

Бабаченко Александр Иванович

**НАДЕЖНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ
ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС И БАНДАЖЕЙ**

Днепропетровск – 2015

УДК: 669.017:621.771.294:62-19(043)

ББК

Рекомендовано к печати Ученым советом ИЧМ НАН Украины от

11.02.2015 г. (протокол №2)

Рецензенты: профессор, доктор технических наук Дейнеко Л.Н. (НМетАУ)

профессор, доктор технических наук Парусов В.В. (ИЧМ НАНУ)

Бабаченко А.И.

Б... Надежность и долговечность железнодорожных колес и бандажей: Монография.– Днепропетровск: «Литограф», 2015.– 356 стр.

В монографии получили развитие научные положения о закономерностях влияния структурного состояния ферритно-перлитных сталей, применяемых для производства железнодорожных колес и бандажной, на их служебные и эксплуатационные механические свойства (в том числе и показатели механики разрушения при статическом и циклическом нагружении).

Установлены закономерности влияния содержания углерода и параметров структуры ферритно-перлитных сталей на вязкость разрушения K_{Ic} при статическом нагружении, параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения при циклическом нагружении и износостойкость. Исследованы особенности образования дефектов термического происхождения на поверхности катания железнодорожных колес различного химического состава.

На основе научных результатов разработаны, опробованы и внедрены в промышленных условиях предложения по совершенствованию технологии производства колесо-бандажной продукции, обеспечивающие повышение ее надежности и долговечности.

Предназначается для научных и инженерно-технических работников научно-исследовательских институтов, металлургических и машиностроительных заводов; может быть полезной преподавателям и студентам соответствующих вузов.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ.....	9
ГЛАВА 1 АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС И БАНДАЖЕЙ....	10
1.1 Критерии оценки надежности и долговечности металлопродукции	10
1.2 Современные требования к колесо-бандажной продукции для железнодорожного транспорта	16
1.3 Условия эксплуатации железнодорожных колес и бандажей, и критерии оценки их надежности и долговечности.....	19
1.4 Анализ влияния технологических параметров производства железнодорожных колес и бандажей на формирование их структурного состояния и механические свойства.....	27
1.5 Влияние горячей пластической деформации и термической обработки на структурное состояние и механические свойства углеродистых сталей, применяемых для производства железнодорожных колес и бандажей.....	40
1.6 Влияние химического состава на механические свойства сталей для железнодорожных колес и бандажей.....	49
ГЛАВА 2 ВЫБОР МАТЕРИАЛА И МЕТОДИК ИССЛЕДОВАНИЙ.....	55
ГЛАВА 3 ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС НА ПОКАЗАТЕЛИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.....	74
3.1 Влияние ускоренного охлаждения углеродистых сталей на формирование их структурного состояния.....	74
3.2 Влияние структурного состояния углеродистых сталей на закономерности развития в них усталостных трещин.....	78

3.2.1 Влияние скорости охлаждения углеродистой стали из аустенитной области на параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения.....	80
3.2.2 Влияние размера действительного зерна углеродистых сталей на параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения.....	86
3.2.3 Влияние содержания углерода на параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения.....	91
3.3 Особенности развития трещин в углеродистых сталях с различным содержанием углерода.....	94
ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ОБОДА КОЛЕСА НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.....	121
4.1 Исследование методических вопросов определение вязкости разрушения K_{Ic} железнодорожных колес.....	121
4.1.1 Влияние частоты нагружения на вязкость разрушения K_{Ic}	123
4.1.2 Влияние максимальной нагрузки цикла при наведении усталостной трещины на вязкость разрушения K_{Ic}	125
4.1.3 Изменения микроструктуры в устье усталостной трещины при ее росте с различной скоростью.....	127
4.1.4 Влияние места отбора проб из ободьев колес на величину вязкости разрушения K_{Ic}	129
4.1.5 Влияние длины концентратора в образцах и скорости нагружения при их внецентренном растяжении на величину вязкости разрушения K_{Ic}	132
4.2 Изменение ударной вязкости и показателей механики разрушения железнодорожных колес в зависимости от их химического состава.....	135
4.2.1 Влияние содержания углерода на сдаточные механические свойства, вязкость разрушения K_{Ic} и параметры кинетики роста	

усталостной трещины железнодорожных колес.....	135
4.2.2 Кинетика роста усталостных трещин в ободьях железнодорожных колес.....	137
4.3 Расчет критической длины усталостной трещины в ободьях железнодорожных колес.....	141
4.4 Влияние служебных механических свойств ободьев железнодорожных колес на их критическую длину усталостной трещины.....	144
4.5 Влияние параметров структуры металла ободьев колес на критическую длину усталостной трещины	147
4.6 Оценка загрязненности неметаллическими включениями металла железнодорожных колес.....	153
ГЛАВА 5 ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И СТОЙКОСТИ К ТЕРМИЧЕСКОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ СТАЛИ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС.....	159
5.1 Влияние структурного состояния и содержания углерода в стали для железнодорожных колес на износостойкость.....	159
5.1.1 Влияние морфологии карбидов и содержания углерода в стали для железнодорожных колес на износостойкость.....	159
5.1.2 Влияние параметров структуры сталей для железнодорожных колес на их износостойкость.....	164
5.1.3 Влияние размера зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению стали для железнодорожных колес.....	166
5.2 Стойкость железнодорожных колес к образованию на поверхности катания дефектов термического происхождения.....	169
5.2.1 Закономерности образования выщербин в железнодорожных колесах различного химического состава.....	170
5.2.2 Влияние содержания углерода в железнодорожных колесах на их чувствительность к образованию дефектов термического происхождения.	179

5.2.3 Опытное-промышленное опробование новых режимов термической обработки железнодорожных колес с повышенным содержанием углерода, обеспечивающих увеличение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания.....	192
5.3 Разработка химического состава стали и режимов термической обработки железнодорожных колес, обеспечивающих повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания.....	203
5.3.1 Аналитические и лабораторные исследования влияния химического состава стали для железнодорожных колес на ее механические свойства.....	204
5.3.2 Промышленное опробование новых технологических решений, обеспечивающих в железнодорожных колесах повышение стойкости к образованию на поверхности катания дефектов термического происхождения.....	218
5.3.3 Сравнительные исследования чувствительности к образованию дефектов на поверхности катания железнодорожных колес, изготовленных из опытной стали с повышенным содержанием кремния, и сталей марки «2» и «Т».....	235
ГЛАВА 6 ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КОЛЕСНОЙ ЗАГОТОВКИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС.....	242
6.1 Влияние однократной горячей пластической деформации на структурное состояние и механические свойства углеродистой стали....	242
6.2 Влияние дробной горячей пластической деформации на структурное состояние и механические свойства углеродистой стали.....	251
6.3 Совершенствование технологии горячей пластической деформации колесной заготовки, обеспечивающей увеличение суммарной деформации в ободке колеса и повышение его ударной вязкости и вязкости разрушения.....	259

6.3.1 Исследование структурного состояния и механических свойств колесной заготовки после ее деформации на различных агрегатах прессо-прокатной линии.....	262
6.3.2 Сравнительные исследования структурного состояния металла термически упрочненных железнодорожных колес, изготовленных по текущей и опытной технологии.....	270
6.3.3 Сравнительные исследования механических свойств металла ободьев термически упрочненных железнодорожных колес, изготовленных по текущей и опытной технологии.....	277
6.3.4 Влияние горячей пластической деформации колесной заготовки на вязкость разрушения K_{Ic} ободьев железнодорожных колес.....	282
ГЛАВА 7 РАЗРАБОТКА И ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПО ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БАНДАЖЕЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕНИЕ ИХ ТВЕРДОСТИ И СНИЖЕНИЕ ЭНЕРГОЗАТРАТ НА ПРОИЗВОДСТВО.....	290
7.1 Технология термической обработки железнодорожных бандажей.....	291
7.2 Разработка новых технологических решений по термической обработке железнодорожных бандажей, обеспечивающих повышение их твердости	293
7.2.1 Опробование различных технологических схем термической обработки железнодорожных бандажей с целью повышения их твердости.....	293
7.2.1.1 Поштучная термическая обработка бандажей опытной плавки на ГЗМ.....	296
7.2.1.2 Термическая обработка опытной партии бандажей методом объемной закалки.....	298

7.2.1.3 Поштучная термическая обработка опытной партии бандажей на ВЗМ.....	301
7.2.2 Разработка технологии термической обработки и выпуск опытной партии бандажей Ø1060 мм с повышенной твердостью.....	304
7.3 Исследование влияния противоблоксной обработки бандажей, изготовленных из вакуумированной стали на их механические свойства, макро- и микроструктуру.....	307
7.4 Опробование и внедрение технологии производства бандажей из вакуумированной стали без противоблоксной обработки.....	317
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	329
ЛИТЕРАТУРА.....	334

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время железнодорожный транспорт является основным видом транспорта для Украины. На него приходится 88% грузооборота (без учета трубопроводного транспорта) и 50% пассажирооборота. В этих условиях повышение эксплуатационной надежности железнодорожного транспорта является важной задачей.

К наиболее ответственным элементам подвижного состава железнодорожного транспорта относятся железнодорожные колеса и бандажи. Анализ условий эксплуатации железнодорожных колес и бандажей показывает, что одним из основных факторов, определяющих их надежность и долговечность, является структурное состояние стали, которое формируется в процессе производства этой продукции. Усложнение условий их эксплуатации (повышение скорости движения поездов, увеличение нагрузки на ось и др.) ведет к ужесточению требований, предъявляемых к ним потребителями. При этом во многих случаях высокий уровень прочности и твердости должен сочетаться с не менее высокими значениями пластичности и вязкости. Реализация таких требований в условиях промышленного производства цельнокатаных железнодорожных колес и бандажей возможна только при комплексном подходе к совершенствованию технологии их производства.

ГЛАВА 1 АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС И БАНДАЖЕЙ

1.1 Критерии оценки надежности и долговечности металлопродукции

Надежность является одним из основных комплексных показателей качества материала. Применительно к материаловедению надежность – это свойство материалов выполнять свои функции, сохраняя устойчивые характеристики в определенных пределах в течение заданного времени в данных условиях эксплуатации.

Надежность повышается с увеличением однородности материала [1] и уменьшением его чувствительности к концентраторам напряжений. Это связано с тем, что в реальных условиях эксплуатации материалы могут хрупко разрушаться из-за наличия различных концентраторов напряжений – механических надрезов, поверхностных или внутренних трещин, резких переходов от толстого к более тонкому сечению и др. [2].

Наиболее распространенным методом оценки чувствительности материалов к концентраторам напряжений являются испытания на статическое растяжение и изгиб образцов с надрезом. Наличие концентраторов существенно влияет на распределение нормальных напряжений. Критерием чувствительности материала к концентратору напряжений, как составляющей надежности, может служить отношение пределов прочности гладкого и надрезанного образцов (σ_B/σ_B^H). Чем ниже указанное отношение, тем больше влияние вязкой составляющей материала при разрушении. Для высокопрочных сплавов отношение σ_B/σ_B^H обычно больше единицы. Испытания на растяжение надрезанного образца с перекосом еще более явно выявляют различия свойств гладких и надрезанных образцов [2].

Главным недостатком данного метода является то, что знание этого критерия не позволяет оценить параметры зарождения и развития трещины. Это можно сделать с помощью критериев линейной механики разрушения [3].

Наиболее распространенный из них – критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} , являющийся силовой характеристикой трещиностойкости [4]. Испытания проводятся на образцах с надрезом и трещиной при статическом нагружении. Преимуществом K_{IC} по сравнению с другими характеристиками является то, что вязкость разрушения учитывает длину трещины. Поэтому, с использованием критического коэффициента интенсивности напряжений, можно рассчитать максимально допустимую нагрузку в конструкции с трещиной известных размеров, при которой она не будет развиваться до своей критической длины. Параметр K_{IC} отличается хорошей воспроизводимостью, независимостью от формы и размеров образцов при соблюдении определенных условий проведения испытаний (состояние плоской деформации у вершины трещины и упруго-напряженное состояние вдали от нее) [5]. Применяется данный критерий для оценки надежности высокопрочных сплавов, которые могут иметь удовлетворительные характеристики пластичности при испытаниях на статическое растяжение образцов без надреза и хрупко разрушаться при наличии концентраторов напряжений.

Для оценки сопротивления развитию трещин пластичных материалов, у которых не удастся корректно определить коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} , используют критическое раскрытие трещины δ_c (деформационный критерий трещиностойкости) [4]. Этот критерий можно использовать, например, для оценки стойкости против хрупкого разрушения стали [6]. Значение δ_c определяется по результатам серии испытаний образцов с разной длиной усталостной трещины [5].

В случае, если разрушение сопровождается значительной пластической деформацией, для оценки сопротивления разрушению используют J -интеграл, определяющий интенсивность потока энергии в вершине трещины

в момент начала ее роста (энергетический критерий разрушения) [4]. Его находят по диаграмме «нагрузка – смещение», записанной при испытании на изгиб или внецентренное растяжение [2].

K_{IC} , δ_c , J -интеграл характеризуют критическое состояние материала при статическом нагружении.

В процессе эксплуатации различные изделия и конструкции часто подвергаются воздействию динамических нагрузок. В этом случае оценку их эксплуатационной надежности необходимо проводить с использованием также и результатов динамических испытаний, одними из самых распространенных среди которых являются испытания на трехточечный ударный изгиб образцов с надрезом. Испытания на ударный изгиб длительное время являлись практически единственным методом оценки чувствительности конструкционных материалов к концентраторам напряжений. Ударная вязкость, определяемая при испытаниях на ударный изгиб, является сложной, комплексной характеристикой, зависящей от совокупности прочностных и пластических свойств материала. Вычисляется она как отношение полной работы разрушения к площади поперечного сечения образца в месте надреза до испытания [7].

Однако, существует некоторая неопределенность при оценке стали по ударной вязкости. Повышению эффективности использования этой характеристики препятствует то, что при испытаниях на ударный изгиб не выполняется закон подобия [2]. На практике это означает невозможность сравнения результатов ударных испытаний, проведенных на образцах различных размеров либо с различным концентратором напряжений [8-10].

Ударная вязкость состоит из двух слагаемых: $a_n = a_z + a_p$, где a_z – работа зарождения трещины, a_p – работа распространения трещины. Характеристика a_n не разложенная на составляющие не дает достаточно полных данных о надежности материала. Множество исследовательских работ направлено на определение составляющих работы разрушения, разработке упрощенных методик их определения [11]. Однако, основной проблемой для повышения

эффективности использования этих характеристик является отсутствие единой точки отсчета, независимой от условий проведения динамических испытаний. В последнее время осуществлялся поиск в данном направлении [9, 10]. Но широкого применения предложенная методика не нашла, так как имеет ряд ограничений, связанных с особенностями изменения свойств металла при вязко-хрупком переходе.

Существенным недостатком ударной вязкости является то, что знание этой характеристики не дает возможности судить ни о напряжениях, при которых происходит разрушение, ни о соотношении между пластической деформацией образца без разрушения и деформацией в процессе развития трещины. Невозможно использовать значения ударной вязкости и в расчетах на прочность и надежность изделий на этапе их проектирования.

При эксплуатации изделия также могут испытывать циклические силовое воздействие. При таком нагружении на изделие или конструкцию действуют напряжения, циклически изменяющиеся во времени. Разрушение в таком случае опасно в первую очередь потому, что оно может протекать под действием напряжений, значительно меньших предела прочности и текучести [2, 12, 13]. Причем окончательное разрушение носит хрупкий характер, что затрудняет выявление мелких трещин на ранней стадии повреждения. А в условиях низких температур, приводящих к охрупчиванию, полное разрушение может иметь место при размерах усталостной трещины, составляющих всего несколько процентов от полного сечения образца. [14].

До недавнего времени основной характеристикой усталостных испытаний был предел выносливости. Однако предел выносливости характеризует процесс усталостного разрушения в целом, который, как известно, состоит из двух стадий: стадии зарождения трещины и стадии развития трещины, для каждой из которых определяющими являются свои механизмы разрушения и используются свои уравнения для описания этого

процесса [15]. Знание предела выносливости не дает информации о кинетике развития усталостной трещины на различных этапах ее развития.

В работах [16, 17] показано, что кинетику развития усталостной трещины достаточно точно можно описать функцией, связывающей между собой скорость роста трещины dl/dN и разность между максимальным и минимальным значением коэффициента интенсивности напряжений за цикл $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$, т.е.

$$dl/dN = \varphi(\Delta K) \quad (1.1)$$

где dl/dN - скорость роста трещины.

Скорость роста усталостной трещины относится к числу важнейших характеристик надежности материала. По ее значениям оценивают и выбирают материалы и режимы их упрочняющих обработок, обеспечивающие требуемую сопротивляемость продвижению усталостной трещины в конструкциях.

Зависимость скорости роста усталостной трещины от максимального значения коэффициента интенсивности напряжений $K_{\max}$ при циклическом нагружении (или его размахе $\Delta K_{\max}$) называется кинетической диаграммой усталостного разрушения (КДУР), которая в логарифмических координатах представляет собой S-образную кривую, состоящую из трех участков: низкоамплитудного ($dl/dN < 5 \times 10^{-9}$ м/цикл), среднего прямолинейного, описываемого степенной зависимостью $dl/dN = C(K_{\max})^n$ и высокоамплитудного ($dl/dN > 10^{-6}$ м/цикл).

Основными параметрами кинетической диаграммы усталостного разрушения являются четыре характеристики: K_{th} - максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений, при котором трещина не развивается на протяжении заданного количества циклов (первый участок КДУР); параметры n и K^* зависимости

$$dl/dN = 10^{-7} (K_{\max} / K^*)^n, \quad (1.2)$$

аппроксимирующие второй линейный участок диаграммы усталостного разрушения. Коэффициент n представляет собой тангенс угла наклона

прямой на этом участке (т.е. характеризует темп нарастания скорости роста трещины); K^* равен коэффициенту интенсивности напряжений при скорости роста трещины 10^{-7} м/цикл.

Четвертым параметром КДУР является циклическая вязкость разрушения K_{fc} - значение коэффициента интенсивности напряжений, при котором наступает долом образца, и в частности, его значение K_{1fc} , достигаемое при максимальном стеснении пластической деформации и разрушении нормальным отрывом (третий участок КДУР) [18].

С практической точки зрения наибольший интерес представляет исследование первых двух участков КДУР. Показатели вязкости разрушения, определенные именно на этих участках, характеризуют долговечность стальных изделий. Так, на первый участок приходится 90% ресурса роста трещины по отношению к ее общему периоду роста [19].

Третий участок КДУР характеризует критическое состояние изделия при переходе от стадии ускоренного роста трещины к долому и не может служить мерой его долговечности.

Различным участкам кинетической диаграммы усталостного разрушения соответствуют различные стадии усталостного разрушения [20]. Исследования закономерностей развития усталостных трещин позволили выделить следующие стадии усталостного разрушения: 0-инкубационный период усталости, связанный с увеличением плотности дислокаций при отсутствии признаков повреждаемости материала при $K < K_{th}$ (эта стадия усталости на КДУР отсутствует, так как повреждаемость материала происходит на микроуровне); 1-стадия повреждаемости, связанная с зарождением и накоплением субмикроскопических трещин усталости в объемах металла с критической плотностью дислокаций при $K_{th} < K < K_{1-2}$ (где K_{1-2} -начало второго участка КДУР); 2-стадия стабильного роста магистральной трещины, формирующейся к началу стадии 2, при образовании трещины такой длины, когда она становится концентратором напряжения при $K_{1-2} < K < K_{2-3}$ (стадия автотемпированного роста трещины); 3-

стадия ускоренного роста трещины, приводящая к катастрофическому разрушению при $K=K_{fc}$ [21, 22, 23].

Исследования [24, 25] показали, что циклическая вязкость разрушения высокопрочных сталей, особенно при испытании их в условиях низких температур может быть существенно ниже (до 50%) вязкости разрушения при статическом нагружении. Переход от стабильного развития усталостной трещины к полному разрушению сопровождается скачками трещины, размеры которых возрастают с увеличением текущих значений коэффициентов интенсивности напряжений [26 -28].

Кинетическая диаграмма усталостного разрушения имеет как научное, так и прикладное значение. Она служит для установления связей между различными отраслями науки (механики, физики твердого тела, материаловедения). КДУР необходимы для прогнозирования развития усталостных трещин в изделиях или конструкциях в периоды между проверками с целью обеспечения их безаварийной работы.

1.2 Современные требования к колесо-бандажной продукции для железнодорожного транспорта

Необходимым условием развития железнодорожного транспорта (увеличение скорости движения поездов, повышение нагрузки на оси) является обеспечение его надежности и безопасности, определяемой требованиями нормативной документации, уровнем показателей качества отдельных элементов подвижного состава. Железнодорожные колеса и бандажи являются одними из наиболее ответственных из них.

Анализ национальных, зарубежных и международных стандартов на производство железнодорожных колес показал, что во всех странах их изготавливают, в основном, из углеродистой стали. Требованиями ISO 1005 – 6 и EN 13262 предусмотрено определение твердости боковой поверхности обода колеса; отечественные стандарты регламентируют твердость на

глубине 30 мм от поверхности катания, определяемую на поперечном темплете.

Для проведения испытаний на растяжение по ДСТУ ГОСТ 10791-2006 и ТУ У 35.2-23365425- 600:2006 образцы отбираются из обода на глубине 30 мм от поверхности катания, а по ISO 1005 – 6 и EN 13262 - на глубине 15 мм. Схема отбора образцов для определения ударной вязкости (работы удара) обода по зарубежным и отечественным стандартам соответствует друг другу.

Таким образом, в результате анализа основных требований по механическим свойствам железнодорожных колес, можно сделать заключение, что их прямое сопоставление в большинстве случаев невозможно, кроме значений работы удара.

В таблице 1.1 приведены требования по ударной вязкости (работе удара) для железнодорожных колес по нормативным документам Украины (позиция 1 и 2) и основным международным стандартам. Для сравнительного анализа были использованы все колесные стали по нормативным документам Украины и близкие к ним по химическому составу и уровню прочности стали по основным международным стандартам, указанным в таблице. При этом для удобства сравнения вязкие характеристики обода колеса (работа удара и ударная вязкость) были приведены к одному показателю – ударная вязкость.

Анализ данных таблицы 1.1 показывает, что во всех международных стандартах, при близком уровне прочности для колес с термически упрочненным (ускоренно охлажденным) ободом, нормируемый уровень ударной вязкости выше в сравнении с требованиями отечественных нормативных документов. Кроме того, международные стандарты предусматривают испытания на определение вязкости разрушения K_{IC} металла обода колеса, а некоторые даже – испытания на многоцикловую усталость $\Delta\sigma \cdot 10^7$. Таким образом, для повышения надежности и долговечности железнодорожных колес необходимо проведение исследований, направленных на повышение вязких свойств обода колеса и нормирование дополнительных, более современных, комплексных и близких

к условиям эксплуатации механических характеристик, что будет способствовать повышению качества колесо-бандажной продукции.

Таблица 1.1

Требования различных нормативных документов на железнодорожные колеса к величине предела прочности и ударной вязкости металла обода колеса

№ п/п	Нормативный документ	Марка стали	Содержание углерода, %	Предел прочности, Н/мм ²	Ударная вязкость, Дж/см ²
1	ДСТУ ГОСТ 10791-2006	1	0,44 - 0,52	880 -1080	30
		2	0,55 – 0,65	910 – 1110	20
		3	0,58 - 0,67	980 -1130	16
2	ТУ У 35.2- 23365425- 600	T	0,61- 0,69	Не менее 1020	18
3	ISO 1005 - 6	C44GW-T-A (R6- T)	Не более 0,48	770-890	30
			Не более 0,52	820-940	30
		C48GW-T-A (R7- T)	Не более 0,57	860-980	30
			Не более 0,61	900-1050	24
		C51GW-T-A (R8- T)	Не более 0,70	940-1140	20
4	EN 13262	C55GW-T-A (R9- T)			
		C64GW-T-A			
		ER6	Не более 0,48	780-900	34/24*
		ER7	Не более 0,52	820-940	34/24*
		ER8	Не более 0,56	860-980	34/24*
		ER9	Не более 0,60	900-1050	26/18*

* числитель - среднее значение, знаменатель - минимальное

В таблице 1.2 приведены требования отечественной и зарубежной нормативной документации к железнодорожным бандажам. Их анализ показывает, что отечественные требования для сталей близкого химического состава соответствуют, а в некоторых случаях и превышают требования

зарубежных стандартов. Однако, соотношение твердостей отечественных бандажей и головок рельс украинских железных дорог не оптимально, что влечет за собой повышение износа при эксплуатации. В связи с этим актуальной является проблема разработка новых режимов термической обработки бандажей, обеспечивающих повышение их прочности (твердости) с сохранением или повышением уровня вязких свойств.

Таблица 1.2

Требования различных нормативных документов на железнодорожные бандажи к величине предела прочности и ударной вязкости

№ п/п	Нормативный документ	Марка стали	Содержание углерода, %	Предел прочности, Н/мм ²	Ударная вязкость, Дж/см ²
1	ГОСТ 398-96	2	0,57– 0,65	930 – 1110	25
		3	0,60 - 0,68	1000 -1270	20
2	ТУ У - 628:2008	Т	0,60- 0,68	Не менее 1078	20
3	ISO 1005 /1-19- 942	B5 -Т	Не более 0,60	800-920	30
		B6 -Т	Не более 0,65	920-1050	20
4	UIC 810- 1(o):2003	B5 -Т	Не более 0,60	800-920	30
		B6 -Т	Не более 0,65	920-1050	20

1.3 Условия эксплуатации железнодорожных колес и бандажей, и критерии оценки их надежности и долговечности

Оцениваемые действующими стандартами механические характеристики цельнокатаных колес и бандажей не дают полной информации об их эксплуатационной надежности [29], поэтому возникает необходимость в применении других критериев.

Взаимодействие колеса или бандажа и рельса является физической основой движения поездов по железным дорогам. Применяемые материалы должны обладать высокой прочностью, чтобы воспринимать вертикальные и

боковые статические нагрузки и динамическое воздействие, вызванные вертикальными и горизонтальными ускорениями элементов подвижного состава. При этом интенсивность изнашивания элементов и скорость развития усталостных дефектов должны быть такими, чтобы обеспечивалась экономически целесообразная эксплуатация подвижного состава [30].

Для железнодорожных колес и бандажей важной эксплуатационной характеристикой долговечности является износ. Значительная часть отказов этих изделий происходит не в результате разрушения, а вследствие изнашивания трущихся поверхностей. Механизм и величина износа зависит от многих факторов, которые можно разделить на три группы: внешнее механическое воздействие (характер движения контактирующих тел, величина нагрузки и др.); физико-химическое воздействие среды; свойства материалов пары трения. Первые два фактора в процессе эксплуатации изменять очень сложно. Поэтому высокого уровня износостойкости и контактной выносливости контактирующих тел можно достичь, главным образом, за счет оптимизации комплекса механических свойств и структурного состояния используемых конструкционных сталей. Из многочисленных видов механического износа, которые можно классифицировать по различным признакам, наиболее распространенным является нормальный окислительный износ, идущий при наличии на поверхности трения защитных пленок, образующихся при взаимодействии контактирующих материалов с кислородом.

Для всех разновидностей нормального изнашивания характерны интенсивная пластическая деформация тонких поверхностных слоев, их взаимодействие с химически активными компонентами промежуточного вещества и разрушение этих поверхностных слоев при отсутствии разрушения внутри основного металла. Для нормального изнашивания характерны три стадии. На первой стадии, называемой стадией приработки, с течением времени скорость износа уменьшается. Это связано с устранением неровностей на поверхностях контакта. На второй стадии скорость износа

постоянна. На этом этапе можно прогнозировать величину износа и, таким образом, учитывать эту характеристику при определении размеров деталей. Третья стадия характеризуется ускорением величины износа. В условиях эксплуатации переход к третьей стадии может привести к быстрому выходу детали из строя [31].

Особенностью процесса износа является то, что в зоне непосредственного контакта трущихся тел в поверхностных слоях возникает особая, так называемая вторичная структура, а под ней располагается зона с деформированной структурой глубиной до нескольких микрометров [2]. Основными признаками нормального износа в отличие от различных видов повреждаемости являются отсутствие любых видов разрушения основного металла и локализация разрушения в тончайших поверхностных слоях вторичных структур, образовавшихся при трении.

По мнению некоторых авторов [2, 32, 33] природа всех видов изнашивания едина и представляет собой процесс усталостного разрушения. Такое представление о природе изнашивания базируется на следующих положениях: контакт двух тел из-за шероховатости и волнистости их поверхностей всегда дискретен; изнашивание происходит в результате действия локальных напряжений и деформации в зонах фактического контакта; разрушение металла в отдельных участках поверхности трения обусловлено многократным нагружением зон контакта [35]. Так, авторами работы [36] было показано, что в поверхностных слоях трущихся материалов образуется ячеистая структура, характерная для материалов, подвергнутых усталостному нагружению. С увеличением циклов нагружения эта структура проявляется в более глубоких слоях материала. Границы ячеек при определенных условиях могут быть концентраторами напряжений и инициировать зарождение микротрещин.

Теория усталости базируется на определении такой характеристики механических свойств как предел выносливости. Исходя из этого, должна существовать взаимосвязь между износостойкостью и пределом

выносливости. Однако, в исследованиях, проведенных в работе [37], такая зависимость не была установлена. Это связано с тем, что предел выносливости характеризует процесс усталостного разрушения в целом, который состоит из двух стадий: рассеянного усталостного повреждения (стадия зарождения трещины) и локального повреждения (стадия распространения трещины), для каждой из которой определяющими являются свои механизмы разрушения и используются свои уравнения для описания процессов. По-видимому, при изучении износа необходимо применять такую модель, которая бы описывала усталостное разрушение как процесс накопления повреждений и зарождения усталостной трещины, а также ее рост до критической длины. Такая модель предложена в работе [38]. Она основывается на критериях механики разрушения, определяемых при циклическом нагружении.

Железнодорожные колеса и бандажи в процессе эксплуатации также подвергаются тепловому воздействию [39]. Приложение тормозных усилий к поверхности катания колес и бандажей, в частности при неисправности тормозов и торможении на затяжных уклонах, способствует возникновению высоких термических напряжений, в результате чего на поверхности катания могут появляться трещины, рост которых до своей критической длины при определенных условиях может привести к их разрушению [3, 40 -45].

Исследования, проведенные во многих странах, убедительно показали, что разрушение представляет собой процесс зарождения и устойчивого роста трещины до своей критической длины, при достижении которой происходит переход к ее лавинообразному росту, что и приводит к разрушению [3, 45, 46]. Таким образом, появление трещины еще не означает потерю несущей способности элемента конструкции. Более того, исследования в области дефектоскопии свидетельствуют о том, что реальные конструкционные материалы еще до начала эксплуатации имеют различные исходные дефекты в виде несплошностей, включений и т.п., которые можно рассматривать как элементы начала разрушения.

Важным направлением в повышении эффективности оценки служебных свойств железнодорожных колес является разработка и использование дополнительных критериев оценки их надежности. Наука о прочности и разрушении материалов в последние десятилетия достигла больших успехов в связи с развитием нового направления, получившего название механика разрушения [3, 47]. Благодаря разработке новых критериев разрушения, определяющих условия распространения трещин и методов их оценки, стало возможным использовать теорию разрушения для решения практических инженерных задач. В настоящее время критерии вязкости разрушения нашли широкое применение для характеристики высокопрочных материалов, применяемых для изготовления ответственных изделий [48, 49]. Основные преимущества использования критериев вязкости разрушения для инженерной практики, по сравнению с другими характеристиками механических свойств, заключаются в следующем: знание величины вязкости разрушения дает возможность рассчитать критическую длину трещины, при достижении которой происходит разрушение при заданном уровне напряжений; данный метод позволяет определить максимальный безопасный размер дефекта, при котором не происходит его развития до своей критической длины, т.е. разрушения изделия. Оба эти вопроса являются очень актуальными и для железнодорожных колес, так как они являются изделиями, в процессе эксплуатации которых невозможно избежать возникновения различных дефектов на поверхности катания. При неблагоприятном распределении остаточных напряжений и малых значениях вязкости металла обода от этих дефектов в радиальном направлении вглубь обода могут развиваться усталостные трещины, что приведет к разрушению колеса. Ужесточение условий эксплуатации железнодорожных колес (повышение нагрузки на ось, увеличение скорости движения железнодорожного транспорта и др.), а также использование в эксплуатации колес повышенной прочности поставило на повестку дня вопрос о необходимости использования для оценки надежности колес наряду с

традиционными механическими характеристиками также и критерии механики разрушения.

В качестве меры трещиностойкости принята вязкость разрушения K_{Ic} [50]. За рубежом уже многие годы ведутся работы по изучению вязкости разрушения колесных сталей [51, 52]. Наибольшее количество таких исследований проводится в европейских странах. В частности, были проведены исследования критического коэффициента интенсивности напряжений (статической вязкости разрушения) K_{Ic} стали для железнодорожных колес «ER7» ($C=0,52\%$, стандарт EN 13262) и влияния на этот показатель структурного состояния указанной стали. На основе стендовых исследований был определен минимально допустимый уровень значений K_{Ic} для указанной марки стали, а исследования на вязкость разрушения были определены как сдаточные по указанному выше стандарту.

