



**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»

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Новокузнецк – 2017

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова»

Научный руководитель:

**Околович Геннадий Андреевич**

доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры машиностроительных технологий  
и оборудования ФГБОУ ВО «Алтайский  
государственный технический университет  
им. И.И. Ползунова»

Официальные оппоненты:

**Хараев Юрий Петрович**

доктор технических наук, доцент,  
декан электротехнического факультета ФГБОУ ВО  
«Восточно-Сибирский государственный университет  
технологий и управления», г. Улан-Удэ

**Сухов Алексей Владимирович**

кандидат технических наук, заведующий отделением  
«Транспортное материаловедение» АО «ВНИИЖТ»

Ведущая организация:

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный  
технический университет»

Защита состоится 19 декабря 2017 г. в 13-00 часов в аудитории 3П на заседании диссертационного совета Д 212.252.01 при ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» по адресу: 654007, г. Новокузнецк, Кемеровская область, ул. Кирова, д. 42, СибГИУ.

Факс: 8(3843) 46-57-92.

E-mail: [ds21225201@sibsiu.ru](mailto:ds21225201@sibsiu.ru).

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке и на сайте ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» [www.sibsiu.ru](http://www.sibsiu.ru).

Автореферат разослан «    »                      2017 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета Д 212.252.01,  
д.т.н., профессор



О.И. Нохрина

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### 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 требуют увеличения скорости движения грузовых составов и их грузоподъемности 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, обеспечивающих 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. Счастливцев 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 являются 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  $3 \text{ кДж/м}^2$ ) уровнем ударной вязкости  $KCV^{60}$ .

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

### **Научная новизна**

1. Выявлены и научно обоснованы условия формирования дисперсной феррито-перлитно-бейнитной структуры, обеспечивающие после термообработки (нормализации с отпуском) повышенные (более  $3 \text{ кДж/м}^2$ ) 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  $850\text{--}860^\circ\text{C}$  с выдержкой и последующим охлаждением со скоростью  $3,5\text{--}5^\circ\text{C/с}$  до температур поверхностных слоев  $350\text{--}450^\circ\text{C}$  для обеспечения самоотпуска при  $550\text{--}650^\circ\text{C}$ .

4. Построены новые участки термокинетической диаграммы стали марки 20ГФЛ с критическими точками  $A_{r3}$ ,  $A_{r1}$  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 наддрессорная»;

- 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 направлению 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 350–450 °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 «Теоретические 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, в том числе 8 статей в рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК. 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.

## **СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

Во введении описаны поставленные цель и задачи, направленные на повышение эксплуатационной надежности деталей из низкоуглеродистой стали за счет оптимизации режима термической обработки.

В главе 1 выполнен аналитический обзор литературных источников, описывающих обеспечение надежности крупногабаритных деталей из низкоуглеродистой стали современными способами термической обработки. Проведен анализ экспертных заключений о причинах выхода из строя крупных деталей ходовых частей трехэлементной грузовой тележки. Установлено, что основными дефектами являются многочисленные несплошности в междендритных областях, загрязненность окислами железа, сульфидами марганца и окислами алюминия, ликвация. Исходная литая структура стали 20ГФЛ с диаметром зерна  $\sim 111$  мкм представлена на рисунке 1, а.

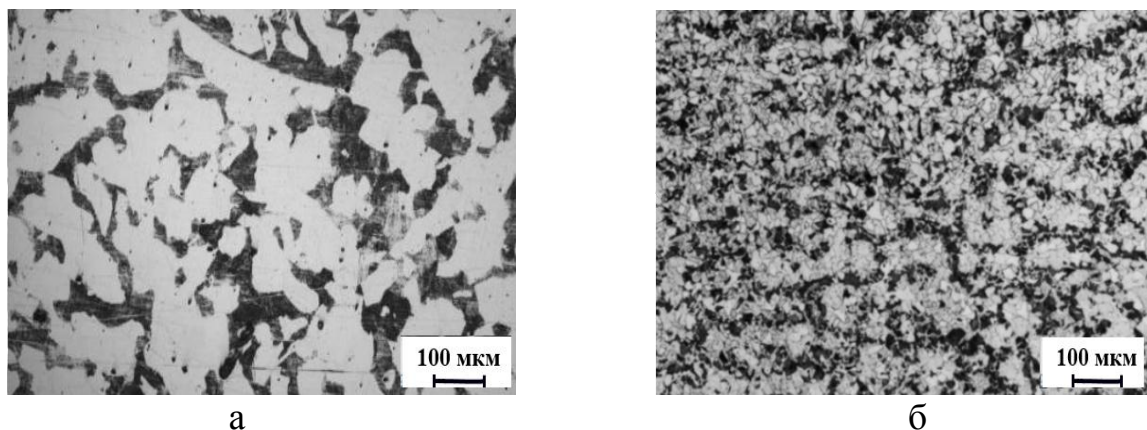


Рисунок 1 – Исходная структура стали с 3-им номером зерна (а) и нормализованная структура стали 20ГФЛ с 8-ым номером с распределением перлита в виде сетки при  $KCV^{60}$  соответствующей  $0,51 \div 1$  кДж/м<sup>2</sup> (б)

В соответствии с ГОСТ 32400-2013 боковые рамы и балки надрессорные ( $\sim 500$  кг) для улучшения литой структуры должны проходить термическую обработку, включающую нормализацию с отжигом I-го рода. Термообработка заключается в нагреве до температуры  $950$  °C ( $A_{c3} + 120$  °C) со временем выдержки 4 часа и последующим охлаждением на спокойном воздухе. Однако при этом не устраняются указанные выше дефекты, а полученная после термообработки феррито-перлитная структура (рисунок 1, б) не обеспечивает заданную ударную

вязкость. Из-за массивности деталей снижается скорость охлаждения до 0,12 °С/сек. Это приводит к неравномерному распределению углерода и марганца от поверхности к центру: 0,21 % – 0,17 % и 1,07 % – 1,13 % соответственно. Углеродный эквивалент  $S_e$  изменяется от 0,46 до 0,39. Таким образом, в стали 20ГФЛ наблюдается не устранённая термической обработкой ликвация, обостряемая критическим снижением твердости до 140 НВ, ударной вязкости – до 1 кДж/м<sup>2</sup>. Снижение ударной вязкости связано с выделением вторичного цементита по границам зерен, что приводит к распределению перлита в виде сетки.

Анализ опубликованных данных показывает, что улучшения механических свойств можно добиться выбором температурного режима термической обработки и скоростью охлаждения, где температуру нормализации для низкоуглеродистых сталей следует выбирать не более 20÷30 °С выше точки  $A_{c3}$  для снижения времени нахождения в интервале перлитного превращения при охлаждении стали. Формирование в промежуточной области термокинетической диаграммы структур бейнита при температурах, близких к мартенситным, обеспечивает более высокий показатель ударной вязкости в сравнении со структурой бейнита, полученной ниже перлитного превращения.

