, 139].

Задачей разработки контролируемой термообработки является повышение эксплуатационной надежности изготавливаемых деталей путем получения феррито-сорбито-бейнитной структуры, обладающей энергоемкостью значительно выше феррито-перлитной структуры. Это достигается в результате формирования ϵ -карбида в феррите вместо пластин цементита Fe_3C , разделяющих феррит.

При нормализации с нагревом выше температуры A_{c3} на $30\div 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ и охлаждении на спокойном воздухе литая крупнозернистая структура трансформируется в мелкозернистую. Ускоренное охлаждение на воздухе приводит к распаду аустенита при более низких температурах, что повышает дисперсность феррито-цементитной структуры и увеличивает количество сорбита [27, 60, 61]. Известно, что высокие показатели ударной вязкости сталей достигаются при сорбитной структуре [68]. При этом результаты, полученные в главе 3, свидетельствуют, что понижение температуры нормализации с 940 до $860\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 60 мин (вес образца 40 г)

при охлаждении потоком воздуха 8 м/с изменяет скорость охлаждения с 6 до 7 °С/с. Ударная вязкость увеличивается от 1,11 до 2,36 кДж/м², что в большей степени связано не с измельчением размера зерна с $\varnothing 19,6$ до $\varnothing 13,8$ мкм, а вызвано снижением температуры промежуточного превращения, влияющего на дисперсность феррито-цементитной структуры. Таким образом, нормализация (на примере 40 г образца) по результатам, приведенным в п. 3.2 режимов с отпуском 600 °С, 30 мин, обеспечивает $KCV^{-60} \geq 3$ кДж/м²:

1. РЕЖИМ № 7: $T = 860$ °С, $t = 30$ мин, $V_{\text{охл}} = 8$ м/с (5,5 °С/с) – $KCV^{-60} = 3,58$ кДж/м²;
2. РЕЖИМ № 6: $T = 860$ °С, $t = 60$ мин, $V_{\text{охл}} = 3$ м/с (3,5 °С/с) – $KCV^{-60} = 3,85$ кДж/м²;
3. РЕЖИМ № 9: $T = 850$ °С, $t = 45$ мин, $V_{\text{охл}} = 5,5$ м/с (4 °С/с) – $KCV^{-60} = 5,14$ кДж/м².

В результате ускоренного охлаждения максимальную ударную вязкость $KCV^{-60} = 3,85 \div 5,14$ кДж/м² сталь приобретает при термообработке: 850 ÷ 860 °С, 45 ÷ 60 мин, скорость потока воздуха 3 ÷ 5,5 м/с ($V_{\text{охл}} = 4 \div 5,5$ °С/с). При нагреве до 940 °С и выдержке 60 мин ударная вязкость снижается вдвое (1,67 кДж/м²), несмотря на то, что происходит измельчение зерна до $\varnothing 16,8$ мкм (таблица 3.5, гл. 3). Уменьшение времени выдержки (30 мин) при температуре термообработки 940 °С приводит к росту ударной вязкости до 3,08 кДж/м² при размере зерна $\varnothing 9,9$ мкм (режим № 4).

В связи с массивностью литой детали (балки надрессорной) рассмотрена целесообразность выполнения ускоренного охлаждения до 350÷450 °С с последующим отпуском в виде пассивного охлаждения для обеспечения протекания рекристаллизации при действии накопленной энергии в отливке, что обеспечивает повышение температуры до 600 °С, т. е. получается отжиг 1-го рода с медленным равномерным охлаждением до комнатной температуры. Это приводит к снижению внутренних напряжений в отливке. При этом возможно получение экономического эффекта за счет снижения энергетических затрат, в связи с отсутствием необходимости выполнения отпуска после нормализации.

Техническим результатом предложенной технологии контролируемой термической обработки стали 20ГФЛ является повышение хладостойкости (ударной вязкости) стальных литых изделий железнодорожных вагонов (рисунок 4.1). Предлагаемая технология контролируемой термической обработки литых деталей направлена на обеспечение ударной вязкости (KCV^{60}) не менее 3 кДж/м^2 , что достигается нагревом $850 \text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой, а затем выполнение охлаждения со скоростью $4 \text{ }^\circ\text{C/с}$ до $400 \text{ }^\circ\text{C}$ в воздушном потоке с дальнейшим самоотпуском. Проверка описанной технологии термообработки на соответствие признаку патентной чистоты позволила заявить его в качестве изобретения (патент на изобретение РФ №2606665, приложение Б) [140].

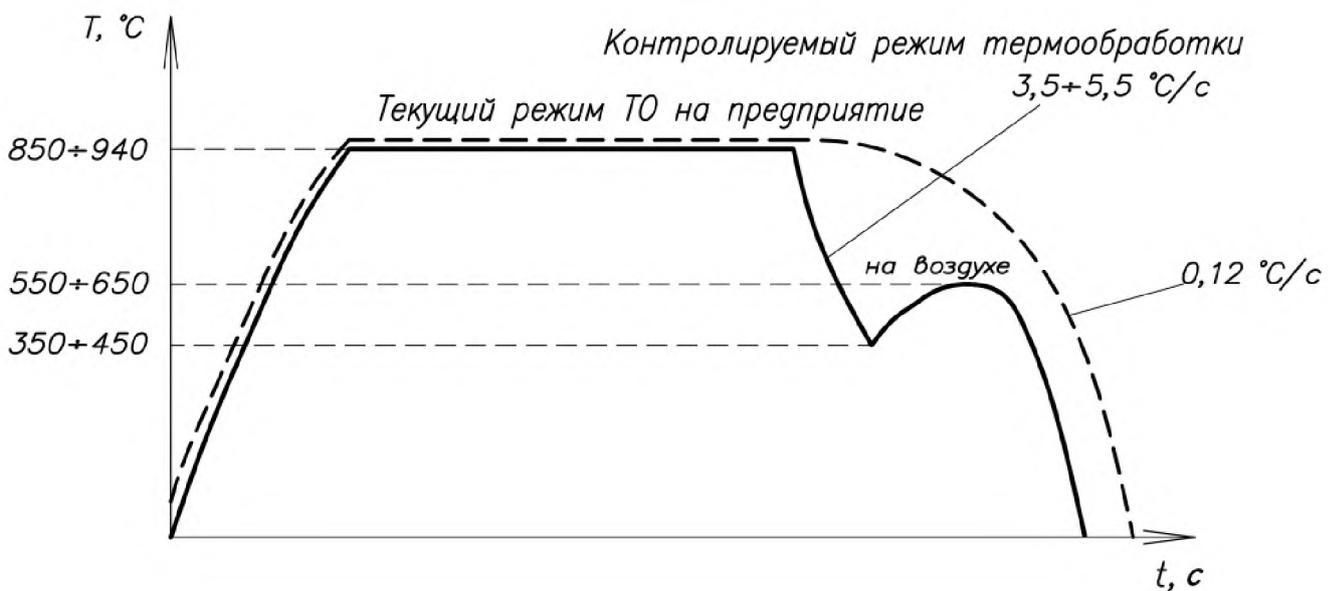


Рисунок 4.1 – Предлагаемая технология контролируемой термической обработки крупногабаритных высоконагруженных деталей ходовых частей тележки грузового вагона (патент на изобретение РФ №2606665) [140]

Сложность реализации методики вызывает определение мест размещения вентиляторов для контролируемого охлаждения. Это связано с неравномерностью распределения температурных полей при охлаждении деталей такого типа, характеризующихся разностенностью и сложностью конфигурации. Использование средств компьютерного моделирования позволяет рассчитать температурные поля

и определить расход охлаждающего воздуха и расположение участков обдува (места размещения вентиляторов) для обеспечения условий формирования феррито-сорбито-бейнитной структуры с требуемой ударной вязкостью.

4.2 Компьютерное моделирование

Из литературных данных [28, 141, 142] известно, что для моделирования температурных полей отливок целесообразно использовать программные средства SolidWorks (для постройки 3D модели) и LVMFlowCV (для визуализации расчетов температурного поля). Задачами моделирования являются:

- расчет температурного поля крупногабаритных деталей и его изменение в течение времени в зависимости от конструкции детали (габаритов, толщины и расположения стенок, ребер);
- определение расхода охлаждающего воздуха и расположения участков обдува;
- оценка влияния равномерности температурного поля при охлаждении на формирование структуры.

В соответствии с разработанным в диссертации алгоритмом моделирования (рисунок 4.2) в программной среде SolidWorks по чертежу «ВАГР.0113.10.00.101» построены 3D-модели (фрагменты):

- деталь «Балка надрессорная» (рисунок 4.3);
- корпус охлаждающей камеры с охлаждающими каналами в виде вентиляторов (рисунок 4.4). Поскольку охлаждающий канал не может пересекаться с телом отливки, принято решение разместить вспомогательное тело (рисунок 4.4, поз. 2) за пределами камеры. При назначении свойств материалам вспомогательному телу присвоили свойства отливки.

Ввиду отсутствия в литературе значений коэффициентов теплопроводности для стали 20ГФЛ при моделировании использованы коэффициенты теплопроводности стали 20Г, как наиболее близкой по химическому составу. В таблице 4.1 приводятся теплофизические величины стали 20Г [143].

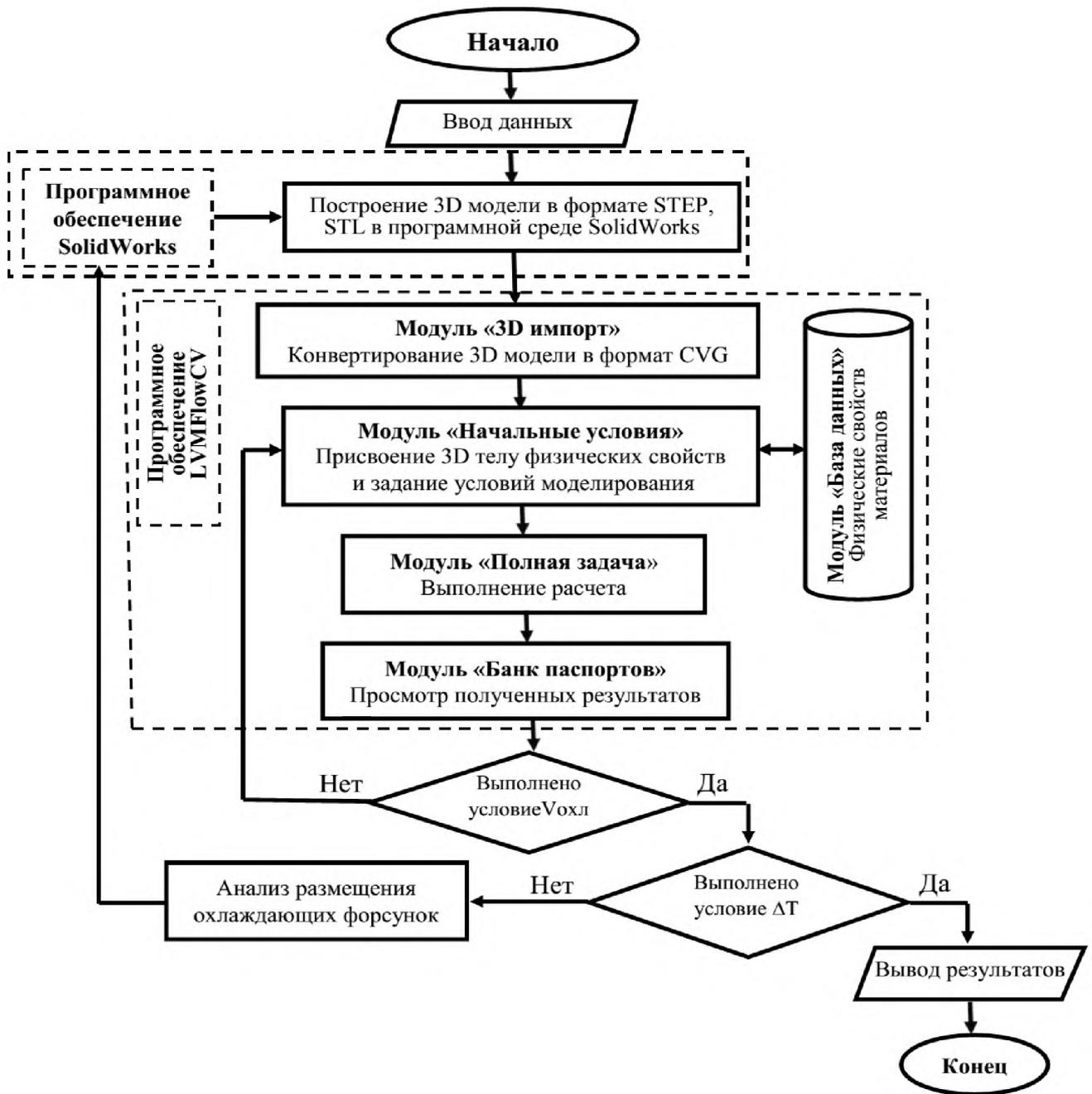


Рисунок 4.2 – Алгоритм моделирования

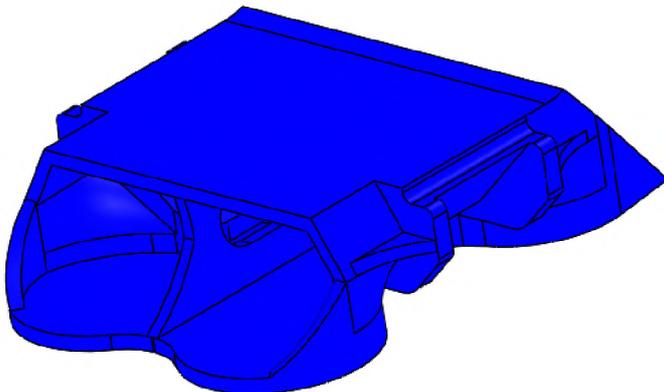


Рисунок 4.3 – Общий вид
3D модели фрагмента детали
«Балка надрессорная» (чертеж
ВАГР 0113.10.00.101)