Но такие исследования проводились только на стали для железнодорожных колес марки «ER7» по стандарту EN 13262, который является основным для европейских стран. Для железнодорожных колес, которые производятся по межгосударственному стандарту ГОСТ 10791 для стран СНГ (в том числе и по заказу „Укрзалізниці”) такие исследования отсутствовали. Более того, было показано, что критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} , который характеризует граничное состояние материала только при статическом нагружении, не может в полной мере служить критерием надежности колес [53, 54], особенно высокопрочных. В железнодорожных колесах развитие трещины до своей критической длины происходит от концентратора напряжения под действием циклического нагружения, то есть по механизму усталостного роста трещины.

Для качественной оценки этих процессов необходимо применять критерии, основанные на принципах нового направления в механике деформируемого твердого тела – механики хрупкого разрушения. Перспективность этого направления заключается в расширении возможностей прогнозирования долговечности конструкций применительно

к конкретным условиям эксплуатации, как на стадии зарождения трещины, так и на стадии ее устойчивого распространения до своей критической длины [3]. Использование количественных параметров механики разрушения при проектировании изделий из конструкционных сталей даст возможность перейти от устаревшей концепции «безопасного ресурса» к современному принципу «безопасного повреждения», в соответствии с которым появление трещины не является концом работы элемента конструкции: важно с какой скоростью будет развиваться разрушение [48].

В процессе интенсивного торможения на ободе колеса часто возникают повреждения термического (термомеханического) происхождения: «белые слои», ползуны, навары, тормозные выщербины, термические трещины и др. В целом по дефектам термомеханического характера ремонтируется до 35 % колес, изымаемых из эксплуатации [55, 56].

Тепло, возникающее в процессе скольжения, воспринимается поверхностью обода, которая может нагреваться выше критических точек. Последующий быстрый отвод тепла приводит к образованию структур закалки (мартенсита) - твердой и хрупкой фазы. Эта структурная составляющая слабо поддается травлению и поэтому называется «белым слоем», или светлой коркой. При дальнейшей эксплуатации участки со структурой хрупкого мартенсита под воздействием циклических нагрузок выкрашиваются, образуя по месту твердой корочки (или ползуна) так называемые выщербины тормозного характера. Глубина выщербин (до 3 мм) определяется глубиной закаленного слоя.

Известно, что на образование выщербин влияет целый ряд факторов эксплуатационного и материаловедческого характера. К первым относятся интенсивность торможения, скорость движения вагона, состояние тормозной системы и др. Материаловедческими факторами в первую очередь являются химический состав стали для железнодорожных колес и уровень твердости колеса [57-62].

Применение композиционных тормозных колодок увеличило выход колес из строя по наварам и термическим трещинам. Навары (наволакивание металла на поверхность катания) образуются при определенных условиях торможения, когда имеет место скольжение колеса по рельсу с незначительным импульсным поворотом. Структура наволакиваемых участков металла, как и ползунов, представлена мартенситом. Его образование связано с воздействием на поверхность высокого давления и температуры. По месту наваров при последующей эксплуатации также образуются выщербины. При работе колес в условиях резких повторяющихся торможений на поверхности катания образуются термические трещины, являющиеся следствием увеличенной тепловой нагрузки на обод за счет применения композиционных колодок: примерно 95-97 % тепла торможения отводится колесом и только 3-5 % рассеивается колодкой [56]. Образовавшиеся на поверхности катания термические трещины чаще всего переходят в выщербины. Эти дефекты образуются как в случаях, когда температура поверхности превышает критические точки стали, так и при более низких температурах. В последнем случае трещины являются следствием циклических температурных напряжений, превышающих предел усталости стали.

Решающее влияние на частоту образования этого типа повреждений оказывает содержание углерода. Повышение сопротивления выкрашиванию тормозного типа может быть достигнуто путем выбора стали, химический состав которой обеспечивает повышение значений критических точек, минимальную склонность к образованию закаленных участков, а также минимальную хрупкость мартенсита, образующегося на поверхности катания колес. Основными механическими характеристиками, влияющими на склонность углеродистых сталей к образованию термических трещин, являются пластичность и вязкость, зависящие от содержания углерода и структурного состояния.

Основные требования, предъявляемые к материалам колесо-бандажной продукции: высокая прочность, а для термически нагружаемых колес и достаточная термостойкость; высокая пластичность и вязкость; достаточная прочность, способность противостоять усталостным явлениям, возникающим в контакте качения; высокая трещиностойкость, низкая скорость роста трещин; повышенная сопротивляемость термической усталости и термоударам (для колес); незначительная склонность к структурным превращениям (для материала колес); оптимальный износ. К материалам колес предъявляются и другие дополнительные требования: нормированная величина внутренних напряжений; улучшенные определенные свойства в зависимости от элемента колеса (обод, диск, ступица и т.п.); однородность свойств по окружности колеса; незначительные изменения свойств по толщине изнашиваемой части обода [63].

Эти, в какой-то мере противоречивые, требования по механическим свойствам и определяют сложность проблемы обеспечения надежности колесо-бандажной продукции. Ее решение требует проведение исследования вязких характеристик обода колеса, разработке методик оценки этих характеристик и, наконец, определение абсолютных значений этих показателей применительно к каждой из используемых марок колесных сталей.

1.4 Анализ влияния технологических параметров производства железнодорожных колес и бандажей на формирование их структурного состояния и механические свойства

Как показывает многолетний опыт эксплуатации, определяющее влияние на работоспособность колес и бандажей оказывает технология их изготовления. Цельнокатаные колеса и бандажи имеют значительные ресурсы работоспособности, и прежде всего за счет повышения их

надежности долговечности путем совершенствования химического состава сталей и технологических параметров производства этих изделий.

Технология производства железнодорожных колес и бандажей включает три основных передела металлургического производства: сталеплавильное производство, деформационную обработку на прессо-прокатной линии и термическую обработку.

Повышения комплекса механических свойств и служебных характеристик можно достичь на каждом из них. Исторически сложилось, что для производства колесо-бандажной продукции традиционно использовали во всем мире углеродистые стали с добавлением марганца и кремния. При эксплуатации колес и бандажей возникают разные дефекты. Основные из них связаны с накоплением тепловой и механической усталости, износом поверхности катания и гребня, пластической деформацией, возникновением ползунов и образованием мартенсита в подверженных интенсивным тепловым воздействиям зонах на поверхности катания [64-67]. Ряд специалистов высказали мнение, что улучшение эксплуатационных характеристик и продление срока службы колес подвижного состава возможны за счет применения новых материалов. Наиболее перспективными из них были указаны бейнитная сталь с низким содержанием углерода, в которой невозможны мартенситные превращения, и так называемые суперсплавы на основе никеля или никеля с железом, в которых мартенситные превращения также невозможны, и которые обладают высокой термостойкостью. В результате исследований установлено, что вместе с рядом преимуществ новые сплавы обладают и недостатками: бейнитная сталь из-за недостаточной термостойкости не может предотвратить появление ползунов и связанных с ними динамических перегрузок, а суперсплавы труднее поддаются механической обработке, возникают затруднения при ковке, прокатке и обработке резанием, кроме того стоимость такого материала значительно превышает стоимость традиционной углеродистой стали, что может привести к значительному

сокращению экономического эффекта от снижения износа и образования выщербин. В настоящее время проводится технико-экономический анализ их применимости. Возможно, более целесообразным будет признано сочетание колесных центров из обычной стали с ободьями из суперсплавов или даже нанесение покрытий из них на ободья из обычной стали [68, 69].

Углеродистая сталь характеризуется благоприятным соотношением между ценой и эффективностью. В связи с высокими требованиями к колесобандажной продукции по прочности, износостойкости и вязкости в настоящее время применяются стали, имеющие временное сопротивление 600-1100 Н/мм², и четко выраженную мелкозернистую структуру с высокой степенью чистоты.

С целью улучшения поведения при термической и механической усталости, оптимизации износостойкости и показателей механики разрушения необходимо разрабатывать и развивать новые концепции легирования и формирования микроструктуры [70].

Повышение степени чистоты стали для железнодорожных колес возможно за счет применения современных технологических приемов выплавки и разлива, включающих продувку стали аргоном, применения твердых шлакообразующих смесей и сталеплавильных ковшей с нейтральной или основной футеровкой, рационального раскисления, отсечки печного шлака и ряда других мероприятий [71].

Формирование микроструктуры должно быть направлено на создание однородного мелкодисперсного состояния, что позволит повысить весь комплекс свойств. С точки зрения износа оптимальное структурное состояние углеродистой стали – ферритно-перлитная структура с пластинчатой морфологией карбидов [72]. Так, например, установлено, что сопротивление изнашиванию эвтектоидной стали со структурой тонкопластинчатого перлита выше в 1,2-1,5 раза при абразивном воздействии и в 3...5 раз при трении, чем у эвтектоидной стали со структурой мелкодисперсного глобулярного и грубопластинчатого перлита [73, 74].

Одним из способов формирования высокого комплекса механических свойств является совершенствование технологии выплавки стали. Уменьшение количества экзогенных и эндогенных неметаллических включений, снижение уровня загазованности стали оказывает положительное влияние на качество стали, а, следовательно, и на весь комплекс служебных характеристик колесо-бандажной продукции [75-80]. Другим методом повышения исходных свойств металла является легирование. Для легирования стали для колес и бандажей необходимо применять элементы, обеспечивающие соответствующий комплекс механических свойств, а также хорошую деформируемость, обрабатываемость на металлорежущих станках, низкую флокеночувствительность и др. Как следует из многочисленных литературных данных в лабораторных условиях были опробованы многие составы стали для железнодорожных колес, легированной такими элементами как никель, хром, кремний, марганец, титан, ванадий, молибден, бор и другие [55, 81, 82]. В последнее время появились разработки по использованию принципиально новых материалов для производства железнодорожных колес – это специальные стали [83, 84]. Однако, учитывая большой объем производства колес и дефицитность многих элементов, легирование не является приоритетным направлением улучшения комплекса свойств колес.

Заключительной технологической операцией производства колес и бандажей, существенным образом влияющей на структурное состояние и уровень свойств, является термическая обработка. При осуществлении их нагрева под термообработку достигается получение однородного аустенитного состояния стали, которое обеспечивает получение заданной величины упрочнения при ускоренном охлаждении, удовлетворительных значений ударной вязкости в диске и ободе колеса. При этом от температуры нагрева колеса под закалку зависит величина зерна аустенита в ободе колеса, которая, в свою очередь, оказывает наиболее существенное влияние на уровень ударной вязкости и вязкости разрушения K_{1C} обода [85].

Ускоренное охлаждение обода колеса производят по режимам, обеспечивающим максимальную дисперсность продуктов распада аустенита (пластинчатого перлита), что в результате приводят к получению в нем заданного уровня прочности, твердости, относительного удлинения и относительного сужения. Вместе с этим, повышение дисперсности перлита положительно влияет на вязкость разрушения и ударную вязкость обода колеса. Режимы упрочнения разрабатываются применительно к конкретным колесам: их конструктивным особенностям, химическому составу стали и предъявляемым требованиям к их свойствам.

Авторами работы [86] показана возможность создания колес повышенной твердости путем интенсификации закалки при снижении температуры охлаждающей среды и повышении ее давления в спрейерах.

Однако, как показывают результаты предварительных исследований, достижение в металле колес высокого уровня статической прочности, усталостной прочности и вязкости разрушения во многих случаях является проблематичным, так как многие технологии упрочнения металлопроката, применяемые ранее, были ориентированы на достижение высокого уровня только прочностных свойств в сочетании с необходимой величиной пластичности. При этом, как показали предварительные исследования, для достижения оптимального сочетания комплекса эксплуатационных и служебных свойств металлопроката эти изменения могут происходить не только на стадии термической обработки, но и на более ранних этапах (в процессе деформационной обработки).

Цельнокатанные колеса представляют собой конструкцию из трех элементов – ступица, диск и обод. Каждый из них выполняет свою специфическую функцию и имеет свои особенности формирования в процессе производства.

Технология производства железнодорожных колес на Украине (рис. 1.1.) включает такие основные операции

1. Надрезка и ломка слитка на исходные заготовки.
2. Нагрев заготовок в кольцевой печи.
3. Гидросбив окалины.
4. Открытая ковка на прессе 2000 т.
5. Закрытая ковка на прессе 5000 т.
6. Штамповка на прессе 10 000 т.
7. Прокатка колес на колесопрокатном стане.
8. Калибровка колеса на стане 35/8 и прошивка отверстия в ступице.
9. Охлаждение колес на воздухе.
10. Нагрев под закалку (ускоренное охлаждение).
11. Закалка.
12. Отпуск в колодцевых печах.

Изготовление изделий сложной формы методом горячей пластической деформации обуславливает различную степень деформации в его элементах. При различной степени пластической деформации в отдельных элементах изделия, ее неравномерность имеет место и по сечению этих изделий. С этим в значительной мере связана степень развития процессов рекристаллизации и, как следствие, упрочнение и разупрочнение стали по сечению изделий [87].

В работе [88] показано, что механические свойства металла колесных заготовок (пределы текучести и прочности, относительное удлинение и сужение) при формовке, прокатке, выгибке диска и калибровке обода незначительны и практически полностью определяются 2...3 кратным обжатием при осадке. Они определяются главным образом механическими свойствами исходной заготовки и термической обработкой, являющейся заключительной операцией при производстве железнодорожных колес.

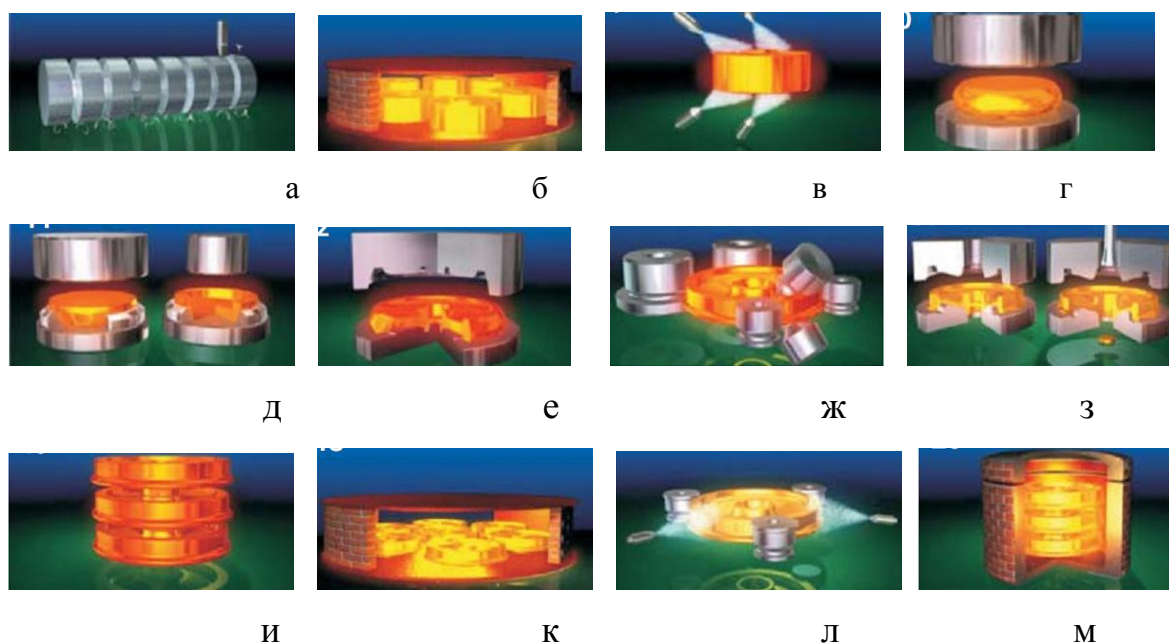


Рис. 1.1. Основные технологические операции в процессе изготовления железнодорожных колес на ПАО "ИНТЕРПАЙП НТЗ": а – надрезка и ломка слитка на исходные заготовки, б – нагрев заготовок в кольцевой печи, в – гидросбив окалины, г – открытая ковка на прессе 2000 т, д – закрытая ковка на прессе 5000 т; е – штамповка на прессе 10 000 т; ж – прокатка колес на колесопрокатном стане; з - калибровка колеса на стане 35/8 и прошивка отверстия в ступице; и – охлаждение колес на воздухе; к – нагрев под закалку; л – закалка; м – отпуск в колодцевых печах

Другими исследованиями [89] показано, что осуществляемая при производстве колес деформация исходных заготовок способствует заметному повышению прочностных характеристик. Упрочнение периферийной зоны до 800-850 Н/мм² достигается уже при первой операции деформирования (осадке) и мало изменяется после формовки колесной заготовки и прокатки колеса. Деформация, производимая на формовочном прессе, способствует упрочнению металла лишь в ступице, а прокатка резко повышает свойства в раскатанной части диска. Следует отметить, что путем деформирования удастся достигать в ободе и диске колеса значений временного сопротивления, равных нижнему пределу требований стандарта к металлу

обода по этому показателю. Был сделан вывод о том, что деформирование слитка в значительно большей степени способствует упрочнению исходного металла, чем последующая термическая обработка. Микроструктура исходных заготовок характеризуется очень крупным зерном (балл ≥ -1), лишь незначительно изменяющимся после первой операции осадки (балл 0). Формовка вносит уже существенные изменения в микроструктуру диска и ступицы колесной заготовки, которые подвергаются максимальной деформации. Обод же, образующийся истечением металла в периферийную область формовочных штампов, деформируется незначительно, что находит отражение в микроструктуре. Наибольшее измельчение зерна наблюдается при прокатке колесных заготовок в ободе и прилегающей к нему части диска, подвергающихся деформированию. В ободе величина зерна определяли баллом 2 и в диске баллом 4 - 3. Таким образом, состояние микроструктуры также свидетельствует о благоприятном влиянии раскатки на деформируемую часть диска и о слабой деформационной проработке обода.

В работе [90] большое внимание было уделено исследованию изменения механических свойств металла исходных заготовок при последовательном выполнении операций осадки, а также закономерностям пластического течения металла. В то же время большая доля прокатки в формировании геометрии колеса, особенно при нерациональных режимах обжатий, может приводить к ухудшению механических свойств и даже к появлению внутренних разрывов в ободе.

В соответствии с этими выводами, одним из направлений работ по совершенствованию технологии производства колес явилось стремление к уменьшению доли прокатки и соответственно, увеличению доли штамповки. Последнее обеспечивает значительное повышение точности геометрических размеров колес и приближает исследователей к реализации идеи получения "чисто штампованных" колес, т. е. не требующих последующей механической обработки резанием. Проведенная экспериментальная работа показала, что по большинству размерных параметров их точность выше, чем

у катаных колес. Особенно существенно снижается эксцентricность ступицы относительно обода (менее 1 мм). Механические свойства штампованных колес по всем показателям оказались не ниже соответствующих катаных, а по ряду параметров их превысили. Однако эксперименты выявили и недостатки предложенной технологии. После штамповки первых колес зеркало штампов покрылось сеткой мелких трещин, которые при каждой последующей штамповке увеличивались [91].

В работе [92] изучали влияние условий деформирования при прокатке цельнокатаных железнодорожных колес на величину зерна стали по сечению обода колеса. Это обусловило необходимость изучения деформаций по сечению элементов колеса при его прокатке. Изучение распределения деформаций по сечению обода обнаружило большую ее неравномерность. В центральной части обода колеса истинные степени деформации при прокатке имеют значения 5-10 %, а у поверхности катания колеса – до 60 %. При таком распределении деформаций процессы рекристаллизации по сечению обода протекают неравномерно и в различных температурных условиях. В результате чего величина зерна в центральной части обода колеса при температуре нагрева под деформацию 1250 °C имеет балл 0-1, а у поверхности катания балл 2-3. В связи с этим повышение степени и равномерности деформации по сечению обода колеса при его прокатке обеспечит снижение разнoзернистости структуры металла обода. Повышение степени и равномерности деформации по сечению обода колеса достигалось охлаждением поверхности обода колеса в процессе прокатки. При этом за счет меньшего сопротивления деформированию внутренних слоев обода, в сравнении с наружными, обеспечивалась более равномерная деформация по сечению обода колеса. При этом также подавлялась собирательная рекристаллизация в поверхностных слоях обода и замедлялась в его центральных. При таких условиях деформирования была получена величина зерна стали у поверхности катания обода равная шестому-восьмому баллу, в центральной части – четвертому-пятому баллу. Устранение разнoзернистости

в ободьях колес, прокатанных в условиях ускоренного охлаждения можно объяснить отсутствием собирательной рекристаллизации, то есть рекристаллизация проходила по всему сечению обода только путем образования и роста новых зерен. Это и привело к получению более мелкого и более равномерного зерна по сечению обода при прокатке колес.

В работах [93, 94] показано, что на этапах штамповки величина деформации обода сравнительно невелика, а на этапе прокатки происходит обратное – интенсивно деформируется область обода. Таким образом, существующие схемы штамповок заготовок железнодорожных колес обеспечивают весьма слабую деформационную проработку обода колеса.

Следует отметить, что на этапе прокатки суммарная деформация обода колеса весьма значительна и вероятно проявление эффекта насыщения, по этой причине корректировка режима деформации обода на этапе прокатки может не дать заметного результата. С другой стороны, как следует из работы [93], на этапе штамповки деформация области заготовки, соответствующей ободу, относительно мала. Таким образом, увеличение деформационной проработки заготовки в области обода именно на этапах штамповки может дать эффект измельчения зерна и повышения механических свойств изделия.

В работе [95] показана целесообразность корректировки технологических режимов деформационно-температурной обработки стали в направлении снижения температуры деформации. Для колесо-прокатного производства это имеет очень важное значение, поскольку металл обода колеса «прорабатывается» слабо и в нем мало изменяется литая структура [96, 97].

Увеличение деформируемости литой стали в ободке обеспечит получение в нем более дисперсного структурного состояния и, в конечном итоге, формирование в процессе термического упрочнения более мелкого зерна в этом элементе колеса. В результате в ободке колеса будут получены более высокие значения прочности и вязкости, что обеспечит ему повышение

износостойкости, контактно-усталостной прочности, вязкости разрушения K_{1c} и ударной вязкости.

Термическая обработка существенно изменяет структурное состояние и уровень свойств. При нагреве под закалку достигается однородное аустенитное состояние стали, которое обеспечивает получение заданной величины упрочнения обода и удовлетворительных значений вязкости в ободке и диске колеса. Вместе с этим от температуры нагрева под закалку зависит величина зерна аустенита [98], влияющая на вязкость разрушения K_{1c} обода и его ударную вязкость [99, 100]. Поэтому при выборе режимов нагрева колес под закалку (температуры и длительности) учитывают химический состав стали, конструктивные особенности колес (массу) с целью обеспечения требований по свойствам обода и диска колеса [39, 100, 101].

Режимы закалки (ускоренного охлаждения) обода должны способствовать повышению степени дисперсности перлита, что обуславливает заданный уровень его прочности, твердости, вязкости разрушения K_{1c} и ударной вязкости. Режимы упрочнения разрабатываются применительно к конкретным типам колес.

Главное назначение отпуска колес – снижение величины остаточных напряжений, образующихся при ускоренном охлаждении. Это особенно важно для изделий со сложным профилем типа железнодорожного колеса. Получение наилучшего сочетания механических свойств с благоприятным характером распределения остаточных напряжений возможно при оптимальных параметрах отпуска [102 - 104]. Причем контролируемыми параметрами являются не только продолжительность и температура отпуска, а также продолжительность и температура подстуживания колес в стопах перед отпуском [105].

Технология производства железнодорожных бандажей (рис. 1.2) включает такие основные операции:

1. Надрезка и ломка слитка на исходные заготовки.
2. Нагрев заготовок в кольцевой печи.

3. Гидросбив окалины.
4. Открытая ковка на прессе 2000 т.
5. Штамповка и закрытая прошивка.
6. Прошивка.
7. Прокатка на стане.
8. Термическая обработка (противофлокенная – при необходимости, закалка (ускоренное охлаждение) с отпуском или нормализация).

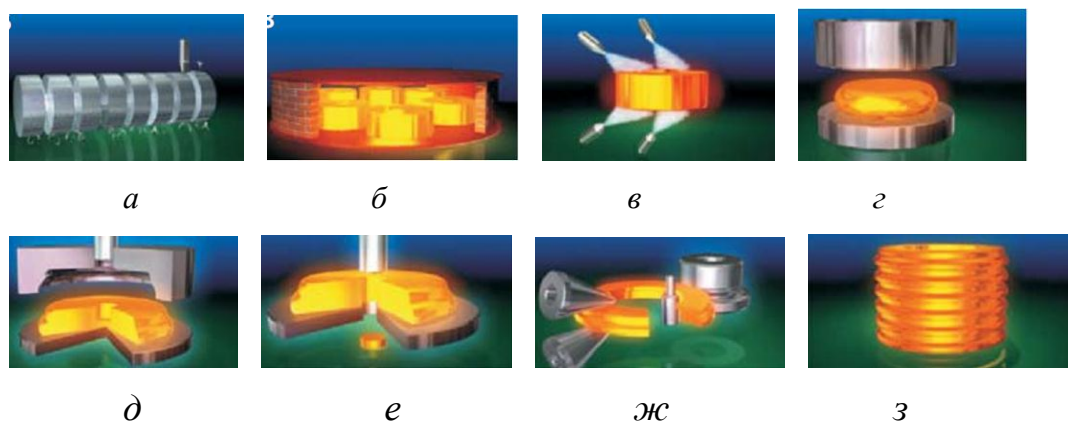


Рис. 1.2. Основные технологические операции в процессе изготовления железнодорожных бандажей на ПАО "ИНТЕРПАЙП НТЗ": *а* – надрезка и ломка слитка на исходные заготовки, *б* – нагрев заготовок в кольцевой печи, *в* – гидросбив окалины, *г* – открытая ковка на прессе 2000 т, *д* – штамповка и закрытая прошивка, *е* – прошивка, *жс* – прокатка на стане, *з* - термическая обработка

Термическое упрочнение бандажей стопами в баке с водой характеризуется отводом тепла через грани бандаж. При этом более интенсивный отвод тепла происходит от поверхности катания и внутренней грани бандаж, в результате чего при термическом упрочнении бандаж упрочняется неравномерно: по периметру поперечного сечения бандаж наблюдается максимальная твердость, а минимальная твердость в его центре. С точки зрения срока службы бандажей предпочтительным следует считать такое распределение твердости по сечению бандаж, при котором твердость

незначительно снижается по мере удаления от его поверхности катания к внутренней грани.

Температура нагрева в аустенитное состояние перед термоупрочнением определяет размер зерна и разноструктурность первичной структуры, а, следовательно, оказывает влияние и на значения ударной вязкости [106]. Интервалы температур нагрева и продолжительность подбираются конкретно для бандажей различного химического состава с учетом конструктивных особенностей (массы). Некоторым авторами были произведены расчеты изменения температуры при различных схемах подачи охладителя на грани бандажа [107].

В лабораторных условиях на опытной установке на натурных образцах было изучено влияние параметров охлаждения бандажей на распределение температур по сечению. Установлено, что некоторые способы охлаждения позволяют получить более равномерное упрочнение с более высокими значениями твердости в рабочих слоях бандажа [108]. Однако необходимо проведение исследований в промышленных условиях на опытных партиях бандажей с определением структуры и всего комплекса нормируемых и эксплуатационных свойств.

Анализ литературных источников позволяет сделать вывод, что, несмотря на значительное количество работ, посвященных исследованию формирования структурного состояния в ободьях железнодорожных колес и его влияния на механические свойства этих изделий, на сегодня практически отсутствуют экспериментальные результаты по влиянию структурного состояния железнодорожных колес на показатели вязкости разрушения, как при статическом, так и при циклическом нагружении.

Существующие способы производства бандажей имеют значительные ресурсы для повышения механических свойств путем совершенствования режимов их термической обработки.

1.5 Влияние горячей пластической деформации и термической обработки на структурное состояние и механические свойства углеродистых сталей, применяемых для производства железнодорожных колес и бандажей

Основная задача при разработке новых способов производства – достижение высокого комплекса свойств за счет получения однородного и по возможности, наиболее мелкого зерна аустенита к моменту интенсивного охлаждения при термическом упрочнении. Наличие определенной связи между размером зерна аустенита и размерами вторичной структуры, возможность получения мелкого зерна после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения привлекает внимание исследователей, так как из всех факторов, приводящих к упрочнению, только измельчение зерна с одновременным упрочнением снижает склонность материала к хрупкому разрушению, увеличивает его хладостойкость.

При температурах выше $(0,6-0,7)T_{пл}$ происходит горячая деформация, которая сопровождается интенсивной перестройкой дислокационной структуры с сохранением только устойчивых при этих температурах дислокационных построений, а также миграций границ, связанных с развитием различных стадий разупрочнения (рекристаллизации).

Наряду с деформационным упрочнением, приводящим к формированию ячеистой или фрагментированной субструктуры, в процессе деформации происходит динамическое разупрочнение. Оно имеет две стадии: динамический возврат и динамическая рекристаллизация [109]. Необходимо отметить, что развитие возврата, полигонизации или рекристаллизации в ходе горячей деформации или при изотермических выдержках после нее происходит иначе, чем при нагреве после холодной деформации. Динамический возврат включает динамический отдых (перераспределение точечных дефектов и частично дислокаций) и динамическую полигонизацию (образование субграниц, их миграция, рост и поворот субзерен). При горячей деформации динамический возврат, кроме

поперечного скольжения, включает еще и переползание дислокаций, в связи с чем становится возможной реполигонизация и поддерживается постоянной общая плотность дислокаций, то есть достигается стадия установившегося течения. Реполгонизация заключается в многократной повторной полигонизации, состоящей в рассыпании субзеренных границ и новом формировании в таких местах, что средний размер субзерен остается неизменным.

Если динамический возврат слабо развит, то с повышением плотности дислокаций создаются условия для формирования центров динамической рекристаллизации.

Динамическая рекристаллизация отличается от статической тем, что появившиеся рекристаллизованные зерна с низкой плотностью дислокаций во время своего роста постепенно наклепываются из-за продолжающейся деформации - в них повышается плотность дислокаций. Участки, рекристаллизовавшиеся в первую очередь, начинают наклепываться раньше и в них быстрее достигается критическая плотность дислокаций, необходимая для зарождения новых рекристаллизованных зерен, которые затем наклепываются, и т. д.

Характерные особенности структуры металла на стадии динамической рекристаллизации следующие: неоднородность субструктуры по объему металла и внутри отдельных зерен, связанная с тем, что одни участки только что рекристаллизовались, а ранее рекристаллизованные участки подверглись наклепу и динамическому возврату; неровность, изгибчатость границ, вызванная выбрасыванием «языков» при зарождении новых зерен; появление колоний новых зерен преимущественно около границ исходных кристаллов; равноосность зерен (в отличие от вытянутых зерен на стадии динамического возврата) [109].

После окончания горячей деформации восстановительные процессы продолжают продолжаться. Среди них различают три типа: статический возврат, статическая рекристаллизация и метадинамическая рекристаллизация.

Первые два процесса имеют аналоги при отжиге после холодной деформации, а метадинамическая рекристаллизация может идти только после горячей деформации. Важнейшей особенностью для практики метадинамической рекристаллизации является отсутствие инкубационного периода, рекристаллизационный рост зерен за короткое время охлаждения металла с температуры деформации. Тип восстановительных процессов, их кинетика и вклад в разупрочнение зависят от того, на какой стадии была прервана горячая деформация.

Зерна, сформировавшиеся при последеформационной выдержке, отличаются от зерен, возникших на стадии динамической рекристаллизации, отсутствием субструктуры и менее извилистыми границами.

Изучение влияния дробности деформирования на кинетику перлитного превращения показало, что последняя мало чувствительна к режиму деформации. Если при равной степени деформации осуществлять деформацию непрерывно или разбивать ее на несколько этапов, превращение идет примерно с одинаковой скоростью [110].

Уровень накопленной энергии деформации определяет кинетику и интенсивность разупрочнения стали при последеформационной выдержке. Разупрочнение максимально в случае наименее стабильной субструктуры, образующейся при предварительной деформации с наибольшей скоростью. Чем выше скорость и ниже температура деформации, тем выше деформирующее напряжение, мельче субзерна, меньше их совершенство и, как следствие, меньше устойчивость против развития статических процессов разупрочнения.

Интенсивность развития последеформационных процессов – полигонизации и рекристаллизации – зависит от состава стали и получаемой в результате горячей деформации аустенита структуры, определяемой степенью, скоростью и температурой деформации, температурой выдержки, а также размером исходного зерна. С увеличением содержания углерода, возрастанием степени деформации, скорости деформации, температуры

деформации и последеформационной выдержки эти процессы ускоряются: уменьшается инкубационный период и время до завершения первичной рекристаллизации и исчезновения структуры горячего наклепа; увеличивается также скорость рекристаллизации при коротких последеформационных выдержках в случае горячей деформации исходного мелкозернистого аустенита по сравнению с крупнозернистым. Реально используемые стали в исходном состоянии обычно имеют промежуточную, среднюю, величину зерна (от 1 мкм до 100 мкм), а также достаточно широкое распределение зерен по размерам; кроме того, деформация неоднородна по своей природе. Поэтому, варьируя многие факторы, определяющие сам процесс горячей деформации (температуру, скорость и степень деформации, цикличность, последеформационные выдержки), можно получить широкий спектр структур, а отсюда и свойств [109].

Уменьшение размеров субколоний перлита является основным фактором, обуславливающим улучшение механических свойств стали с распадом в перлитной области, примером которой может служить сталь для железнодорожных колес.

Горячая деформация уменьшает устойчивость аустенита в перлитной области и увеличивает скорость перлитного превращения. Интенсифицирующее влияние горячей деформации на перлитное превращение проявляется тем сильнее, чем ниже температура прокатки и выше степень обжатия, так как уменьшается инкубационный период, увеличивается скорость превращения [111].