## Глава 2. Материалы и методы исследования.

Химический анализ образцов определен с помощью метода эмиссионно-спектрального анализа на установке Foundry-Master, содержание углерода определено химическим методом. Испытания ударной вязкости KCV<sup>60</sup> проведены на маятниковом копре КМ-30. Определение твердости выполнено на приборе ПШ-2 по методу Бринелля. Фрактографические исследования выполнены на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM 6460LV при увеличениях до 100 тыс. крат с микроанализатором EDS X-Act. Металлографические исследования выполнены на оптическом микроскопе Nikon 200M с увеличением до 1000 крат. Размерные характеристики феррито-перлитной-бейнитной структуры определены в среде «ВидеоТест». Микротвердость определена по методу Виккерса (HV<sub>100</sub>) на приборе ПМТ-3. Исследования тонкой структуры стали 20ГФЛ осуществляли на трансмиссионном электронном микроскопе FEI Tecnaï G2 20 TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Для реализации режимов термической обработки разработана и изготовлена лабораторная камера воздушного охлаждения (рисунок 2), оборудованная измерительными датчиками температуры, скорости потока воздуха. Снятие показаний с термопары ТХА(К), зафиксированной в торцевой части заготовок ударной вязкости, выполняется с частотой 1 Гц. В состав камеры регулируемого охлаждения входит: 1 – охладительная камера с механизмом крепления образцов; 2 – канальный вентилятор; 3 – увлажнитель воздуха; 4 – термопара ТХА(К); 5 – прибор измерения температуры; 6 – устройство связи прибора измерения температуры с компьютером; 7 – анемометр; 8 – прибор измерения температуры окружающего воздуха и влажности; 9 – ПК; 10 – опорная стойка; 12 – лабораторная печь сопротивления; 13 – исследуемый образец; 14 – воздушная заслонка.

Приведена последовательность подготовки и порядок испытаний в соответствии с ортогональным центральным композиционным планом (15 режимов) для получения эмпирических зависимостей механических свойств стали (ударной вязкости, твердости, микротвердости) от режимов термической обработки



(температура, время выдержки, скорость потока воздуха). Описан порядок контроля технологического процесса термической обработки в производственных условиях.

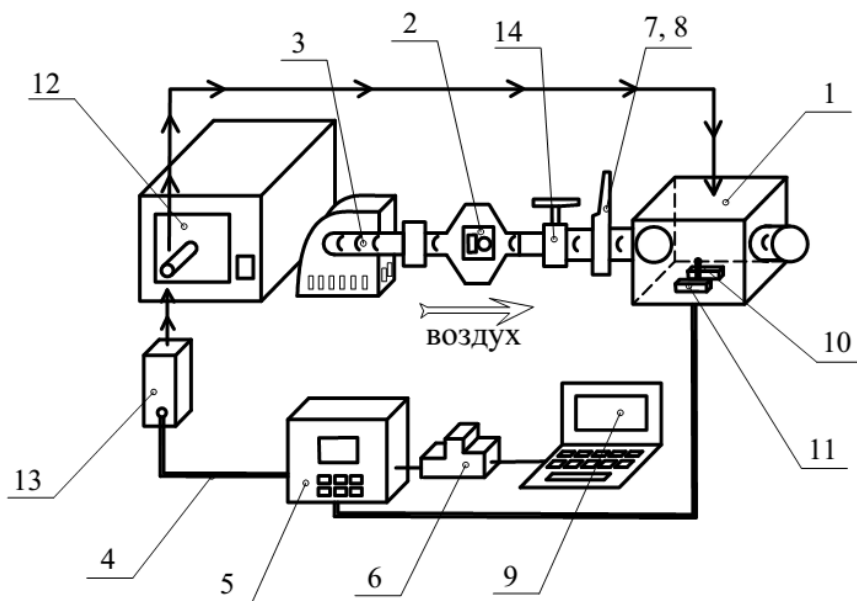


Рисунок 2 – Устройство камеры регулируемого охлаждения Y-1

Глава 3. Исследование влияния режимов термической обработки на ударную вязкость.

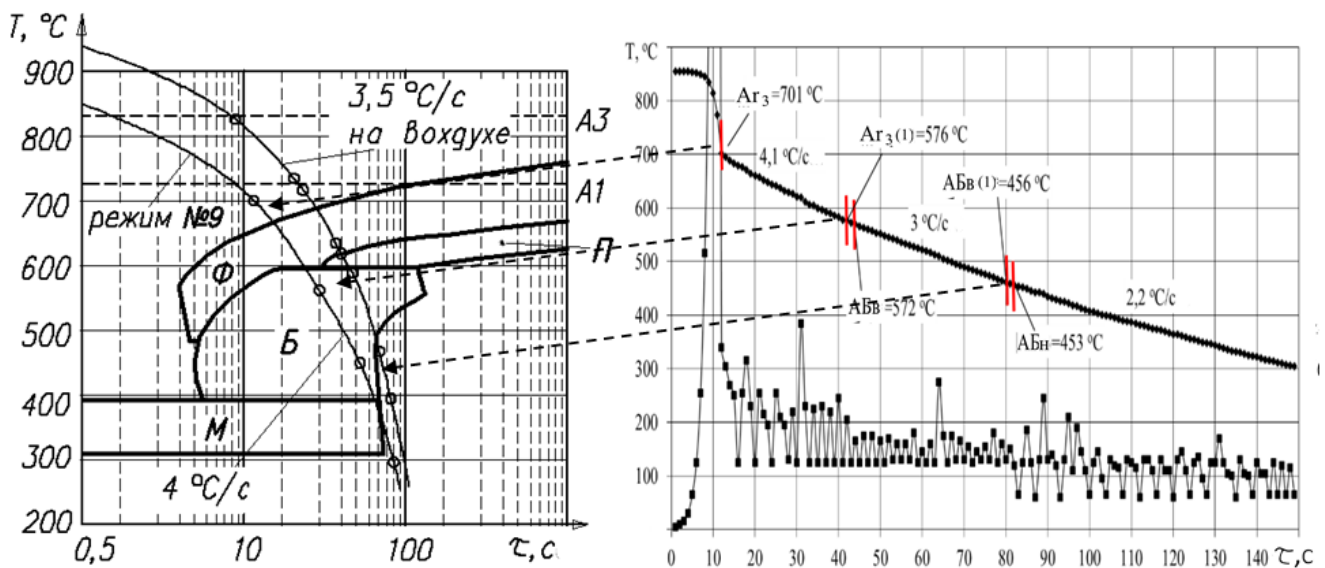
Предварительно выполнены исследования по определению границ изменения режимов: нагрев от 900 до 940 °С, выдержка в печи от 60 до 180 мин (охлаждение на спокойном воздухе) с последующим отпуском от 450 до 680 °С, 30÷120 мин. Увеличение времени выдержки до 3 часов при 940 °С приводит к укрупнению феррито-перлитных областей, образованию перлита в виде сетки и снижению ударной вязкости. Уменьшение времени выдержки до 2 часов и высокий отпуск не обеспечили измельчение структуры, а низкий отпуск 450 °С, повышающий упругие свойства, не привел к получению требуемых значений ударной вязкости более 2 кДж/м<sup>2</sup>. Наилучшим режимом термообработки, обеспечивающим показатель ударной вязкости 2,5÷3 кДж/м<sup>2</sup> является нормализация 900 °С, 60 мин с отпуском 600 °С, 30 мин. Приведенный режим в дальнейшем был принят за центр матрицы полного факторного эксперимента (ПФЭ), расширенного до ортогонального центрального композиционного плана (ОЦКП).