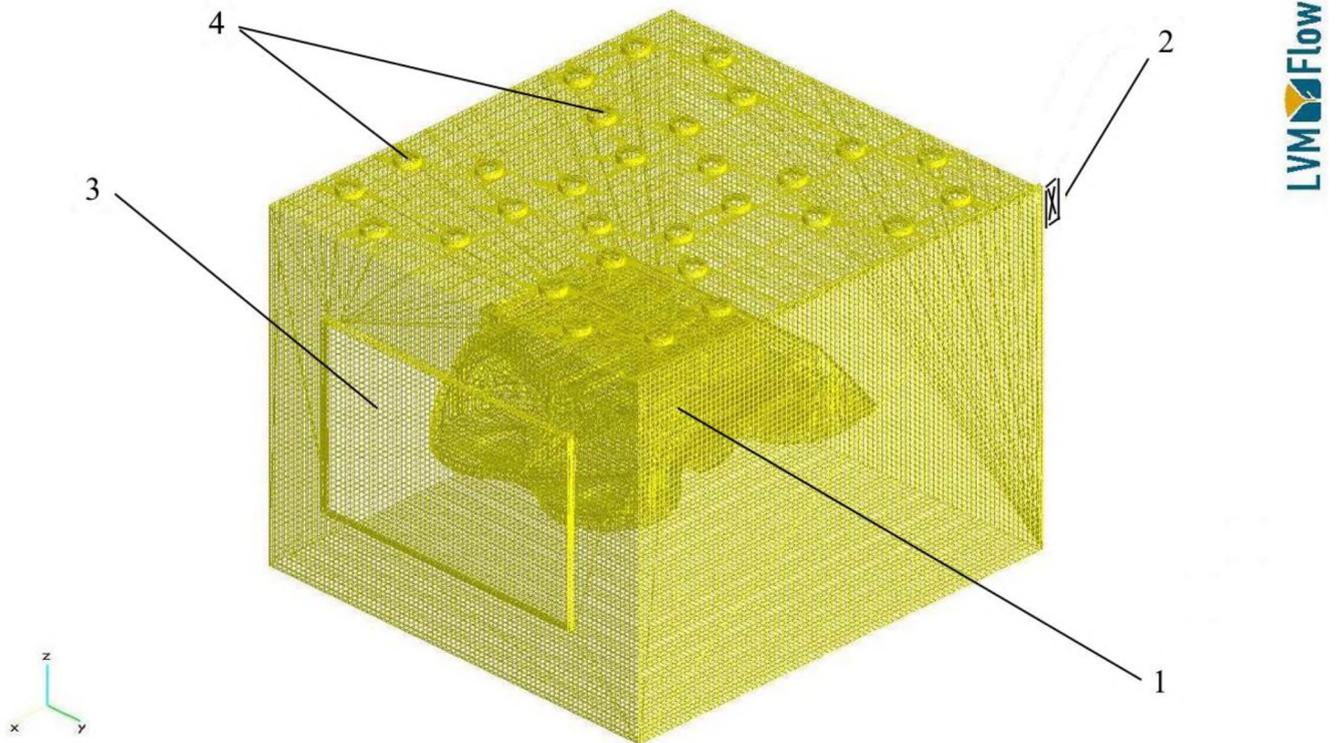


Рисунок 4.4 – Модель охлаждающей камеры при создании сетки МКЭ

Таблица 4.1 – Теплофизические величины стали 20 Г (аналог стали 20ГФЛ)

Средняя массовая теплоемкость стали, Дж/(кг·°С)							
20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-600	20-700	20-800
490	496	525	540	554	–	608	–
Плотность стали в зависимости от температуры, кг/м ³							
100	200	300	400	500	600	700	800
7800	7770	7740	7700	7670	–	7590	7610
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С)							
100	200	300	400	500	–	700	800
48	47	44	41	39	–	31	27
Коэффициент температуропроводности, 10 ⁻⁶ м ² /с							
12,6	12,2	10,8	9,9	9,2	–	6,7	–

Перед началом моделирования 3D-модели конвертируют в программную среду LVMFlowCV. Затем вводят исходные данные. В модуле «База данных» задают свойства применяемых материалов. Балке присваивается материал формы сталь 20ГФЛ. Телу канала присвоен материал – воздух (теплоноситель). Материал формы – воздух. Крышка – воздух. Свойства воздуха: плотность $\rho = 1,205 \text{ кг/м}^3$, удельная теплоемкость $C_p = 1005 \text{ Дж/(кг}\cdot\text{°C)}$; вязкость (динамическая) $\mu = 18,1 \cdot 10^{-6} \text{ Па}\cdot\text{с}$; вязкость (кинематическая) $\nu = 15,06 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$; теплопроводность воздуха $\lambda = 0,0259 \text{ Вт/(м}\cdot\text{°C)}$; коэффициент температуропроводности $\alpha = 21,4 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$; число Прандтля $Pr = 0,703$, влажность воздуха $W = 37 \%$, температура воздуха $t = 20 \text{ °C}$.

В модуле «Начальные установки» назначены места размещения вентиляторов (рисунок 4.3, поз. 3). Принято, что выступающая прямоугольная стенка осуществляет непрерывную подачу воздуха. В верхней части охлаждающей камеры имеются круглые отверстия (рисунок 4.3, поз. 4), служащие для выхода избыточного воздуха в атмосферу. Вспомогательное тело перенесли в класс "Канал".

Далее построили расчетную сетку с размером ячейки $3 \times 3 \text{ мм}$. При средней толщине стенки детали балки 25 мм принятый размер ячейки $3 \times 3 \text{ мм}$ соответствует требованию достоверности построенной сетки, которая должна иметь размер кластера не менее половины от толщины анализируемой стенки [113].

Экранная форма ввода исходных данных представлена на рисунке 4.5. При моделировании рассматриваются три варианта с начальной температурой охлаждения 900 °C . По первому варианту моделирование выполняется с охлаждением на спокойном воздухе; по второму варианту – ускоренное охлаждение отливки с торца вентилятором производительностью $18 \cdot 10^3 \text{ м}^3/\text{ч}$; по третьему варианту – ускоренное равномерное охлаждение вентилятором (торцевая часть и клиновые проемы) производительностью $18 \cdot 10^3 \text{ м}^3/\text{ч}$ с дополнительным боковым обдувом детали $5 \cdot 10^3 \text{ м}^3/\text{ч}$. По второму и третьему варианту заданная скорость охлаждения детали 4 °C/с .

Результаты моделирования по первому варианту с охлаждением на спокойном воздухе, показаны на рисунке 4.6, из которого видно, что подклиновые карманы и опоры пружин охлаждаются равномерно. Проверка методом неразрушающего

контроля заводских деталей подтверждает отсутствие трещин в зоне подклиновых карманов при охлаждении деталей на спокойном воздухе. В этом случае изменение структуры по сечению должно быть минимальным, что может быть связано только с ликвацией химических элементов и не связано с неравномерностью охлаждения.

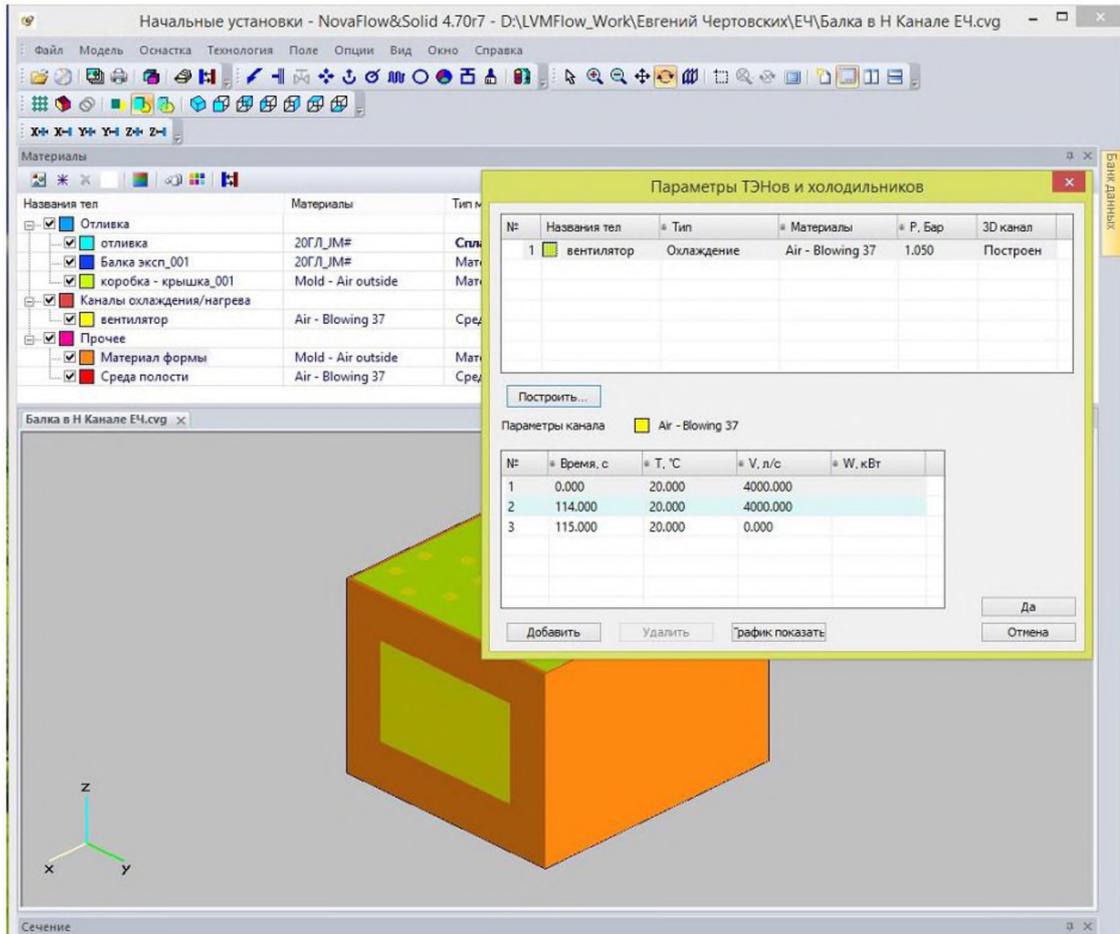
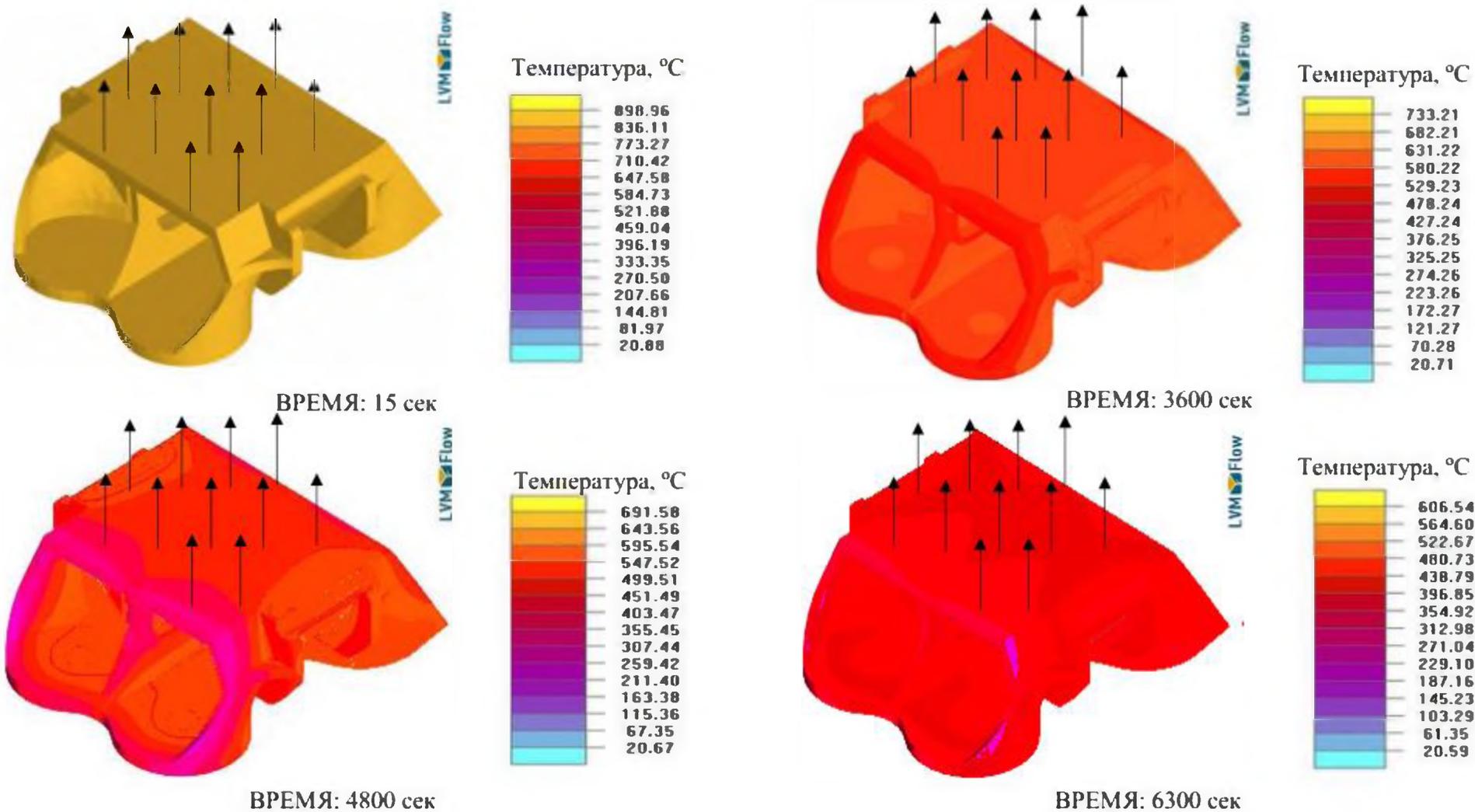


Рисунок 4.5 – Задание начальных условий в среде LVMFlowCW.