Таким образом, изменение режимов горячей пластической деформации является эффективным способом воздействия на структуру стали для железнодорожных колес, а, следовательно, и на весь комплекс механических свойств и служебных характеристик.

Механические свойства деформированного металла, в конечном счете, определяются его структурой. Наиболее эффективным способом повышения механических свойств металла железнодорожных колес является снижение

размера зерна. Измельчение действительного зерна практически не влияет на прочностные характеристики исследуемой стали, но оказывает положительное влияние на ее пластичность. Наиболее чувствительной к изменению величины зерна является ударная вязкость, что подтверждают результаты исследований, полученных авторами [112]. Известно, что ударная вязкость характеризует сопротивление материала локальным пластическим деформациям, которые сосредоточены в небольших объемах возле концентратора напряжения (надреза). Мелкое зерно уменьшает неоднородность распределения деформаций в микрообъемах структурных составляющих, что и приводит к повышению ударной вязкости.

При одинаковых температурно – скоростных условиях деформации величина зерна будет определяться величиной накопленной деформации за все предыдущие формоизменяющие операции. В работе [113] утверждается, что существенного и прогнозируемого измельчения зерна можно добиться только увеличением степени деформации. Другие факторы, такие как изменение температуры, скорости и способа деформирования, выдержка не всегда оказывают однозначное влияние при образовании нового зерна. Например, И.Н. Францевич [114] показал, что исходная величина зерна не оказывает существенного влияния на протекание процесса рекристаллизации. Величина образующегося зерна определяется лишь степенью деформации и температурой в последнем проходе независимо от изменения структуры в предыдущих проходах. К другому выводу пришли авторы работы [115], исследовавшие сопротивление металла при периодическом деформировании, и утверждающие, что влияние истории деформирования металла на его структуру и свойства значительно.

Несмотря на большое количество работ, посвященных изучению влияния структуры на параметры циклической вязкости разрушения [115 – 119 и др.], не сформированы еще обобщенные представления, которые бы позволили объяснить, какими факторами определяется уровень показателей циклической вязкости разрушения и в каком направлении необходимо

воздействовать на структуру с целью повышения этих показателей без ущерба для других показателей конструктивной прочности сталей [116].

Для однофазных сталей наиболее важным структурным параметром является размер ферритного зерна. В многочисленных исследованиях, проведенных на железе [120] и низкоуглеродистых сталях [121, 122], показано, что вопреки предсказываемой тенденции для однофазных сталей наблюдается рост порогового коэффициента интенсивности напряжений по мере укрупнения зерна. Причина столь неожиданной взаимосвязи K_{th} и величины зерна d обсуждалась неоднократно [120 – 123], однако единого мнения по этому вопросу нет. Считают [120], что более высокий уровень K_{th} в крупнозернистом материале может быть обусловлен отклонением плоскости разрушения крупнозернистого феррита от плоскости действия максимальных растягивающих напряжений, приводящего к микроветвлению трещины.

По мнению авторов работ [117, 124], эта зависимость может быть справедлива как для мартенситных, так и для перлитных сталей, что противоречит выводам работы [125] о том, что для ферритно-перлитных структур размер ферритного зерна не оказывает влияния на показатели циклической вязкости разрушения.

Доэвтектоидный феррит оказывает влияние на кинетику развития усталостных трещин, как на первом, так и на втором участке КДУР. Большинство исследований этого вопроса было посвящено двухфазным ферритно-мартенситным сталям. Данные по ферритно-перлитным сталям в литературе практически отсутствуют.

Исследования влияния доэвтектоидного феррита на циклическую трещиностойкость мартенситной стали 40Х показали [126], что с увеличением содержания феррита (до 30%) циклическая трещиностойкость возрастает. Наиболее интенсивное замедление скорости роста трещины имеет место на первом и втором участке КДУР. Эти результаты кажутся несколько неожиданными в связи с

существующим мнением, что продукты неполной закалки способствуют охрупчиванию [127].

По данным Кука и Биверса [128] увеличение объемной доли доэвтектоидного феррита от 2 до 28% в перлитной стали с 0,55 %C вызывает некоторое снижение порога усталостной трещиностойкости K_{th} . Аналогичные результаты получены в работах [120, 128].

На втором участке кинетической диаграммы усталостного разрушения не была обнаружена чувствительность скорости роста трещины к изменению количества доэвтектоидного феррита в пределах 7-33% [128]. Авторы этой работы делают вывод, что нечувствительность параметров КДУР на втором участке относится не только к изменению количества избыточного феррита, но и ко всем параметрам структуры ферритно-перлитных сталей (величине аустенитного зерна, дисперсности перлита и др.), и распространяется на широкий ряд этих сталей [128].

Некоторые авторы [124] сравнивают влияние дисперсности перлита на припороговый коэффициент интенсивности напряжений K_{th} перлитных сталей с влиянием на этот показатель величины зерна в ферритных сталях. Правомочность такого сравнения основана на том, что именно эти структурные составляющие являются барьером для движения дислокаций. Таким образом, по мнению авторов [124], увеличение межпластиночного расстояния в перлите приводит к повышению показателя K_{th} . Аналогичные результаты были получены в работе [116, 129]. Однако в ряде работ получены противоположные результаты. Увеличение скорости охлаждения до 15°C/с при термической обработке углеродистых сталей ($C=0,38$ и $0,80\%$) [130], уменьшает межпластиночное расстояние и приводит к росту предела текучести и снижению скорости роста усталостной трещины, как на первом, так и на втором участке КДУР. Этот результат ставит под сомнение структурную нечувствительность второго участка кинетической диаграммы усталостного разрушения. Возможность одновременного повышения прочности, статической и циклической

вязкости разрушения конструкционных сталей при ускоренном охлаждении была показана также и в работе [131].

Степень и характер влияния каждого из перечисленных выше параметров структуры на показатели циклической вязкости разрушения конструкционных сталей зависит от общего структурного состояния этих сталей. Изменение одного из структурных параметров в ту или иную сторону может приводить не только к усилению или ослаблению влияния остальных на показатели КДУР, но и менять характер этого влияния на противоположный [130].

Имеющиеся в литературе данные о том, что структурная чувствительность параметров первого и второго участков КДУР сильно различается (более того, высказываются предположения о полной структурной нечувствительности параметров второго участка [117, 128]), по-видимому, справедливы только для некоторых конструкционных сталей с определенным видом термической обработки в узком интервале скоростей роста трещины. Они не могут быть приняты как общие закономерности взаимосвязи между параметрами структуры и кинетики развития усталостной трещины на втором линейном участке КДУР. Подтверждением этого являются результаты работы [132].

С повышением содержания углерода в нормализованных сталях величина критического раскрытия трещины уменьшается, что, по-видимому, объясняется снижением доли пластичной структурной составляющей – доэвтектоидного феррита. Изменение содержания углерода влияет на вид диаграммы «усилие-перемещение». При содержании более 0,6%С наблюдается четко выраженный максимум усилия. Уменьшение характеристики δ_c с увеличением твердости, вероятно, вызвано фазовым наклепом феррита и повышение концентрации углерода в твердом растворе [133].

Стали, которые имеют в основном перлитную структуру, широко используются для изготовления рельсов, колес, бандажей и др. изделий. Увеличение содержания перлита является полезным для повышения прочности при растяжении и определяет сопротивление износу, но вредно влияет на ударную вязкость и общую пластичность. От этих сталей традиционно не требовалась высокая ударная вязкость, но ряд происшедших аварий подтвердили необходимость повышения ударной вязкости. Это может быть достигнуто снижением содержания углерода, что в свою очередь приводит к увеличению объемной доли феррита в структуре и, в результате, к потере прочности и снижению сопротивления износу.

Можно сделать вывод, что повышение объемной доли перлита при заданном содержании углерода будет способствовать повышению ударной вязкости. Однако результирующий эффект будет определяться соотношением факторов, связанных с влиянием феррита и перлита и обусловлен снижением объемной доли феррита, особенно если вязкость феррита высокая, т.е. феррит мелкозернистый. В этом случае увеличение фактора влияния перлита можно снизить сопротивление ударному нагружению. В некоторых сталях сложные взаимные соотношения структурных параметров могут привести к тому, что свойства при ударном нагружении не будут зависеть от морфологии феррита и перлита. Однако, при высокой объемной доли последнего он играет более существенную роль [134].

При примерно одинаковых значениях прочностных свойств сталь со структурой глобулярного перлита имеет по сравнению с пластинчатым перлитом более высокие показатели статической трещиностойкости, порогового коэффициента интенсивности напряжений, меньшую скорость распространения усталостной трещины на втором участке кинетической диаграммы усталостного разрушения, более высокие значения пластичности (относительное удлинение, относительное сужение) и ударной вязкости. В то

же время пластинчатый перлит обеспечивает более высокий предел контактно-усталостной выносливости, меньшую скорость изнашивания в условиях трения [30].

1.6 Влияние химического состава на механические свойства сталей для железнодорожных колес и бандажей

При эксплуатации железнодорожных колес часто возникают проблемы, связанные с накоплением тепловой и механической усталости, износом поверхности катания и гребня, пластической деформацией, возникновением ползунов и образованием мартенсита в подверженных интенсивным тепловым воздействиям зонах на поверхности катания [55, 64–67]. Склонность железнодорожных колес к возникновению указанных явлений во многом зависит от химического состава стали, используемой для их производства, и технологии ее деформационной и термической обработки.

Выполненные исследования строения, физико-химических свойств легирующих элементов и их влияния на механизмы упрочнения, структуру и свойства конструкционных сталей показывают, что эффективным способом повышения комплекса механических свойств металлопродукции является осуществление направленного внутрифазового легирования δ -, γ - и α -модификаций железа. Образующиеся на этой основе соответствующие твердые растворы – δ -феррит, аустенит и α -феррит – наследственно связаны взаимными полиморфными превращениями и влияют на конечный фазовый состав, структуру и свойства стали. В этом случае наиболее эффективно и экономически целесообразно осуществлять легирование сталей для железнодорожных колес и бандажей базового состава малыми (до 1–1,5%, масс.) добавками марганца, кремния и ванадия.

Эффективным методом повышения свойств сталей для железнодорожных колес и бандажей является легирование [55]. Их

легирование осуществляется элементами, обеспечивающими соответствующий комплекс механических свойств, а также хорошую деформируемость, обрабатываемость на металлорежущих станках, низкую флокеночувствительность и др. В лабораторных условиях были опробованы многие составы стали для железнодорожных колес, легированной такими элементами как никель, хром, кремний, марганец, титан, ванадий, молибден, бор и другие [55]. Исследования стали с (% , масс.): 0,3–0,7% С, 0,6–2,1% Мп, 0,3–1,7% Si, 0,3–1,9% Cr, до 0,26% V, до 0,21% Ti, до 0,21% Mo и до 0,20% Nb.

Установлено, что увеличение содержания углерода от 0,3 до 0,7% приводит к значительному изменению свойств колесных опытных сталей. Повышение концентрации углерода приводит к возрастанию прочностных характеристик стали (твердости, предела текучести, временного сопротивления), увеличивая износостойкость и контактную усталостную прочность в 5 раз. При этом пластические свойства стали (относительное сужение и относительное удлинение), а также ударная вязкость снижаются. С повышением содержания углерода увеличивается склонность стали к хрупкому разрушению, возрастает твердость и глубина образования "белого" слоя, повышая склонность этих мест к хрупкому разрушению и возникновению дефекта типа "выщербина" [55, 135].

Повышение содержания марганца в стали для железнодорожных колес от 0,6 до 1,4% приводит к росту прочностных характеристик за счет увеличения количества перлита и снижения количества доэвтектоидного феррита, благодаря повышению устойчивости аустенита, понижающей температуру его распада. Пластические свойства стали с содержанием марганца до 1,2–1,6% находятся на относительно высоком уровне. Увеличение марганца более 2% приводит к резкому падению пластичности и ударной вязкости. При 1,8% Мп наблюдается аномальное резкое увеличение износа (~ в 2 раза) относительно его малой величины при содержании до 1,4%. Вместе с тем, контактная долговечность возрастает с увеличением

содержания марганца до 2% при испытаниях на контактную усталость. Повышенное содержание марганца положительно сказывается и на термостойкости колес при низком и высоком содержании углерода. При 0,44% С и 1,1%Mn (уровень прочности 1050 Н/мм²) количество циклов до появления первой трещины составило $2,57 \times 10^3$; при 0,75% С и 0,9%Mn (уровень прочности 1200 МПа) эта характеристика составила $1,40 \times 10^3$, тогда как, например, при 0,64% С и 0,65%Mn и уровне прочности 1100 Н/мм² – $1,03 \times 10^3$ [55].

Кремний в количестве до 1,7% в стали с 0,4% С незначительно повышает прочностные характеристики кремнистой стали и практически не сказывается на ее пластических свойствах. При содержании кремния в стали более 0,7% наблюдается резкое падение ее износостойкости, вызванное, предположительно искажением решетки феррита, его пониженной пластичностью, невысоким сопротивлением отрыву, а также анизотропностью стали, что связано, очевидно, с ее перитектическим механизмом кристаллизации и усилением дендритной ликвации [136, 137]. Контактная усталостная прочность под действием кремния практически не меняется [55].

Весьма эффективной легирующей микродобавкой, повышающей комплекс механических свойств стали после ее соответствующей термической обработки, является ванадий [55, 138, 139]. В стали с 0,4–0,7% С механические свойства после нормализации под влиянием ванадия зависят от температуры нагрева и, в общем случае, наблюдается тенденция к их росту, за исключением некоторого снижения пластических характеристик. Ударная вязкость ванадиевой стали с содержанием углерода от 0,48–0,70% возрастает; в стали с 0,40% – снижается. После нормализации от оптимальных температур нагрева увеличение временного сопротивления стали не приводит к снижению ее пластичности. В микролегированных ванадием колесных сталях с 0,48, 0,60 и 0,70% С низкотемпературная нормализация приводит к увеличению вязкости [55]. Износостойкость стали с ванадием и ее усталостная прочность также возрастают.

Установлено, что марганец, хром, кремний и ванадий в исследуемых пределах не оказывают существенного влияния на глубину и твердость «белого слоя».

Железнодорожные колеса пассажирского транспорта, эксплуатирующегося в условиях умеренных нагрузок на ось, повышенных скоростей движения, частых торможений с образованием на поверхности катания тормозных выщербин и термических трещин должны иметь пониженное содержание углерода, мелкозернистую структуру стали и низкую температуру хрупкого разрушения. Грузовой железнодорожный транспорт имеет высокие нагрузки на ось, а основными причинами выхода его колес из эксплуатации являются выщербины, дефекты контактно-усталостного происхождения и износ. Поэтому колеса грузового транспорта должны иметь повышенную прочность и износостойкость по всему сечению рабочего слоя обода, мелкое зерно стали, высокие значения пластических свойств и ударной вязкости при всех температурах эксплуатации [55].

Поскольку углерод является основным упрочняющим элементом в стали, отрицательно влияющим на ее пластические свойства, то для обеспечения комплекса высоких прочностных и пластических свойств стали для железнодорожных колес целесообразно снижение содержания углерода и введение в ее состав небольших порций легирующих элементов. Анализ данных о влиянии легирующих элементов на свойства стали для железнодорожных колес, обобщенных в работе [55], показывает, что для этого наиболее целесообразно использовать совместно добавки марганца, кремния и ванадия.

На основе проведенного анализа литературы в работе была поставлена следующая цель: развить научные положения о закономерностях влияния структурного состояния ферритно-перлитных сталей, применяемых для производства колесо-бандажной продукции железнодорожного назначения, на ее служебные и эксплуатационные механические свойства, и на основе этих результатов разработать рекомендации по повышению надежности и

долговечности цельнокатаных железнодорожных колес и бандажей в эксплуатации. Для достижения указанной цели были поставлены такие задачи:

- Установить закономерности влияния структурного состояния ферритно-перлитных сталей, которое формируется при их ускоренном охлаждении из аустенитной области с разными скоростями, а также содержания углерода на критический коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении K_{fc} .
- Исследовать закономерности развития трещины в ферритно-перлитных сталях со структурой пластинчатого перлита.
- Исследовать методические вопросы, связанные с определением вязкости разрушения K_{IC} железнодорожных колес.
- Установить закономерности изменения вязкости разрушения K_{IC} железнодорожных колес в зависимости от содержания в них углерода.
- Установить закономерности влияния параметров структуры сталей для железнодорожных колес на их критическую длину усталостной трещины.
- Изучить механизм образования дефектов на поверхности катания колес в процессе эксплуатации.
- Установить закономерности изменения чувствительности железнодорожных колес к возникновению на поверхности катания дефектов теплового происхождения в зависимости от содержания в них углерода и механических свойств.
- Разработать химический состав стали и технологические параметры термической обработки железнодорожных колес, обеспечивающие повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания в сравнении с колесами, которые в настоящее время эксплуатируются на железных дорогах Украины; провести опытно-промышленное опробование этой технологии производства железнодорожных колес.
- Исследовать влияние горячей пластической деформации ферритно-перлитных сталей на их структурное состояние и механические свойства;

разработать технологические рекомендации по повышению вязких характеристик обода железнодорожного колеса и провести их опытно-промышленное опробование.

- Разработать технологические параметры термического упрочнения железнодорожных бандажей, обеспечивающие повышение их твердости в сравнении с бандажами марки «2» (ГОСТ 984-94) и снижение энергозатрат на производство; провести их опытно-промышленное опробование.

ГЛАВА 2 ВЫБОР МАТЕРИАЛА И МЕТОДИК ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалами для выполнения работы служили углеродистые, микролегированные стали, применяемые для производства железнодорожных колес и бандажей различного химического состава, а также стали заданного опытного состава.

Материалом для исследования влияния структурного состояния углеродистых сталей и содержания в них углерода на ударную вязкость и показатели механики разрушения (глава 3) служили углеродистые стали, химический состав которых представлен в табл. 2.1.

Таблица 2.1

Химический состав исследуемых углеродистых сталей

Условная маркировка стали	Содержание химических элементов, % масс.					
	C	Mn	Si	P	S	Cr
Сталь №1	0,48	0,69	0,32	0,011	0,09	0,09
Сталь №2	0,57	0,73	0,33	0,014	0,011	0,13
Сталь №3	0,64	0,74	0,31	0,019	0,022	0,11

Для проведения лабораторных термических обработок из ободьев железнодорожных колес диаметром 957 мм в горячекатаном состоянии были вырезаны пробы. Режимы обработок отличались только скоростью охлаждения из аустенитной области. Изменение скорости охлаждения достигалось путем охлаждения в различных средах: на воздухе (нормализация), в расплавленной соли ($t_{\text{соли}}=250^{\circ}\text{C}$) и в масле. Исследования температурных полей опытных проб с помощью зачеканенных термопар показали, что их средняя скорость охлаждения в различных средах составляет: $1^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ (охлаждение на воздухе), $6^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ (охлаждение в соли) и $10^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ (охлаждение в масле). Температура нагрева опытных проб в

аустенитное состояние была одинаковая для всех вариантов термической обработки и составляла 850°C.

Для исследования влияния размера зерна на механические свойства, в том числе и на параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения углеродистых сталей, выполняли нагрев сталей №1-3 (табл. 2.1) в аустенитную область до различной температуры (850°C и 1000°C) с последующим охлаждением на воздухе (скорость охлаждения 1°C/с).

Материалом для исследований особенностей развития трещин в углеродистых сталях с различным содержанием углерода служили углеродистые стали, применяемые для производства колес: марка «1» (содержание углерода 0,44 - 0,52 %), марка «2» (содержание углерода 0,55-0,63 %) и марка «Т» (содержание углерода 0,62-0,70 %; микролегирование ванадием до 0,15%) по ГОСТ 10791-2011. «Колеса цельнокатаные. Технические условия».

Для получения различного структурного состояния (различной дисперсности перлита) была проведена термическая обработка опытных образцов по двум режимам, отличающихся между собой скоростью охлаждения – отжиг (охлаждение с печью) и нормализация (охлаждение на воздухе). Исследования проводились на плоских образцах размером 20×5×100 мм с предварительно нанесенным острым концентратором напряжений глубиной 3 мм. На каждое состояние было исследовано по 3 образца.

Для проведения исследований по влиянию параметров нагружения при наведении усталостной трещины (глава 4) были отобраны три колеса: №21, №55 и №63 плавки 31249 из стали марки «1» по ГОСТ 10791-2011 (по своему химическому составу эта сталь соответствует стали марки «ER7» по европейскому стандарту EN 13262) производства ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ». Из ободьев колес №21 и №55 были вырезаны пробы размером 73×76×31мм, предназначенные для последующей термической обработки в лабораторных условиях.

Результаты исследований показали, что ускоренное охлаждение опытных проб в масле от температуры аустенитизации 860°C обеспечивает получение в них перлитной структуры (рис. 2.1) и твердости ~273 НВ. Для выбора оптимальной температуры отпуска был проведен отпуск опытных проб при температурах 200°C, 300°C, 400°C и 500°C. Микроструктура образцов после указанных температур отпуска с указанием их твердости представлена на рисунке 2.2. Из этих данных следует, что в наибольшей степени требованиям эксперимента соответствует температура отпуска 200°C (не происходит снижение твердости).

По определенному режиму (отжиг + отдельный нагрев до температуры 860°C с последующим охлаждением в масле + отпуск 200 °C) была проведена термическая обработка всех опытных проб с контролем стабильности их уровня твердости.

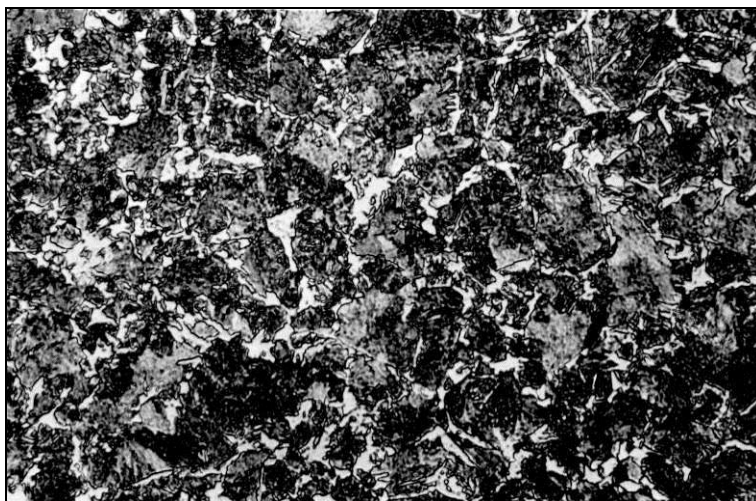
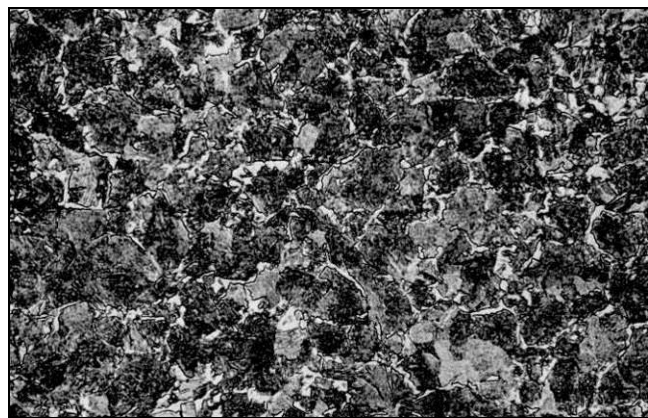
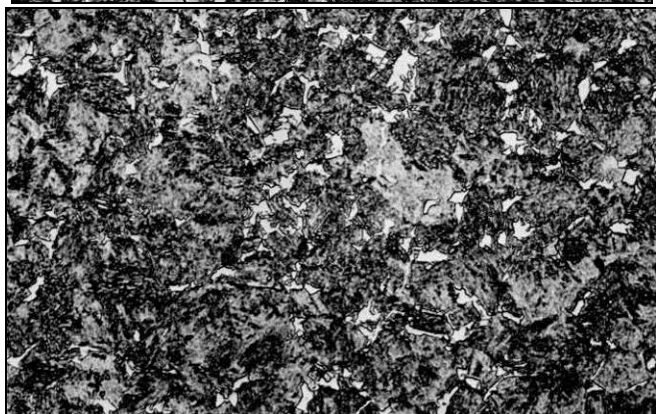


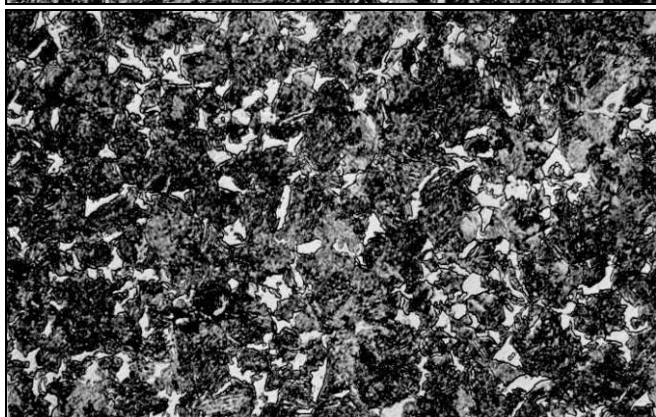
Рис. 2.1. Микроструктура опытной заготовки из стали для железнодорожных колес марки «1» после ускоренного охлаждения в масле, твердость 273 НВ. $\times 400$



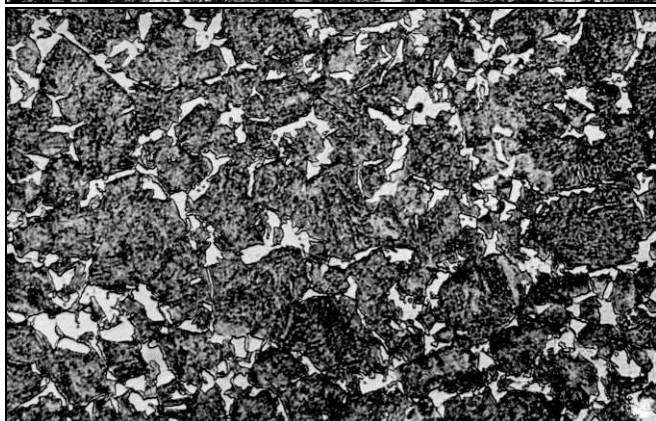
Отпуск 200 °С
262 НВ



Отпуск 300 °С
255 НВ



Отпуск 400 °С
255 НВ



Отпуск 500 °С
255 НВ

Рис. 2.2. Микроструктура опытной заготовки из стали для железнодорожных колес марки «1» после ускоренного охлаждения в масле с последующим отпуском при различных температурах. $\times 400$

Материалом для исследования влияния содержания углерода на остаточные механические свойства, вязкость разрушения K_{Ic} и параметры кинетики роста усталостной трещины железнодорожных колес были выбраны железнодорожные колеса производства ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» в состоянии поставки с различным содержанием углерода.

Химический состав исследуемых колес (таблица 2.2) отличается только содержанием углерода, что позволяет изучить влияние этого химического элемента на механические свойства, в том числе и на ударную вязкость обода, вязкость разрушения K_{Ic} , скорость роста усталостной трещины, критическая длина трещины).

Таблица 2.2

Химический состав железнодорожных колес в состоянии поставки

Условная маркировка колес	Содержание химических элементов, масс. %					
	C	Mn	Si	Cr	S	P
1	0,45	0,70	0,35	0,19	0,007	0,010
2	0,47	0,71	0,33	0,18	0,007	0,008
3	0,49	0,70	0,33	0,18	0,008	0,009
4	0,52	0,70	0,34	0,18	0,008	0,010
5	0,54	0,71	0,33	0,19	0,008	0,010
6	0,56	0,69	0,34	0,18	0,008	0,010
7	0,59	0,71	0,33	0,18	0,007	0,008

Все исследуемые колеса были термически обработаны в промышленных условиях по одному режиму, который заключался в их нагреве до температуры 860°C и охлаждении обода на вертикальной закалочной машине с одинаковой скоростью охлаждения. После ускоренного охлаждения для снятия остаточных напряжений колеса подвергались отпуску при температуре 500°C в течение двух часов.

Микроструктура ободьев исследуемых колес независимо от содержания углерода представляет собой структуру пластинчатого перлита с небольшим количеством доэвтектоидного феррита, который выделяется по границам бывших аустенитных зерен в виде тонкой прерывистой сетки (рис. 2.3). С увеличением содержания углерода от 0,45% до 0,56% количество доэвтектоидного феррита в структуре исследуемых колес уменьшается в среднем от 14% до 7%.

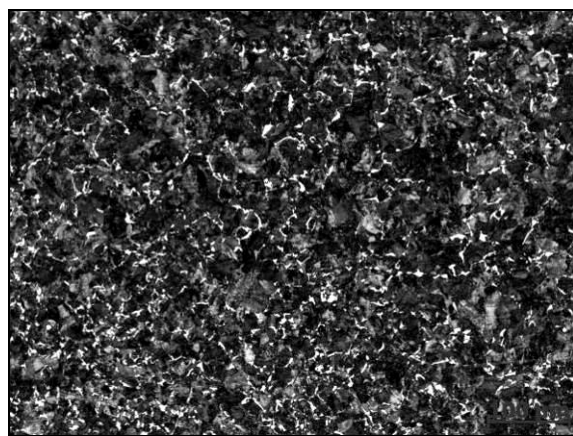
Материалом для исследования закономерностей образования выщербин в железнодорожных колесах различного химического состава (глава 5) в ВКМ Батуриная Приднепровской железной дороги были отобраны колеса, химический состав которых представлен в табл. 2.3.

Таблица 2.3

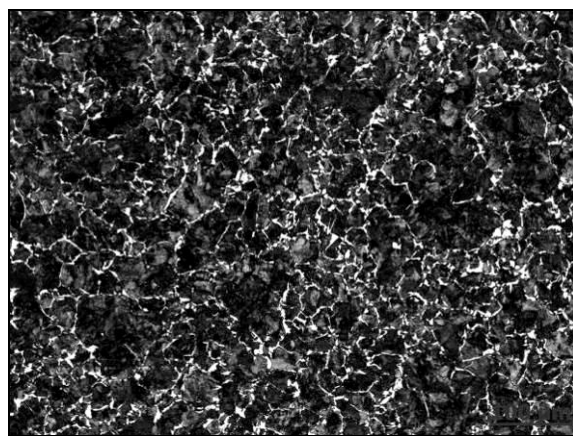
Химический состав исследуемых колес с дефектами типа «выщербины»

Номер плавки	Содержание элементов, % масс.						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V
32223	0,66	0,33	0,73	0,008	0,007	0,19	0,085
21435	0,58	0,35	0,66	0,009	0,010	0,19	0,06

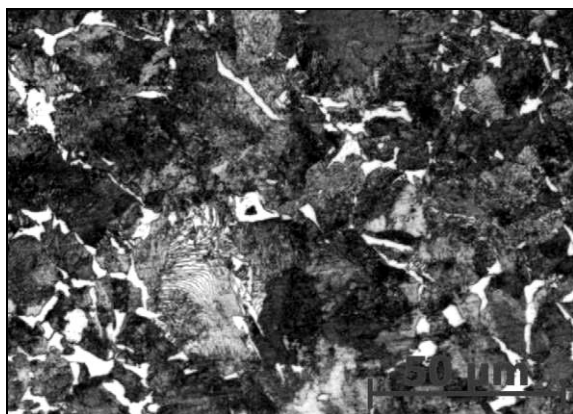
Для исследования влияния исходной твердости железнодорожных колес, а также их химического состава на стойкость к образованию дефектов теплового воздействия были отобраны колеса марки «Т» (ТУ У 35.2-23365425-600), марки «1» и «2» (ДСТУ ГОСТ 10791:2006), производства ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ», химический состав которых представлен в табл. 2.4.



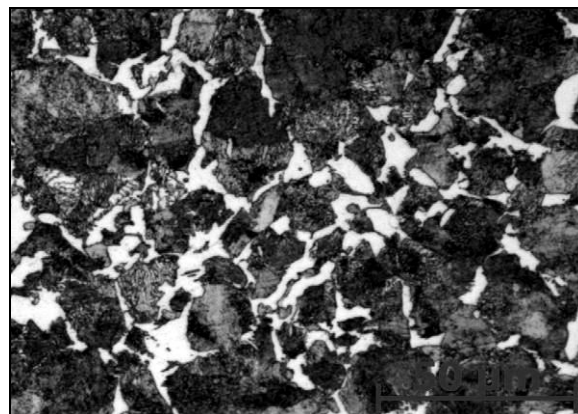
а



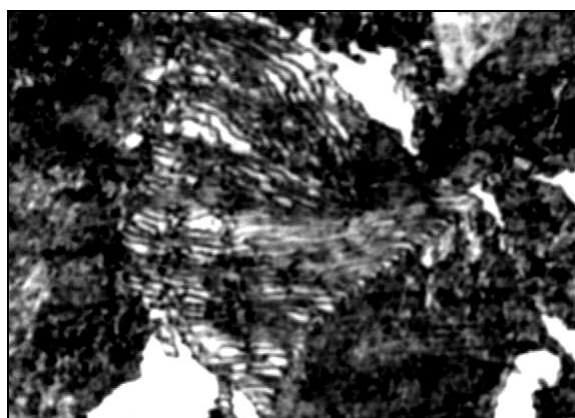
б



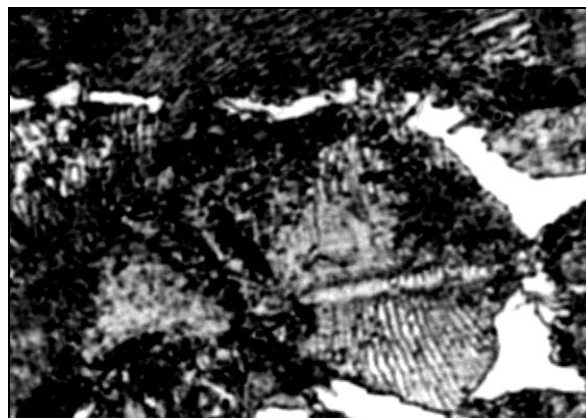
в



г



д



е

Рис. 2.3. Микроструктура металла ободьев колес №6 с 0,56% С (а, в, д) и №1 с 0,45% С (б, г, е): а), б) $\times 100$; в), г) $\times 400$; д), е) $\times 1000$.