В соответствии с матрицей ОЦКП (по 15 режимам) время выдержки образцов изменяли от 25 до 65 мин. Образцы охлаждали потоком воздуха со скоростями от 2,5 до 8,5 м/с (или скорость охлаждения образцов 3,4÷7 °С/сек до 350 °С). Изучение влияния времени выдержки при температурах аустенитизации в широком диапазоне  $A_{c3} + 20 \div 120$  °С с дальнейшим охлаждением в области промежуточных превращений представляет интерес для исследования кинетики отвода углерода в остаточный аустенит, где выделение карбидов играет важную роль на механизм разрушения при испытаниях ударной вязкости. Построенные термограммы дают возможность судить об изменении температуры критических точек и скоростях превращений с установлением их взаимосвязи со структурой и ударной вязкостью.

Оценка структуры и ударной вязкости в дальнейшем используется для назначения режима термической обработки деталей.

На рисунке 3 показан порядок переноса критических точек с термограммы на термокинетическую диаграмму, построенную в среде Annett (химический состав стали 20ГФЛ приведен в таблице 1). Начало интервала метастабильного состояния, характеризующегося нерегулярным режимом, отмечено точками  $Ar_3(1)$ ,  $Ar_1(1)$ ,  $AB_{\text{в}}(1)$ ,  $AB_{\text{н}}(1)$ . Таким образом, скорость охлаждения изменяется ступенчато по мере выделения скрытой теплоты, о которой можно судить по перегибам на термограмме. Так, например, для режима № 9 ( $T_{\text{н}} = 850$  °С,  $t_{\text{в}} = 45$  мин,  $V_{\text{возд}} = 5,5$  м/с) скорость охлаждения изменяется в зависимости от протекающих превращений, где в инкубационном интервале от критической точки  $Ar_3$  до  $Ar_3(1) - 4,1$  °С/с (перлитное превращение отсутствует), при промежуточных превращениях  $AB_{\text{в}}-AB_{\text{в}}(1) - 3$  °С/с,  $AB_{\text{н}}-AB_{\text{н}}(1) - 2,2$  °С/с при средней скорости охлаждения 4 °С/с до 350 °С. Распад переохлажденного аустенита отмечен критическими точками, отделяющими интервалы превращения:

- 1). Начало выделения феррита  $Ar_3 = 701$  °С и окончание  $Ar_3(1) = 576$  °С;
- 2). Начало выделения верхнего бейнита  $AB_{\text{в}} = 572$  °С и окончание  $AB_{\text{в}} = 456$  °С;
- 3). Начало выделения нижнего бейнита  $AB_{\text{н}} = 453$  °С и окончание  $AB_{\text{в}} = 304$  °С.



Ф – феррит, П – перлит, Б – бейнит, М – мартенсит

Критические точки:  $Ac_3 = 832$  °С;  $Ac_1 = 728$  °С;  $M_n = 395$  °С

Рисунок 3 – Диаграмма термокинетических превращений переохлажденного аустенита стали 20ГФЛ

Таблица 1 – Химический состав стали 20ГФЛ

Массовая доля содержания элементов стали 20ГФЛ, %									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al
0,19	0,42	1,15	0,01	0,01	0,08	0,05	0,1	0,06	0,03

Анализ полученных результатов показал, что, выполняя термообработку по режимам № 3 ( $T_{\text{н}} = 940$  °С,  $t_{\text{в}} = 30$  мин,  $V_{\text{возд}} = 8$  м/с), № 7 ( $T_{\text{н}} = 860$  °С,  $t_{\text{в}} = 30$  мин,  $V_{\text{возд}} = 8$  м/с), № 9 ( $T_{\text{н}} = 850$  °С,  $t_{\text{в}} = 45$  мин,  $V_{\text{возд}} = 5,5$  м/с), наблюдается изменение

ударной вязкости 1,25; 3,58; 5,14 кДж/м<sup>2</sup> соответственно. 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. Промежуточное 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 ( $t_b = 60$  мин), воздушный поток 3 м/с, обеспечивается 2-х кратное повышение ударной вязкости KCV<sup>-60</sup> с 1,67 до 3,85 кДж/м<sup>2</sup> 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).

На основании ПФЭ установлено, что при снижении температуры термообработки с 940 до 860 °С с временем выдержки в печи 60 мин и последующим охлаждением со скоростью 3,5 °С/сек, включая отпуск 600 °С, 30 мин, отмечено повышение ударной вязкости от 1,67 до 3,85 кДж/м<sup>2</sup>, что является следствием переноса  $\gamma$ -метастабильного состояния в интервал более низких температур. При этом наблюдается измельчение феррито-перлитных структур с  $\phi 13,8$  до 9,9 мкм, увеличение степени деформации феррито-перлитных составляющих после ударных испытаний KCV<sup>-60</sup>. В ходе металлографических исследований выявлен нижний бейнит при снижении доли феррита с 61 до 53 %.