Модуль «Начальные установки»

Увеличение градиента температур по данному варианту не более 31 °С обеспечивает получение изделия после термообработки без трещин в контролируемых зонах клинового проема. Однако из-за низкой скорости охлаждения не образуется дисперсная структура, обеспечивающая повышение ударной вязкости.



4.6 – Распределение температурного поля при моделировании процесса охлаждения фрагмента детали «Балка надрессорная» на спокойном воздухе

При охлаждении на спокойном воздухе концевая часть отливки охлаждается интенсивнее в сравнении с клиновым проемом и вертикальными стенками. При охлаждении отливки разница между максимальным и минимальным значением температуры в момент времени 3600 с – 50 °С, 4800 с – 48 °С, 6300 с – 42 °С. Минимальные температуры в контролируемые моменты времени при скорости охлаждения $0,09 \div 0,11$ °С/с имеют значения 580; 355; 312 °С.

Анализ действующей технологии на предприятии показал, что температура нагрева 940 °С и скорость охлаждения 0,12 °С/с (90 мин для отливки массой 400 кг) приводит к формированию феррито-перлитной структуры с номером зерна не выше 7 (ГОСТ 5639-82) при требуемом 8 балле, а $KCV^{-60} \leq 1$ кДж/м² при требовании $KCV^{-60} \geq 2$ кДж/м² (ГОСТ 32400-2013). Распределение перлита в виде сетки сопровождается снижением номера зерна. Перегрев выше Ас3 на 120 °С выполняется с целью усреднения химической неоднородности, что ведет к росту аустенитного зерна, охрупчивая сталь при отрицательных температурах. По первому варианту исследования перегрев выше Ас3 на 80 °С с последующим охлаждением на спокойном воздухе (0,1 °С/с) не позволяет достичь скорости охлаждения $1,7 \div 5,8$ °С/с, обеспечивающей показатель $KCV^{-60} \geq 2,5$ кДж/м². В этом случае охлаждение на спокойном воздухе (0,1 °С/с) свидетельствует о накопленной в детали внутренней теплоте, которую можно использовать для обеспечения бейнитного превращения при прерывании охлаждения в промежуточном интервале, что рассмотрено в п. 4.4.

Моделирование ускоренного охлаждения в интервалах скоростей промежуточного превращения $3,5 \div 7$ °С/с (второй вариант), обеспечивает формирование бейнитной структуры, что представлено на рисунках 4.7 и 4.8. Однако, ввиду того, что скорости охлаждения примерно в 10 раз выше, чем при охлаждении на спокойном воздухе, возникает риск появления термических трещин и остаточных напряжений, которые могут быть устранены за счет равномерности распределения охлаждающего потока (рисунок 4.9).

Полученные результаты по второму варианту в моменты времени 15, 65, 115, 165 секунд, представлены на рисунке 4.8. Направление воздушного потока указано

стрелками. Торцовая хвостовая часть, расположенная по направлению линий потока воздуха, охлаждается интенсивнее, имея явно выраженный кольцевой контур, где температура в момент времени 65 секунд составляет 580 °С. Затем в зоне горизонтальных стенок, соединённых центральным ребром жесткости балки, формируются две зоны с температурой 631 °С. Тогда как в клиновом проеме температура 733 °С. Рассматривая изменения температурных полей в месте интенсивного охлаждения и клиновом проеме можно наблюдать следующую величину отклонения от минимальной температуры в моменты времени 65 с – 153 °С, 115 с – 288 °С, 165 с – 252 °С.

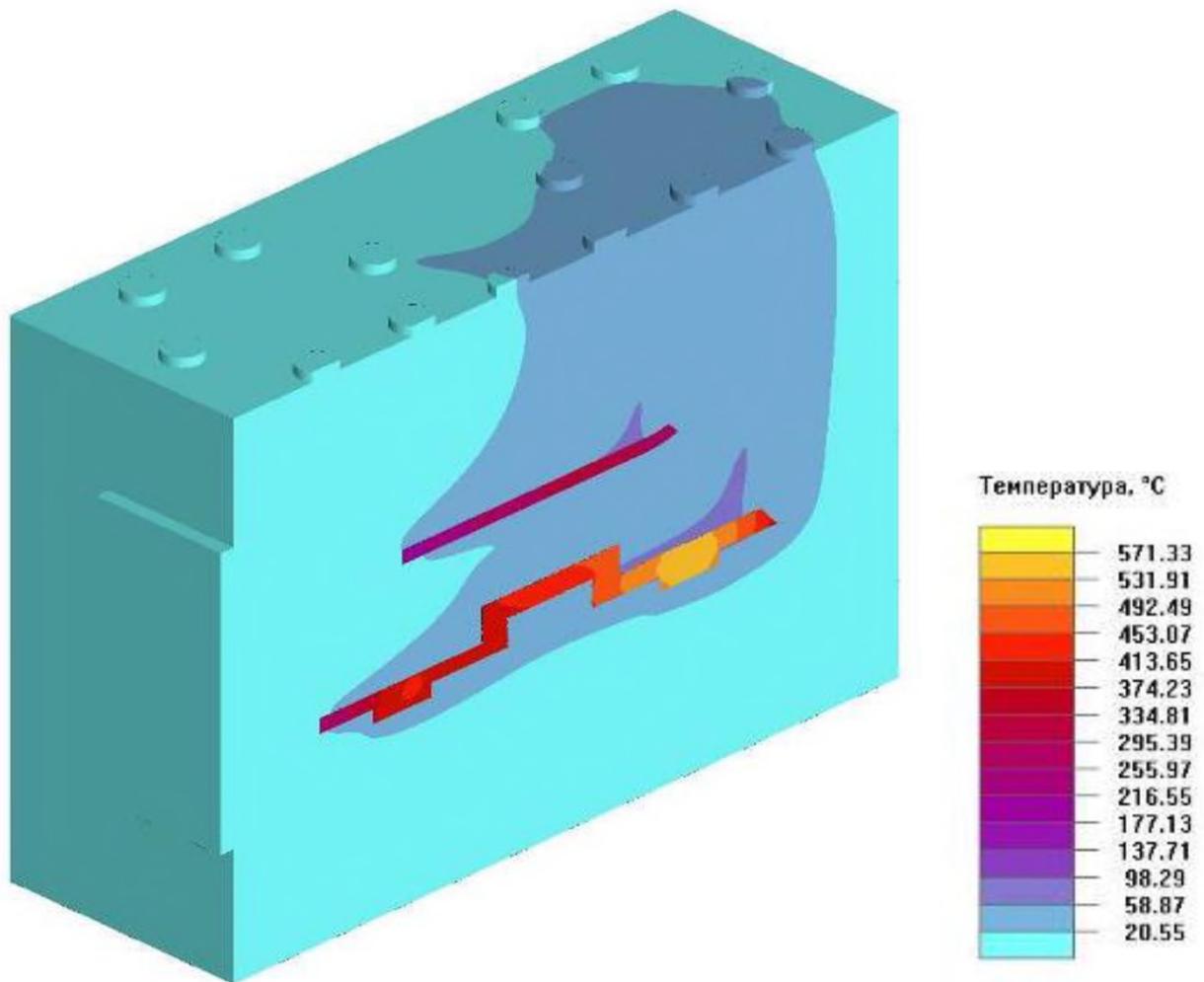


Рисунок 4.7 – Распределение температурного поля на 170 секунде
внутри камеры охлаждения

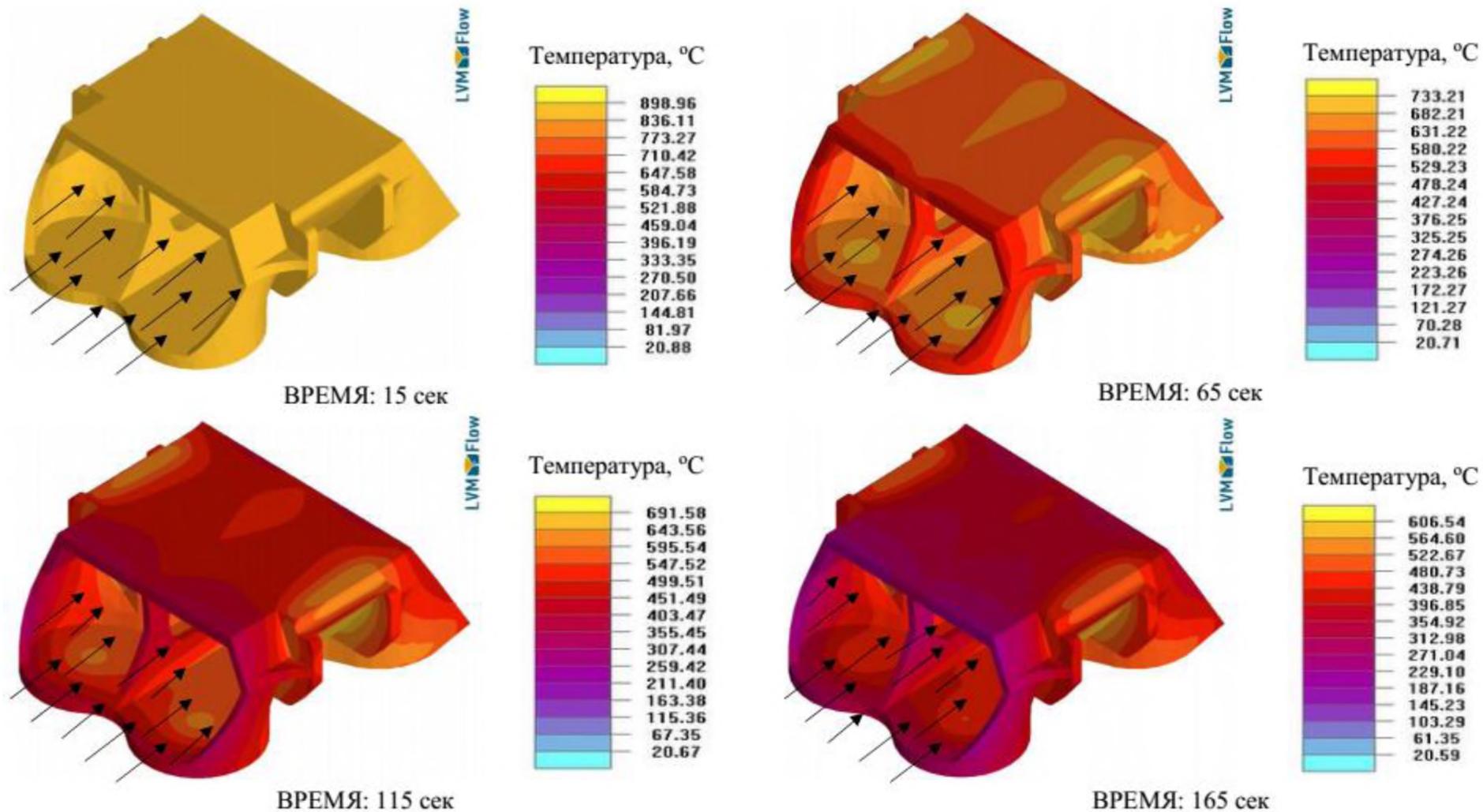


Рисунок 4.8 – Распределение температурного поля при моделировании процесса охлаждения во время контролируемой термической обработки на цикле ускоренного охлаждения с отводом тепла вдоль направления коробчатой конструкции исследуемого фрагмента балки надрессорной