Таблица 2.4.

Химический состав железнодорожных колес

№ плавки	Содержание элементов, % по массе										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al	Ti
32223 (марка «Т»)	0.66	0.73	0.33	0.008	0.007	0.19	0.12	0.06	0.085	0.023	0.006
32740 (марка «Т»)	0,65	0,69	0,36	0,007	0,005	0,20	0,11	0,07	0,088	0,027	0,006
42429 (марка «2»)	0,61	0,68	0,32	0,007	0,007	0,18	0,05	0,08	0,072	0,026	0,006
32356 (марка «1»)	0,52	0,69	0,33	0,007	0,007	0,20	0,06	0,07	0,086	0,025	0,006
32244 (марка «1»)	0,46	0,71	0,33	0,007	0,007	0,20	0,06	0,07	0,085	0,025	0,006

Для исследования влияния однократной горячей пластической деформации на структурное состояние и механические свойства углеродистой стали (глава 6) в колесопрокатном цехе ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» была отобрана литая колесная заготовка от круглого слитка диаметром 482 мм стали для железнодорожных колес марки «2» (ГОСТ 10791-2011). Химический состав плавки представлен в табл. 2.5, сталь №4.

Таблица 2.5

Химический состав исследуемой стали для железнодорожных колес

Маркировка стали	Содержание химических элементов, % масс.				
	C	Si	Mn	P	S
4	0,57	0,33	0,73	0,014	0,005
5	0,57	0,30	0,66	0,010	0,009
6	0,58	0,31	0,74	0,008	0,010

Из отобранной заготовки были изготовлены пробы размером 70×70×80 мм для проведения горячей пластической деформации, которая

проводилась путем сжатия (свободной осадки) с использованием гидравлической испытательной машины ЦД – 40 на следующую величину деформации: 30 %, 40 %, 50 % и 60 %. Эти величины соответствуют деформациям в области обода, которым подвергается колесная заготовка на прессо-прокатной линии в процессе производства колеса. Температура нагрева пробы под горячую деформацию была равна 1240°C, что соответствует температуре нагрева колесной заготовки в кольцевой печи в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ». После пластического деформирования из опытных проб были изготовлены образцы для определения механических свойств (характеристик статической прочности и пластичности, а также ударной вязкости) и шлифы для исследования структурного состояния.

Для исследования влияния термической обработки на механические свойства деформированной стали была проведена термическая обработка опытных образцов по следующему режиму: нагрев до температуры аустенитизации 860°C с последующим охлаждением со скоростью, соответствующей скорости охлаждения обода колеса на ВЗМ в колесо-прокатном цехе ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ».

Для исследования влияния дробной деформации осуществляли двукратную деформацию заготовки размером 70×70×80 мм из стали №4 табл. 2.5 с относительной величиной деформации на каждом этапе по 50% от общей деформации. Для исследования влияния термической обработки на механические свойства углеродистой стали после дробной деформации была проведена термическая обработка опытных образцов по следующему режиму: нагрев до температуры аустенитизации 860°C с последующим охлаждением со скоростью, соответствующей скорости охлаждения обода колеса на ВЗМ в колесо-прокатном цехе ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ».

Материалом для промышленного опробования новых технических решений, разработанных на основе результатов предварительных исследований процессов структурообразования при ГПД и ТО и их влияния на механические свойства железнодорожных колес Ø957 мм, являлась сталь

№5 таблица 2.5, а для колес Ø1098 мм – сталь №6 таблица 2.5.

Для исследования влияния противоблоксной обработки бандажей, изготовленных из вакуумированной стали на их механические свойства, макро- и микроструктуру использовали стали для железнодорожных бандажей (глава 7), химический состав которых представлен в таблице 2.6.

Контроль содержания водорода производился, как в жидкой стали, так и в готовом изделии. Образцы для контроля водорода в готовом изделии вырезали на глубине 30-40 мм от поверхности катания. Контроль содержания водорода в жидкой стали осуществлялся с помощью прибора "HYDRIS" фирмы "Heraeus Electro-Nite, контроль содержания водорода в готовом изделии – с помощью прибора PH-402 и TS-236 фирмы "Leco".

Таблица 2.6

Химический состав опытных плавок вакуумированной стали для железнодорожных бандажей

Номер плавки	Содержание химических элементов, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	P	S
22675	0,63	0,73	0,31	0,10	0,06	0,09	0,020	0,006	0,017	0,009
21656	0,62	0,76	0,34	0,10	0,05	0,06	0,024	0,006	0,008	0,013
22670	0,59	0,80	0,33	0,09	0,05	0,07	0,023	0,006	0,009	0,012
21680	0,59	0,75	0,31	0,08	0,05	0,09	0,023	0,005	0,013	0,006
31187	0,60	0,72	0,32	0,07	0,04	0,05	0,025	0,006	0,017	0,009
22632	0,65	0,86	0,32	0,07	0,05	0,05	0,030	0,006	0,008	0,009

Все опытные бандажи подвергались ультразвуковому контролю (УЗК) в автоматическом режиме на установке «Бандаж», а также дополнительно УЗК в ручном режиме в осевом направлении и с поверхности катания дефектоскопом Krautkramer USN 52 с целью выявления дефектов эквивалентных плоскодонному отверстию диаметром 3 мм.

Контроль механических, технологических свойств, макро-, микроструктуры бандажей проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 398-2010 (копровые испытания, испытания на растяжение, определение ударной вязкости при комнатной и отрицательной температуре, контроль неметаллических включений). Отбор проб для проведения механических испытаний проводили не менее чем через 24 часа после выдачи бандажей из отпускных колодцев.

Контроль микроструктуры проводили на образцах, вырезанных для исследования загрязненности согласно ГОСТ 398-2010.

Для контроля наличия флокенов в опытных бандажах производился анализ их макроструктуры на поперечных и продольных темплетах. Продольный темплет вырезался на глубине 70 мм от наружной боковой поверхности.

Для опробования различных технологических схем термической обработки железнодорожных бандажей с целью повышения их эксплуатационной долговечности использовались бандажи, изготовленные из сталей, химический состав которых представлен в табл. 2.7.

Таблица 2.7

Химический состав сравнительной и опытных плавок в сравнении с требованиями ТУ У 35.2–23365425–641:2009

Номер плавки	Содержание элементов, масс.%										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al	Mo
22474	0,66	0,76	0,34	0,012	0,006	0,19	0,118	0,09	0,127	0,026	0,000
21757	0,68	0,77	0,34	0,014	0,010	0,17	0,125	0,05	0,100	0,028	0,000
52085	0,65	0,79	0,30	0,014	0,012	0,18	0,12	0,07	0,093	0,020	0,000
ТУ У марка «Т»	0,60- 0,68	0,70- 0,90	≤0,40	≤0,025	≤0,020	≤0,40	≤0,25	≤0,30	0,08- 0,15	0,013- 0,030	≤0,08

Для разработки технологии термической обработки и выпуска опытной партии использовались бандаж $\varnothing 1060$ мм плавки 31033, химический состав которой представлен в таблице 2.8.

Для более качественного выявления микроструктуры и устранения следов механической полировки окончательную полировку образцов осуществляли электролитическим способом в хромово-уксусном электролите при температуре 16–20 °С и напряжении 16–20 В [140].

Таблица 2.8

Химический состав опытной плавки №31033

Номер плавки	Марка стали	Содержание элементов, масс.%							
		C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Al
ТУ У ..641	«Т»	0,60- 0,68	0,70- 0,90	$\leq 0,40$	$\leq 0,025$	$\leq 0,020$	$\leq 0,40$	0,08- 0,15	0,013- 0,030
31033	«Т»	0,68	0,79	0,32	0,009	0,006	0,18	0,10	0,023

Анализ дендритной структуры осуществляли по волокнам, в которые превращаются дендриты при пластической деформации (следам химической неоднородности распределения химических элементов, возникающей при кристаллизации стали), и, выявляющиеся травлением шлифов в горячем растворе пикрата натрия [137]. Использовали также травление в 4%-ом спиртовом растворе азотной кислоты (нитале).

Макроструктуру ободьев железнодорожных колес и бандажей выявляли травлением темплетов в горячем растворе соляной кислоты (50% HCl).

Металлографические исследования выполнены на световых микроскопах «Neophot–32» и «Axiovert200 M MAT», растровом электронном микроскопе РЭМ–106. Микрорентгеноспектральный анализ выполнен с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM–35CF, оснащенного рентгеновским спектрометром с дисперсией по энергии рентгеновских квантов INCA Energy–350. Количественный анализ

параметров микроструктуры осуществляли с помощью системы автоматического анализа изображения «AxioVision».

Исследования тонкой кристаллической структуры мартенсита в поверхностном слое образцов после термической обработки производили с помощью рентгеноструктурного анализа по следующей методике. В автоматическом режиме (рентгеновский дифрактометр ДРОН-3М, монохроматизированное MoK_α -излучение) производили запись выбранных для анализа интерференционных максимумов линий (110) и (220). В качестве эталона использовали образец спрессованного карбонильного железа, отожженный по специальному режиму. Обработку результатов исследований проводили методом аппроксимации [141, 142].

Проведенные расчеты показали, что отношение физических уширений β_{220}/β_{110} для исследованных образцов близко к $\text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{110}$. Согласно [141, 142] это означает, что физическое уширение рентгеновских интерференций определяется только микронапряжениями.

В силу этого расчёт плотности дислокаций ρ в феррите исследуемой стали проводили по соотношению, приведенному в [141]

Расчёт напряжений 2 рода проводили по соотношению:

$$\rho = \frac{4}{5} \times \frac{\beta^2}{b^2 \text{tg}^2 \theta}, \quad (2.1)$$

где θ и β - соответственно угол отражения Вульфа-Брэггов и физическое уширение анализируемой рентгеновской линии;

b - вектор Бюргерса дислокаций ($b_{\langle 111 \rangle} = 2,47 \times 10^{-8} \text{ см}$).

Расчёт напряжений I рода проводился по соотношению, приведенному в [142], по той же дифракционной линии (220):

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\mu} \times \frac{\Delta d_{(220)}}{d_{(220)}}, \quad (2.2)$$

где $\sigma_1 + \sigma_2$ - тангенциальные напряжения;

E - модуль Юнга, для стали $E = 210\,000 \text{ Н/мм}^2$;

μ - коэффициент Пуассона, для стали $\mu = 0,26$;

$\Delta d/d$ - относительное изменение межплоскостного расстояния.

Значение d_{220} определяли по известной формуле Вульфа-Брэгга:

$$d_{220} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta_{220}}, \quad (2.3)$$

Где λ - длина волны рентгеновского излучения, в нашем случае для $\text{MoK}_{\alpha 1}$ $\lambda=0,70926\text{\AA}$,

θ_{220} - угол отражения для интерференции (220) феррита стали.

Механические испытания на статическое растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 1497–84 на испытательной машине «Instron» с использованием цилиндрических образцов диаметром 5 мм. Погрешность определения усилия 1%.

Определение ударной вязкости выполнено по ГОСТ 9454–78 на маятниковом копре PSW–30.

При проведении механических испытаний на каждую точку испытывалось по три образца.

Определение твердости по Бринеллю проводили с помощью прибора ТБ 5004 по ГОСТ 9012. Погрешность определения твердости 4%.

Измерения микротвердости проводились с помощью микротвердомера ПМТ-3. Погрешность измерения диагонали отпечатка составляла 0,005 мм.

Испытания на износ проводились на испытательной машине СМЦ-2 при скорости вращения образца 300 об/мин., нагрузке 700 Н и проскальзывании 10%. База испытаний на износ составляла 100000 циклов. Величину износа определяли по потере массы, для чего образцы взвешивали на аналитических весах ВЛР-200 с точностью до 0,0000001кг. На каждую точку испытывалось по три образца.

Для испытаний на износ применялся цилиндрический образец диаметром 40 мм, форма и геометрические размеры которого представлены на рис. 2.4.

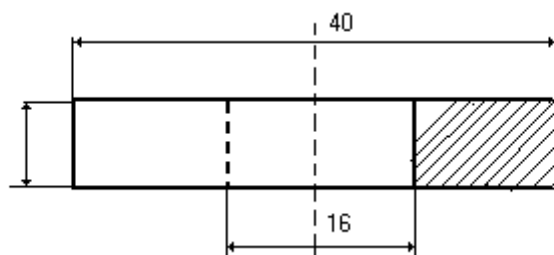


Рис. 2.4. Геометрические размеры образца для испытаний на износ

Испытания с целью построения кривых роста усталостных трещин и кинетических диаграмм усталостного разрушения заключались в циклическом нагружении компактных образцов толщиной 30 мм заданной максимальной нагрузкой цикла с коэффициентом асимметрии $R=0,1$ и постоянным измерением длины усталостной трещины и соответствующей ей количеству циклов нагружения.

Геометрические размеры образца для проведения этих испытаний представлены на рис 2.5.

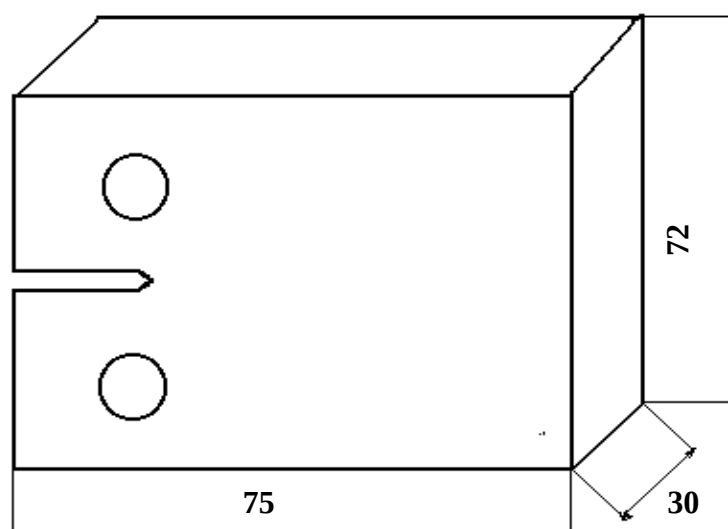


Рис. 2.5. Образец для построения кинетических диаграмм усталостного разрушения

Для построения КДУР на основании полученных данных вычислялись значения коэффициента интенсивности напряжений и скорости роста трещины, и на этой основе строилась зависимость указанных параметров друг от друга.

Испытания проводились на гидропульсирующей испытательной машине типа ЭДЦ-20 с частотой 14 Гц. Погрешность определения усилия 1%. Вычисление $K_{\max}$ производили по формуле (2.4):

$$K_1 = \frac{P}{Wt} \sqrt{IY} \quad (2.4)$$

где $Y = 29,6 + 185,5 (1/W) + 655,7 (1/W)^2 - 1017 (1/W)^3 + 638,9 (1/W)^4$.

Для измерения длины усталостной трещины применялся оптический метод и метод измерения податливости образца с помощью тензометрического датчика.

Основными параметрами кинетической диаграммы усталостного разрушения являются четыре характеристики: K_{th} - максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений цикла, при котором трещина не развивается на протяжении заданного количества циклов (первый участок КДУР); параметры n и K^* зависимости

$$dl/dN = 10^{-7} (K_{\max} / K^*)^n, \quad (2.5.)$$

аппроксимирующие второй линейный участок диаграммы усталостного разрушения. Коэффициент n представляет собой тангенс угла наклона прямой на этом участке (т.е. характеризует темп увеличения скорости роста трещины); K^* равен коэффициенту интенсивности напряжений при скорости роста трещины 10^{-7} м/цикл.

Четвертым параметром КДУР является циклическая вязкость разрушения K_{fc} – значение наибольшего коэффициента интенсивности напряжения цикла, при котором наступает долом образца, и в частности,

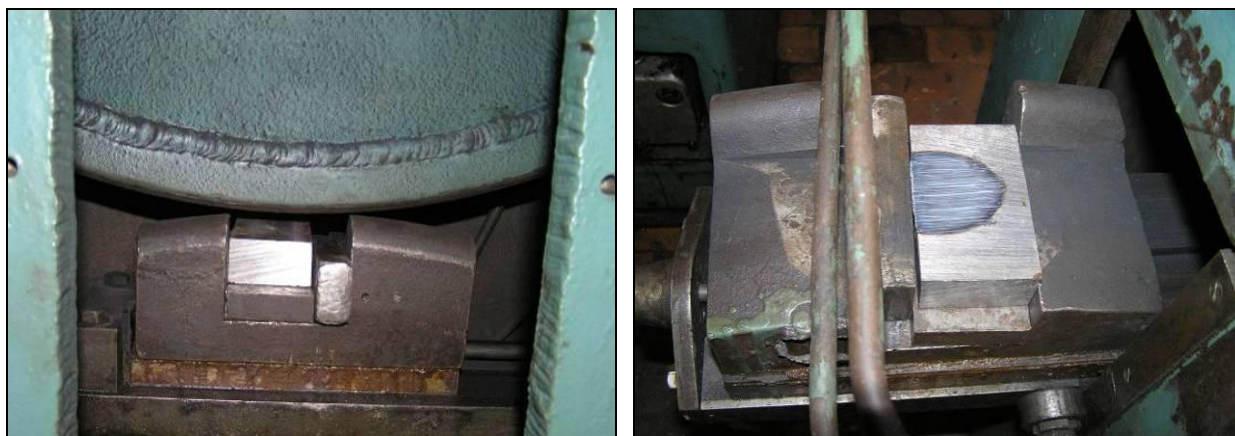
его значение K_{1fc} , достигаемое при максимальном стеснении пластической деформации и разрушении нормальным отрывом (третий участок КДУР).

Для проведения исследований стойкости к тепловому воздействию при торможении использовался специальный стенд и методика исследований, которая была разработанная авторами работы [54].

Указанный стенд позволяет моделировать условия торможения железнодорожных колес в процессе эксплуатации. Принцип работы испытательного стенда заключается в следующем: колесо диаметром 1 м с поверхностью катания, выполненной по профилю головки рельса, вращается с линейной скоростью на поверхности 27,8 м/с (100 км/час). В процессе вращения к поверхности колеса гидравлически прижимается образец из исследуемой стали размерами 100×60×24 мм в течение заданного времени с определенным усилием, которое может изменяться от 0 до 10000 Н. После этого образец быстро отводится от колеса. В результате такого воздействия моделируются условия торможения колеса в процессе эксплуатации, а в месте контакта образуется поверхностный дефект теплового воздействия – «белый слой» повышенной твердости.



Рис. 2.6. Стенд для моделирования торможения в зоне контакта «колесо-рельс»



а

б

Рис. 2.7. Образец для определения чувствительности к тепловому воздействию стали при торможении во время испытаний (а) и после них (б)

Полученные результаты исследований обрабатывали с помощью методов математической статистики с использованием пакета программ «Microsoft Excel».

Для исследования кинетики распада аустенита нагрев образцов в дилатометре DIL 805 А осуществлялся в вакууме ($5,0 \cdot 10^{-4}$ mbar) токами высокой частоты (2 МГц) при помощи индуктора, состоящего из двух медных катушек. Эти катушки представляют собой полые медные трубки. Внутри внешней катушки циркулирует вода, необходимая для охлаждения индуктора, внутренние отверстия второй катушки используется для подачи газа (гелия, газообразного азота), предназначенного для ускоренного охлаждения образцов с заданной скоростью. Образец располагается горизонтально, и изменение геометрических размеров образца определяется при помощи высокоточного датчика LVDT (линейный дифференциальный трансформатор с переменным коэффициентом передачи) измерения линейного приращения.

Термический цикл задается программой, которая основана на контроле температуры образца во времени через приваренную к нему термопару (сплав Pt–Pt/Rh 10%) диаметром 0,09 мм. Программа представлена в виде таблицы, в которой указаны температуры и время. Прибор поддерживает

заданную температуру в заданный момент времени. Скорость охлаждения определяется скоростью подачи охлаждающего газа.

Построение термокинетической диаграммы (ТКД) осуществлялось после различных скоростей охлаждения дилатометрических образцов, нагретых по режиму, близкому к условиям нагрева под закалку железнодорожных колес в газопламенной кольцевой печи на участке термообработки в КПП; скорость нагрева образцов в индукторе составляла 30 °С/мин. После нагрева в аустенитную область образцы выдерживали в течение 5 минут и охлаждали гелием с различными скоростями: 0,5; 1; 2; 5; 10; 15; 20; 30; 50; 120 °С/с.

Металлографические шлифы изготавливались посередине дилатометрических образцов в сечении перпендикулярном их оси. После стандартной методики приготовления металлографических шлифов исследуемую поверхность травили в 2-4 % спиртовом растворе азотной кислоты для выявления конечной структуры. Твердость по методу Виккерса при нагрузке 10 кг измеряли с использованием автоматического микротвердомера КВ 30. Количество структурных составляющих оценивали по микрофотографиям при помощи анализатора изображения с использованием методик количественного определения второй фазы, реализованных в анализаторе изображений Thixomet.

ГЛАВА 3 ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС НА ПОКАЗАТЕЛИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

3.1 Влияние ускоренного охлаждения углеродистых сталей на формирование их структурного состояния

Для ферритно-перлитных сталей одним из основных видов термической обработки является охлаждение из аустенитной области с различными скоростями с целью формирования структуры пластинчатого перлита различной дисперсности [29, 74]. Такая операция термической обработки применяется и при упрочнении железнодорожных колес и бандажей. Последующий отпуск колес, как известно, проводится, в основном, для снижения остаточных напряжений и практически не оказывает влияние на их механические свойства [143]. В связи с этим в работе были проведены исследования влияния скорости охлаждения углеродистых сталей в интервале $1^{\circ}\text{C}/\text{с} - 10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ на формирование их структурного состояния.

Для проведения термической обработки в лабораторных условиях из ободьев железнодорожных колес диаметром 957 мм в горячекатаном состоянии были вырезаны пробы. Химический состав исследуемых колес представлен в табл. 2.1. Режимы обработок отличались только скоростью охлаждения из аустенитной области.

Исследования показали, что микроструктура исследуемых сталей представляет собой ферритно – перлитную структуру с небольшим количеством доэвтектоидного феррита, который выделяется в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен (рис. 3.1, таблица 3.1).

Таблица 3.1

Параметры структуры исследуемых углеродистых сталей

Условное обозначение стали	Скорость охлаждения, °C/с	Соотношение феррит/перлит, %	Размер зерна, номер	Дисперсность перлита, мкм
Сталь №1	1	25/75	7-8	0,1834
	6	15/85	7-8	0,1588
	10	7/93	7-8	0,1223
Сталь №2	1	15/85	7-8	0,2017
	6	5/95	7-8	0,1673
	10	3/97	7-8	0,1222
Сталь №3	1	8/92	7-8	0,2061
	6	3/97	7-8	0,1745
	10	1/99	7-8	0,1315

Анализ данных таблицы 3.1 показывает, что ускоренное охлаждение оказывает существенное влияние на микроструктуру исследуемых углеродистых сталей. Если для стали №1 при скорости охлаждения 1°C/с ферритная сетка является сплошной и четко выраженной, то с повышением скорости охлаждения она утоняется и при скорости охлаждения 10°C/с становится очень тонкой и прерывистой. Количество доэвтектоидного феррита в этой стали с повышением скорости охлаждения уменьшается от 25% ($V_{\text{охл.}}=1^\circ\text{C/с}$) до 7% ($V_{\text{охл.}}=10^\circ\text{C/с}$) и, соответственно, растет количество перлита. Качественно аналогичная картина изменения соотношения указанных выше структурных составляющих наблюдается и для сталей №2 и №3 (табл. 3.1).

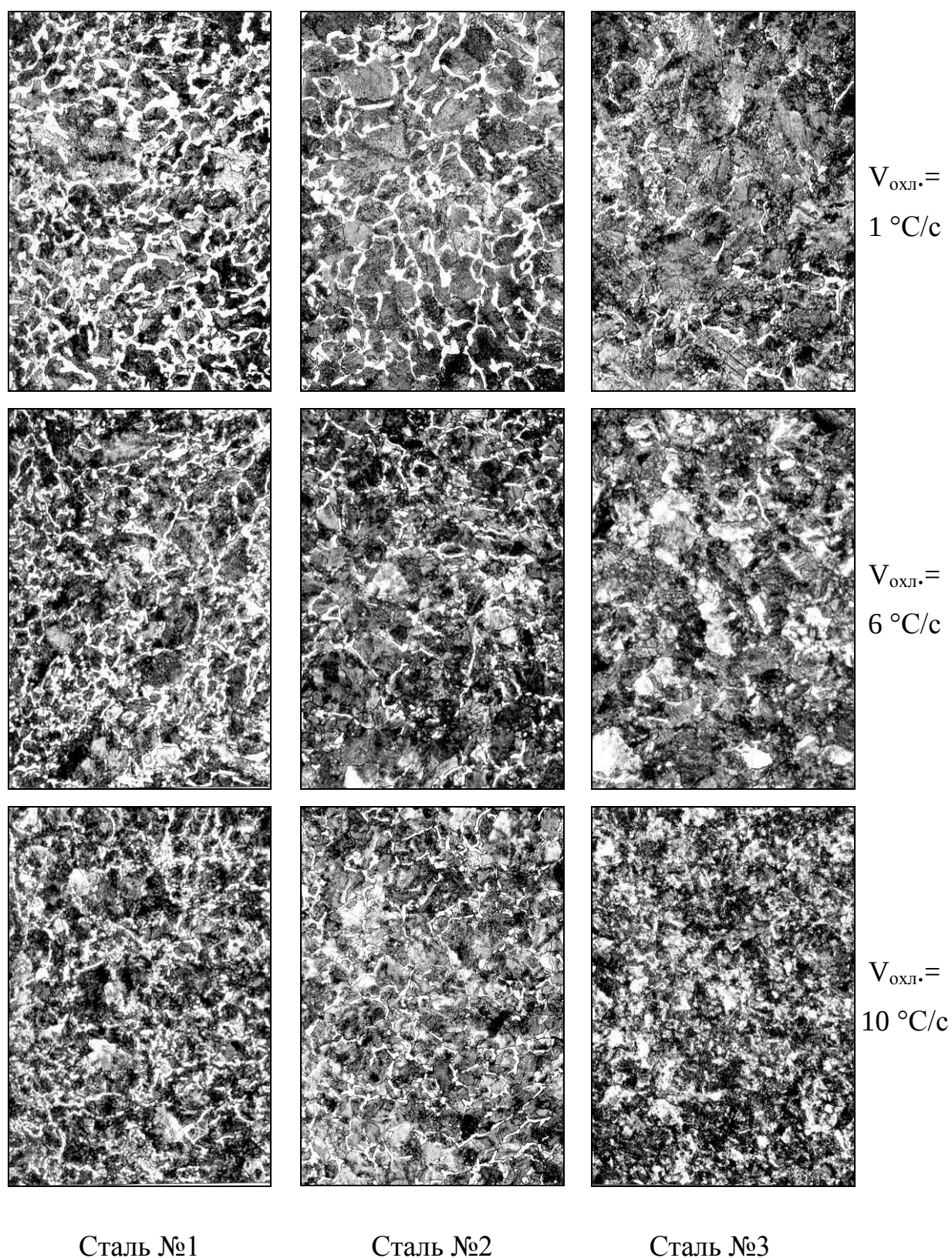


Рис. 3.1. Микроструктура исследуемых сталей после их охлаждения из аустенитной области с различными скоростями. $\times 200$

Анализ изменения дисперсности продуктов диффузионного распада аустенита в зависимости от скорости охлаждения показывает, что ее увеличение приводит к утонению как ферритных, так и цементитных пластин перлита, уменьшая тем самым межпластиночное расстояние (табл. 3.1).

Анализ механических свойств исследуемых сталей после различных скоростей охлаждения показал (табл. 3.2), что, повышение скорости охлаждения исследуемых сталей ведет к росту их прочностных свойств и снижению пластичности.

Таблица 3.2

Механические свойства исследуемых углеродистых сталей

Условное обозначение стали	Скорость охлаждения, °C/c	Механические свойства				
		Предел прочности, Н/мм ²	Предел текучести, Н/мм ²	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²
Сталь №1	1	753	427	24	48	38,7
	6	814	507	25	47	45,6
	10	906	591	19	47	51,5
Сталь №2	1	840	468	20	38	27,0
	6	974	583	15	37	33,6
	10	1014	651	12	37	36,7
Сталь №3	1	910	475	15	33	21,3
	6	1058	727	13	33	26,8
	10	1125	816	10	32	31,2

Исследования, выполненные в работах [44, 144] показали, что физическая прочность гетерогенных сталей и чистого железа одинаковая и определяется длиной заблокированной линии скольжения. В перлитных сталях эта величина определяется шириной ферритного промежутка, а роль барьеров для движения дислокаций выполняют цементитные пластины перлита. Ускоренное охлаждение, повышая дисперсность перлита за счет

уменьшения ширины как ферритных, так и цементитных пластин, а также уменьшения в структуре количество доэвтектоидного феррита, приводит к повышению прочностных характеристик и ударной вязкости.

3.2 Влияние структурного состояния углеродистых сталей на закономерности развития в них усталостных трещин

Достоверная оценка сопротивления хрупкому разрушению изделий из конструкционных сталей невозможна без применения критериев механики разрушения, основным среди которых является критический коэффициент интенсивности напряжений при статическом нагружении (вязкость разрушения) K_{Ic} . В течение последних лет, как на Украине, так и в ряде зарубежных стран проведено достаточное количество исследований влияния на этот показатель структурного состояния конструкционных сталей и их химического состава [145-147]. Однако для стальных изделий, которые в процессе эксплуатации подвергаются воздействию не только статических, но и циклических нагрузок, знание этого показателя является недостаточным.

Существующее на ранней стадии исследования этой проблемы мнение о том, что, определяя K_{Ic} при статических нагрузках, можно предсказать условия распространения трещины в процессе усталости, а также то, что значения вязкости разрушения при статическом и циклическом нагружении совпадают, оказалось не совсем верным. Дальнейшие исследования, проведенные различными авторами, показали, что характеристики статической и циклической вязкости разрушения в большинстве случаев не совпадают, а структурные параметры могут оказывать на эти параметры не только разное по интенсивности влияние, но и менять его направление на противоположное [124, 126].

Усталостному разрушению характерна большая макроскопическая неравномерность, чем разрушению при однократном нагружении. Поэтому энергоемкость нагружаемого тела при повторении нагрузок значительно

уменьшается, а само усталостное нагружение может быть охрупчивающим фактором. Такое действие малых пластических деформаций повышает чувствительность материала к различным дефектам.

В отличие от разрушения при статическом нагружении, которое происходит с достаточно большой скоростью и кинетические параметры которого не имеют практического значения, циклическое разрушение происходит в течение довольно длительного промежутка времени, сравнимого с общим ресурсом работы стального изделия или временем между его плановыми проверками. Поэтому для оценки сопротивления усталостному разрушению используются не только силовые критические характеристики (например циклическая вязкость разрушения K_{fc}), а и параметры, характеризующие кинетику данного процесса (например, скорость роста усталостной трещины).

Исследования кинетики развития усталостных трещин проводились, в основном, на специальных легированных сталях. Для сталей массового производства, к которым относятся и углеродистые стали, такие исследования практически отсутствуют.

Так как железнодорожные колеса в процессе эксплуатации подвергаются влиянию не только статических, но и циклических нагрузок, то для оценки их эксплуатационной надежности вместе со статической вязкостью разрушения необходимо применять показатели, которые характеризуют кинетику развития усталостной трещины с построением кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР). В связи с этим, в работе были проведены исследования влияния скорости охлаждения при термической обработке в интервале 1-10°С/с и содержания углерода от 0,48 до 0,64% на следующие показатели КДУР: K_{th} - максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений, при котором трещина не развивается на протяжении заданного количества циклов (пороговый коэффициент интенсивности напряжений); dL/dN - скорость роста трещины на втором (прямолинейном) участке КДУР; темп увеличения скорости роста

усталостной трещины n (тангенс угла наклона прямолинейного участка КДУР), K_{fc} – критический коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении (циклическая вязкость разрушения).

3.2.1 Влияние скорости охлаждения углеродистой стали из аустенитной области на параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения

На рис. 3.2-3.4 представлены кинетические диаграммы усталостного разрушения исследуемых сталей после ускоренного охлаждения из аустенитной области с различными скоростями, а в таблице 3.3 значения основных параметров этих диаграмм. Их анализ показывает, что ускоренное охлаждение приводит к повышению как порогового K_{th} , так и критического K_{fc} коэффициентов интенсивности напряжений. Однако степень влияния скорости охлаждения углеродистых сталей из аустенитной области на эти показатели различна. Если повышение скорости охлаждения в интервале 1-10°C/с приводит к росту критического коэффициента интенсивности напряжений исследуемых сталей в среднем на 27%, то пороговый коэффициент интенсивности напряжения при тех же условиях повышается в среднем на 54%.