Увеличение скорости охлаждения до 4÷4,5 °С/сек после термообработки по режимам 860 и 940 °С со снижением времени выдержки с 60 до 30 мин обеспечивает значение ударной вязкости KCV<sup>-60</sup> не менее 2,82 кДж/м<sup>2</sup>. Увеличение времени выдержки до 60 мин при температуре 940 °С с охлаждением 6 °С/сек (скорость потока воздуха 8 м/с) ведет к охрупчиванию стали с выделением верхнего бейнита 1,11 кДж/м<sup>2</sup>. Скорость охлаждения 5,5 °С/сек (скорость потока воздуха 8 м/с) при термообработке по режиму 860 °С, 30 мин с последующим отпуском 600 °С, 30 минут повышает ударную вязкость до 3,58 кДж/м<sup>2</sup>, что может быть связано с выделением нижнего бейнита, сформировавшегося в области температур ниже 600 °С. Высокая скорость охлаждения 6 °С/сек по режиму 940 °С, 30 минут при потоке воздуха 8 м/с приводит к формированию участков структуры верхнего бейнита с хлопьевидной формой легированного феррита, где последующий отпуск, изменяющий форму феррита на полигональную, не увеличивает рост ударной вязкости 1,25 кДж/м<sup>2</sup> (рисунок 4, а, б).

Полученные регрессионные функции в виде полиномов 2-го порядка для характеристик ударной вязкости (KCV<sup>-60</sup>), твердости (НВ), микротвердости составляющих (феррит, легированный феррит, перлит) на основе ортогонального центрального композиционного плана матрицы планирования приведены ниже в натуральном масштабе:

$$KCV^{60} = 3,074 - 0,019 \cdot (T_H - 900) - 0,018 \cdot (t_{обp} - 45) - 0,117 \cdot (V_{возд} - 5,5) + \\ + 0,00017 \cdot (T_H - 900)^2 - 0,001 \cdot (t_{обp} - 45)^2 - 0,079 \cdot (V_{возд} - 5,5)^2 - 0,0003 \cdot (T_H - 900) \times \\ \times (t_{обp} - 45) - 0,002 \cdot (T_H - 900) \cdot (V_{возд} - 5,5) - 0,0033 \cdot (t_{обp} - 45) \cdot (V_{возд} - 5,5), \text{ кДж/м}^2; \quad (1)$$

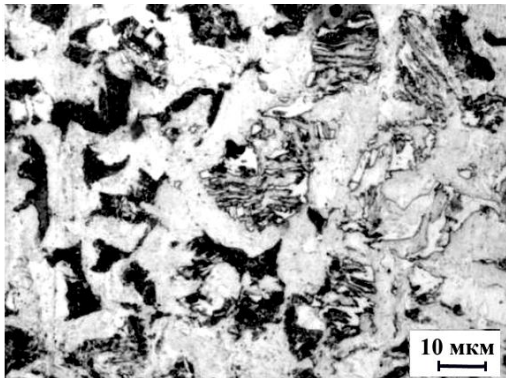
$$HB = 149,6 + 0,0725 \cdot (T_H - 900) - 0,27 \cdot (t_{обp} - 45) - 0,12 \cdot (V_{возд} - 5,5) + \\ + 0,0063 \cdot (T_H - 900)^2 + 0,025 \cdot (t_{обp} - 45)^2 + 1,616 \cdot (V_{возд} - 5,5)^2 - \\ - 0,0016 \cdot (T_H - 900) \cdot (t_{обp} - 45) + 0,037 \cdot (T_H - 900) \cdot (V_{возд} - 5,5) + \\ + 0,018 \cdot (t_{обp} - 45) \cdot (V_{возд} - 5,5), \text{ HB}; \quad (2)$$

$$\Phi_{HB} = 148 + 0,11 \cdot (T_H - 900) - 0,18 \cdot (t_{обp} - 45) + 0,28 \cdot (V_{возд} - 5,5) - \\ - 0,00275 \cdot (T_H - 900)^2 - 0,002667 \cdot (t_{обp} - 45)^2 + 0,272 \cdot (V_{возд} - 5,5)^2 + \\ + 0,021667 \cdot (T_H - 900) \cdot (t_{обp} - 45) + 0,005 \cdot (T_H - 900) \cdot (V_{возд} - 5,5) - \\ - 0,45 \cdot (t_{обp} - 45) \cdot (V_{возд} - 5,5), \text{ HB}; \quad (3)$$

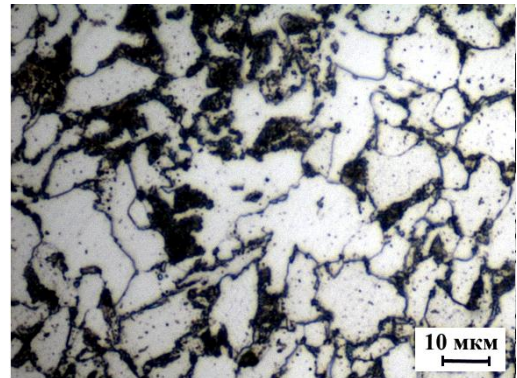
$$Л\Phi_{HB} = 195,1 + 0,145 \cdot (T_H - 900) - 0,14 \cdot (t_{обp} - 45) - 0,44 \cdot (V_{возд} - 5,5) - \\ - 0,00693 \cdot (T_H - 900)^2 - 0,097778 \cdot (t_{обp} - 45)^2 - 0,976 \cdot (V_{возд} - 5,5)^2 + \\ + 0,01483 \cdot (t_{обp} - 45) - 0,016 \cdot (T_H - 900) \cdot (V_{возд} - 5,5) - \\ - 0,61067 \cdot (t_{обp} - 45) \cdot (V_{возд} - 5,5), \text{ HB}; \quad (4)$$

$$\Pi_{HB} = 255,3 - 0,1 \cdot (T_H - 900) - 1,5867 \cdot (t_{обp} - 45) + 3,24 \cdot V - 0,024 \cdot (T_H - 900)^2 + \\ + 0,064 \cdot (t_{обp} - 45)^2 - 2,72 \cdot (V_{возд} - 5,5)^2 + 0,0235 \cdot (T_H - 900) \cdot (t_{обp} - 45) + \\ + 0,089 \cdot (T_H - 900) \cdot (V_{возд} - 5,5) - 0,7493 \cdot (t_{обp} - 45) \cdot (V_{возд} - 5,5), \text{ HB}, \quad (5)$$

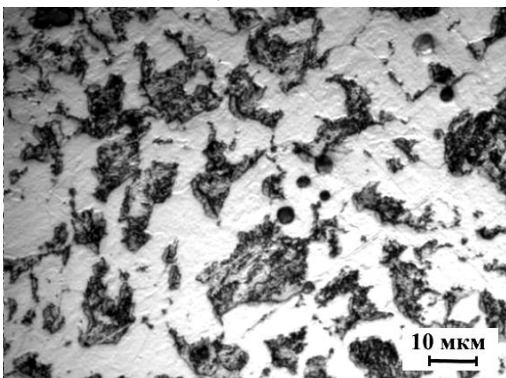
где  $T_H$  – температура нагрева, °C;  $t_{обp}$  – время выдержки при температуре  $T_H$ , минут,  $V_{возд}$  – скорость потока воздуха, м/с.