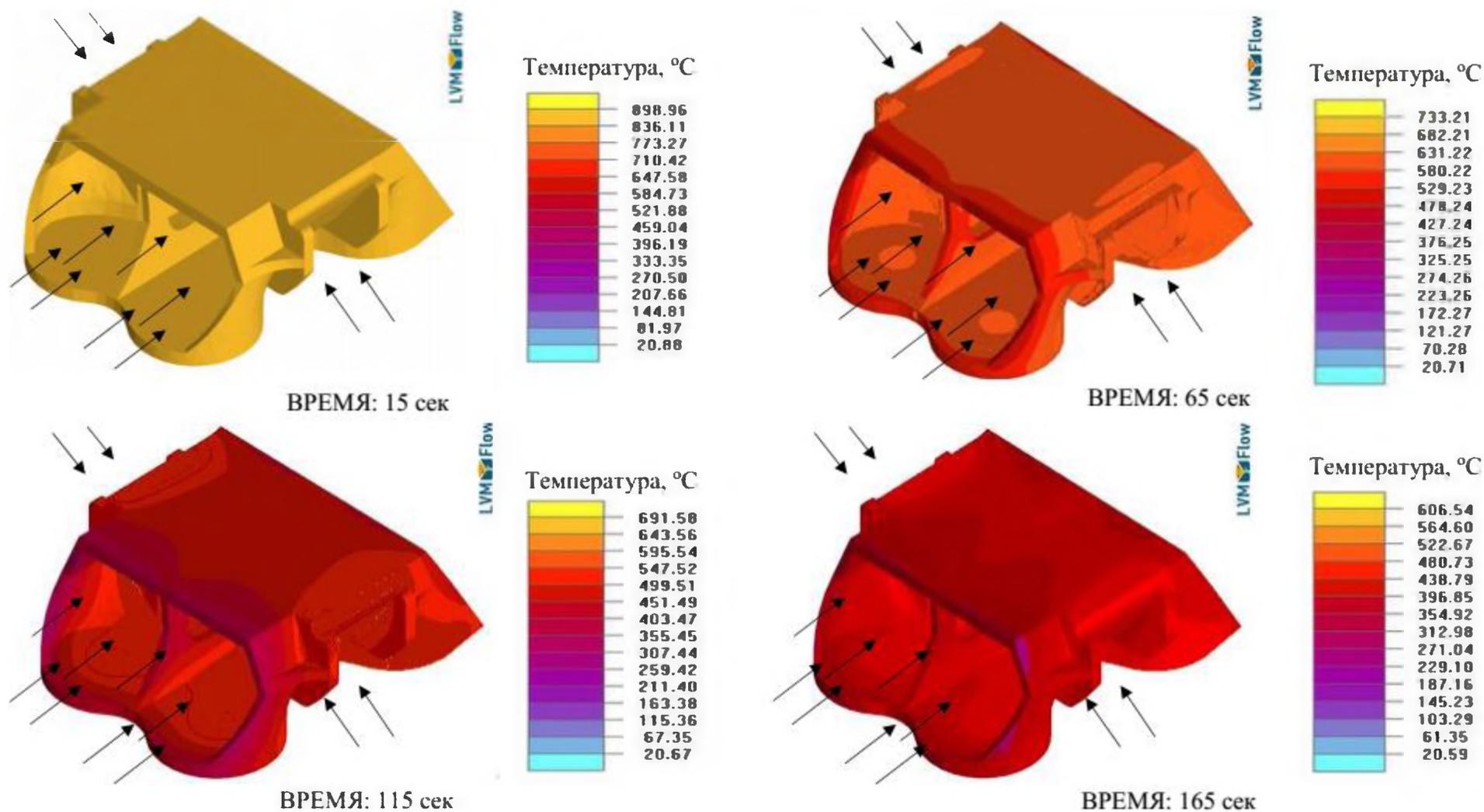


Рисунок 4.9 – Распределение температурного поля при моделировании процесса охлаждения во время контролируемой термической обработки на цикле ускоренного охлаждения с распределенным отводом тепла вдоль направления корбчатой конструкции и тепловых узлов подклинового проема исследуемого фрагмента балки надрессорной

На рисунке 4.9 представлено распределение температурных полей с охлаждением потоком воздуха на участках, имеющих скорость охлаждения в отливке ниже средней. Вариант разнонаправленного потока воздуха обеспечивает распределение температурных полей таким образом, что разница максимальной и минимальной температуры в моменты времени составляет 65 с – 101 °С, 115 с – 48 °С, 165 с – 68 °С. Таким образом, сравнивая распределение средних скоростей охлаждения по второму и третьему варианту в моменты времени 65 с – 3,7 и 4,9 °С/с, 115 с – 3,1 и 4,5 °С/с, 165 с – 2,5 и 3,4 °С/с можно видеть увеличение скорости охлаждения отливки по третьему варианту более одного градуса, что объясняется равномерностью охлаждения.

На рисунках 4.10 – 4.12 показано размещение контрольных датчиков для измерения температуры. Результаты изменения скорости охлаждения в местах установки контрольных датчиков при моделировании сведены в таблице 4.2. На основании этих данных можно судить о равномерности охлаждения с градиентом температур не более 31 °С.

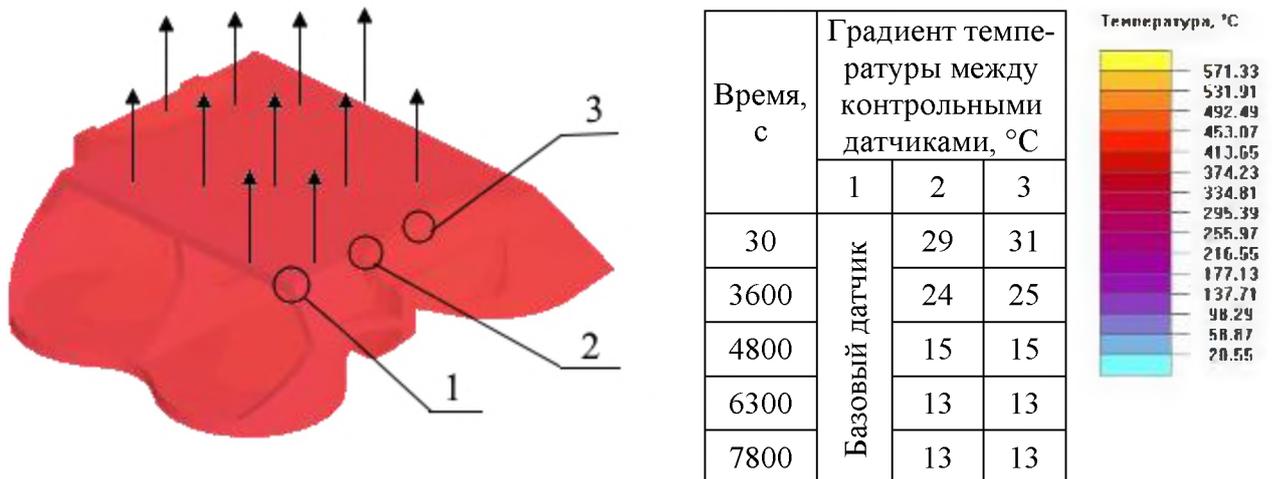


Рисунок 4.10 – Поверхностное распределение температурного поля при охлаждении на спокойном воздухе, максимальная температура на 115 с составляет 878 °С при скорости охлаждения 0,12 °С/с

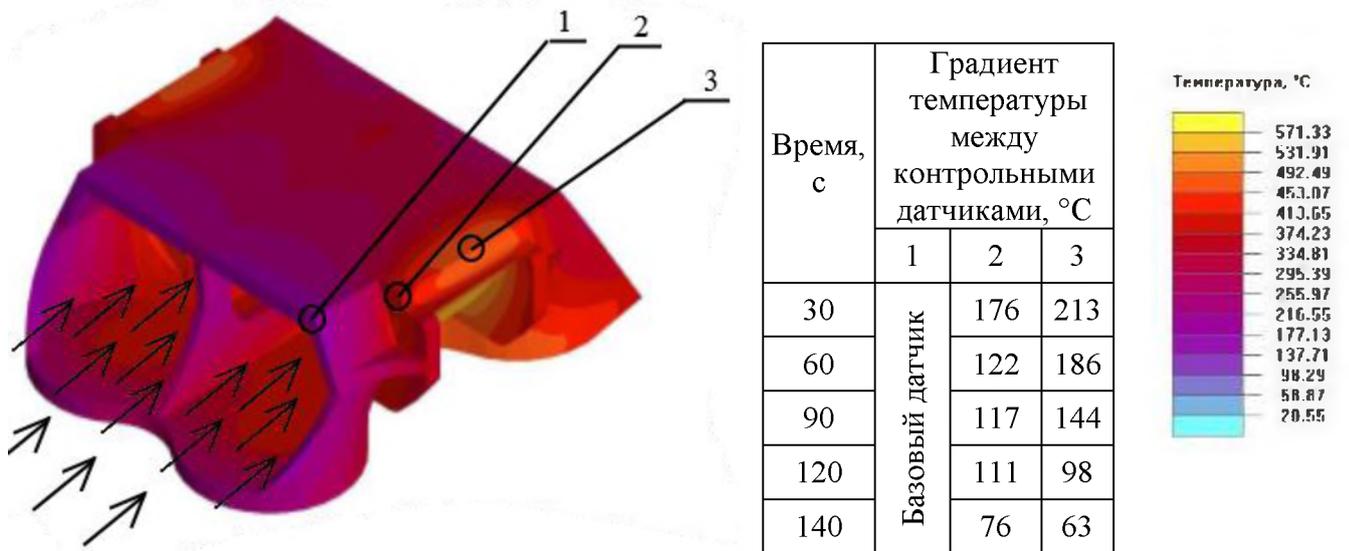


Рисунок 4.11 – Поверхностное распределение температурного поля при охлаждении по варианту с отводом тепла вдоль направления коробчатой конструкции, максимальная температура на 115 с составляет 471 °C при скорости охлаждения 3,4 °C/с

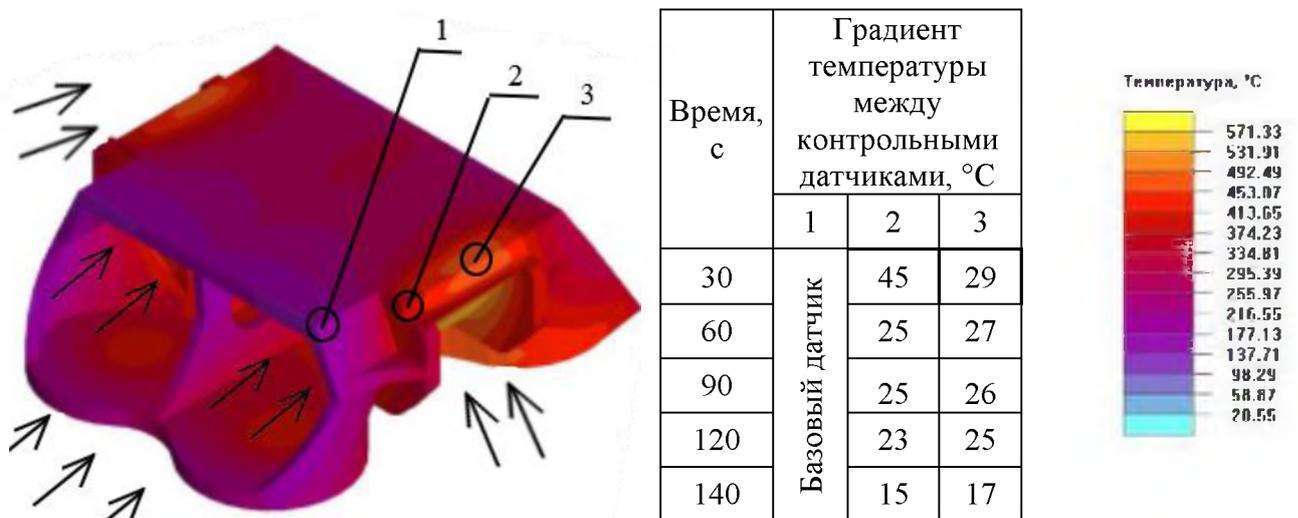


Рисунок 4.12 – Поверхностное распределение температурного поля при направлении охлаждения вдоль коробчатой конструкции и тепловых узлов подклинового проема

Значение градиента температуры по второму варианту составляет 213 °C, что связано с высоким риском получить деталь после термической обработки с короблением и трещинами (рисунок 4.10).

Таблица 4.2 – Режимы контролируемого охлаждения фрагмента балки надрессорной

№ датчика	$V_{\text{возд}}$, м ³ /с	$V_{\text{охл}}$, °С/с	Интервал температур, °С
Вариант с отводом тепла при охлаждении на спокойном воздухе			
1	0,007	0,2	740÷620
2		0,17	
3		0,15	
Вариант с отводом тепла вдоль направления коробчатой конструкции			
1	5	3,4	650÷590
2		2,8	
3		2,5	
Вариант с отводом тепла вдоль направления коробчатой конструкции и с тепловых узлов подклинового проема			
1	5	4,1	690÷600
2		3,9	
3		3,7	

При моделировании охлаждения вдоль направления коробчатой конструкции и со стороны тепловых узлов подклинового проема установлено, что охлаждение фрагмента изделия «Балка надрессорная» необходимо выполнять с расходом воздуха 5 м³/с, а со стороны клиновых проемов – 1,3 м³/с. Это обеспечит среднюю скорость охлаждения в изделии 4 °С/с. При этом разнонаправленные охлаждаемые каналы позволяют выровнять скорости охлаждения с максимальным градиентом температур 136 °С между датчиками контроля температуры № 1 и №3 (расстояние между датчиками 230 мм). При скорости охлаждения 4 °С/с максимальная температура в момент времени 125 с составила 400 °С (рисунок 4.11).