Влияние скорости охлаждения на параметры кинетики развития трещины связано, в первую очередь, с закономерностями изменения структурного состояния исследуемых сталей. Повышение скорости охлаждения приводит к повышению дисперсности перлитной составляющей в структуре и уменьшению количества доэвтектоидного феррита (рис. 3.1). Как известно, такое изменение указанных структурных параметров приводит к повышению прочностных свойств сталей [148]. При этом авторами некоторых работ было показано, что повышение предела прочности и текучести может оказывать положительное влияние на пороговый коэффициент интенсивности напряжений [149, 150].

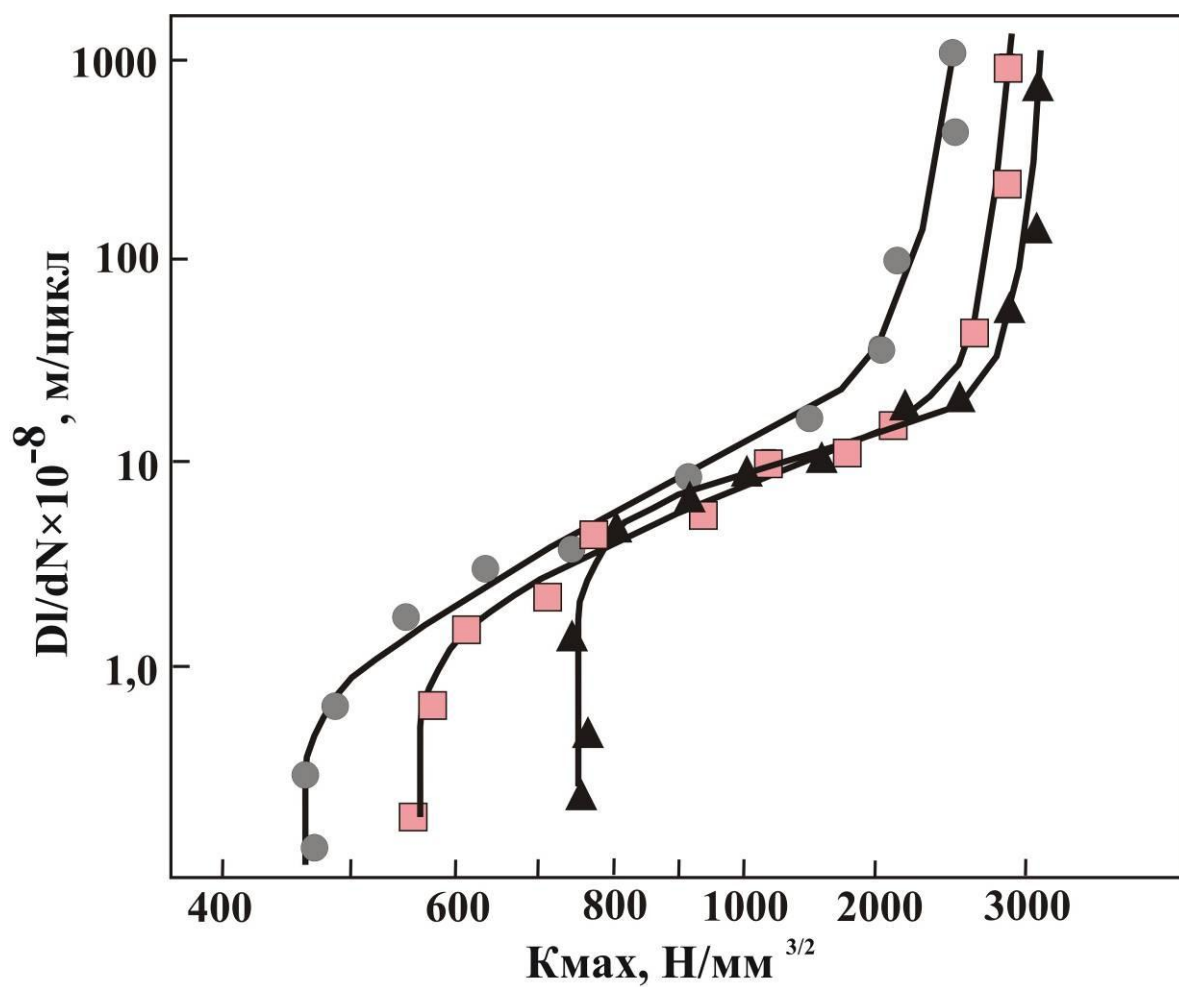


Рис. 3.2. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения углеродистой стали №1 (C=0,49%):

-●- скорость охлаждения 1°C/с,

-■- скорость охлаждения 6°C/с,

-▲- скорость охлаждения 10°C/с

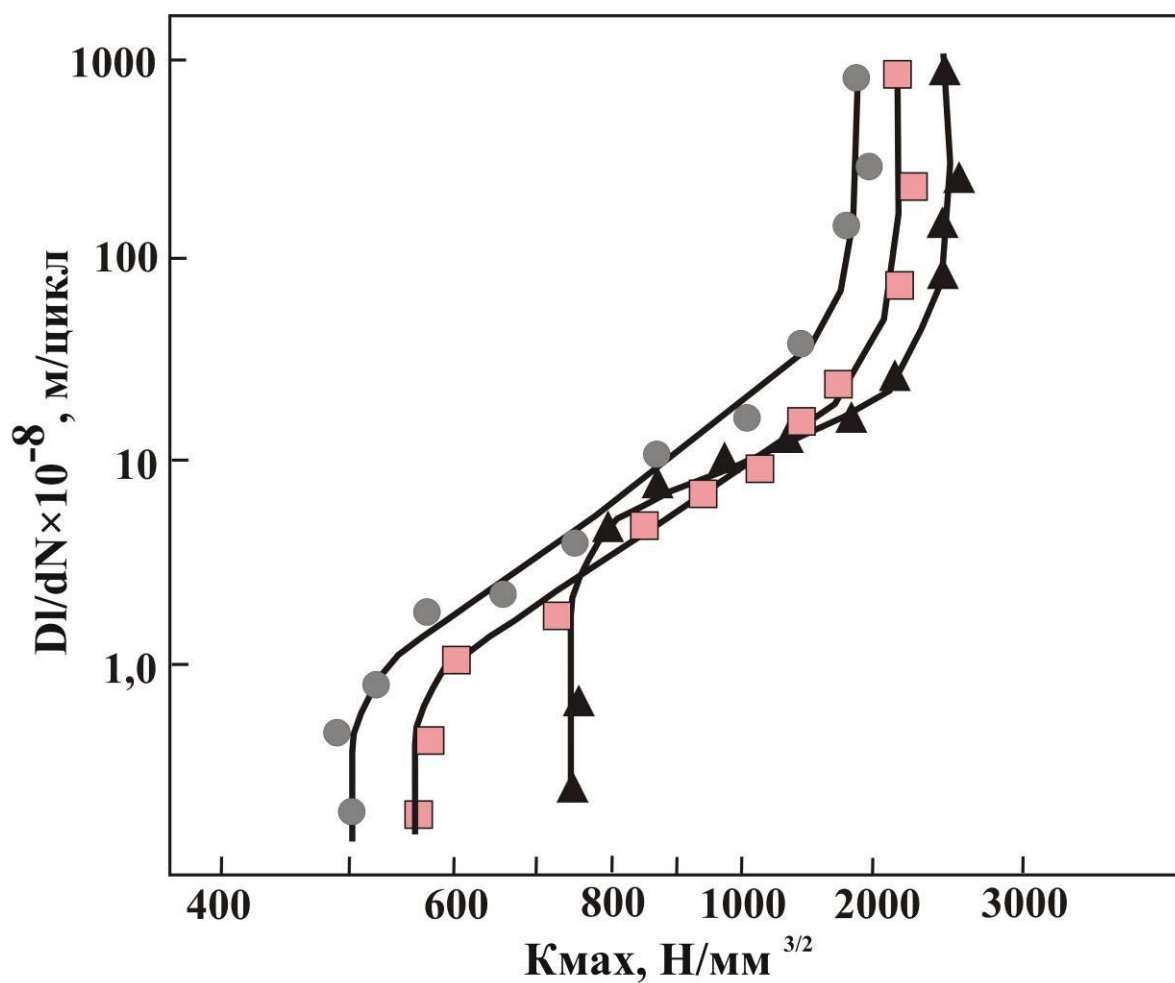


Рис. 3.3. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения углеродистой стали №2 (C=0,56%):

- скорость охлаждения 1°C/с,
- скорость охлаждения 6°C/с,
- ▲- скорость охлаждения 10°C/с

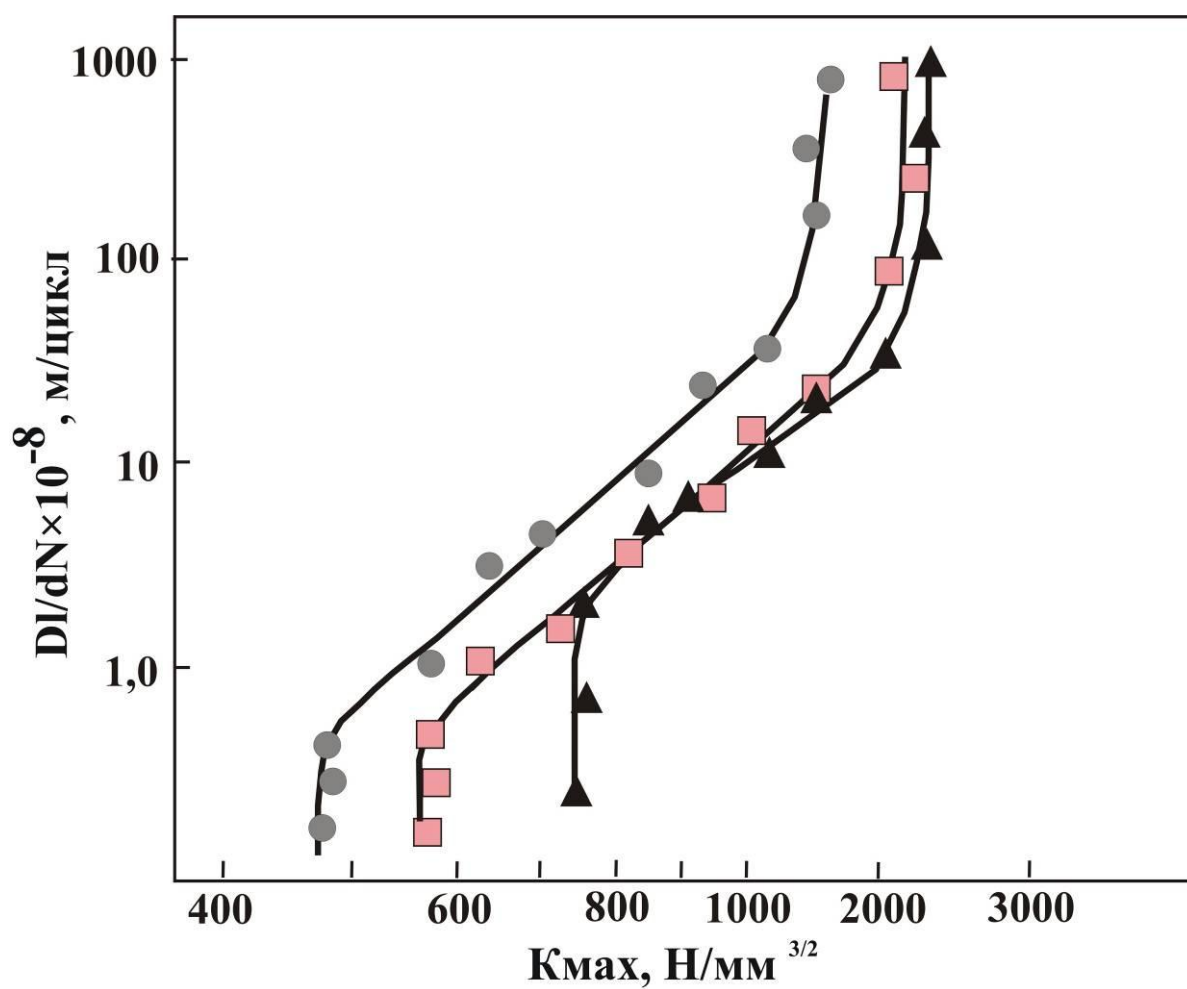


Рис. 3.4. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения углеродистой стали №3 ($C=0,63\%$):

- скорость охлаждения $1^{\circ}C/s$,
- скорость охлаждения $6^{\circ}C/s$,
- ▲- скорость охлаждения $10^{\circ}C/s$

Повышение критического коэффициента интенсивности напряжений K_{fc} определяется несколько иными структурными параметрами. С одной стороны, повышение дисперсности перлита приводит к росту прочности, пластичности и вязкости, что положительно влияет на критический коэффициент интенсивности напряжений K_{fc} . С другой стороны, согласно [134] уменьшение количества доэвтектоидного феррита в перлитных сталях может привести к охрупчиванию этих сталей, что оказывает отрицательное влияние на критический коэффициент интенсивности напряжений K_{fc} . Суммарное влияние изменения указанных структурных параметров на K_{fc} в разных направлениях в итоге и приводит к незначительному повышению этого показателя.

Ранее проведенными исследованиями было показано, что первые линии сдвига в ферритно-перлитных сталях возникают в феррите [151]. Это согласуется с общим представлением о преимущественном образовании очагов усталости в более мягкой структурной составляющей стали.

Усталостные субмикротрещины, возникающие в местах скопления линий сдвига, распространяются по ним, имея зигзагообразную неровную форму. При низких уровнях напряжения они проходят по ферриту, местами огибая перлитные участки [151]. Такой характер развития усталостных трещин имеет место даже в чисто перлитной структуре [152].

Повышение скорости охлаждения при термической обработке, уменьшая количество избыточного феррита и межпластиночное расстояние в перлите, снижает вероятность образования субмикротрещин в феррите, а при образовании этих трещин траектория их движения будет сильно искривляться в связи с небольшими размерами ферритных участков. Все это и ведет к повышению порогового коэффициента интенсивности напряжений K_{th} для всех исследуемых сталей (рис. 3.2 – 3.4, табл. 3.3).

Таблица 3.3

Параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения углеродистых сталей после различных скоростей охлаждения при термической обработке

Условное обозначение стали	Скорость охлаждения, °C/с	Параметры КДУР			
		Пороговый коэффициент интенсивности напряжений $K_{th}, \text{Н/мм}^{3/2}$	Коэффициент интенсивности напряжений при скорости роста трещины $10^{-7} \text{ м/цикл } K^*, \text{Н/мм}^{3/2}$	Тангенс угла наклона прямолинейного участка, n	Критический коэффициент интенсивности напряжений $K_{fc}, \text{Н/мм}^{3/2}$
Сталь №1	1	450	920	3,12	2440
	6	580	1100	3,05	2850
	10	760	1140	2,91	3020
Сталь №2	1	500	890	3,54	1910
	6	580	1040	3,46	2170
	10	760	1085	3,36	2420
Сталь №3	1	480	840	3,84	1530
	6	580	985	3,76	2100
	10	770	1015	3,67	2230

При переходе ко второму участку кинетической диаграммы усталостного разрушения (повышении уровня K_{max}) структурная чувствительность показателей циклической вязкости разрушения изменяется. Ускоренное охлаждение в интервале скоростей 1-10°C/с приводит к снижению скорости роста трещины в исследуемых сталях. При этом незначительно снижается показатель n и происходит смещение кинетической диаграммы усталостного разрушения вправо по оси абсцисс (рис. 3.2–3.4).

Такое изменение показателей КДУР является следствием повышения сопротивляемости пластической деформации термически упрочненных сталей при сохранении высокого уровня пластичности.

Таким образом, параметры структуры среднеуглеродистых ферритно-перлитных сталей оказывают различное влияние на характеристики первого и второго участков кинетической диаграммы усталостного разрушения. Это является следствием изменения величины зоны пластической деформации в окрестностях развивающейся трещины, которая имеет минимальные размеры (в пределах одного зерна) при низких значениях $K_{\max}$, и может распространяться на несколько зерен при повышении $K_{\max}$ [152].

Различная структурная чувствительность первого и второго участков КДУР была показана в работе [118] и для других классов конструкционных сталей. Однако результаты проведенных исследований показывают, что говорить о полной структурной нечувствительности второго участка КДУР, как это утверждается в работах [124], не совсем правомерно.

3.2.2 Влияние размера действительного зерна углеродистых сталей на параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения

В работе также были проведены исследования влияния размера зерна на параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения. Различная величина зерна в опытных образцах достигалась путем нагрева их в аустенитную область до различной температуры (850°C и 1000°C) и последующего охлаждения со скоростью 1°C/с (п. 2.1). Микроструктура исследуемых образцов после указанных режимов термической обработки представлена на рис 3.5, а их стандартные механические свойства и параметры КДУР в таблице 3.4 и 3.5 соответственно. На рисунках 3.6–3.8 представлены кинетические диаграммы усталостного разрушения исследуемых сталей с различной величиной зерна.

Результаты исследований показали, что уменьшение среднего размера зерна от третьего до седьмого номера практически не оказывает влияния на пороговый коэффициент интенсивности напряжения K_{th} ,

В тоже время скорость роста усталостной трещины на втором прямолинейном участке КДУР при измельчении зерна значительно снижается. Это отражается, в первую очередь, на изменении параметра n (тангенса угла наклона прямолинейного участка), который уменьшается на 18-35% в зависимости от содержания углерода.

Таким образом, в крупнозернистой среднеуглеродистой стали темп увеличения скорости роста усталостной трещины в 1,6 раза выше, чем в мелкозернистой, что подтверждает выводы многих авторов о том, что границы зерен являются препятствием для движения усталостных трещин, так как плоскости разрушения соседних зерен очень часто не совпадают, а продвижение трещины в соседнем зерне с большой вероятностью может происходить путем зарождения новой трещины [153].

Таблица 3.4

Стандартные механические свойства углеродистых сталей с различной величиной действительного зерна

Условное обозначение стали	Средний размер зерна, мм	Механические свойства				
		Предел прочности, σ_b , Н/мм ²	Предел текучести, σ_t , Н/мм ²	Относит. удлинение δ , %	Относит. сужение ψ , %	Ударная вязкость КСЧУ Дж/см ²
Сталь №1	0,123	738	412	19	24	16,7
	0,0275	753	427	24	48	53,5
Сталь №2	0,117	810	445	15	19	11,0
	0,0285	840	468	19	38	24,7
Сталь №3	0,112	866	476	15	20	9,4
	0,0289	903	487	15	33	23,1

Таблица 3.5

Параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения углеродистых сталей с различной величиной действительного зерна

Условная маркировка стали	Размер зерна, мм	K_{th} , Н/мм ^{3/2}	K^* , Н/мм ^{3/2}	K_{fc} , Н/мм ^{3/2}	n
Сталь №1	0,123	460	850	2060	3,64
	0,0275	480	920	2440	3,12
Сталь №2	0,117	480	820	1220	4,39
	0,0285	505	890	1910	3,54
Сталь №3	0,112	460	710	1060	5,09
	0,0289	475	840	1730	3,84

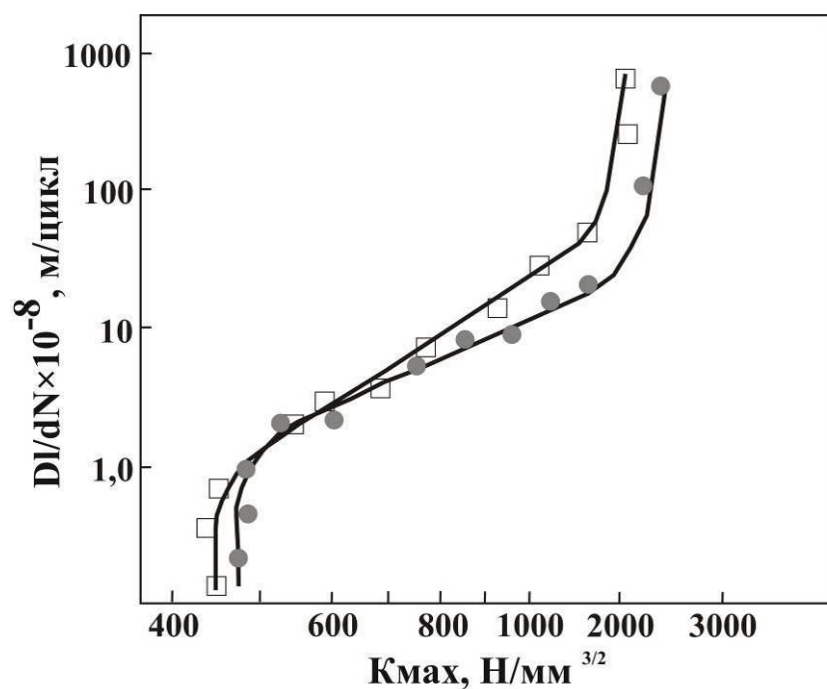


Рис. 3.6. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения стали №1 с различной величиной действительного зерна:

-□- размер зерна 0,123 мм,

-●- размер зерна 0,0275 мм

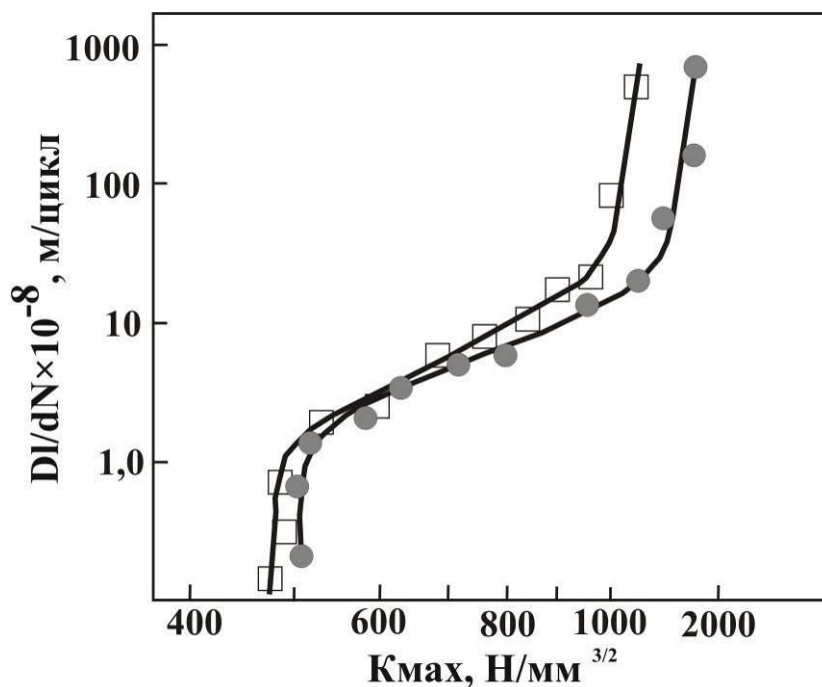


Рис. 3.7. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения стали №2 с различной величиной действительного зерна:

-□- размер зерна 0,117 мм,

-●- размер зерна 0,0285 мм

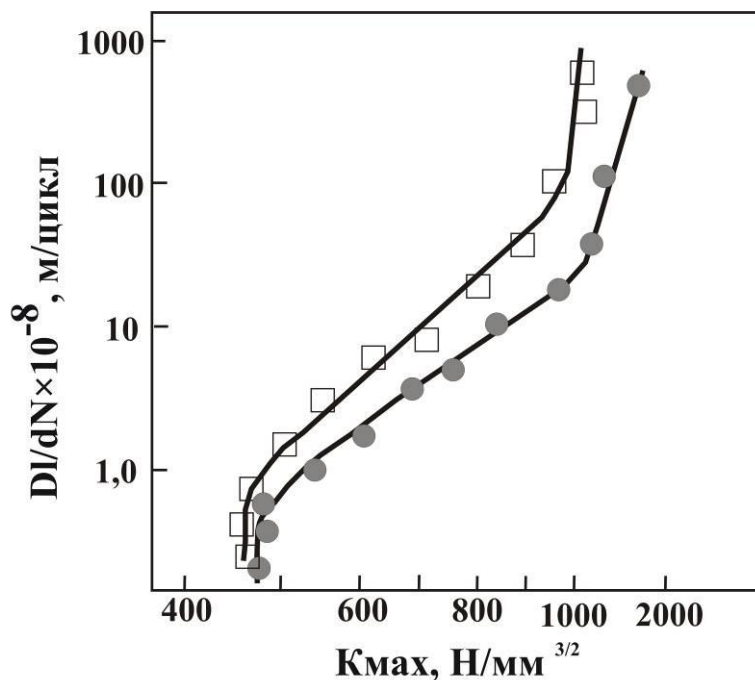


Рис. 3.8. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения стали №3 с различной величиной действительного зерна:

-□- размер зерна 0,112 мм,

-●- размер зерна 0,0289 мм

3.2.3 Влияние содержания углерода на параметры кинетических диаграмм усталостного разрушения

Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения показывает, что пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений K_{th} в диапазоне 0,48-0,64 % С не зависит от содержания углерода и составляет 480-755 $N/mm^{3/2}$ для различных режимов термической обработки (рис.3.9). Различие в скорости роста усталостной трещины начинает проявляться при высоких значениях K_{max} (второй участок КДУР), причем чем больше содержание углерода, тем выше скорость роста трещины. Изменение скорости роста трещины нашло отражение в изменении параметра n ,

который линейно повышается в среднем на 25% для всех термически упрочненных состояний (рис. 3.10).

Повышение прочности углеродистых сталей за счет увеличения в них содержания углерода, в отличие от термической обработки, приводит к снижению пластичности и ударной вязкости стали. Отрицательное влияние углерод оказывает и на критический коэффициент интенсивности напряжений K_{fc} , понижая его значения в исследуемых сталях в среднем на 35-41% в зависимости от скорости охлаждения (рис. 3.11).

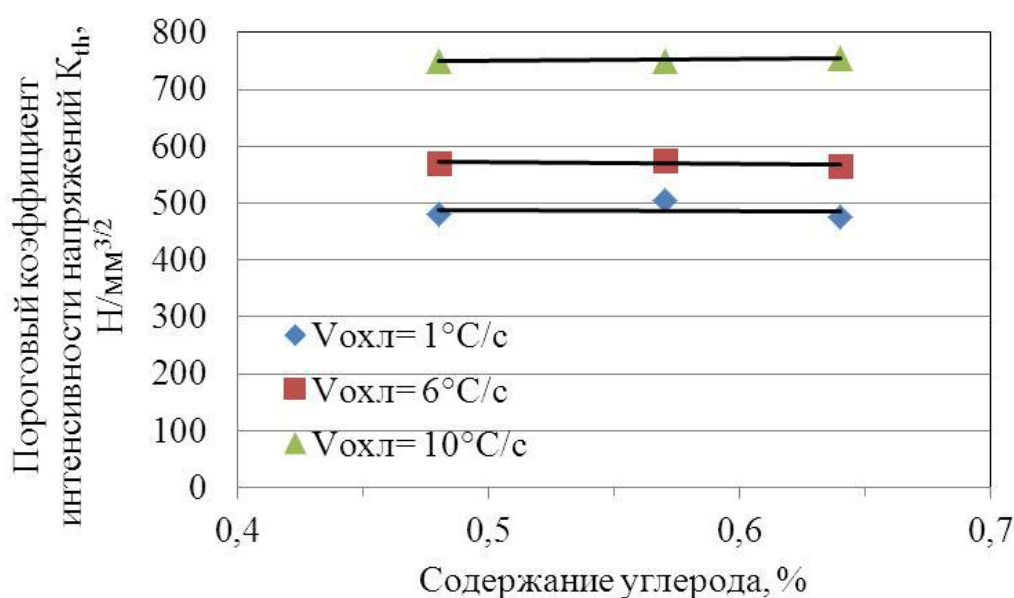


Рис. 3.9. Влияние содержания углерода в стали на ее пороговый коэффициент интенсивности напряжений K_{th}

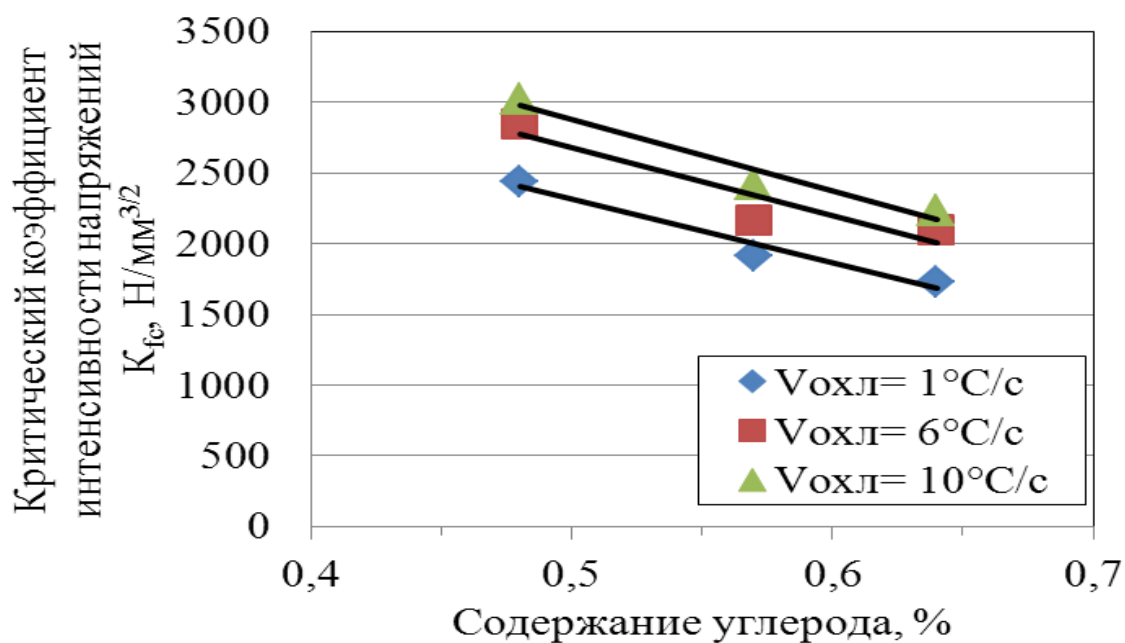


Рис. 3.10. Влияние содержания углерода в стали на ее критический коэффициент интенсивности напряжений K_{fc}

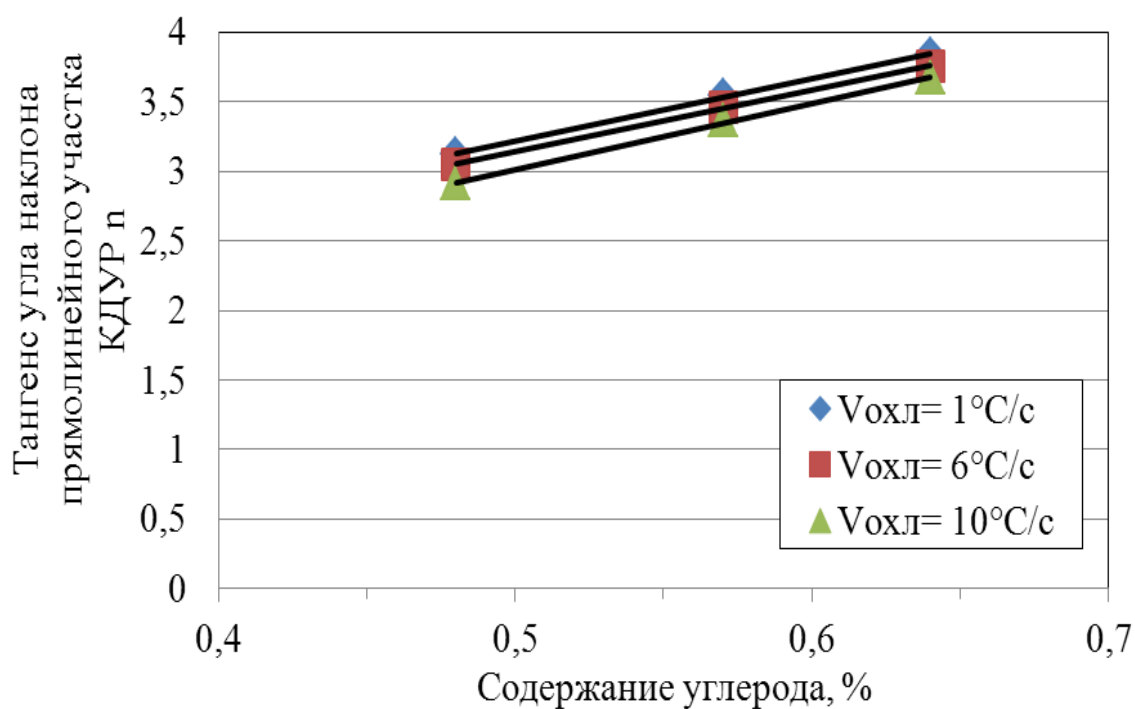


Рис. 3.11. Влияние содержания углерода в стали на ее параметр n линейного участка КДУР

3.3 Особенности развития трещин в углеродистых сталях с различным содержанием углерода

Для решения задачи поиска наиболее оптимального сочетания между прочностью и вязкостью разрушения углеродистых сталей со структурой пластинчатого перлита одной из важных проблем является изучение закономерностей зарождения и развития трещин в сталях перлитного класса. Получение новых научных результатов в этом направлении позволило бы прогнозировать достижение определенного уровня прочностных свойств при изменении параметров структуры перлита. Понимание механизмов упрочнения стали позволяет рационально использовать характерный для них уровень прочности и получать, в тоже время оптимальное сочетание механических свойств, обеспечивающих высокие показатели служебных свойств изделий. Учитывая факторы, контролирующие механизм упрочнения перлита, и влияние этих факторов на другие важные свойства, прежде всего на вязкость стали, можно разработать технологические процессы термической и термомеханической обработки, обеспечивающие получение оптимальной структуры стали.