$T = 940 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 30 \text{ мин}$ ,  
 $V = 8 \text{ м/с}$ ,  $V_{охл} = 6 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$

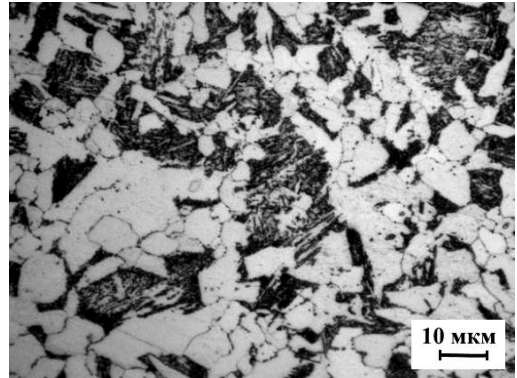


$KCV^{60} = 1,25 \text{ кДж/м}^2$



$T = 850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 45 \text{ мин}$ ,  
 $V = 5,5 \text{ м/с}$ ,  $V_{охл} = 4 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$

а



$KCV^{60} = 5,14 \text{ кДж/м}^2$

б

Рисунок 4 – Структуры стали 20ГФЛ после нормализации (а) и отпуска 600 °C, 30 мин (б)

В соответствии с уравнением (1) на снижение  $KCV^{-60}$  в наибольшей степени оказывают влияние температура термообработки и скорость потока воздуха. При этом из сочетания анализируемых факторов именно низкие температуры нагрева способствуют повышению ударной вязкости, особенно в случае увеличения времени выдержки при скорости охлаждающего потока 5,5 м/с. При снижении температуры до 850 °С отмечено максимальное повышение показателя ударной вязкости  $KCV^{-60} = 5,14 \text{ кДж/м}^2$ .

Определение твердости служит дополнительной оценочной характеристикой качества выполнения операции термообработки. Так на рост твердости из уравнения (2) наибольшее влияние оказывают температура термообработки и скорость охлаждающего потока воздуха. На основании статистических данных и серий экспериментальных термообработок автором определены оптимальные интервалы твердости 165÷180 НВ, обеспечивающие ударную вязкость  $>3 \text{ кДж/м}^2$ .

Микротвердость составляющих определялась по следующему признаку (рисунок 4), где после травления 4 %-ым раствором азотной кислоты светлые участки отнесены к ферриту с твердостью (104÷185 НВ), высветленные участки – к легированному ферриту (120÷198 НВ), темные участки – к перлиту (153÷336 НВ). Из уравнения (3) следует, что на рост микротвердости феррита наибольшее влияние оказывают температура термообработки и скорость охлаждающего потока воздуха. В то время как повышению микротвердости легированного феррита и перлита (уравнения 4, 5) 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.

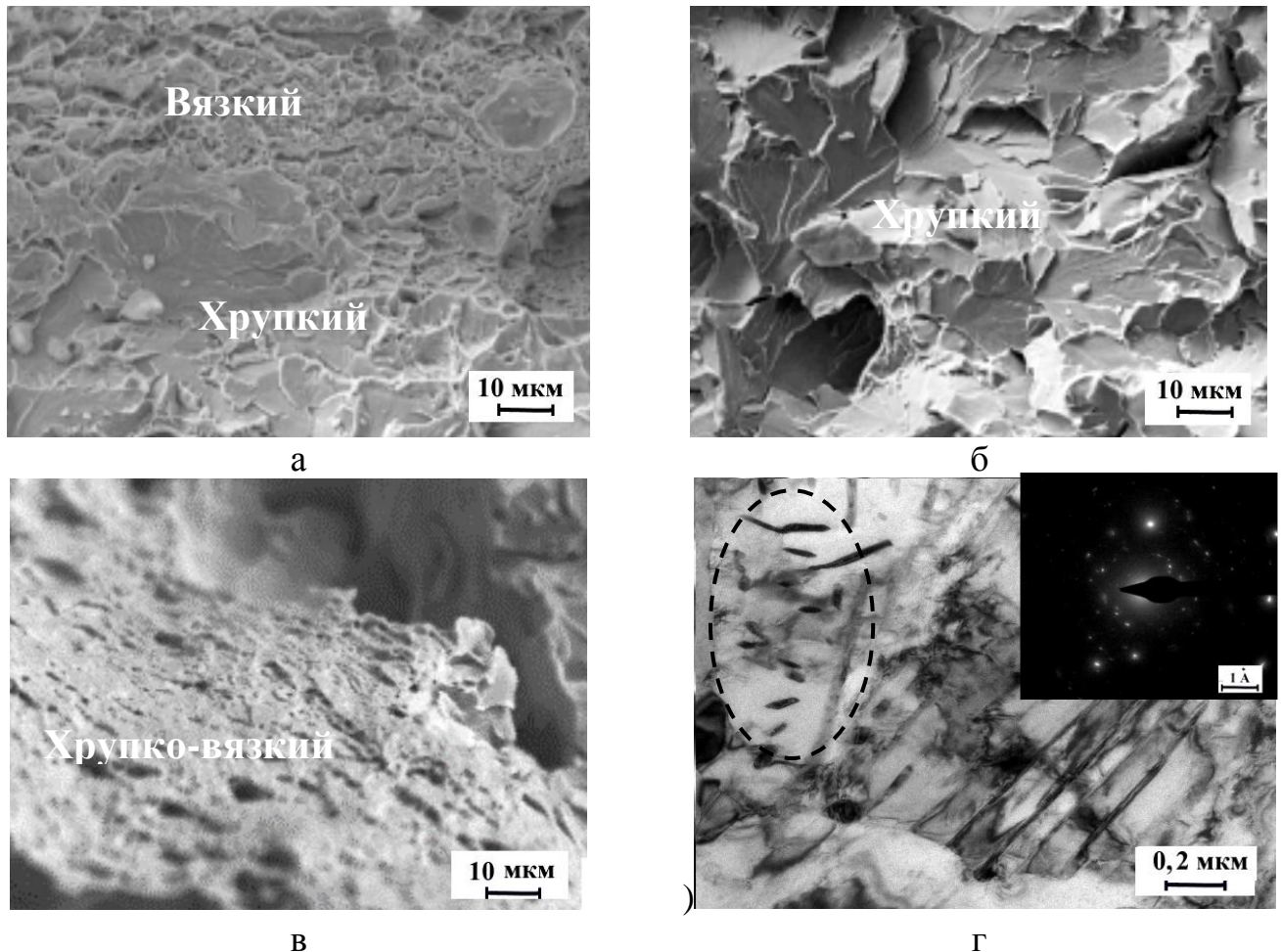
На основании данных ОЦКП скорости охлаждения от времени выдержки можно видеть, что при температурах нагрева 860 и 940 °С с выдержкой 60 мин изменение скорости потока воздуха с 3 до 8 м/с увеличивает скорость охлаждения с 3,5 до 6,6 °С/с. В то время как на образцах, выдержанных в печи 30 мин скорость охлаждения изменяется от 4,2 до 5,7 °С/с. При увеличении времени выдержки до 60 мин наблюдается снижение скорости охлаждения на 1,6 °С/с независимо от температуры термической обработки. Таким образом, при термообработке с временем выдержки 60 минут 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.