Используя данные, полученные с контрольных датчиков температуры, расположенных со стороны торца и подклинового проема балки (рисунки 4.11, 4.12), выполнено наложение кривых охлаждения на термокинетическую диаграмму стали 20ГФЛ (рисунок 4.13, приложение В). Кривая охлаждения (поз. 1) построена на основании данных, полученных с базового датчика, характеризующего скорость охлаждения балки с торца при однопозиционном и трехпозиционном обдуве. Сред-

ние скорости охлаждения в месте установки датчиков № 2 и № 3 при трехпозиционном обдуве относятся к кривой охлаждения, отмеченной поз. 2, однопозиционный обдув отмечен поз. 3. По режиму охлаждения балки со стороны торца и подклинового проема средняя скорость кривой охлаждения (поз. 1) – $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, в зоне принудительно охлаждения клинового проема – $3,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Применение режима обдува балки с торца приводит к критическому снижению скорости охлаждения в клиновом проеме до $2,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (поз. 3). Отклонение скорости охлаждения от 4 до $2,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ведет к формированию в клиновом проеме структуры с содержанием феррита и перлита, выделившегося в большем объеме при увеличении времени нахождения переохлажденного аустенита в инкубационном и перлитном интервале. Приближение кривой охлаждения к неравновесной линии выделения верхнего бейнита понижает хладостойкость стали. Таким образом, неравномерное охлаждение является причиной разнородности структуры, вызывая внутренние напряжения внутри зерна и на его границах.

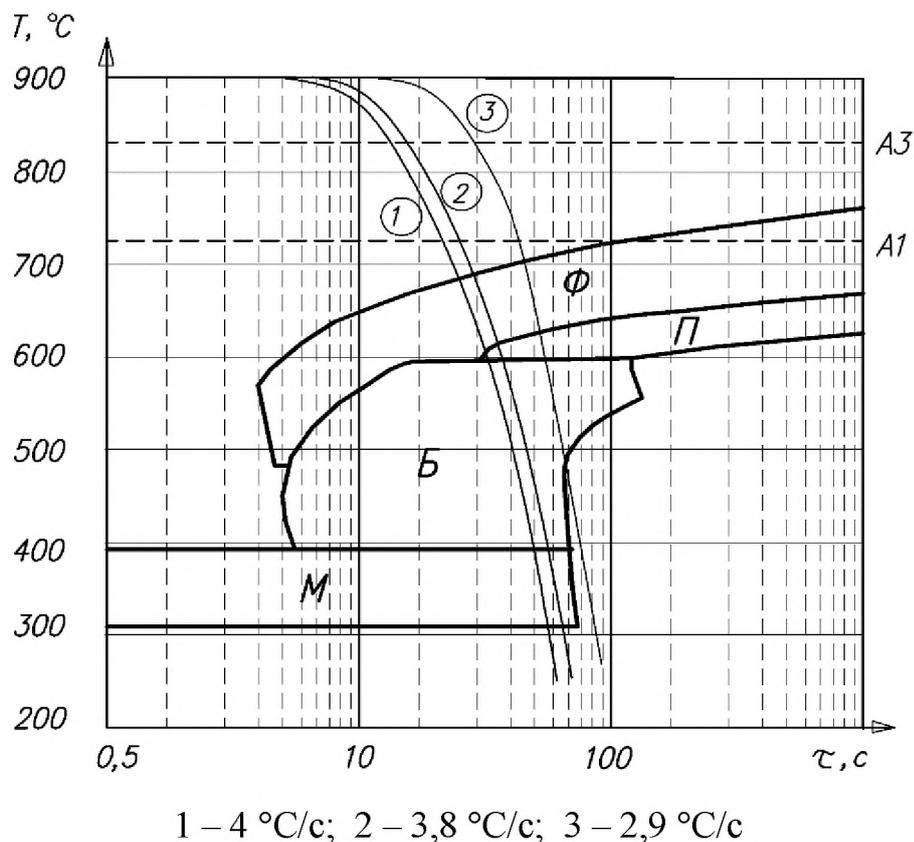


Рисунок 4.13 – Термокинетическая диаграмма стали 20ГФЛ

В результате моделирования установлено, что расход воздуха для равномерного охлаждения отливки должен составлять $6,3 \text{ м}^3/\text{с}$. Для обеспечения скорости охлаждения $4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ с максимальной разницей температур между подклиновой зоной и торцевой стороной $45 \text{ }^\circ\text{C}$ охлаждающие воздушные каналы следует размещать с торца балки и со стороны клиновых проемов.

4.3 Промышленные испытания технологии контролируемой термической обработки

Промышленное испытание разработанной технологии контролируемой термической обработки отливки «Балка надрессорная» реализовано в условиях ООО «Алтайский сталелитейный завод» (Приложение Г).

Нагрев и выдержку отливок производили в печи сопротивления с выкатным подом типа ЛО-27.168.7/700-С5-Н-О. Контроль температуры в печи производили регистрирующим прибором ДИСК-250М. Отливки загружали поочередно в прогретую до $850 \text{ }^\circ\text{C}$ печь. Запись скорости охлаждения отливок выполняли регистрирующей установкой У-10, описанной в п. 2.2.3. В конструкции охлаждающей камеры установлены вентиляторы ВЦ-14-46-4-01 ($2,2 \text{ кВт}$, $(3,5 \div 7,3) \times 10^3 \text{ м}^3/\text{ч}$), ВЦ-14-46-5-01 ($7,5 \text{ кВт}$, $6 \div 14,5 \times 10^3 \text{ м}^3/\text{ч}$).

На основе приведенных в п. 4.1 данных была рассчитана диаграмма термообработки для получения заданного значения ударной вязкости KCV^{-60} не менее $3 \text{ кДж}/\text{м}^2$. На рисунке 4.14 приведена диаграмма термообработки фрагмента отливки «Балка надрессорная» (чертеж № ВАГР–0113.10.00.101). На основе справочных данных [144] расчетная скорость нагрева балки составляет $0,2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, время выдержки $1,5 \text{ ч}$. По результатам моделирования охлаждения балки определен расход воздуха $18 \cdot 10^3 \text{ м}^3$ для обеспечения скорости охлаждения $4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ до $400 \text{ }^\circ\text{C}$. При достижении температуры отливки в поверхностном слое $400 \text{ }^\circ\text{C}$ охлаждение преры-

вается для протекания самоотпуска на спокойном воздухе. При реализации технологии отклонения планируемых параметров режимов от реальных не превышали 10 %.

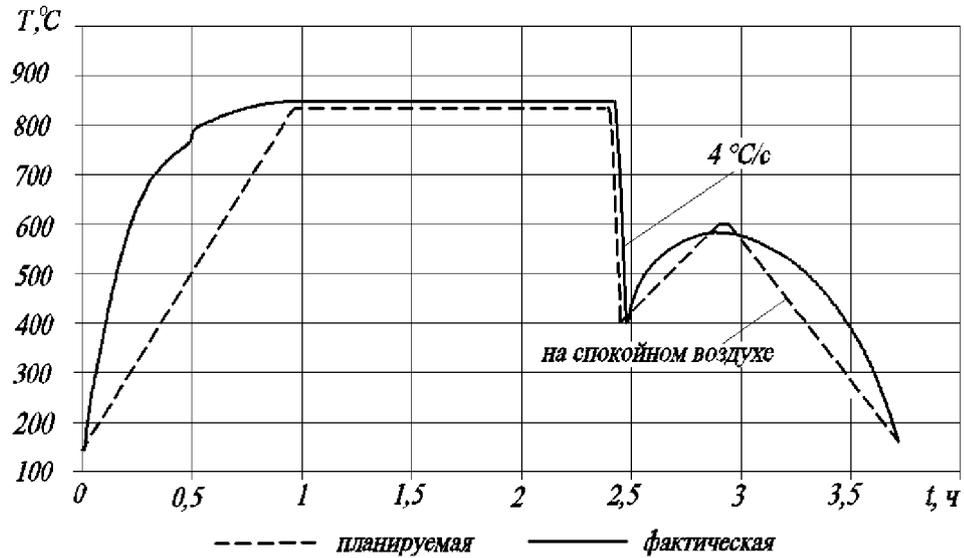


Рисунок 4.14 – Диаграмма термообработки фрагмента отливки «Балка надрессорная» в промышленных условиях от 24.07.15 г.

Используемое оборудование для технологии контролируемой термообработки представлено на рисунке 4.15.



Рисунок 4.15 –Термообработка фрагмента отливки «Балка надрессорная» на предприятии ООО «Алтайский сталелитейный завод»

После испытаний образцов, полученных из подклинового проема балки в соответствии со схемой рисунка 2.17 (п. 2.2.3), ударная вязкость KCV^{-60} составила:

- левая сторона (поз. 1.1) – 4,5 кДж/м²,
- левая сторона (поз. 1.2) – 4,3 кДж/м²,
- правая сторона (поз. 2.1) – 4,1 кДж/м²,
- правая сторона (поз. 2.2) – 4,6 кДж/м².

Результаты испытаний на растяжение образцов с порядковыми номерами 3.1, 3.2 (рисунок 2.10) приведены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Механические свойства стали 20ГФЛ после испытаний на растяжение

№ образца	Временное сопротивление σ_b , МПа	Предел текучести σ_t , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %
20ГФЛ	не менее			
	343	510	18	30
3.1 (верх балки)*	565	385	6	21
3.2 (низ балки)	640	435	18,5	50,5

*Образец 3.1 разрушен по дефекту.

Микроструктура образца поз. 1.1 представлена на рисунке 4.18. Определено, что номер зерна 9, структура феррито-перлитная с распределением долей структурных составляющих 50/50%.

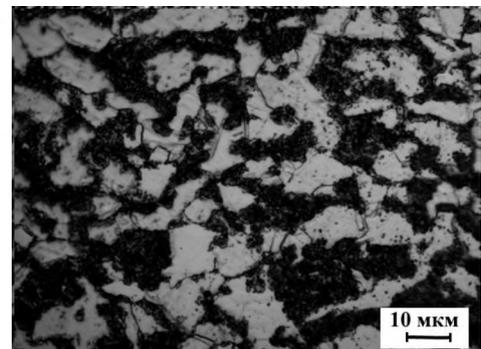
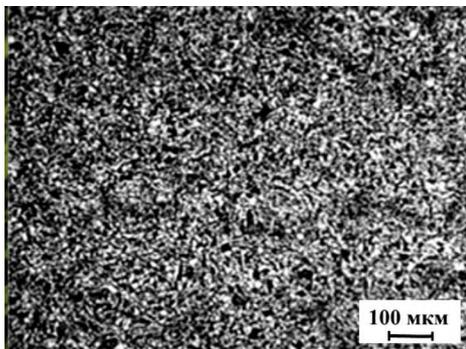


Рисунок 4.18 – Структура стали 20ГФЛ после контролируемой термической обработки 850 °С, 1,5 ч, 4 °С/с с самоотпуском 600 °С, 30 мин
с $KCV^{-60} = 4,5$ кДж/м², 176 НВ

Основываясь на результатах исследований тонкой структуры п. 3.7 можно заключить, что при скорости охлаждения $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ формируется феррито-сорбито-бейнитная структура, которая обеспечила получение ударной вязкости KCV^{60} не менее $3\text{ кДж}/\text{м}^2$.

Результаты промышленных испытаний показали высокую степень сходимости значений ударной вязкости с проведенными ранее исследованиями в лабораторных условиях. По сравнению с используемой на предприятии технологии термообработки вновь разработанная технология повышает временное сопротивление и предел текучести в 1,5 раза, ударную вязкость в 2 раза. Это позволяет сделать вывод о возможности внедрения результатов исследования в производство с получением ожидаемого годового экономического эффекта в 1,19 млн. руб. со сроком окупаемости 1,94 года (приложение Д).

Выводы

1. Разработанная технология контролируемой термической обработки, обеспечивающая повышение ударной вязкости (хладостойкости) крупногабаритных деталей, обладает признаками патентной чистоты, что позволило ее заявить в качестве изобретения. Технология термической обработки заключается в нагреве детали до $850 \div 860\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой и последующим охлаждением $3,5 \div 5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $350 \div 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ поверхностных слоев для обеспечения самоотпуска при $550 \div 650\text{ }^{\circ}\text{C}$.

2. Разработанная модель термической обработки позволяет выбрать среду охлаждения и её расход, выявить зоны неравномерного охлаждения по распределению температурного поля, как в сечении, так и на поверхности изделия.

3. На основании моделирования процесса охлаждения балки установлено, что для обеспечения равномерной скорости охлаждения по поверхности изделия $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, требуется расход воздухом со стороны торца $18 \cdot 10^3\text{ м}^3/\text{ч}$ и подклинового проема $5 \cdot 10^3\text{ м}^3/\text{ч}$.

4. Результаты моделирования при охлаждении балки с торца позволили выявить снижение скорости охлаждения в подклиновом проеме до 2,9 °С/с при планируемой 4 °С/с для устранения неоднородности структуры при смещении интервалов превращения перлита и бейнита в область высоких температур, что привело к снижению хладостойкости.

5. Разработанная модель охлаждения балки использована при реализации технологии контролируемой термической обработки крупногабаритных деталей, для выбора среды охлаждения и её расхода.

6. Промышленные испытания контролируемой термической обработки крупногабаритных деталей на предприятии ООО «Алтайский сталелитейный завод» подтвердили получение стабильных показателей ударной вязкости при отрицательной температуре (– 60 °С) на образцах, вырезанных с разных сторон подклинового проема балки. По сравнению с ранее используемой технологией произошло увеличение предела текучести в 1,5 раза и получена ударная вязкость не менее 3 кДж/м.

7. Ожидаемый расчетный годовой экономический эффект от внедрения результатов исследований в производство составляет 1,19 млн. руб.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что при термической обработке литых крупногабаритных деталей из стали марки 20ГФЛ на этапе охлаждения из-за влияния внутренней остаточной теплоты формируется структура перлита в виде сетки с сегрегацией углерода по границам аустенитных зерен, вызывающая снижение хладостойкости при ударной вязкости $KCV^{-60} < 1$ кДж/м² и твердости $HB < 140$.