В связи с этим были проведены исследования по определению структурных параметров стали перлитного класса, ответственных за сопротивление зарождению и развитию трещины, определение структурных составляющих, по которым преимущественно происходит распространение трещины, исследование процессов, происходящих в металле на уровне микроструктуры, предшествующих распространению трещины.

Материалом для исследований служили углеродистые стали с различным содержанием углерода, применяемые для производства колес: марка «1» (содержание углерода 0,44 - 0,52 %), марка «2» (содержание углерода 0,55-0,63%) и марка «Т» (содержание углерода 0,62-0,70 %) по ГОСТ 10791: 2011. «Колеса цельнокатаные. Технические условия».

Для получения различного структурного состояния (различной дисперсности перлита) была проведена термическая обработка опытных образцов по двум режимам, отличающихся между собой скоростью охлаждения – отжиг (охлаждение с печью) и нормализация (охлаждение на воздухе). Исследования проводились на плоских образцах размером $20 \times 5 \times 100$ мм с предварительно нанесенным острым концентратором напряжений глубиной 3 мм. На каждое состояние было исследовано по 3 образца. Исходная структура для исследуемых сталей представлена на рис. 3.12. Механические свойства исследуемых образцов после указанных режимов термической обработки представлены в таблице 3.6

Таблица 3.6

Механические свойства исследуемых образцов после различных режимов термической обработки

Марка стали, состояние.	Предел прочности σ_B , Н/мм ²	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	Относительное удлинение, δ_5 , %
«1», отжиг	614	316	27,4
«2», отжиг	665	333	20,9
«3», отжиг	698	399	19,6
«1», нормализация	697	412	19,8
«2», нормализация	779	428	18,7
«3», нормализация	912	498	17,2

Исследуемые образцы статически нагружали по схеме одноосного растяжения до напряжения выше предела текучести на 15-20%. Контроль напряжения производился по диаграммам растяжения, которые представлены на рис. 3.13. Появление трещины определяли как визуально, так и с помощью светового микроскопа. При необходимости (в случае отсутствия трещины) проводили повторное нагружение образца до более

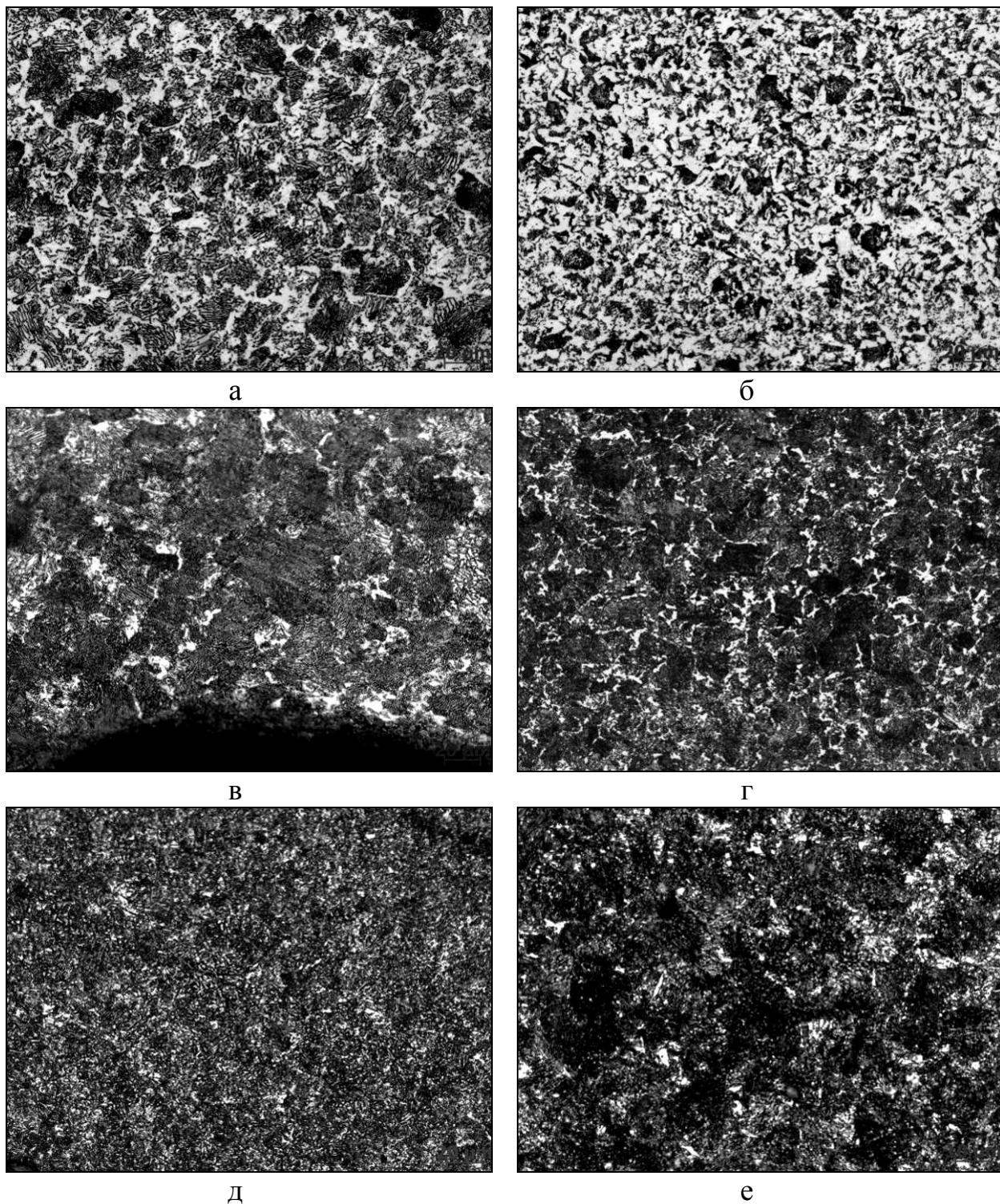


Рис. 3.12. Микроструктура исследуемых сталей после различных режимов термической обработки: а, б – сталь марки «1»; в, г – сталь марки «2»; д, е – сталь марки «Т»; а, в, д – отжиг; б, г, е – нормализация. $\times 100$

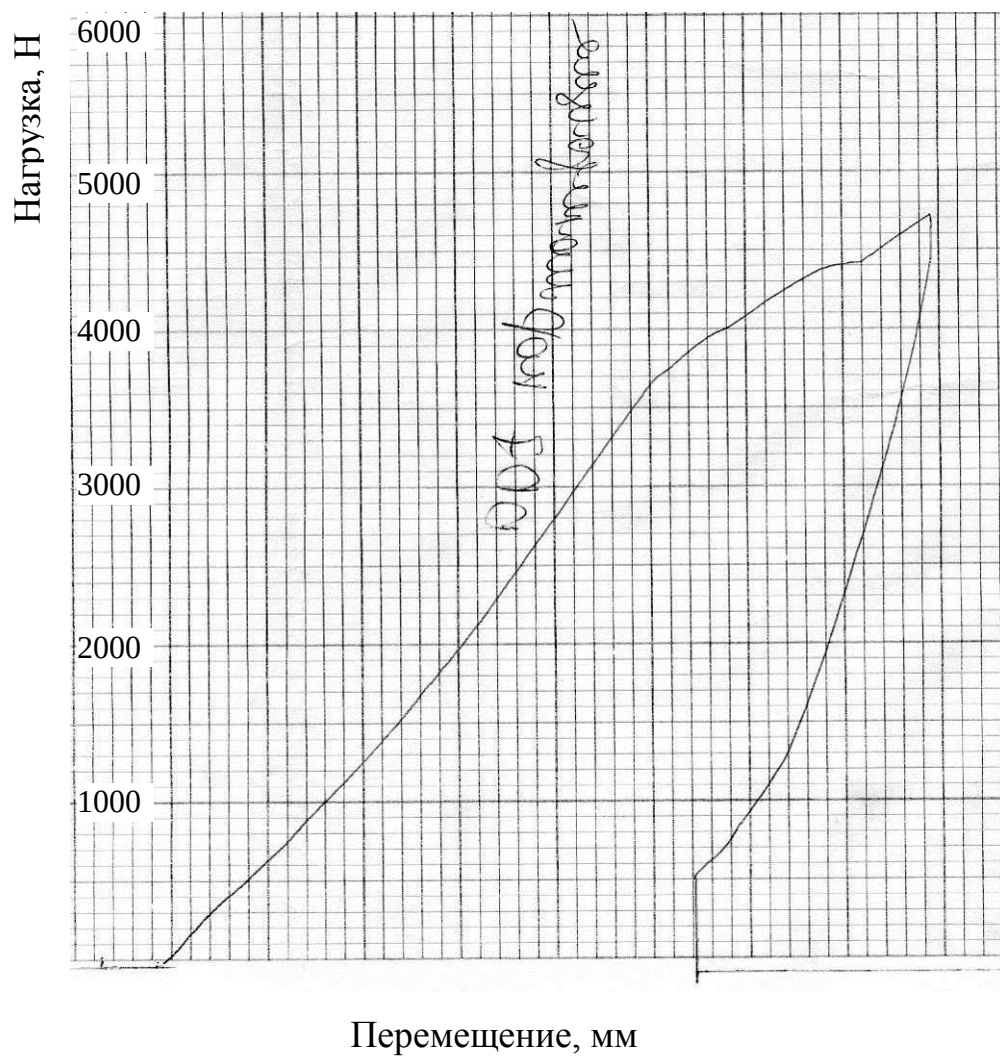


Рис. 3.13. Диаграмма растяжения исследуемой стали (сталь марки «1»).

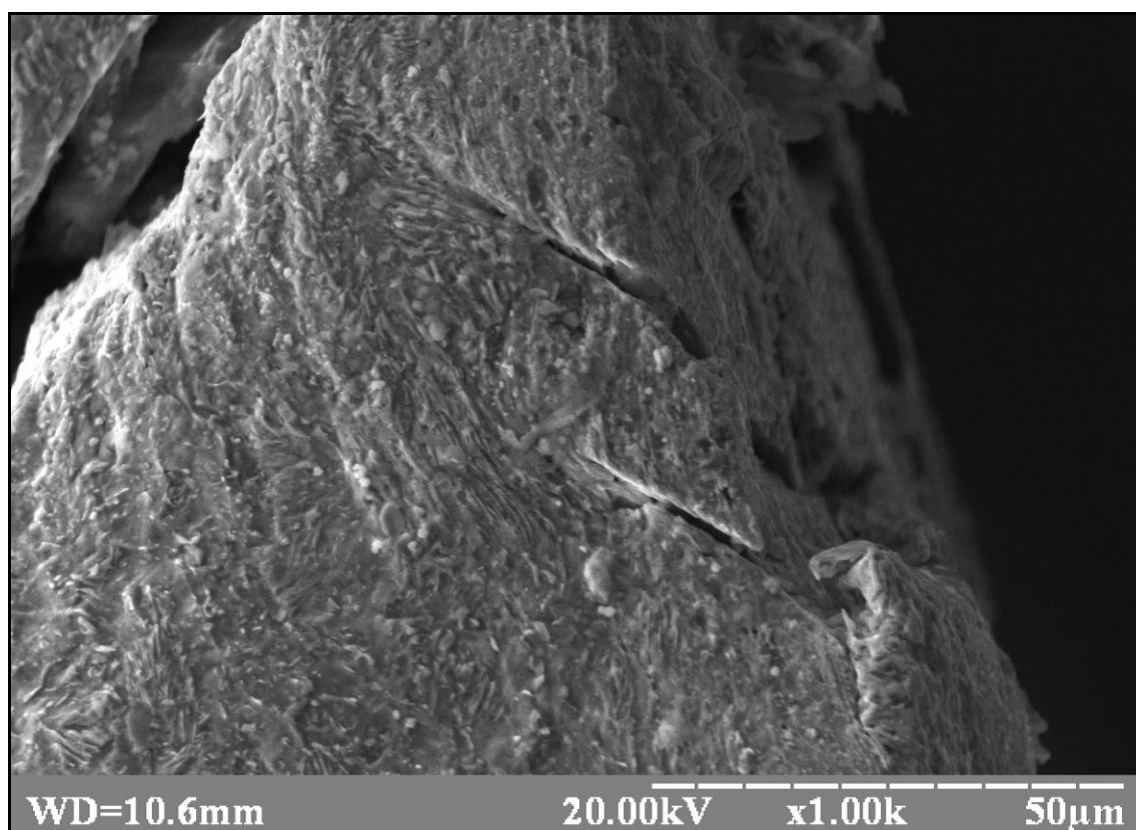
Масштаб 50:1.

высокого напряжения. Для всех трех образцов стали марки «Т» в нормализованном состоянии не удалось зафиксировать трещину. Эти образцы разрушались хрупко без заметной пластической деформации.

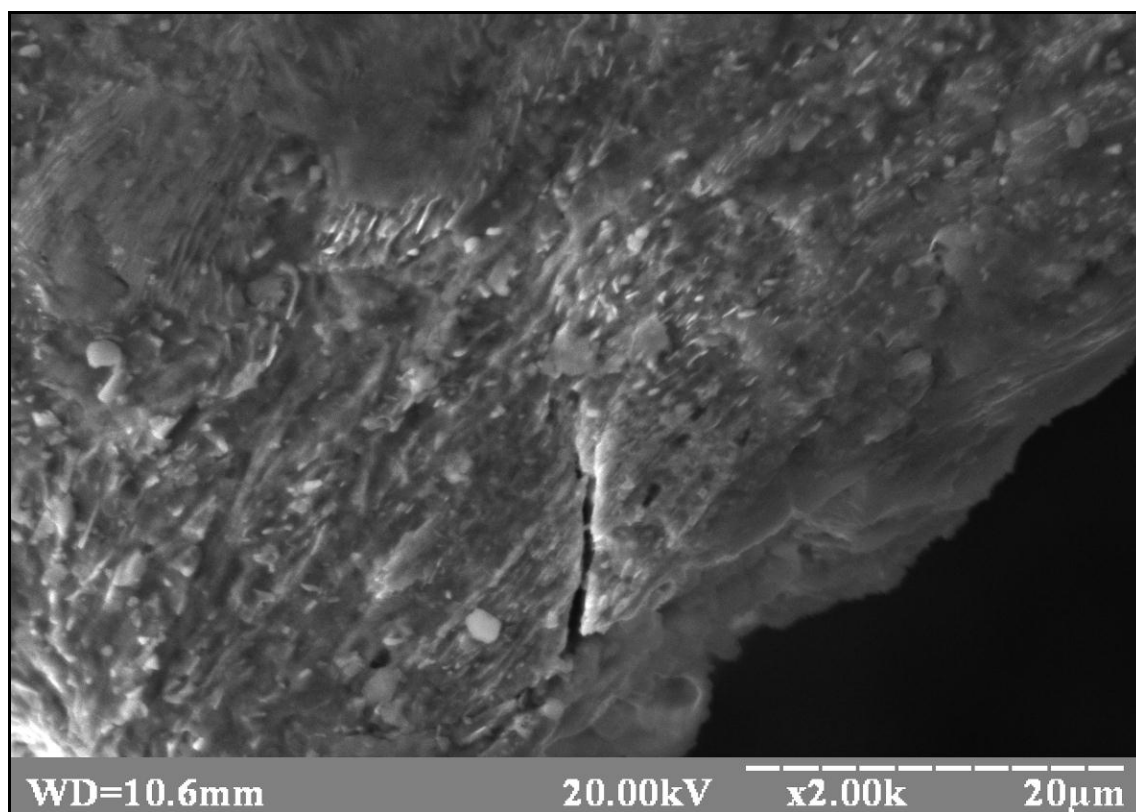
Для всех исследуемых образцов характерна утяжка в районе концентратора, что значительно сократило возможности исследования микроструктуры вблизи концентратора с помощью световой микроскопии. Также на полированной поверхности вдали от концентратора наблюдались линии скольжения, соответствующие направлению касательных напряжений, возникающих в металле при растяжении.

Исследования закономерностей зарождения и развития трещины в указанных выше сталях производили с помощью растрового электронного микроскопа. Для стали марки «1», в состоянии после охлаждения с печью, в устье концентратора наблюдали значительную пластическую деформацию структурных составляющих, предшествующую образованию трещины. Цементитные пластины утонены и местами раздроблены (рис. 3.14, а–б). До момента возникновения магистральной трещины в металле происходят процессы изменения микроструктуры. Возникновение микротрещин происходит во многих случаях на границе между доэвтектоидным ферритом и участком перлита (рис. 3.14, в–з). В феррите под воздействием приложенной нагрузки происходят процессы, характерные для холодной пластической деформации, наблюдаются участки с различной степенью деформации внутри одного ферритного зерна (рис. 3.14, в–г). Трещина без особых препятствий (т.е. практически не меняя своей траектории) может распространяться внутри ферритного участка, если ее направление соответствует плоскости, перпендикулярной растягивающим напряжениям, приложенным к образцу. Границы типа феррит-феррит часто не являются серьезным препятствием для распространения трещины и она, практически не меняя своей траектории, преодолевает их (рис. 3.14, г). Также видно (рис. 3.14, г), что трещина проходит через перлитный участок по ферритным пластинам, не разрушая пластин цементита. На рис. 3.14, ж–з показана

типичная макротрещина, с большим углом ее раскрытия, возникающая в вершине концентратора. Она состоит из магистральной трещины, от которой идет несколько ответвлений в виде микротрещин. Не все образовавшиеся микротрещины получают свое развитие, так как их направление может отличаться от направления распространения магистральной трещины, распространение которой происходит перпендикулярно максимальным растягивающим напряжениям. Вторым важным фактором, оказывающим влияние на распространение микротрещин, является то, что на пути их развития встречаются препятствия в виде массивных широких выделений цементита перлита, для преодоления которых, по-видимому, требуются напряжения гораздо выше существующих в образце (см. рис. 3.14, и). Микротрещина, получившая развитие, проходит по границе между колониями перлита. О принадлежности к различным колониям разных берегов трещины свидетельствует отличающееся направление пластин перлита по обе стороны от трещины (рис. 3.14, е–и).

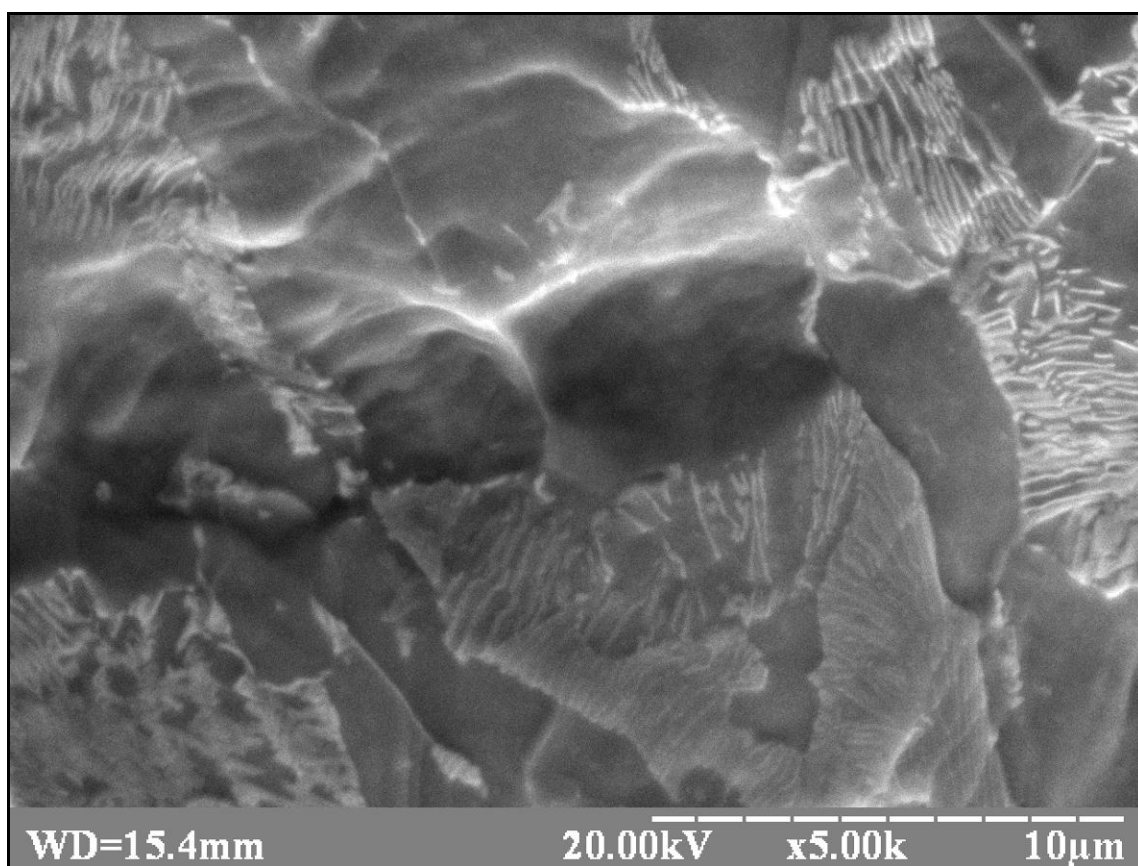


а

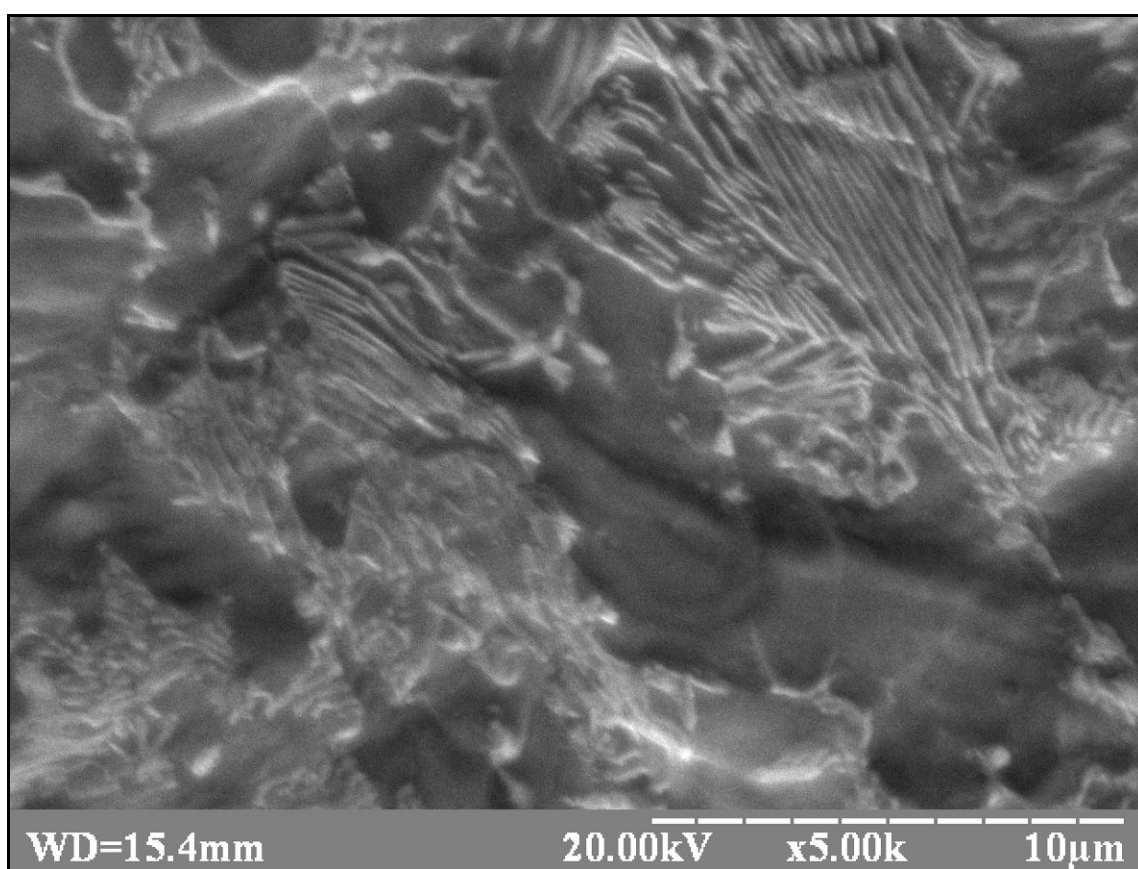


б

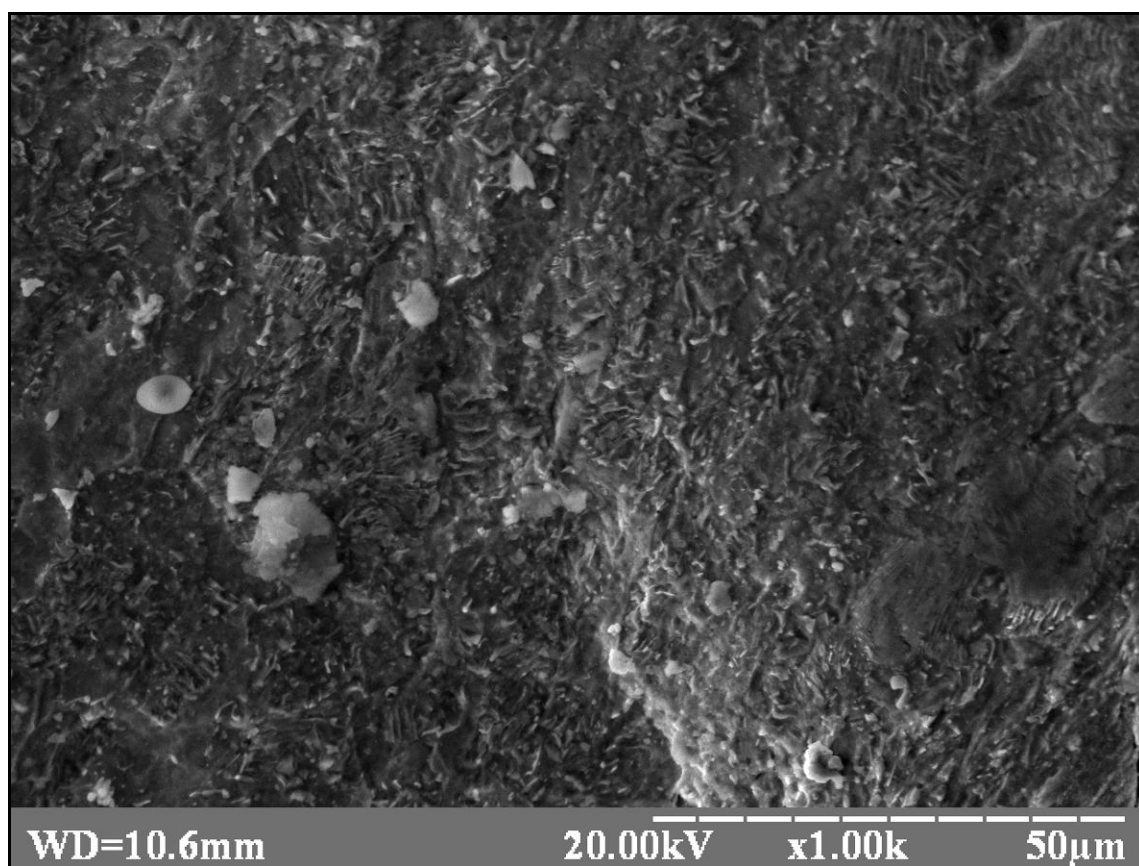
Рис. 3.14. Сталь марки «1» (отжиг). Зарождение и развитие трещины