Получение стабильных показателей ударной вязкости  $KCV^{-60}$  подтверждено фрактографическими исследованиями и изучением тонких структур. В области зарождения трещины выявлено хрупкое транскристаллическое разрушение с фрагментами межзеренного (рисунки 5, а и 5, б). Вязкие участки занимают 25 %, квазискол – 75 % от площади излома, который свидетельствует о невысоком запасе вязкости стали (режим № 3,  $KCV^{-60}=1,2 \text{ кДж/м}^2$ ). На поверхности фасеток имеются частицы  $Al_2O_3$  и оксисульфидные включения, отрицательно влияющие на пластичность. Кристаллизационные поры, полученные в процессе изготовления



литых образцов, лежат на границе дендритно-ячеистого кристалла усадочной раковины или трещины, что характерно для такого вида разрушения. Преобладание хрупкого скола с пленочным фрагментом в области распространения трещины центральной части образца, обработанного по режиму № 3 (940 °С, 30 мин, 6 °С/с, 600 °С, 30 мин). Указанный тип скола присутствует и в образце, обработанном по режиму № 7 (860 °С, 30 мин, 5,5 °С/с, 600 °С, 30 мин). Пленочные фрагменты разрушения связаны с наличием сульфидов эвтектического происхождения, расположенных в перлитной области вблизи междендритных границ первичных кристаллов. На рисунке 5, а показана узкая область (~100 мкм) вязкого чашечного излома в зоне зарождения трещины под надрезом образца (режим № 7). В верхней области представленного снимка фасетки имеют ручеистый узор, относящийся к квазихрупкому разрушению.

В термообработанном образце по режиму с температурой 850 °С на рисунке 5, в представлена область хрупко-вязкого излома в зоне долома образца KCV<sup>-60</sup>.



а, б – 860 °С, 30 мин, 5,5 °С/с, KCV<sup>-60</sup> = 3,58 кДж/м<sup>2</sup>;  
в – 850 °С, 45 мин, 4 °С/с, KCV<sup>-60</sup> = 5,14 кДж/м<sup>2</sup>. Структура нижнего бейнита  
при KCV<sup>-60</sup>=5,14 кДж/м<sup>2</sup> (г)

Рисунок 5 – Фактография изломов образцов KCV<sup>-60</sup> термообработанных по различным режимам

На рисунке 5, в представлен вязко-хрупкий характер разрушения образца с  $KCV^{60} = 5,17$  кДж/м<sup>2</sup>, 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 % Mn – 0,4 % Si – 94,6 % Fe).

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 по нормальному, сдвиговому и межзеренному механизмам. На дне ямок не наблюдается наличие частиц неметаллических включений и других фаз. В зоне долома видны фасетки хрупкоручеистого разрушения перлитной области с химическим составом 2,3% С – 1,15 % Mn – 0,42 % Si – 96,1 % Fe; выявленные химические соединения –  $Fe_3C$ ,  $SiO_2$ .

Из результатов исследований можно сделать следующее заключение; промежуточное превращение, вызывающее формирование продуктов пресыщенного твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе и специальных карбидов, приводит к росту ударной вязкости выше 5 кДж/м<sup>2</sup>.

Исследования, проведенные трансмиссионной просвечивающей микроскопией, свидетельствуют, что после термической обработки по режиму № 9 (850 °С, 45 мин, 4 °С/с, 600 °С, 30 мин) перлит (сорбит) имеет межпластинчатое расстояние менее 0,1 мкм и по краям области частично окружен нижним бейнитом (рисунок 5, г). Бейнитная структура характеризуется формой в виде пластин или реек с высокой плотностью дислокаций. Имеет место искривление специальных карбидов и их дробление с нарушением правильного чередования специальных карбидов и феррита. Специальные карбиды расположены в пересыщенном твердом растворе  $\alpha$ -железа, что возможно только при протекании промежуточного превращения в момент распада переохлажденного аустенита.

Глава 4. Разработка и реализация технологии контролируемой термической обработки крупногабаритных деталей из стали 20ГФЛ.

Дана оценка влияния конструктивных особенностей, включающих сложную конфигурацию с выступающими частями и большую массу изделия, на протекающие при охлаждении термокинетические процессы.

Разработанная технология контролируемой термической обработки (КТО) защищена патентом РФ на изобретение № 2606665, в соответствии с которым сталь 20ГФЛ предложено термообрабатывать в интервале низких температур 850÷860 °С, затем охлаждать со скоростью  $\geq 4$  °С/с до 350÷450 °С для протекания самоотпуска в интервале температур 350÷650 °С (рисунок 6). Температура нормализации выбрана на нижнем уровне для обеспечения мелкозернистости структуры и снижения температурного градиента. При КТО устраняется влияние дефектов литой структуры, сдерживается рост зерен при однородной феррито-сорбито-бейнитной структуре, обеспечивая значение ударной вязкости  $KCV^{60} > 3$  кДж/м<sup>2</sup>.