2. На основе использования разработанного ортогонального центрального композиционного плана исследований построены термограммы охлаждения и получены регрессионные зависимости ударной вязкости, твердости, микротвердости стали марки 20ГФЛ для режимов нормализации в интервале температур $850 \div 950$ °С, времени выдержки $25 \div 65$ мин со скоростями охлаждения $3,4 \div 7,0$ °С/с до 350 °С и отпуском при 600 °С, 30 мин.

3. Установлено, что снижение температуры нормализации от 950 до 850 °С при скорости охлаждения 4 °С/с обеспечивает выделение в структуре стали марки 20ГФЛ мелкозернистого феррита повышенной твердости и последующее формирование нижнего бейнита.

4. Фрактографическим анализом установлено, что снижение температуры нормализации образцов от 950 до 850 °С и скорости охлаждения в воздушном потоке от 7 до 4 °С/с позволяет получить вязкий излом чашечного типа посредством формирования тонкопластинчатого перлита и некоторого количества нижнего бейнита. В полученных дисперсных структурах методом трансмиссионной электронной микроскопии определено межпластинчатое расстояние в перлите, которое не превышает $0,1$ мкм.

5. Электронномикроскопический анализ образцов стали марки 20ГФЛ, подвергнутых нормализации, с повышенной (до $3 \div 5$ кДж/м²) ударной вязкостью KCV^{-60} показал наличие при скоростях охлаждения $3,5 \div 5,8$ °С/с одновременно протекающих процессов перлитного и бейнитного превращений.

6. С применением математической модели исследовано тепловое состояние крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов в процессе нормализации и определены условия формирования однородной феррито-перлитно-бейнитной структуры стали.

7. Разработана технология термической обработки крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов из стали марки 20ГФЛ, включающая нагрев 850 °С с выдержкой и последующее охлаждение со скоростью 4 °С/с до температур поверхностных слоев 400 °С для создания условий протекания процессов самоотпуска в интервале температур 550 ÷ 650 °С, обеспечивающая стали величину ударной вязкости KCV^{-60} более 3 кДж/м².

8. Промышленное апробирование разработанной технологии термической обработки проведено в условиях ООО «Алтайский сталелитейный завод». Достигнуты стабильные значения ударной вязкости KCV^{-60} более 3 кДж/м² при сохранении существующего комплекса механических свойств стали, обеспечивающие повышение хладостойкости крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов. Ожидаемый годовой экономический эффект от внедрения разработанной технологии составляет 1,19 млн. руб.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Вагоны: конструкция, теория и расчет / Л. А. Шадур, И. И. Челноков, Л. Н. Никольский и др. – М.: Транспорт, 1965. – 440 с.
2. Пастухов, М. И. Оценка несущей способности литых деталей тележек грузовых вагонов после длительной эксплуатации / М. И. Пастухов // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В: Прикладные науки. – 2005. – № 12. – С. 160-163
3. Боунар, О. В. Мероприятия по улучшению качества литых деталей тележек грузовых вагонов / О. В. Боунар, С. Н. Корнилов // Современные проблемы транспортного комплекса. – 2012. – № 2. – С. 257-263.
4. Орлова, А. М. Результаты поездных испытаний тележки 18-9855 [Электронный ресурс] / А. М. Орлова, Д. В. Шевченко, Т. С. Куклин, С. В. Дмитриев – 2016. – 11.10.16. – Режим доступа: <http://www.tt-center.ru/about-company/vnictt-publishing/rezultaty-i-poezdnyix-ispytaniy-telezhki-18-9855.html>
5. ОСТ 32.183-2001 «Тележки двухосные грузовых вагонов колеи 1520 мм. Детали литые. Рама боковая и балка надрессорная. Технические условия». – М. : ВНИИЖТ, 2001. – 55 с.
6. ТТ ЦВ-32-695-2006 «Детали литые из низколегированной стали для вагонов железных дорог колеи 1520 мм. Рама боковая и балка надрессорная. Технические требования». – М. : ВНИИЖТ, 2006. – 45 с.
7. Пояснительная записка к первой редакции межгосударственного стандарта «Тележки двухосные грузовых вагонов колеи 1520 мм. Детали литые. Рама боковая и балка надрессорная. [Электронный ресурс] / С. А. Сапожников и др. – Режим доступа: http://technical_conditions-explanatory_note-the_details_cast.pdf. Дата обращения 28.06.16 г.
8. ГОСТ 32400–2013 Детали литые тележек двухосных трехэлементных грузовых вагонов железных дорог колеи 1520 мм. Рама боковая и балка надрессорная. – М. : Стандартиформ, 2013. – 53 с.

9. Винокурова, М. В. Вагоны / М. В. Винокурова. – М. : Трансжелдориздат, 1953. – 216 с.
10. Одесский, П. Д. Ударная вязкость сталей для металлических конструкций / П. Д. Одесский, И. И. Ведяков – М. : Интернет Инжиниринг, 2003. – 231 с.
11. Борщ, Б. В. Повышение долговечности фрикционного гасителя колебаний тележек грузовых вагонов: дис. ...канд. техн. наук: 05.16.01. / Борщ Борис Васильевич. – Москва, 2009. –139 с.
12. Габец, А. В. Разработка состава и технологии получения специального модифицированного чугуна повышенной эксплуатационной стойкости для фрикционных узлов подвижного состава железнодорожного транспорта: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Габец Александр Валерьевич. – Москва, 2014. – 185 с.
13. Сапожников, С. А. О причинах разрушения боковой рамы №08808-22-1-на перегоне Кирзинское-Тебисская Новосибирского региона Западно-Сибирской железной дороги – филиала ОАО «РЖД»: Техническое заключение / ОАО «ВНИИЖТ». – М., 2011. – 35 с.
14. Кутьин, А. Б. Структура, свойства и разрушение конструкционных сталей / А. Б. Кутьин, В. В. Забильский. – Екатеринбург : УрО РАН, 2006. – 369 с.
15. Об аспектах качества алтайских боковых рам: отчет / Корпорация «Испытательные лаборатории Сент-Луиса», США. – 2011. – 15 с.
16. О причинах разрушения боковой рамы №08808 на перегоне Кирзинское-Тебисская Новосибирского региона Западно-Сибирской железной дороги 17 февраля 2011 г. Акт экспертизы № 4/2011. – Екатеринбург, 2011. – 34 с.
17. Исследование химического состава, механических свойств и металлографических характеристик образцов детали «Рама боковая» черт. 100.00.002-4 из стали 20ГЛ: технический отчет / Металлтест, Испытательный центр ФГУП «ЦНИИЧермет им. Бардина». – Москва, 2011. – 43 с.
18. Сапожников, С. А. О причинах зарождения трещины в боковой раме №04062-22-10 выявленной 30.01.2011 г. при крушении грузового поезда №2036 по

причине излома боковой рамы №03535-22-10 на перегоне Зуяково-Тюльма Башкирского региона Куйбышевской железной дороги-филиала ОАО «РЖД»: техническое заключение / ОАО «ВНИИЖТ». – М., 2011. – 25 с.

19. Испытания трех боковых рам, чертеж 100.00.002-46: протокол № 1032 от 15 апреля 2011 г. / Министерство промышленной политики Украины; Украинский научно-исследовательский институт вагоностроения. – Кременчуг, 2011. – 25 с.

20. 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.

21. Morel, F. Comparison between defects and micro-notches in multiaxial fatigue – The size effect and gradient effect. International journal of fatigue, – 2009, – V. 31. – P. 263-275.

22. Филиппенков, А. А. Ванадийсодержащие стали для отливок / А. А. Филиппенков. – Екатеринбург : УрО РАН, 2001. – 345 с.

23. Воздвиженский, В. М. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении : учеб. пособие / В. М. Воздвиженский, В. А. Грачев, В. В. Спасский. – М. : Машиностроение, 1984. – 432 с.

24. Золоторевский, В. С. Механические свойства материалов / В. С. Золоторевский. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : МИСИС, 1998. – 400 с.

25. Роль ванадия в микролегированных сталях / Р. Лагнеборг, Т. Сивецки, С. Заяц и др. – Екатеринбург : УИМ, 2001, – 107 с.

26. Габец, А. В. Современные технологии изготовления крупногабаритных деталей железнодорожного транспорта / А. В. Габец, А. М. Марков, Е. О. Чертовских, Д. А. Габец. – Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 2016. – 126 с.

27. Нехедзи, Ю. А. Стальное литье / Ю.А. Нехедзи. – М. : Metallurgizdat, 1948. – 766 с.

28. 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.

29. Ефимов, В.А. Технологии современной металлургии / В.А. Ефимов, А.С. Эльдарханов. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
30. Казаков, А. А. Исследование литой структуры промышленного сляба феррито-перлитной стали / А. А. Казаков, О. В. Пахомова, Е. И. Казакова // Черные металлы. – 2012. – №11. – С. 9-15.
31. ГОСТ 1778–70 Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. – М. : Стандартиформ, 2011. – 32 с.
32. Царьковская, Н. И. Термодинамический анализ и оптимизация составов низколегированных сталей для вагонных отливок : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01 / Н. И. Царьковская. – Тула, 1994. – 24 с.
33. Свалов, Н. В. Фильтрация крупных отливок из стали: доклад на Литейном консилиуме № 5, 2011 [Электронный ресурс] / Н. В. Свалов, А. А. Юрьев – 2014. – 12.06.16. – Режим доступа: <http://lityo.com.ua>
34. Голубцов, В. А. О модифицировании крупных стальных отливок / В. А. Голубцов // Литейное производство. – 2011. – № 8. – С. 10-11.
35. Обследование печей нормализации железнодорожного литья Рубцовский филиал ОАО «Алтайвагон» : технический отчет / ЗАО «Союзтеплострой Инжиниринг». – Москва-Рубцовск, 2011. – 65 с.
36. Диаграммы состояния металлических систем. – М. : ВИНТИ, 1993. – Вып. 1-38.
37. Попов, А. А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита : справочник термиста / А. А. Попов, Л. Е. Попова. – М. : Металлургия, 1965. – 495 с.
38. Попова, Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана : справочник термиста / Л. Е. Попова, А. А. Попов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1991. – 503 с.
39. Великоцкий, Р. Е. Исследование кинетики распада переохлажденного аустенита стали Д32 [Электронный ресурс] / Р. Е. Великоцкий // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П. И. Сухого. – 2004. – № 1.

– Режим доступа: <http://cyberleninka.ru/article/n/issledovanie-kinetiki-raspada-pereohlazhdenного-austenita-stali-d32>

40. Смирнов, М. А. Основы термической обработки стали / М. А. Смирнов, В. М. Счастливец, Л. Г. Журавлев. – М. : Институт физики металлов РАН, 1999. – 496 с.

41. Свищенко, В. В. Образование мезоферрита и зернистого бейнита в низкоуглеродистой низколегированной стали / В. В. Свищенко, Д. П. Чепрасов, О. В. Антонюк // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2004. – № 8. – С. 7-11.

42. Филатов, Ю. А. Строение и условия формирования промежуточных структур зернистой морфологии в низкоуглеродистых низколегированных сталях бейнитного класса : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01 / Ю. А. Филатов. – Барнаул, 2008. – 164 с.

43. ГОСТ 5521-93. Прокат стальной для судостроения. Технические условия. – Киев: Госстандарт Украины, 1995. – 20 с.

44. Кремер, М. А. Фасонное литье из легированных сталей / М. А. Кремер. – М.-Л. : Машгиз, 1967. – 228 с.

45. Ильина, Л. В. Материалы, применяемые в машиностроении: справочное пособие / Л. В. Ильина, Л. Н. Курдюмова. – Орел : ОрелГТУ, 2007.

46. Маркова, Н. Н. Железоуглеродистые сплавы / Н. Н. Маркова. – Орел : ОрелГТУ, 2006. – 96 с.

47. *Материаловедение для транспортного машиностроения* / Э. Р. Галимов, Л. В. Тарасенко, М. В. Унчикова и др. – СПб. : Лань, 2013. – С. 41.

48. *Сталь на рубеже веков* / под ред. Ю. С. Карабасова. – М. : Изд-во МИСИС, 2001. – 664 с.

49. Du, L. X. Effects of deformation on bainite transformation during continuous cooling of low carbon steels / L. X. Du, H.L. Yi, H. Ding, X. H. Liu, G. D. Wang // *Journal of Iron and Steel Research. - International*. – 2006. – V. 13. – № 2. – P. 37-39.

50. Torizuka, S. Microstructure evolution and strength-reduction in area balance of ultrafine-grained steels processed by warm caliber rolling / S. Torizuka,

E. Muramatsu, S.V.S. Narayana Murty, K. Nagai // *Scripta Materialia*. – 2006. – V. 55. – № 8. P. 751-754.

51. Коротовская, С.В. Разработка технологии термомеханической обработки, обеспечивающей унификацию судостроительных и трубных сталей по химическому составу за счет формирования ультрамелкозернистой и субмикроструктурной структуры : дисс. ... канд техн. наук: 05.16.01 / Коротовская Светлана Владимировна. – Санкт-Петербург, 2014. – 204 с.

52. Садовский, В. Д. Остаточный аустенит в закаленной стали / В. Д. Садовский, Е. А. Фокин. – М. : Наука, 1986. – 113 с.

53. Bouaziz, O. Bainite tip radius prediction by analogy with indentation / O. Bouaziz, P. Maugis, J. D. Embury // *Scripta Materialia*. – 2006. – V. 54. – № 8. – P. 1527-1529.