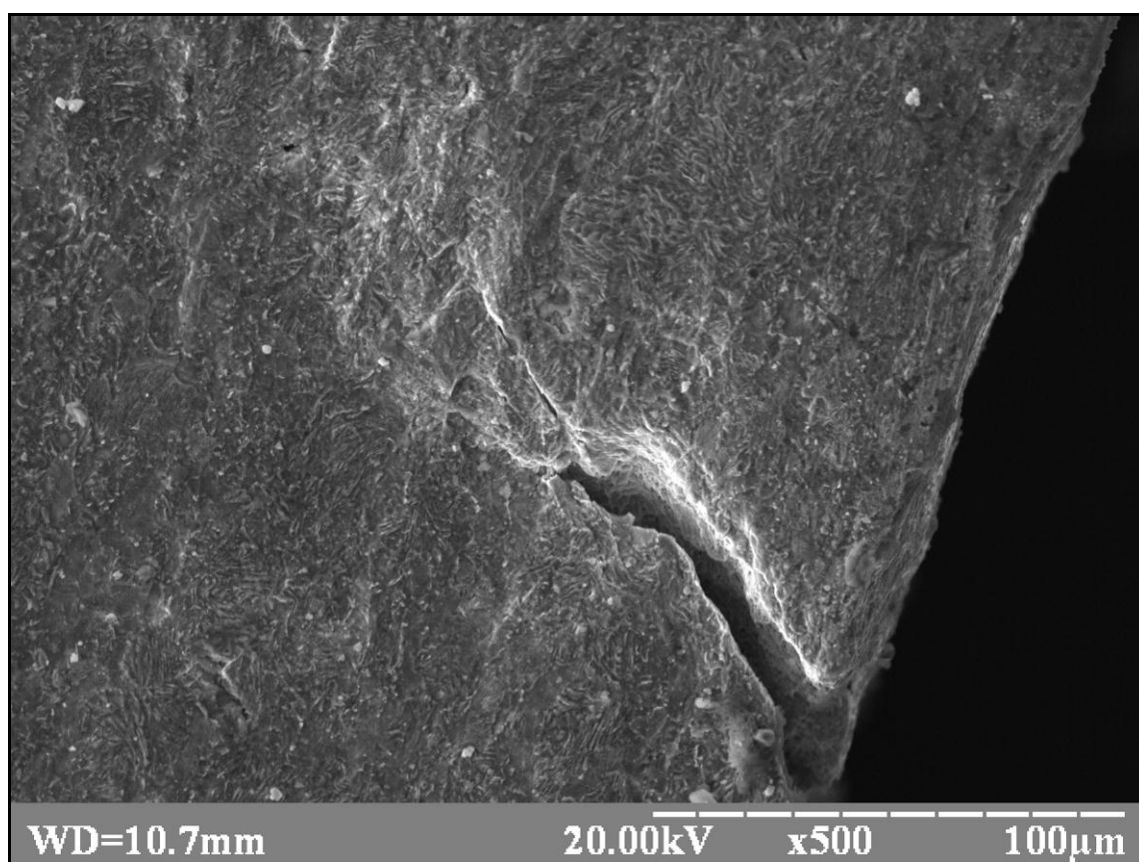
B



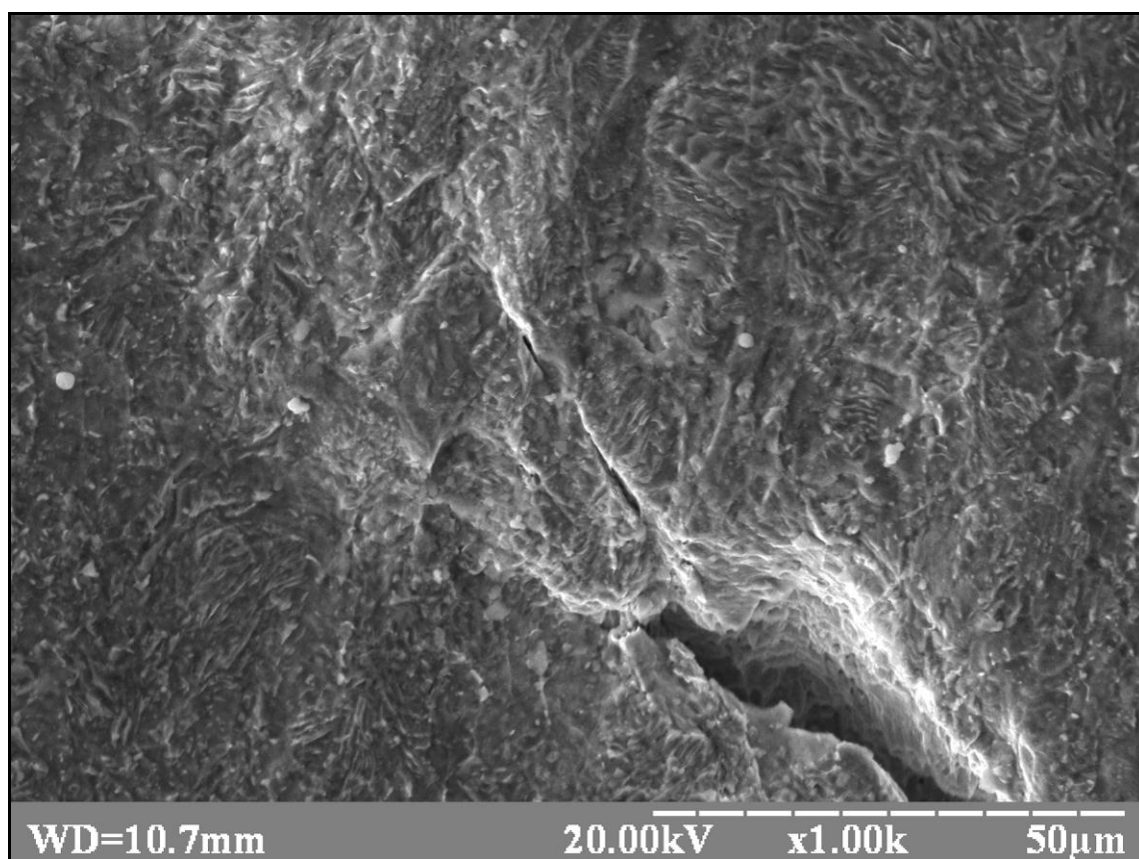
Г



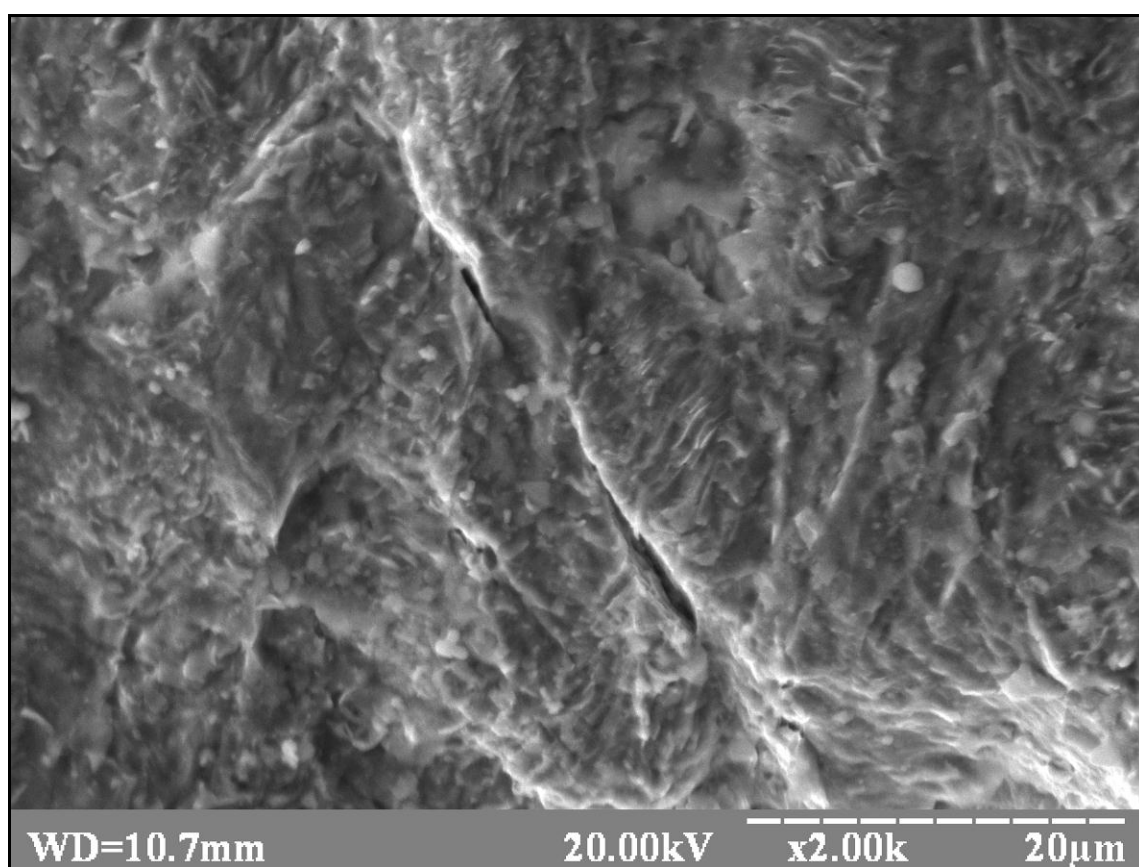
д



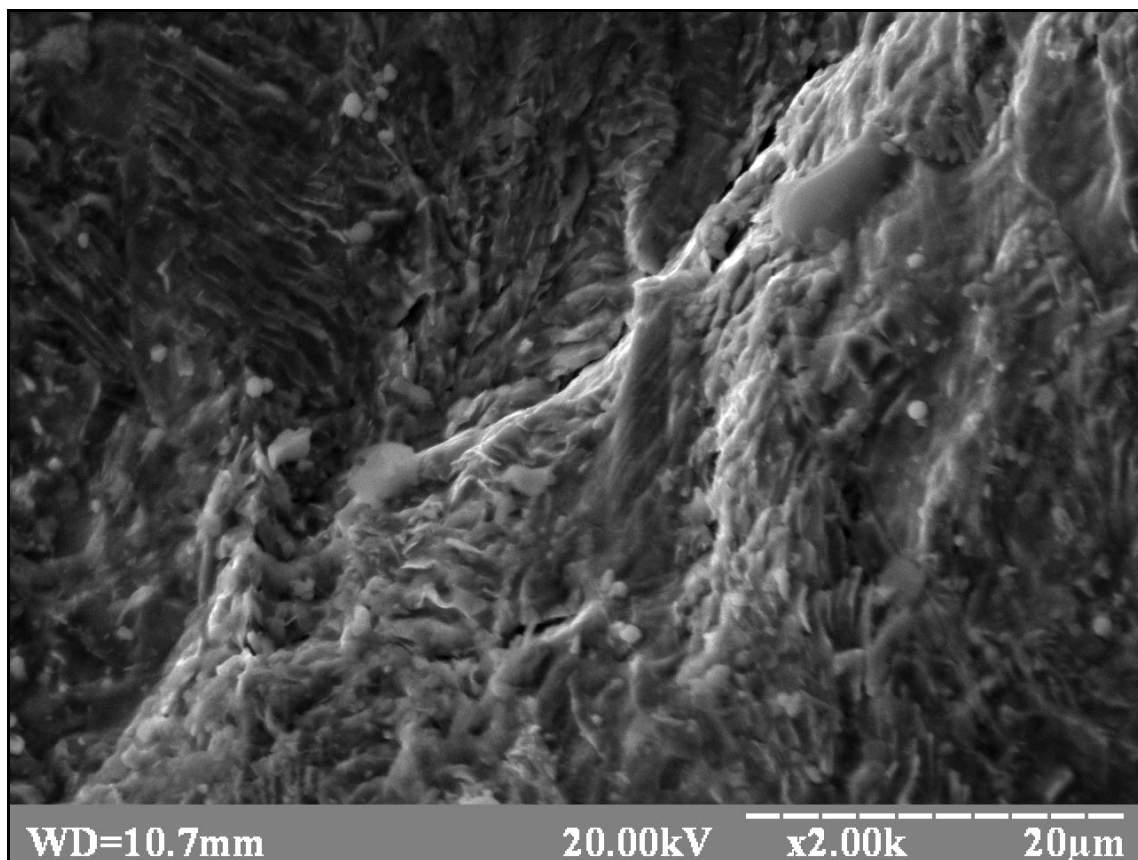
е



Ж



3



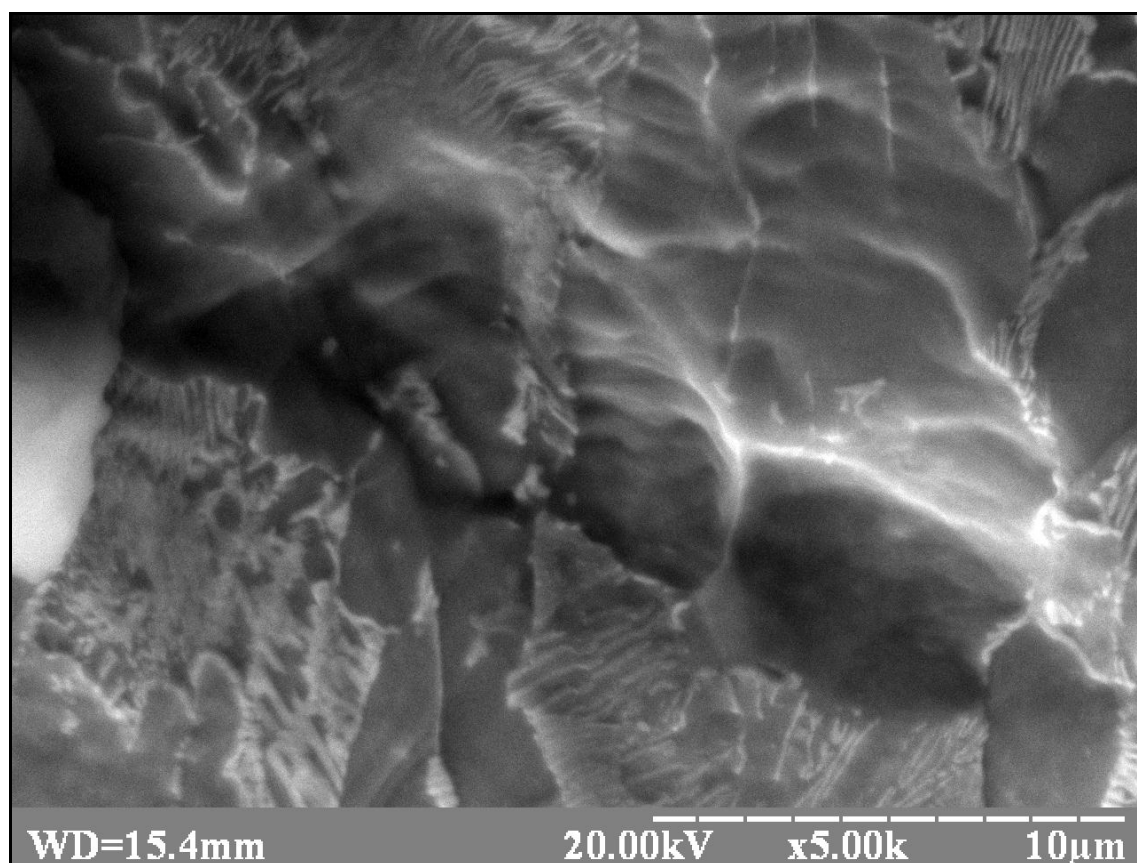
и

Рис. 3.14 лист 5

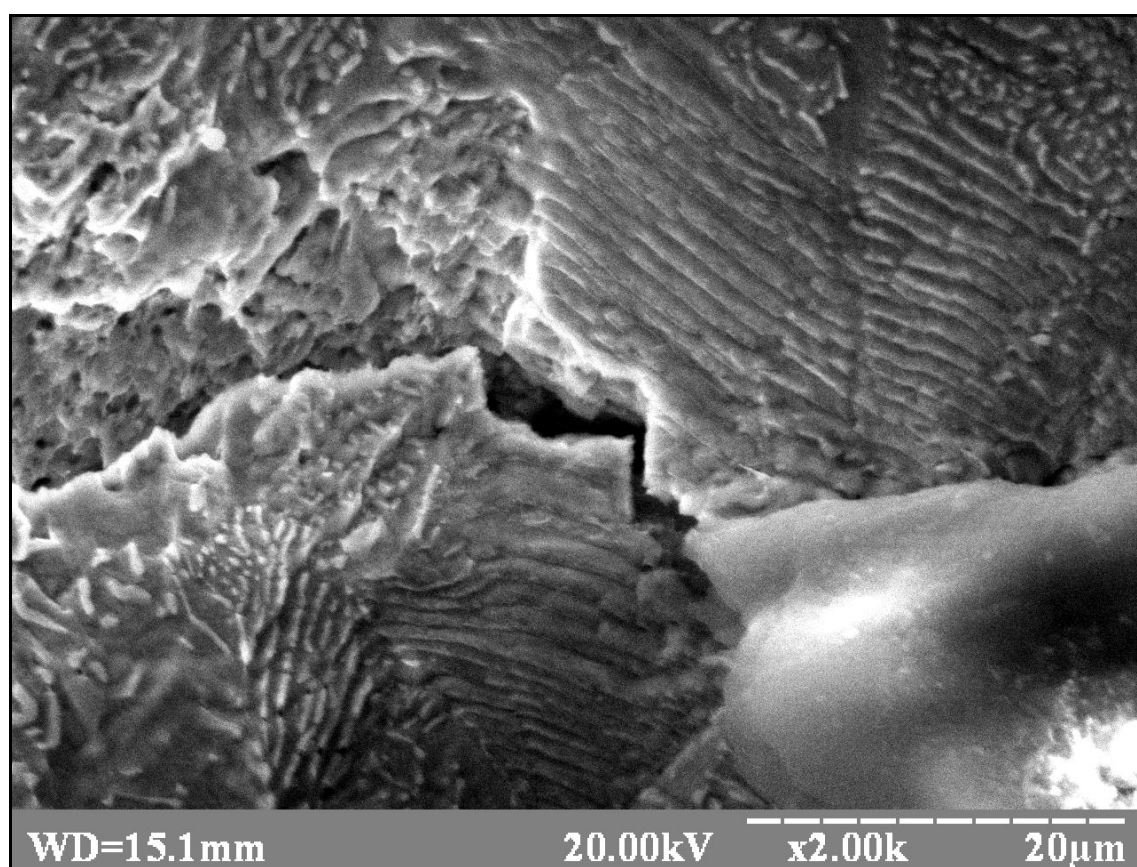
Для стали марки «2» было установлено, что перед вершиной микротрещины, также, как и в стали 1, происходят изменения микроструктуры феррита под воздействием пластической деформации (рис. 3.15, а). Трещина развивается по доэвтектоидному ферриту (рис. 3.15, а), по границе между колониями перлита (рис. 3.15, б) либо по ферриту перлита между пластинами цементита (рис. 3.15, в–г). В стали марки «2» (рис. 3.15, а) в сравнении со сталью марки «1», трещина имеет менее разветвленную форму. По-видимому, это связано с тем, что уменьшение количества более мягкой структурной составляющей доэвтектоидного феррита, по которому происходило развитие трещины в обход перлитных участков, «заставило» ее распространяться более прямолинейно по перлиту. Этот путь является энергетически менее выгодным, так как требует больших

затрат энергии на продвижение трещины. Об этом свидетельствует более высокий уровень напряжения текучести для стали 2 в сравнении со сталью 1 (см. табл. 3.6). Внутри перлитных участков энергетически наиболее предпочтительными направлениями распространения трещины остаются границы колоний. Если трещине приходится в связи с общим направлением ее развития продвигаться через перлитную колонию, то она огибает встречающиеся утолщенные цементитные пластины (рис. 3.15, б). Однако, при этом, не было зафиксировано случаев разрушения пластин цементита перлита с их выгибанием и дроблением.

В образце из стали марки «Т» трещины практически не имеют ответвлений (рис. 3.16, а). Так как микроструктура этой стали в отожженном состоянии представляла собой перлит сложной морфологии (пластины цементита имеют различную длину), то трещине не приходится искать путей для обхода прочных цементитных пластин при движении по ферриту перлита. На рис. 3.16, б хорошо видна выступающая цементитная пластина, которую трещина при своем движении не разрушила, а обошла. На рис. 3.16, в–г видны изменения в металле, отвечающие процессу зарождения трещины: перед вершиной трещины видны темные микрообъемы – надрывы, расположенные в феррите или на границе феррит-цементит.

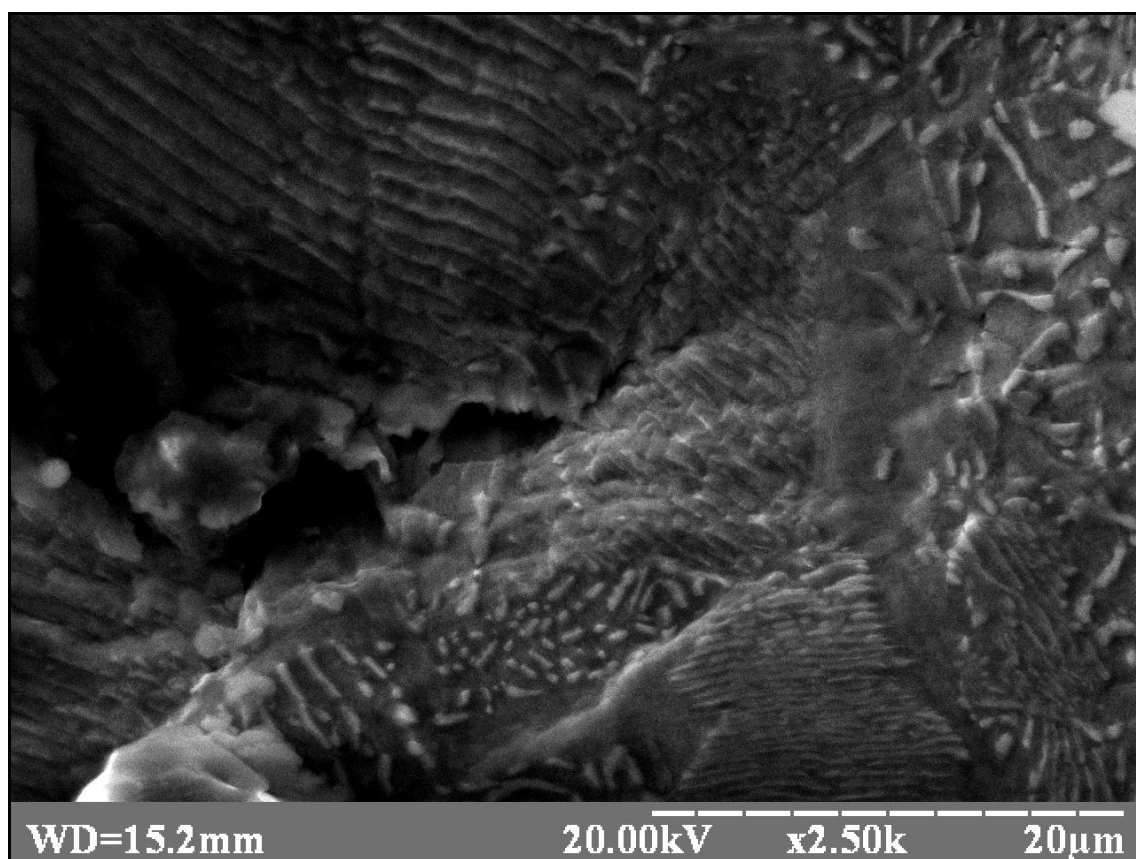


а

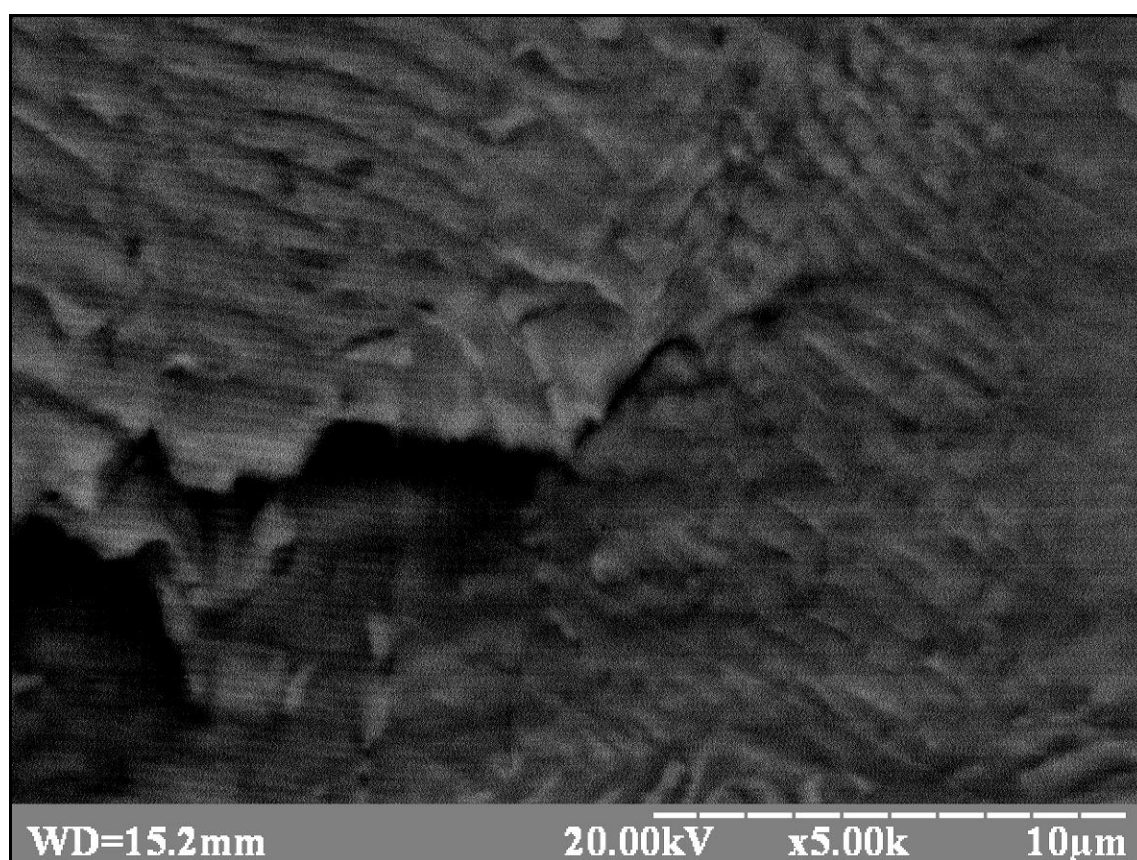


б

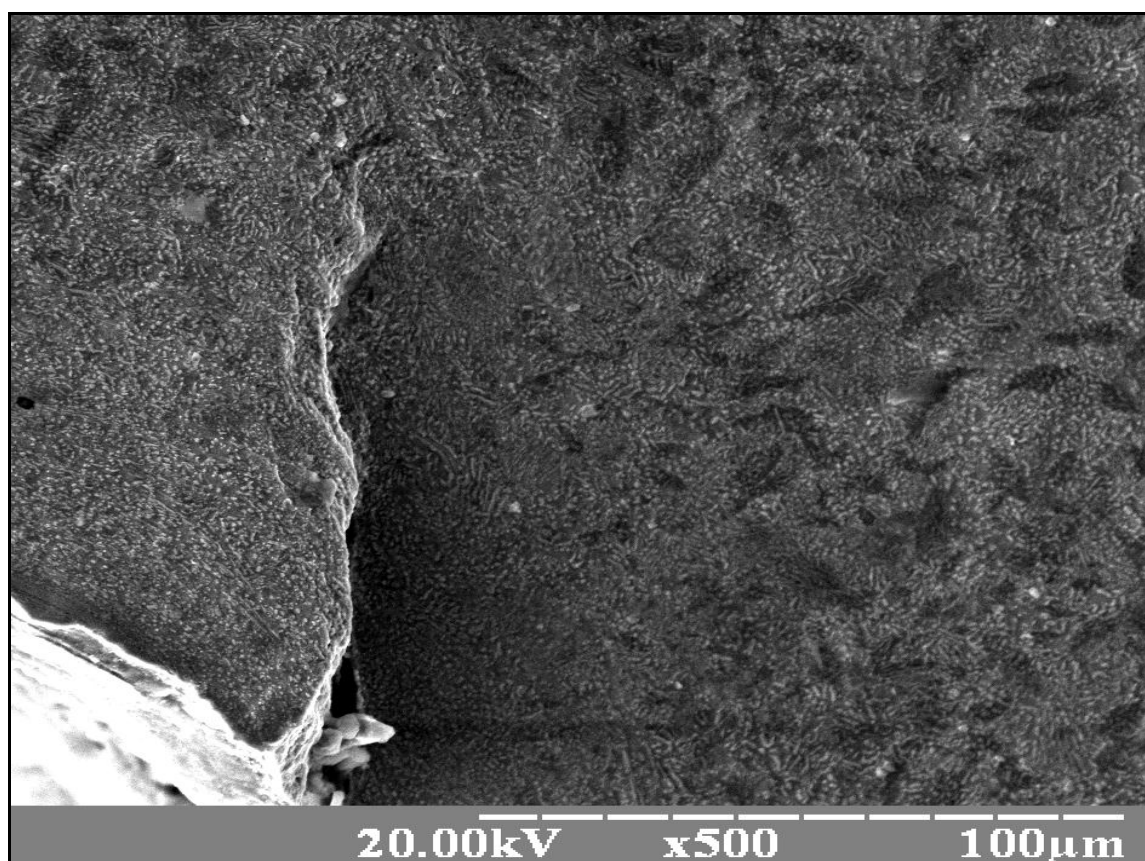
Рис. 3.15. Сталь марки «2» (отжиг). Зарождение и развитие трещины