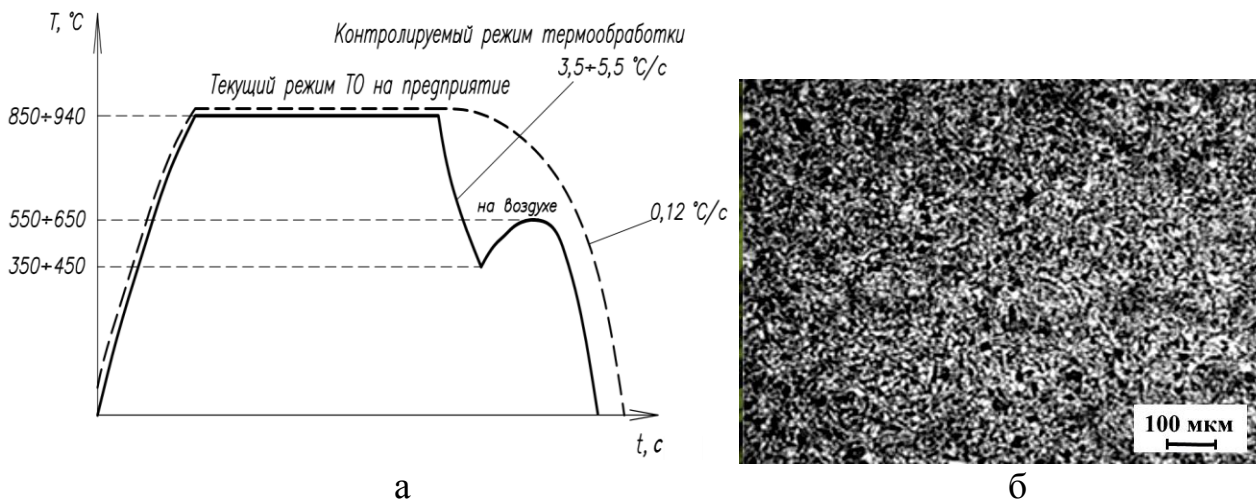
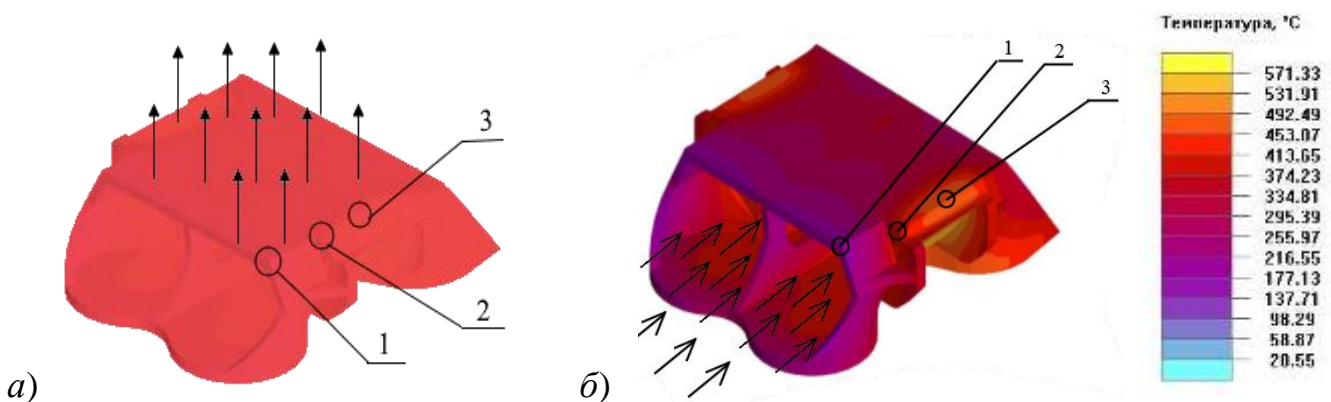


Рисунок 6 – Разработанная технология КТО (а) и получаемая феррито-сорбито-бейнитная структура (б)

Расчет температурных полей во время охлаждения и определение мест установки вентиляторов выполнено моделированием в программной среде LWMFlowCV. На рисунках 7 и 8 показано распределение температурных полей, а также размещение контрольных датчиков для измерения температуры. На рисунке 8, а максимальная температура на 115 с составляет 878 °С при скорости охлаждения 0,12 °С/с. На рисунке 7, б представлено изменение температурного поля при обдуве в продольные направления детали. При этом максимальная температура на 115 с составляет 471 °С при скорости охлаждения 3,4 °С/с. Результаты изменения скорости охлаждения в местах установки контрольных датчиков при моделировании показаны в таблице 2. На основании этих данных можно судить о равномерности охлаждения с градиентом температур не более 31 °С.



а – при охлаждении на спокойном воздухе, б – при охлаждении с отводом тепла  
Рисунок 7 – Поверхностное распределение температурного поля



Значение градиента температуры по второму варианту составляет  $213\text{ }^{\circ}\text{C}$ , что связано с высоким риском получить деталь после термической обработки с короблением и трещинами (рисунок 8, б).

Таблица 2 – Режимы контролируемого охлаждения фрагмента балки надрессорной

№ датчика	$V_{\text{возд}}, \text{ м}^3/\text{с}$	$V_{\text{охл}}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	Интервал температур, $^\circ\text{C}$
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  $5\text{ м}^3/\text{с}$ , а со стороны клиновых проемов –  $1,3\text{ м}^3/\text{с}$ . Это обеспечит среднюю скорость охлаждения в изделии  $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . При этом разнонаправленные охлаждаемые каналы позволяют выровнять скорости охлаждения с максимальным градиентом температур  $136\text{ }^{\circ}\text{C}$  между датчиками контроля температуры № 1 и № 3 (расстояние между датчиками  $230\text{ мм}$ ). При скорости охлаждения  $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  максимальная температура в момент времени  $125\text{ с}$  составила  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рисунок 9).

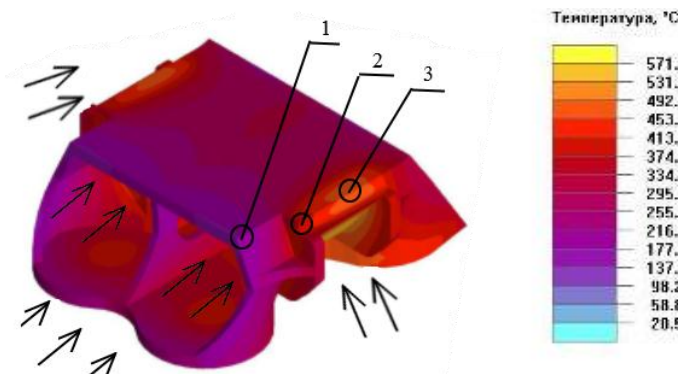
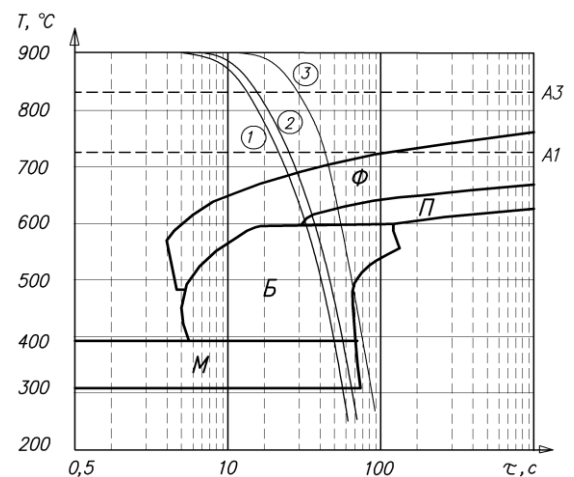


Рисунок 8 – Поверхностное распределение температурного поля при направлении охлаждения вдоль коробчатой конструкции и тепловых узлов подклинового проема



1 –  $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ; 2 –  $3,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ; 3 –  $2,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

Рисунок 9 – Термокинетическая диаграмма стали 20ГФЛ

Используя данные, полученные с контрольных датчиков температуры, расположенных со стороны торца и подклинового проема балки (рисунок 9), выполнено наложение кривых охлаждения на термокинетическую диаграмму стали 20ГФЛ (рисунок 9). 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.