54. Akbarpour, M.R. Effect of ferrite volume fraction on work hardening behavior of high bainite dual phase (dp) steels / M. R. Akbarpour, A. Ekrami // *Materials Science and Engineering*. – 2008. – V. 477. – № 12. – P. 306-310.

55. Zhang, F.C. A novel method for the development of a low-temperature bainitic microstructure in the surface layer of low-carbon steel / F. C. Zhang, T. S. Wang, P. Zhang, C. L. Zheng, B. Lv, M. Zhang, Y.Z. Zheng // *Scripta Materialia*. – 2008. – V. 59. – № 3. – P. 294-296.

56. Влияние скорости охлаждения на количество остаточного аустенита при бейнитном превращении / В. М. Счастливец и др. // *Физика металлов и металловедение*. – 2014. – Т. 115. – № 10. – С. 1052-1063.

57. Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки / В. М. Счастливец и др. // *Физика металлов и металловедение*. – 2013. – Т. 114. № 5. – С. 457-467.

58. Воробьева, И. Г. Разработка и исследование процесса динамического старения легированных пружинных сталей перлитного класса после изотермической закалки на нижний бейнит с целью повышения надежности : автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Воробьева Ирина Геннадьевна. – М., 1993. – 18 с.

59. Кинетическая теория влияния скорости охлаждения на температуру начала фазового превращения / Д. А. Мирзаев, К. Ю. Окишев, В. М. Счастливец и др. // Известия челябинского научного центра УРО РАН. – 1999. – № 1. – С. 18-22.
60. Гуляев, А. П. Металловедение : учебник / А. П. Гуляев. – М. : Metallurgia, 1977. – 647 с.
61. Сильман, Г. И. Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях. – М. : Машиностроение, 2007. – 302 с.
62. Лахтин, Ю. М. Основы металловедения : учебник / Ю. М. Лахтин. – М. : Metallurgia, 1988. – 318 с.
63. Тавадзе, Ф. Н. Металлография железа : в 3 т. Том 1. / Ф. Н. Тавадзе. – М. : Metallurgia, 1972. – 760 с.
64. Тушинский, Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова. – Новосибирск : Наука, 1993. – 280 с.
65. Математическая модель для предсказания размера зерна феррита в низколегированных сталях / Д. Ф. Соколов и др. // Сталь. – 2012. – № 5. – С. 65-69.
66. Одесский, П. Д. Микролегированные стали для северных и уникальных металлических конструкций / П. Д. Одесский, Л. А. Смирнов, Д. В. Куликов. – М. : Интернет Инжиниринг, 2006. – 176 с.
67. Счастливец, В. М. Структура и свойства конструкционных сталей после термомеханической обработки в бейнитной области температур / В.М. Счастливец, Ю. В. Калетина, М. А. Смирнов, А. Ю. Калетин // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 4. – С. 1-9.
68. Влияние титана на склонность к задержанию разрушения мартенситно-старяющей стали / Г. А. Филлипов и др. // Физика металлов и металловедение. – 1982. – Т. 54, вып. 1. – С. 163-168.
69. Методы исследования материалов / Л. И. Тушинский и др. – М.: Мир, 2004. – 380 с.

70. Структура и свойства конструкционных сталей после термической обработки в бейнитной области температур / В. М. Счастливцев, Ю. В. Калетина, М. А. Смирнов и др. // Деформация и разрушение металлов. – 2011. – № 4. – С. 1-9.
71. Евстратова, И. И. Материаловедение / И. И. Евстратова и др. – Ростов-на-Дону : Феникс, 2006. – 268 с.
72. Скороходов, В. Н. Строительная сталь / В. Н. Скороходов, П. Д. Одесский, А. В. Рудченко – М. : Metallurgizdat, 2002. – 624 с.
73. Кремнев, Л. С. Строение и механизм формирования зернистого бейнита в стали 20Х2НАч / Л. С. Кремнев, В. В. Свищенко, Д. П. Чепрасов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 9. – С. 6-9.
74. Счастливцев, В. М. Академик В. Д. Садовский и развитие физического металловедения на Урале / В. М. Счастливцев. – Екатеринбург: УрО РАН, 2010. – 366 с.
75. Сильман, Г. И. Сплавы системы Fe-C-Mn. Часть 4. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях / Г. И. Сильман // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006 – № 1. – С. 3-7.
76. Khlebnikova, Yu. V. Crystallographic laws governing the formation of the structure of pseudo-single crystals of some 3d metals and related alloys / Yu. V. Khlebnikova // The Physics of Metals and Metallography. – 2010. – V. 109. – № 1. – P. 39-66.
77. Xu, F.Y. Microstructure and properties of low-carbon water-cooled bainitic steels / F. Y. Xu, B. Z. Bai, H. S. Fang // Cailiao Rechuli Xuebao. – 2010. – V. 31. № 9. – P. 83-88.
78. Металлография железа : в 3-х томах / Пер. с англ. – М. : Metallurgiya, 1972.
79. Сильман, Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-C-Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 3. Политермические разрезы и проекции диаграммы / Г. И. Сильман // Металловедение и термическая обработка металлов – 2005. – № 9. – С. 3-7.

80. Смолькин, А. А. Упрочнение деталей в машиностроении. Лабораторные и практические работы : учеб. пособие / А. А. Смолькин, Д. К. Исин, А. З. Исагулов. – Караганда : КарГТУ, 2002. – 61 с.
81. Бигеев, А. М. Металлургия стали / А. М. Бигеев, В. А. Бигеев. – Магнитогорск : МГТУ, 2000. – 544 с.
82. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 1978. – 390 с.
83. Сильман, Г. И. Система железо–углерод: монография / Г. И. Сильман. – Брянск : Изд-во БГИТА, 2007. – 88 с.
84. Bohemen, S.M.C. V. The kinetics of bainite and martensite formation in steels during cooling / S.M.C. V. Bohemen, J. Sietsma // *Materials Science and Engineering*. – 2010. – V. 527. – № 24-25. – P. 6672-6676.
85. Caballero, F. G. Examination of carbon partitioning into austenite during tempering of bainite / F. G. Caballero, C. Garcia-Mateo, M. K. Miller, A. J. Clarke // *Scripta Materialia*. – 2010. – V. 63. – № 4. – P. 442-445.
86. Сильман, Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-C-Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 2. Расчет и построение изотермических разрезов диаграммы // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. – № 4. – С. 3-9.
87. Сильман, Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-C-Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 1. Межфазное распределение марганца // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. – № 2. – С. 11-15.
88. Особенности образования камневидного излома в стали с низким содержанием серы / В. Д. Садовский и др. // *Сталь*. – 1988. – № 7. – С. 80-83.
89. Сильман, Г. И. Исследование влияния марганца на структурообразование в стали 20Л / Г. И. Сильман, М. С. Соколовский, Ф. А. Бекерман // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1986. – № 11. – С. 27-31.
90. Liu, D. Effect of tempering temperature and carbide free bainite on the mechanical characteristics of a high strength low alloy steel / D. Liu, B. Bai, H. Fang,

W. Zhang, J. Gu, K. Chang // *Materials Science and Engineering*. – 2004. – V. 371. № 1. – P. 40-44.

91. Круглова, А. А. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной низкоуглеродистой стали / А. А. Круглова, В. В. Орлов, Е. И. Хлусова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2007. – № 12. – С. 8-12.

92. Bohemen, S. M. C. V. Modeling start curves of bainite formation / S.M.C. V. Bohemen // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2010. – V. 41. № 2. – P. 285-296.

93. Солдатов, В. Г. Разработка легирующих комплексов и технологических методов воздействия на кристаллизующуюся сталь для получения отливок железнодорожного транспорта с высокими механическими свойствами: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / Солдатов Валерий Геннадьевич. – Брянск, 2006. – 184 с.

94. Абомелик, Т. П. Методология планирования эксперимента: сборник лабораторных работ / Т. П. Абомелик. – Ульяновск : УлГТУ, 2006. – 36 с.

95. Лунев, В. В. Сера и фосфор в стали / В. В. Лунев, В. В. Аверин. – М. : *Металлургия*, 1988. – 256 с.

96. Внепечная обработка расплава порошковыми проволоками / Д. А. Дюдкин, С. Ю. Бать, С. Е. Гринберг и др. – Донецк : Юго-Восток, 2002. – 296 с.

97. Гудим, Ю. А. Производство стали в дуговых печах. Конструкции, технология, материалы : монография / Ю. А. Гудим, И. Ю. Зинуров, А. Д. Киселев. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2010. – 547 с.

98. Brown, John R. «Foseco Ferrous Foundryman's Handbook», Deutschland – 2013. – с.24.

99. Применение фильтрации расплава для повышения качества крупных стальных железнодорожных отливок / Е. О. Чертовских, Н. В. Свалов, В. А. Попенов, С. В. Кушаков // *Литейное производство*. – 2012. – № 9. – С. 26.

100. ГОСТ 18895-97 Сталь. Метод фотоэлектрического спектрального анализа. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 2002. – 12 с.

101. ГОСТ 22536.1-88 Сталь углеродистая и чугун нелегированный. Методы определения общего углерода и графит. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 2006. – 10 с.
102. ГОСТ 977-88 Отливки стальные. Общие технические требования. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 2000. – 34 с.
103. ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 2008. – 22 с.
104. ГОСТ 9454–78 Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 2002. – 12 с.
105. ГОСТ 9012–59 Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 2007. – 40 с.
106. ГОСТ 9450–76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – М. : Стандартинформ, 1976. – 35 с.
107. ГОСТ Р ИСО 4967–2009 «Сталь. Определение содержания неметаллических включений. Металлографический метод с использованием эталонных шкал. – М. : Стандартинформ, 2010. – 36 с.
108. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 1983. – 21 с.
109. ГОСТ 4461–77 Реактивы. Кислота азотная. Технические условия. – М. : Стандартинформ, 2006. – 8 с.
110. ГОСТ 8233-56 Сталь. Эталоны микроструктуры. – М. : ИПК Изд-во стандартов, 1957. – 12 с.
111. Технические характеристики систем ввода изображения фирмы «ВидеоТест» [Электронный ресурс]. – Электрон. дан. – Санкт-Петербург, [б. г.]. – Режим доступа: <http://www.videotest.ru>. – Загл. с экрана.
112. Горелик, С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ : учеб. пособие / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – 4-е изд. доп. и перераб. – Москва : МИСИС, 2002. – 360 с.
113. Прокшин, А. С. Управление компьютерным моделированием в LVMFlow / А.С. Прокшин. – Ижевск : Иж, 2016. – 350 с.

114. Вайнштейн, Д. Л. Разработка термокинетических диаграмм в среде Annettt / Д. Л. Вайнштейн. – М. : Москва, 2016. – 210 с.

115. Вадзинский, Р. Статистические вычисления в среде Excel. Библиотека пользователя / Р. Вадзинский. – СПб. : Питер, 2008. – 608 с.

116. Программное обеспечение Stat, разработанное в качестве дипломной работы студента группы ПМ-О1д Рубцовского индустриального института филиала АлтГТУ Ибрагимовой А. С., контакты: г. Рубцовск, ул. Комсомольская, д. 69, кв.1.

117. Утевский, Л. М. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа / Л. М. Утевский, Е. Э. Гликман, Г. С. Карк. – М. : Metallurgia, 1987. – 221 с.

118. Термическое упрочнение упругих элементов железнодорожного подвижного состава быстродвижущимся потоком воды / В. М. Федин, Ю. В. Ронжина, А. И. Борц и др. – М. : ВИНТИ РАН, 2012. – 236 с.

119. Кульбовский, И. К. О влиянии температуры заливки и химсостава стали 20ГЛ на образование горячих трещин в железнодорожных отливках / И. К. Кульбовский // Литейное производство. – 2010. – № 7. – С. 5-9.

120. Бухмиров, В. В. Определение коэффициента теплоотдачи твердого тела методом регулярного режима : Методические указания по выполнению лабораторной работы по дисциплине «Тепломассообмен» / В. В. Бухмиров, Ю. С. Солнышкова, М. В. Пророкова // Ивановский государственный энергетический университет. – Иваново, 2014. – 16 с. – Режим доступа: http://ispu.ru/files/u2/2056_Opredelenie_koefficienta_teplootdachi_tverdogo_tela.pdf

121. Счастливец, В. М. Исправление структуры и изломов перегретой конструкционной стали / В. М. Счастливец, А. Б. Кутьин, М. А. Смирнов. – Екатеринбург : УрО РАН – 2003. – 190 с.

122. Исследование химического состава, механических и металлографических характеристик, характера разрушения деталей «Рама боковая» черт.100.00.002-4 из стали 20ГЛ и деталей «Рама боковая» черт.2128-07.20.00.001 из стали 20ГФЛ : отчет о научно-исследовательской работе по договору № 22/11 от 7 июня 2011 г./ В. И. Устинов, Т. И. Табатчикова, В. Г. Пушкин, И. Л. Яковлева, С.

Ю. Ключева и др. / Российская академия наук Уральское отделение ордена трудового красного знамени института физики металлов. – Екатеринбург, 2011. – 131 с.

123. Изменение морфологии сульфидов при термообработке стали с низким содержанием серы / В. Д. Садовский, А. Б. Кутьин, Н. М. Гербих и др. // Физика металлов и металловедение. – 1987. – Т. 64, Вып. 2. – С. 368-377.

124. Садовский, В. Д. Влияние сульфидной фазы на свойства стали после термической обработки / В. Д. Садовский, А. Б. Кутьин, Н. М. Гербих // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1987. – № 11. – С. 15-22.