Промышленные испытания результатов исследования проведены в условиях ООО "Алтайский сталелитейный завод» (г. Барнаул) при термообработке балки надрессорной. Испытания подтвердили стабильность получения заданных эксплуатационных характеристик с получением ожидаемого годового экономического эффекта в размере 1,19 млн.

## 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  $KCV^{60} < 1 \text{ кДж}/\text{м}^2$  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  $850\text{--}950 \text{ }^\circ\text{C}$ , времени выдержки  $30\text{--}60$  мин со скоростями охлаждения  $3,4\text{--}7,0 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  до  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  и отпуском при  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ , 30 мин.

3. Установлено, что снижение температуры нормализации от  $950$  до  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  при скорости охлаждения  $4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  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  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  и скорости охлаждения в воздушном потоке от  $7$  до  $4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  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  $0,1 \text{ мкм}$ .

5. Электронномикроскопический анализ образцов стали марки 20ГФЛ, подвергнутых нормализации, с повышенной (до  $3\text{--}5 \text{ кДж}/\text{м}^2$ ) ударной вязкостью  $KCV^{60}$  показал наличие при скоростях охлаждения  $3,5\text{--}5,8 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  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 до 850–860 °С с выдержкой и последующее охлаждение со скоростью 3,5–5 °С/с до температур поверхностных слоев 350–450 °С для создания условий протекания процессов самоотпуска в интервале температур 550–650 °С, обеспечивающая стали величину ударной вязкости  $KCV^{60}$  более 3 кДж/м<sup>2</sup>.

8. Промышленное апробирование разработанной технологии термической обработки проведено в условиях ООО «Алтайский сталелитейный завод». Достигнуты стабильные значения ударной вязкости  $KCV^{60}$  более 3 кДж/м<sup>2</sup> при сохранении существующего комплекса механических свойств стали, обеспечивающих повышение хладостойкости крупногабаритных деталей тележек грузовых железнодорожных вагонов. Ожидаемый годовой экономический эффект от внедрения разработанной технологии составляет 1,19 млн. руб.

## СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

*Статьи в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК РФ для опубликования основных результатов кандидатских диссертаций*

1. **Чертовских Е.О.** Получение структуры бейнита регулируемой термической обработкой стали 20ГФЛ / **Е.О. Чертовских**, А.В. Габец, Д.А. Габец, А.М. Марков, Г.А. Околович, П.Н. Комаров // Обработка металлов. – 2016. № 2(71). – С. 70-79.

2. **Чертовских Е.О.** Влияние режимов термической обработки низкоуглеродистой стали 20ГФЛ на ее структуру и механические свойства / **Е.О. Чертовских**, Д.Л. Вайнштейн, А.И. Ковалев, А.Ю. Рашковский, А.В. Габец // Металлург. – 2015. – № 12. – С. 39-44.

3. **Чертовских Е.О.** Влияние режимов термообработки на кинетику превращения и ударную вязкость стали 20ГФЛ / **Е.О. Чертовских**, А.В. Габец, Г.А. Филиппов // Сталь. – 2015. – № 8. – С. 67-70.

4. **Чертовских Е.О.** 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.

5. **Околович Г.А.** Структурные особенности литых деталей / Г.А. Околович, А.В. Габец, **Е.О. Чертовских** // Ползуновский вестник. – 2015. – № 2. – С. 22-25.

6. **Околович Г.А.** Исследование влияния кальциевого модификатора при изготовлении детали «Рама боковая» / Г.А. Околович, А.В. Габец, **Е.О. Чертовских** // Обработка металлов. – 2012. – № 4. – 2013. – С. 50–53.

7. **Чертовских Е.О.** Перспективные пары трения литых и конструкционных материалов из сплава Fe-C / **Е.О. Чертовских**, Д.А. Габец, А.В. Габец // Ползуновский вестник. – 2015. – № 2. – С. 37–42.

8. **Околович Г.А.** Исследование влияния внепечной обработки расплава аргоном на механические свойства низкоуглеродистой стали 20ГФЛ / Г.А. Околович, А.В. Габец, **Е.О. Чертовских**, В.Н. Шабалин // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1. – С. 223.

### *Монографии*

9. Габец А.В. Управление износостойкостью ответственных узлов и деталей подвижного состава : монография / А.В. Габец, А.М. Марков, Д.А. Габец, **Е.О. Чертовских**. – Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 2016. – 213 с.

10. 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.

### *Патент на изобретения*

11. Способ регулируемой термической обработки : пат. № 2606665 Рос. Федерация: МПК<sub>51</sub> С 21 D 1/22, С 21 1/56, С 22 С 38/00 (2006.1) / **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.

### *Прочие публикации*

12. **Чертовских Е.О.** Изотермические превращения переохлажденного аустенита стали 20ГФЛ / **Е.О. Чертовских**, Г.А. Околович, А.В. Габец, Б.В. Борщ // Железнодорожный транспорт на современном этапе развития : сб. тр. молодых ученых ОАО ВНИИЖТ. – Москва : Интекст, 2013. – С. 259.

13. **Чертовских Е.О.** Оптимальные режимы термообработки крупногабаритных деталей / **Е.О. Чертовских**, А.В. Габец, Д.А. Габец, А.М. Марков, Г.А. Околович // Актуальные проблемы в машиностроении. – Том 4. – №4. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2017. – С. 128-133.

14. **Чертовских Е.О.** Регулируемая термообработка для литых деталей тележки грузового вагона [Текст] / **Е.О. Чертовских**, Д.А. Габец, А.М. Марков, А.В. Габец // Актуальные вопросы современной науки : сборник научных трудов. – Выпуск 44. – № 1. – Новосибирск : Изд-во ЦРНС, 2015. – С. 153-161.

15. **Chertovskih E.O.** The use of filtration to improve the quality of large steel railroad castings / **E.O. Chertovskih**, N.V. Svalov, V.A. Polenov, S.V. Kushakov // Foseco International Limited, January, 2013, – P. 8.

16. **Chertovskih E.O.** Large parts heat treatment schedule improvement / **E.O. Chertovskih**, A.V. Gabets, A.M. Markov, G.A. Okolovich, D.A. Gabets, P.N. Komarov // International Scientific-Practical Conference Information Innovative Technologies. – Prague, 2017. – pp. 192–195.