125. Фетисов, Г. П. Материаловедение и технология металлов / Г. П. Фетисов, М. Г. Карпман. – М. : Высшая школа, 2001. – 622 с.

126. О растворимости серы в аустените легированных сталей / Д. А. Мирзаев, Н. И. Воробьев, И. Л. Яковлева и др. // Известия Челябинского научного центра УрО РАН. – 2006. – № 3. – С. 96-98.

127. Образование пленочных сульфидных выделений в объеме аустенитного зерна / А. Б. Кутьин, В. Д. Садовский, Н. М. Гербих и др. // Физика металлов и металловедение. – 1990. – № 10. – С. 175-184.

128. Лифшиц, Л. С. Об определении ударной вязкости стали при низких температурах / Л. С. Лифшиц, А. С. Рахманов // Заводская лаборатория. – 1958. – №5. – С. 622-625.

129. Садовский, В. Д. Транскристаллитное охрупчивание закаленной стали при задержке охлаждения в аустенитной области / В. Д. Садовский, А. Б. Кутьин, Н. М. Гербих // ДАН СССР. – 1989. – Т. 305, – № 3. – С. 611-613.

130. Shimanov, M. Bainitic steels, their characteristics and applications / M. Shimanov, G. Korpała, R. Kawalla, A. Terzic // Key Engineering Materials. – 2016. – V. 684. – P. 104-110.

131. Штремель, М. А. Прочность сплавов. Дефекты решетки / М. А. Штремель – М. : МИСиС, 1999. – 384 с.

132. Долинский, Ф.В., Михайлов, М.Н. Краткий курс сопротивления материалов / Ф.В. Долинский, М.Н. Михайлов. – М. : Высш. шк., 1988. – 432 с.

133. Иващенко, Ю. М. Взаимосвязь механических свойств с эксплуатационными характеристиками стальных деталей железнодорожного транспорта / Ю. М. Иващенко, В. Г. Солдатов // Литейное производство. – 2008. – № 6. – С. 15-17.

134. Морозов, С. В. Повышение износостойкости и долговечности литых деталей и инструмента за счет использования новых легированных Fe – С-сплавов : дисс. ... канд техн. наук: 05.16.01 / Морозов Сергей Владимирович. – Брянск, 2003. – 178 с.

135. Новиков, И. И. Об анализе деформированных кривых металлов / И. И. Новиков, В. А. Ермишкин // Металлы. – 1995. – №6. – С.142-154.

136. Иванова, В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. – М. : Металлургия, 1975. – 454 с.

138. Исследования стали 20ГЛ : Письмо вх. №2011/26ф-6075 от 4 июля 2011 г. / Министерство промышленности и торговли РФ.

139. Терентьев, В. Ф. Циклическая прочность металлических материалов: учебное пособие. / В. Ф. Терентьев, А. А. Оксогоев. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2001. – 61 с.

140. Чертовских, Е. О. Патент № 2606665 Российская Федерация МПК С21D 1/22, С21 1/56, С22С 38/00 (2006.1) Способ регулируемой термической обработки [Текст] / Е. О. Чертовских, Г. А. Околович, А. В. Габец; заявитель и патентообладатель ЗАО Алтайский сталелитейный завод. – № 2015126908/02(041882); заявл. 06.07.15; опубл. 27.01.2017, Бюл. № 3. (Приложение В).

141. Чертовских, Е. О. Технический отчет о результатах постановки на производство деталей крупного литья грузовых тележек вагонов на заводе Sandre at Mouse (Франция, г. Мобеж) / Е. О. Чертовских, М. Б. Гоштейн, Н. П. Антипов, С. А. Ткачев, Р. Н. Гиляев, А. Н. Крюковский, М. В. Некрасов, А. В. Габец / Изд-во: ООО «Алтайский центр технической компетенции», г. Барнаул, 13 декабря 2012 г. – 1050 с.

142. Северинова, Т. П. Расчетно-теоретическое обоснование живучести боковых рам и надрессорных балок с допустимыми дефектами / Т. П. Северинова // Вестник ВНИИЖТ. – 2002. – № 5. – С. 40-45.

143. Григорьева, И. С., Мейлихова Е. З. Физические величины: Справочник / И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – М : Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

144. Околович, Г. А. Нагрев и нагревательные устройства / Г. А. Околович. – Барнаул : Из-во АлтГТУ, 2010. – 172 с.

**ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
«Алтайский сталелитейный завод»
(ООО «АСЛЗ»)**

Юридический/почтовый адрес: 656037, Россия, Алтайский край, г. Барнаул, проспект Калинина
дом 116/52, (а/я 1360)
ОГРН 1122224000997; ИНН 2224151521; КПП 222401001; ОКПО 38743637; код ЖД 6289
тел./факс 8 (3852) 50-54-58, 34-95-75

Утверждаю

Директор

ООО «АСЛЗ»

Р.Н.Гиляев



АКТ №28-14

внедрения методики

Разработанная инженером технологом ОГМет Чертовских Евгением Олеговичем методика АСЛЗ-00-004-ОМ «Применение планирования режимов термической обработки для повышения хладостойкости» используется для контроля качества термической обработки стали 20ГЛ, 20ГФЛ.

Апробированная и внедренная методика АСЛЗ-00-004-ОМ «Применение планирования режимов термической обработки для повышения хладостойкости» обеспечивает стабильность качества выпускаемой продукции деталей железнодорожной тележки чертеж ВАГР-0113.20.00.001 «Рама боковая» и чертеж ВАГР-0113.10.00.101 «Балка наддрессорная».

Директор по развитию,
руководитель НИС

А.В. Габец

Гл. металлург

М.Б. Гоштейн

Начальник ОТК

Н.П. Антипов

Начальник ЦЗЛ

Г.С. Вишнякова

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

**ПАТЕНТ**

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2606665

**СПОСОБ РЕГУЛИРУЕМОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ ЛИТЫХ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ**

Патентообладатель: *Общество с ограниченной ответственностью
"Алтайский сталелитейный завод" (RU)*

Авторы: *Чертовских Евгений Олегович (RU), Околович
Геннадий Андреевич (RU), Габец Александр Валерьевич (RU)*

Заявка № 2015126908

Приоритет изобретения 06 июля 2015 г.

Дата государственной регистрации в

Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 10 января 2017 г.

Срок действия исключительного права

на изобретение истекает 06 июля 2035 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

 Г.П. Ивлиев

**ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ «Алтайский сталелитейный завод»
(ООО «АСЛЗ»)**

Юридический/почтовый адрес: 656037, Россия, Алтайский край, г. Барнаул, проспект Калинина дом 116/52,
(а/я 1360)

ОГРН 1122224000997; ИНН 2224151521; КПП 222401001; ОКПО 38743637; код ЖД 6289
тел./факс 8 (3852) 50-54-58, 34-95-75

Утверждаю:
Директор ООО «Поверхность»
Ковалев А.И.

«16» августа 2016

[Подпись]
М.П.



Утверждаю:
Директор ООО «АСЛЗ»
Гиляев Р.Н.

«17» августа 2016

[Подпись]
М.П.



АКТ ВНЕДРЕНИЯ
программного комплекса «ANNETTT» на ООО «АСЛЗ»
для определения кинетики распада переохлаждённого аустенита

Исследования режимов термической обработки, проведенные инженером-технологом ОГМет Чертовских Е.О., использованы при разработке программного комплекса «ANNETTT». Данный программный комплекс предназначен для компьютерного анализа закономерностей превращения переохлаждённого аустенита в широком диапазоне составов углеродистых, низко- и среднелегированных доэвтектоидных сталей: расчет критических точек, изотермических и термокинетических диаграмм, анализ динамики фазовых превращений при охлаждении по сложным многоступенчатым режимам. новых марок, отсутствующих в печатных отечественных и зарубежных справочниках. При работе с программным комплексом «ANNETTT» инженер имеет возможность виртуально оценить и назначить оптимальные режимы термической обработки.

Участие Чертовских Е.О. заключается в исследовательской работе по определению кинетики распада переохлаждённого аустенита стали 20ГФЛ, применяемой для изготовления массивных литых деталей железнодорожного назначения, в том числе рама боковая и балка надрессорная. В результате исследований выявлена возможность снижения температуры нагрева при нормализации с 950 до 850 °С. Применение предложенных режимов термической обработки для стали 20ГФЛ приводит к повышению механических свойств (прочность не менее 600 МПа, ударная вязкость KCV⁶⁰ не менее 3 кДж/м²) и обеспечивает повышение надежности выпускаемых деталей, снижение затрат при повышении экологичности производства.

Вклад Чертовских Е.О. в разработке программного комплекса «ANNETTT» заключается в сопоставлении результатов компьютерного моделирования с натурными режимами термической обработки. Эти работы были использованы для развития программы в области широкого состава сталей, применяемых для изготовления широкой номенклатуры деталей на предприятиях машиностроительной отрасли.

Разработчик программного комплекса ANNETTT,
зам. директора НТВП «Поверхность», ведущий
научный сотрудник ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.
Бардина», к.ф.-м.н.



Д.Л. Вайнштейн

**ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
«Алтайский сталелитейный завод»
(ООО «АСЛЗ»)**

Юридический/почтовый адрес: 656037, Россия, Алтайский край, г. Барнаул, проспект Калинина
дом 116/52, (а/я 1360)
ОГРН 1122224000997; ИНН 2224151521; КПП 222401001; ОКПО 38743637; код ЖД 6289
тел./факс 8 (3852) 50-54-58, 34-95-75



АКТ №23-14

внедрения группового комплекта технологической документации
на изготовление детали «Рама боковая», «Балка надрессорная».

01110.00139

(обозначение технологических документов)

«Рама боковая», «Балка надрессорная»

ВАГР-0113.20.00.001, ВАГР-0113.10.00.101

(наименование детали, изделия или оснастки)

Составлен комиссией в составе:

Председателя – Директор по развитию, руководитель НИС	А.В. Габец
и членов комиссии:	
Главный металлург	М.Б. Гоштейн
Начальник ОТК	Н.П. Антипов

Разработанный инженером-технологом ОГМет Чертовских Евгением Олеговичем технологический процесс оснащен необходимым оборудованием, комплектом технологической оснастки и мерительным инструментом, опробован в литейном цехе.

Технологический процесс обеспечивает изготовление отливки «Рама боковая» чертеж ВАГР-0113.20.00.001 и «Балка надрессорная» чертеж ВАГР-0113.10.00.101 в соответствии с требованиями конструкторской документации и техническим условиям ОСТ 32.183-2001, ТТ ЦВ-32-695-2006, ГОСТ 32400-2013.

Председатель комиссии _____ / А.В. Габец /
(подпись, дата)

Члены комиссии: _____ / М.Б. Гоштейн /
(подпись, дата)

_____ / Н.П. Антипов /
(подпись, дата)

ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
«Алтайский сталелитейный завод»
(ООО «АСЛЗ»)

Юридический/почтовый адрес: 656037, Россия, Алтайский край, г. Барнаул, проспект Калинина
дом 116/52, (а/я 1360)

ОГРН 1122224000997; ИНН 2224151521; КПП 222401001; ОКПО 38743637; код ЖД 6289
тел./факс 8 (3852) 50-54-58, 34-95-75

Утверждаю:

Директор

ООО «АСЛЗ»



АКТ №18-15

расчет технико-экономических показателей от внедрения установки
«Камера контролируемого охлаждения мод. 15-100»
для термообработки деталей крупного литья

На предприятие показатель брака по несоответствию ударной вязкости KCV⁶⁰ требованиям ОСТ 32.183-2001, ГОСТ 32400-2014 на деталях крупного литья чертеж № ВАГР 113.50.00.002-4 «Рама боковая» и № ВАГР 113.50.00.001-6 «Балка наддресорная» за период с 2013-2014 гг. в расчете на комплект тележки составляет 2,1%.

Средняя рыночная стоимость деталей:

- чертеж № ВАГР 113.50.00.001-6 «Балка наддресорная»: 55 тыс. руб.
- чертеж № ВАГР 113.50.00.002-4 «Рама боковая»: 42 тыс. руб.

За отчетный период с 2013-2014 гг. выпуск деталей рам боковых и балок наддресорных составляет соответственно 16700 и 8300 шт.

Таблица 1 – Безвозвратные потери от брака по механическим свойствам

Наименование деталей/ чертеж №	Вес отливки с литниковой системой, кг	Приведенные статистические данные на 1 кг годного литья, руб.			Безвозвратные потери на брак по КСV ⁻⁶⁰ , млн. руб. за 2013-2014 гг. (комплект тележки)
		Расходы вспомогательных и основных материалов	Средний расход энергоресурсов	Фонд заработной платы без учета страховых взносов	
«Балка надрессорная» ВАГР 113.50.00.001-6	498	13,7	4,5	7,7	10,896
«Рама боковая» ВАГР 113.50.00.002-4	624	16,2	4,6	9,5	

Проведенные работы при участии инженера-технолога ОГМет Чертовских Евгения Олеговича обеспечили снижение брака за отчетный период 2013-2014 гг. до 1,2% по показателю механических свойств годовой экономической эффект составил 1,19 млн. рублей со сроком окупаемости 1,94 года.

Директор по развитию,
руководитель НИС, к.т.н.

А.В. Габец

Директор по экономике и финансам

А.Е. Макушев

Гл. металлург

М.Б. Гоштейн

Начальник ОТК

Н.П. Антипов

Начальник ЦЗЛ

Г.С. Вишнякова