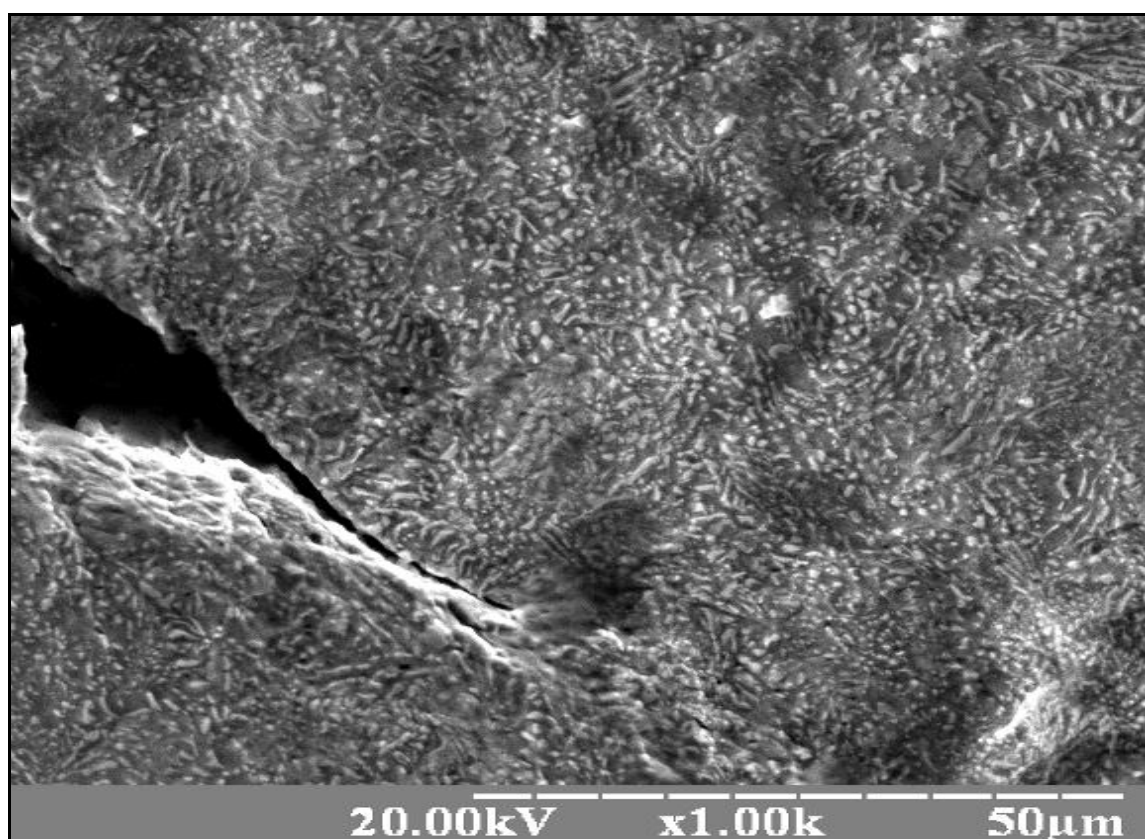
B



Г

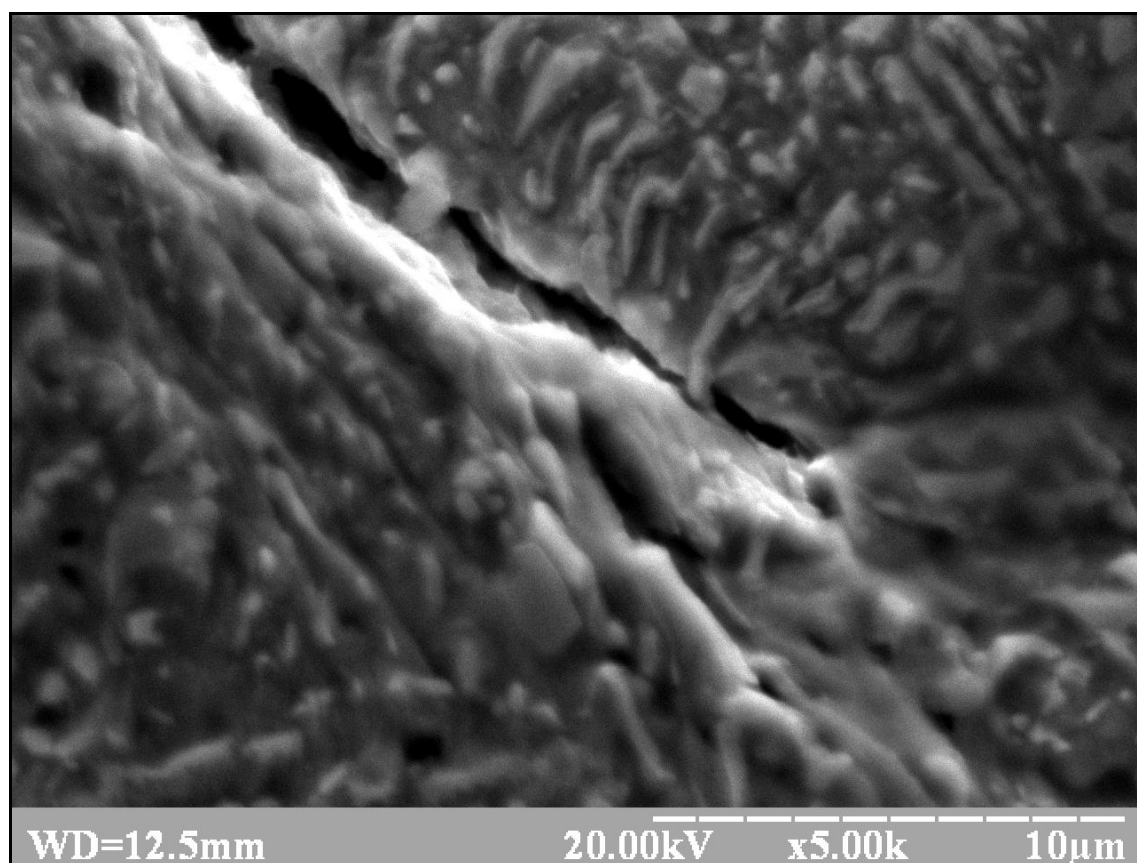


а

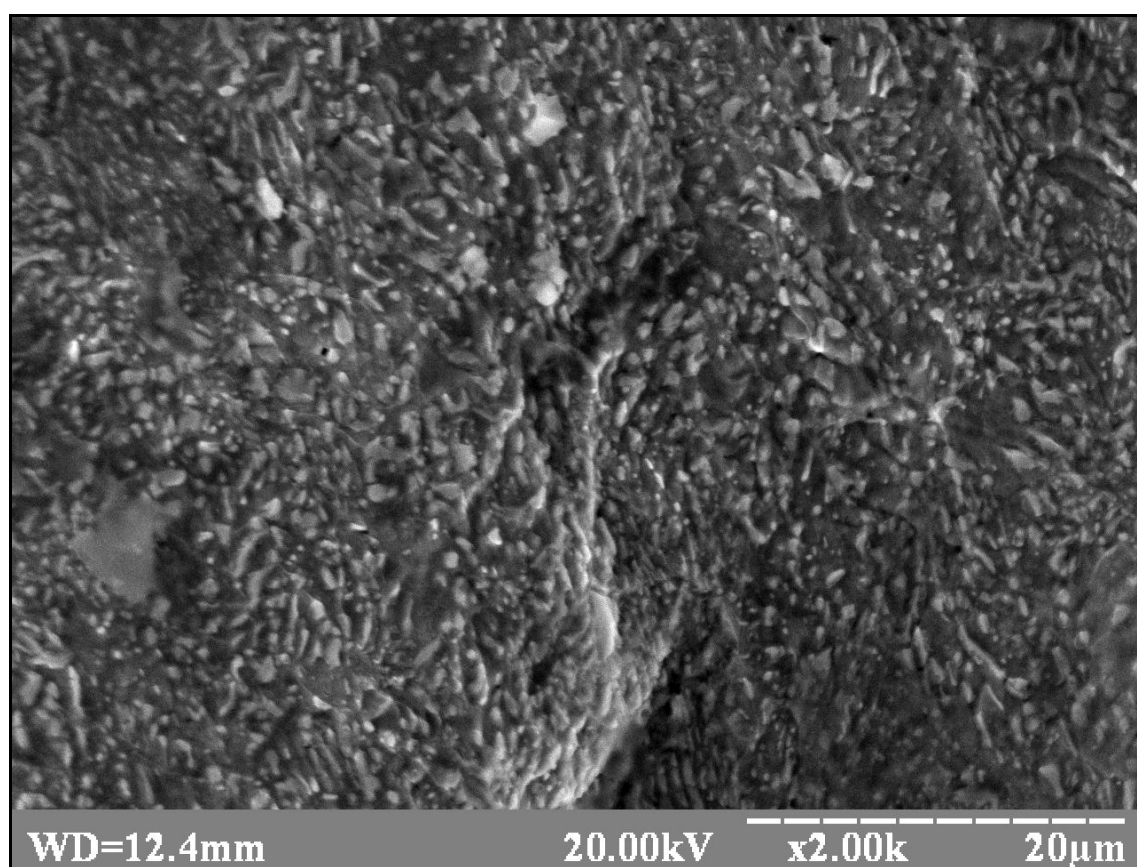


б

Рис. 3.16. Сталь марки «3» (отжиг). Зарождение и развитие трещины



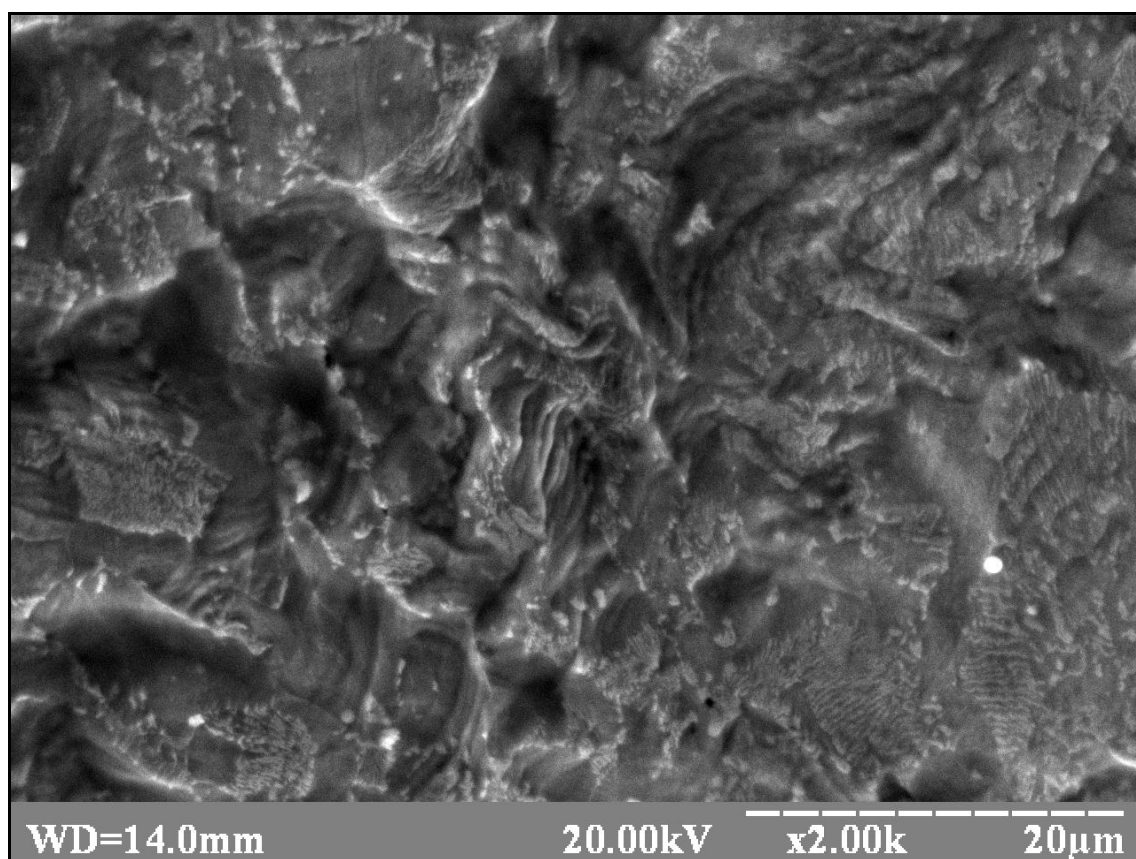
B



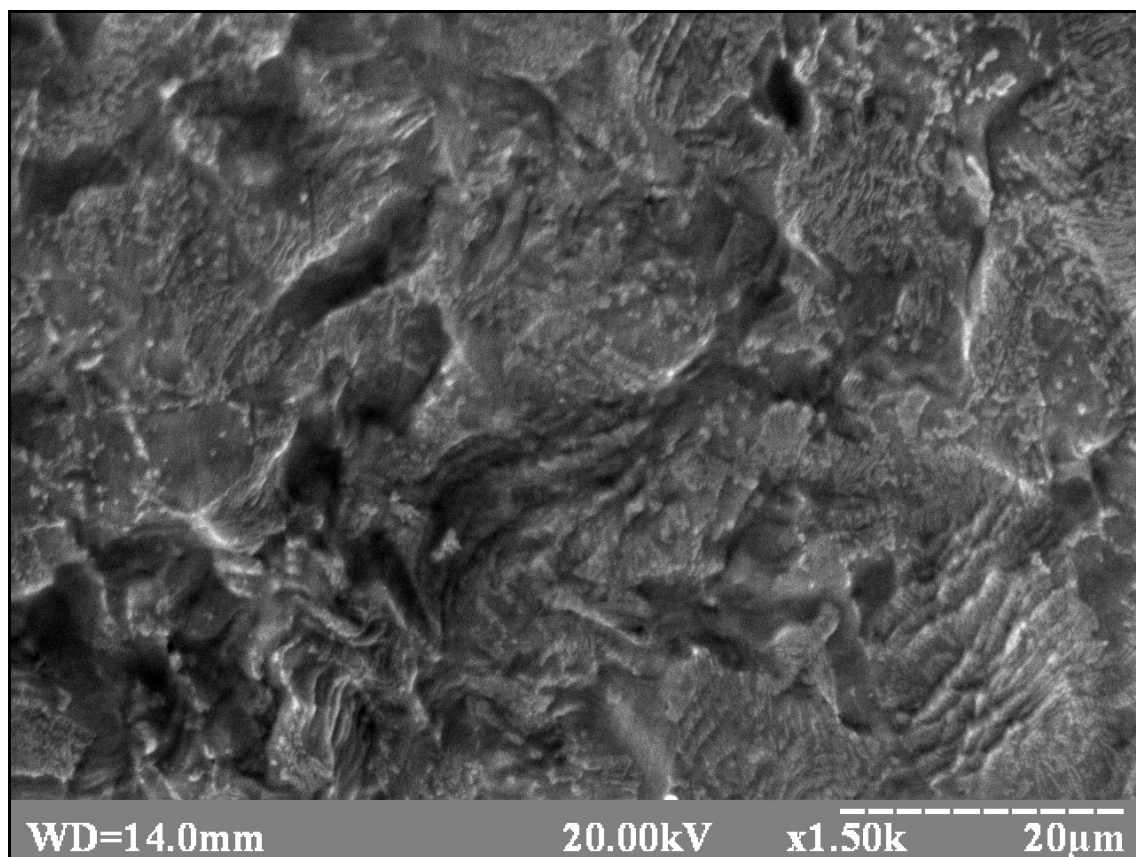
Г

Для стали марки «1» в нормализованном состоянии (с учетом размера исследуемого образца скорость охлаждения близкая к скорости охлаждения ободьев железнодорожных колес при их термической обработке) характерны те же особенности разрушения, что и для состояния после отжига: в области около устья концентратора наблюдаются значительные изменения микроструктуры в результате воздействия приложенного напряжения (рис. 3.17, а–б). Видны образования несплошностей металла, как на границах перлит-феррит, так и внутри ферритных участков. При значительной степени деформации можно наблюдать образование линий скольжения в феррите. При этом участки пластинчатого перлита остаются, практически, без видимых изменений (рис. 3.17, а–б). На некотором удалении от вершины трещины можно наблюдать образование очагов зарождения трещин, расположенных на границе перлит-феррит (рис. 3.17, в–г). Так как сталь марки «1» содержит доэвтектоидный феррит в количестве до 20%, расположенный в виде сплошной сетки, окаймляющей участки перлита, то часть траектории трещины, как было показано ранее, проходит по более мягкой однородной структурной составляющей. Границы типа феррит-феррит не являются непреодолимым барьером на пути движения трещины и мало изменяют ее траекторию (рис. 3.17, д–ж).

В образце стали марки «2» после нормализации сформировался обезуглероженный слой, поэтому у поверхности структура малоperlитная, часто цементит наблюдается в виде пограничных выделений в форме прослоек или отдельных частиц. На рис. 3.18, а и 3.18, б видно, что зарождение трещины (образование несплошности) происходит на границе цементит-феррит и далее она продвигается вглубь образца по ферриту, в котором в результате пластической деформации наблюдается образование линий скольжения. На рис. 3.18 видно, как трещина при своем развитии огибает цементитные пластины, меняя свою траекторию.

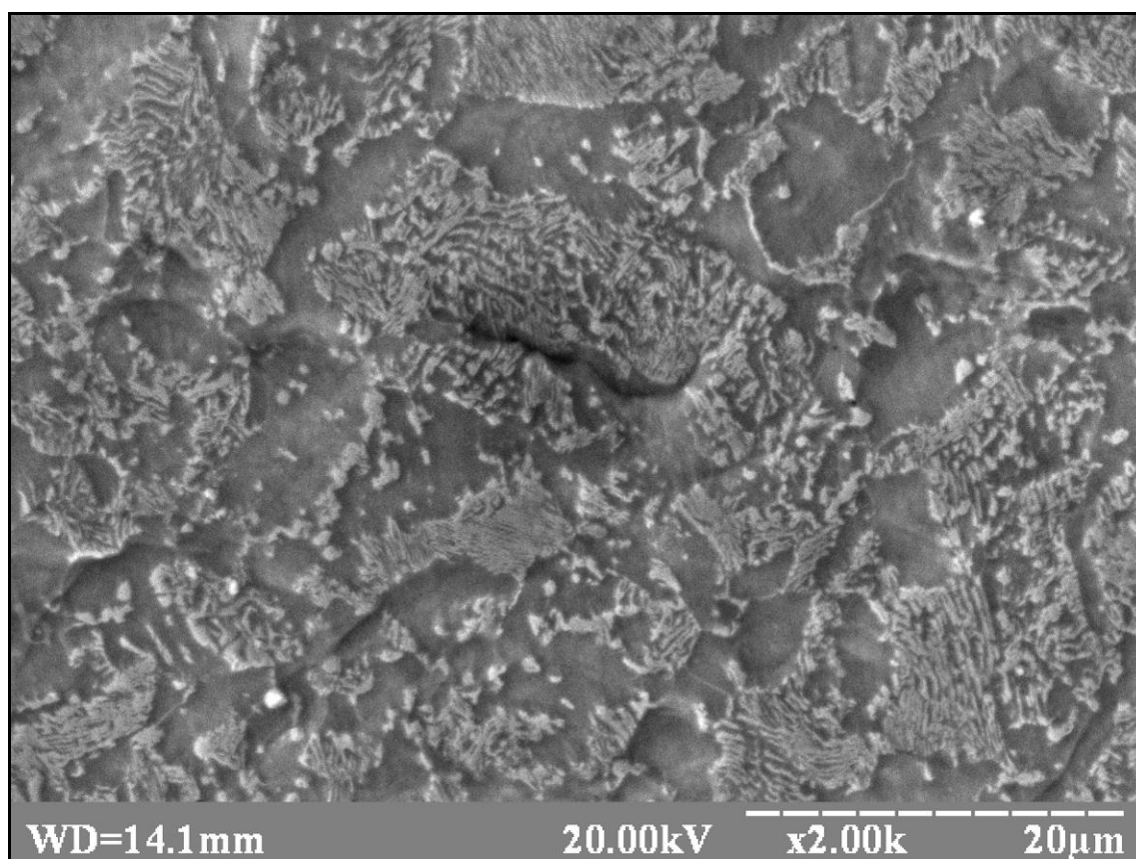


а

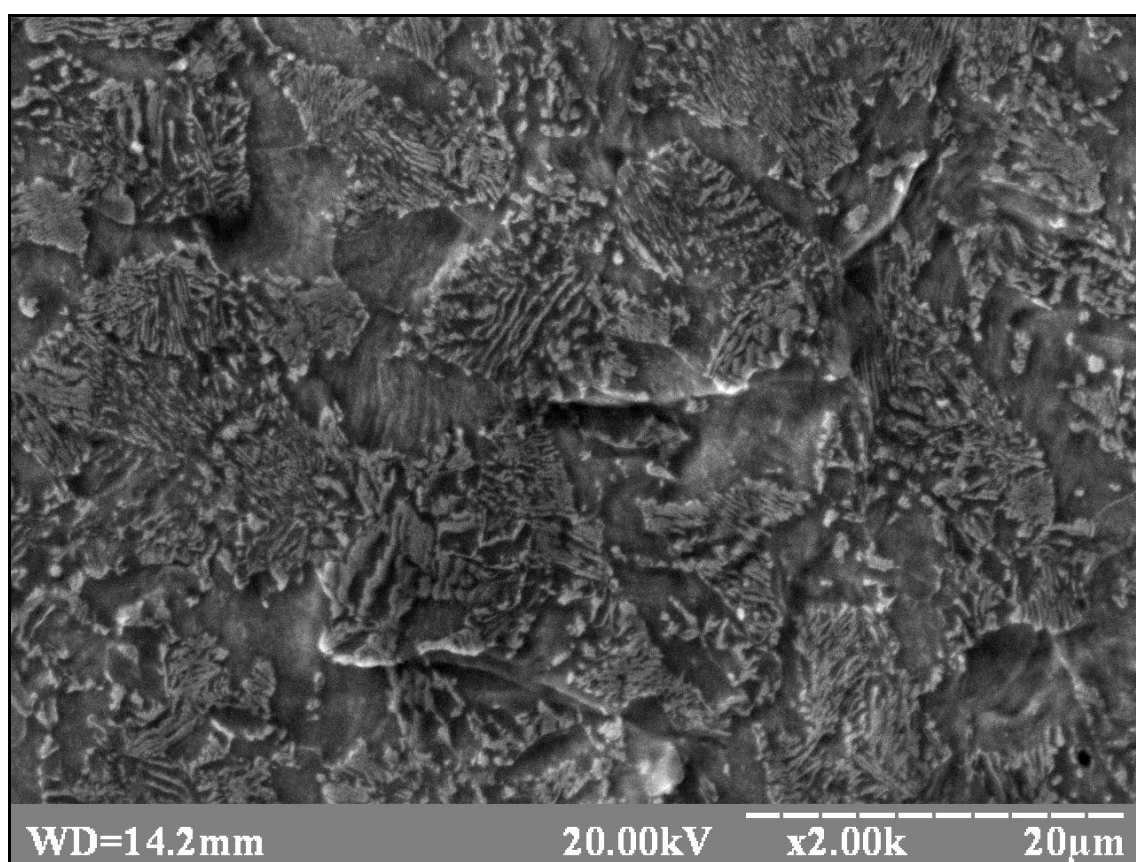


б

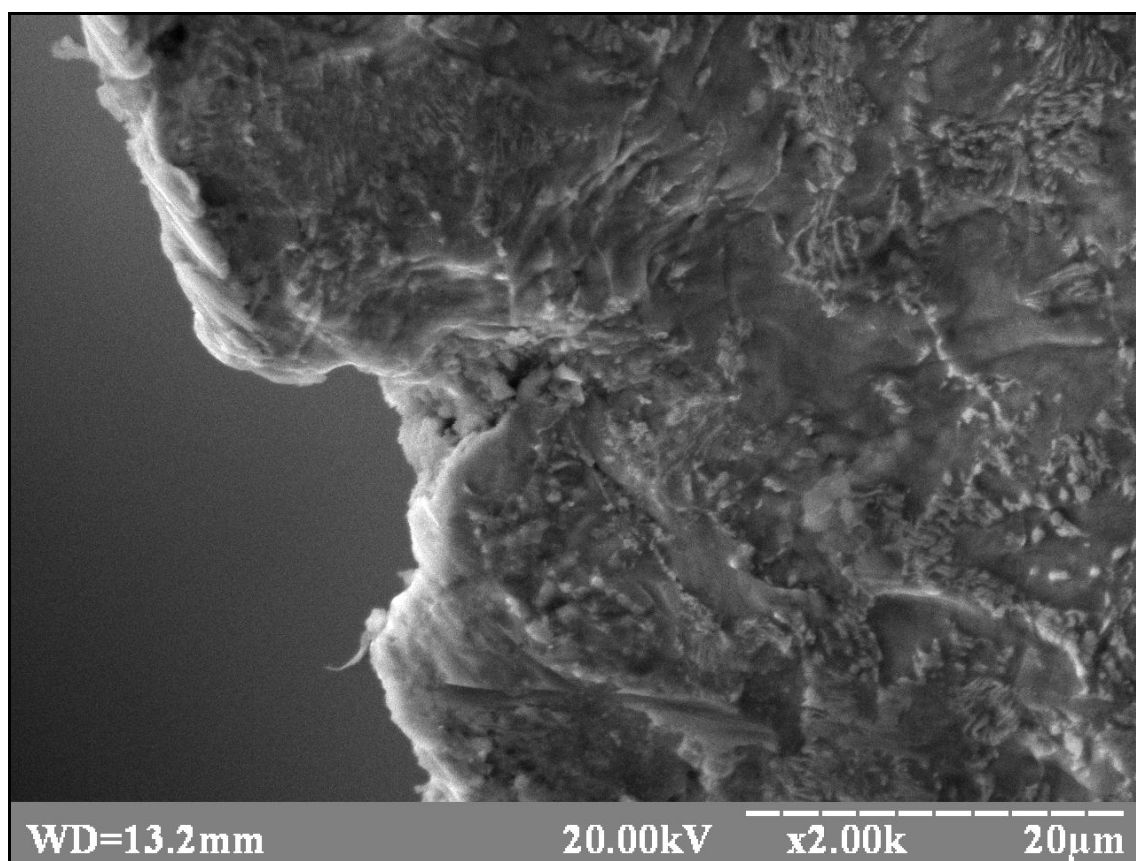
Рис. 3.17. Сталь марки «1» (нормализация). Зарождение и развитие трещины



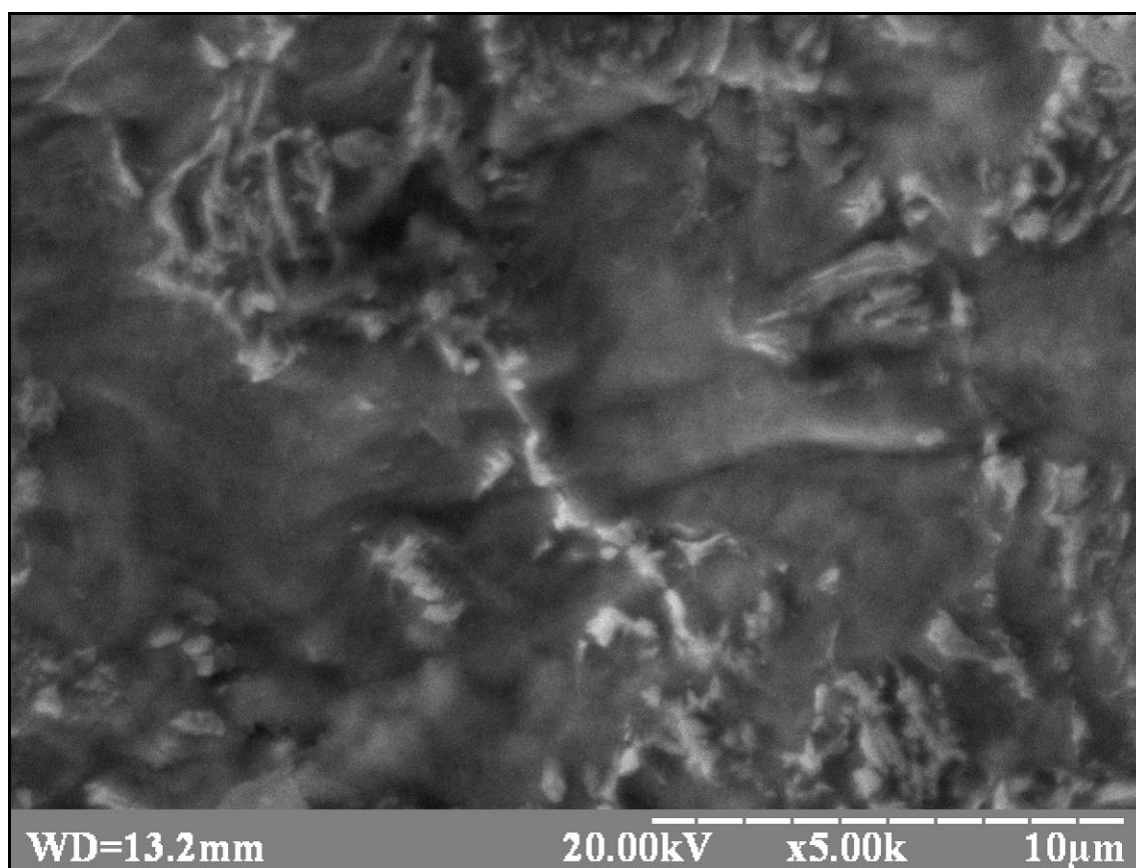
В



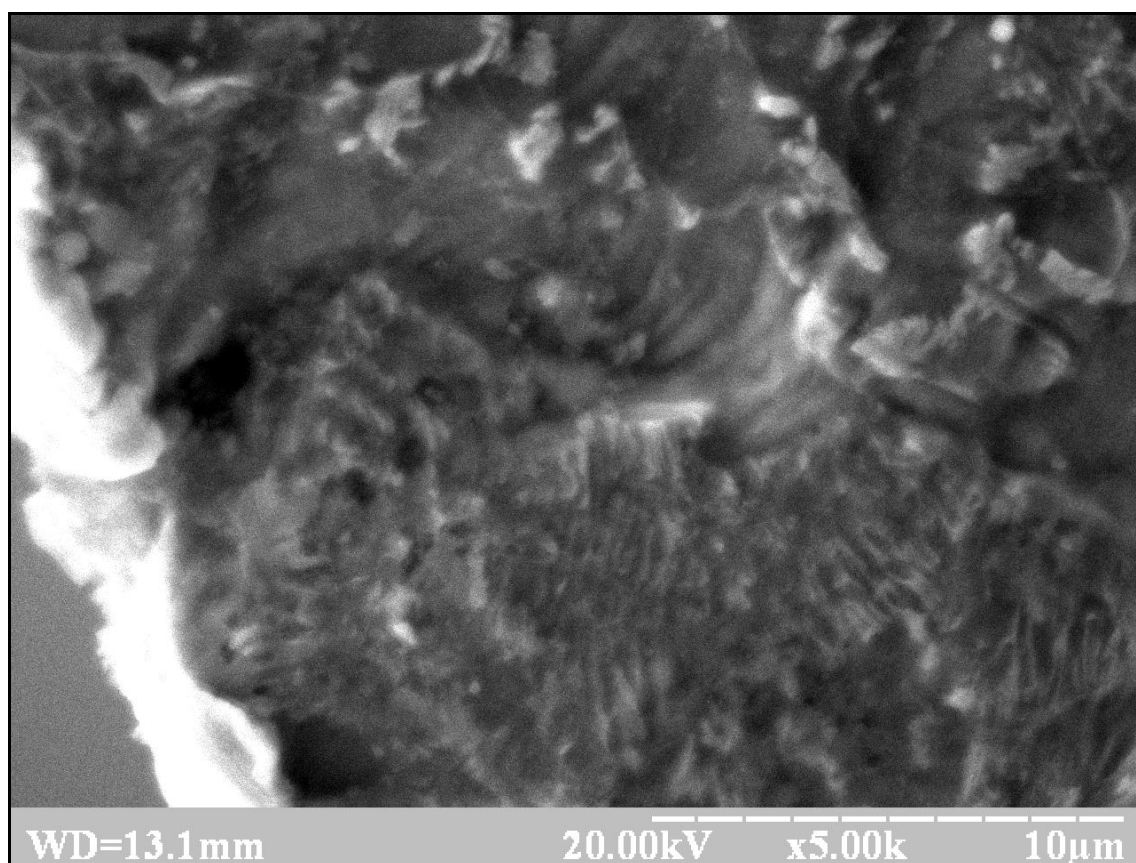
Г



д



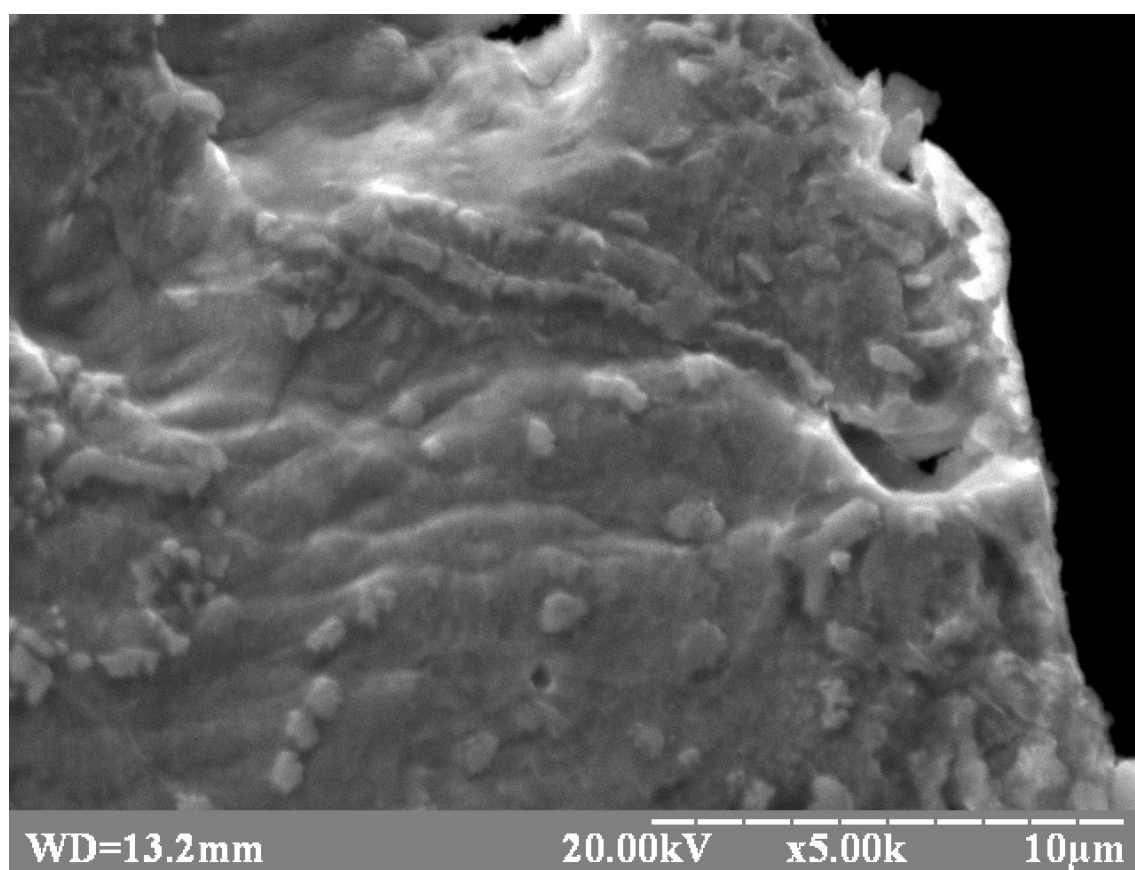
е



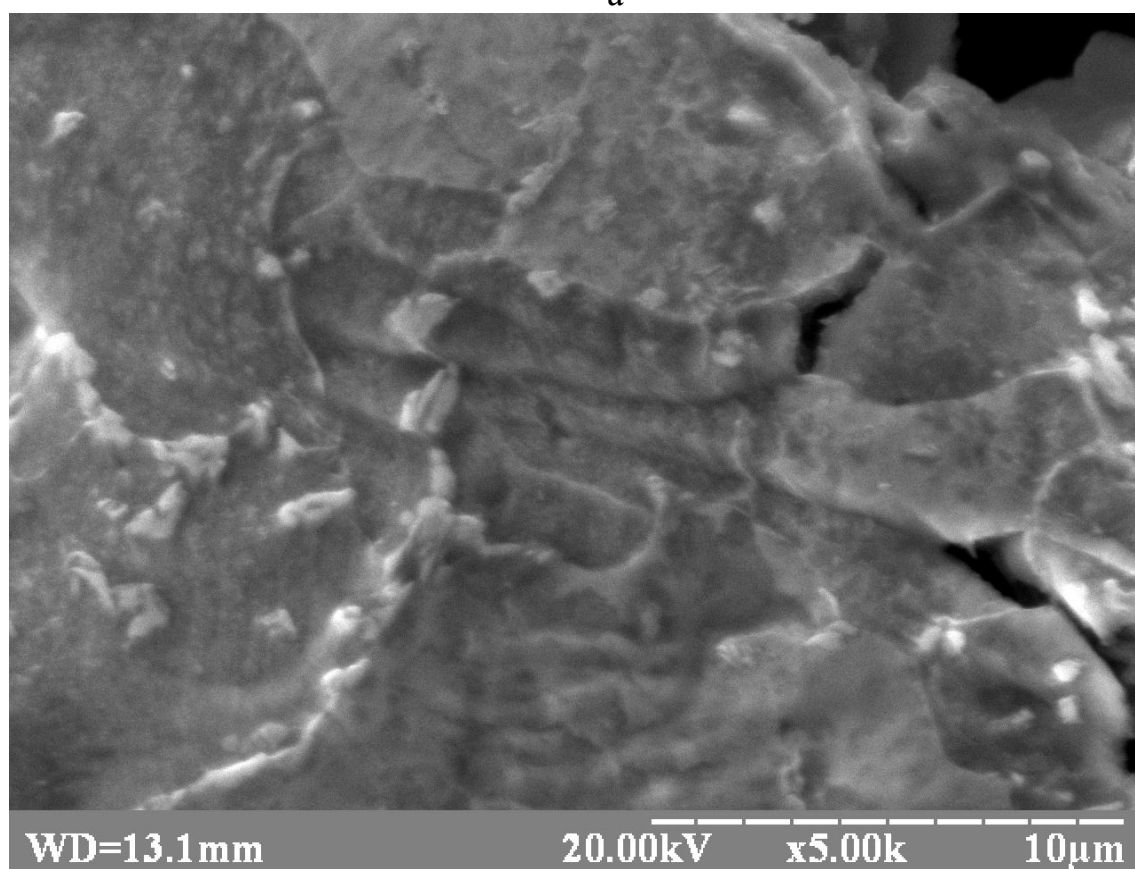
Ж

Рис. 3.17, лист 4

В стали марки «Т» после нормализации формируется структура пластинчатого перлита с небольшим количеством доэвтектоидного феррита (~ 5%). Так как в этом структурном состоянии не удалось зафиксировать трещину видимой длины, то ее развитие исследовали вдоль края поверхности разрушения. Из рис. 3.19 видно, что зарождение трещины происходит у границы феррит-перлит, а участки перлита вблизи поверхности разрушения окружены несплошностями. Вероятно, трещина формируется путем слияния нескольких таких несплошностей, расположенных в благоприятном направлении.

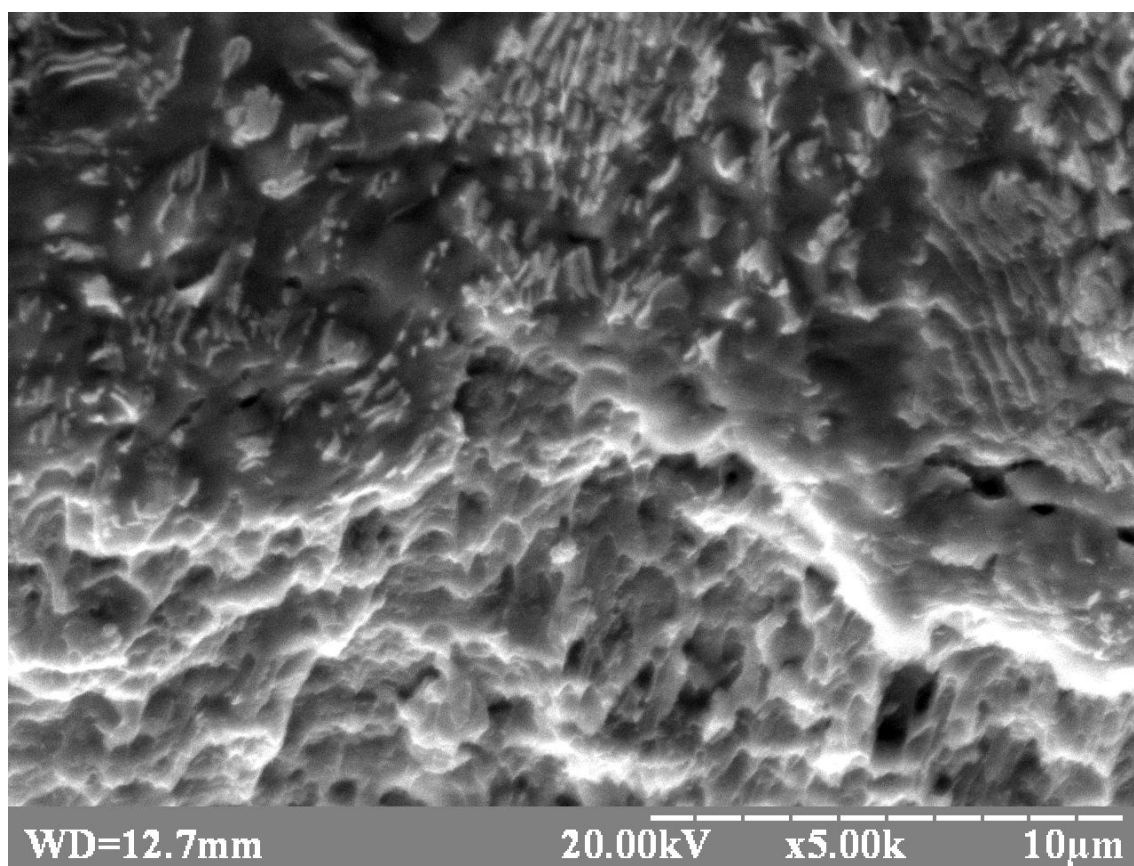


а

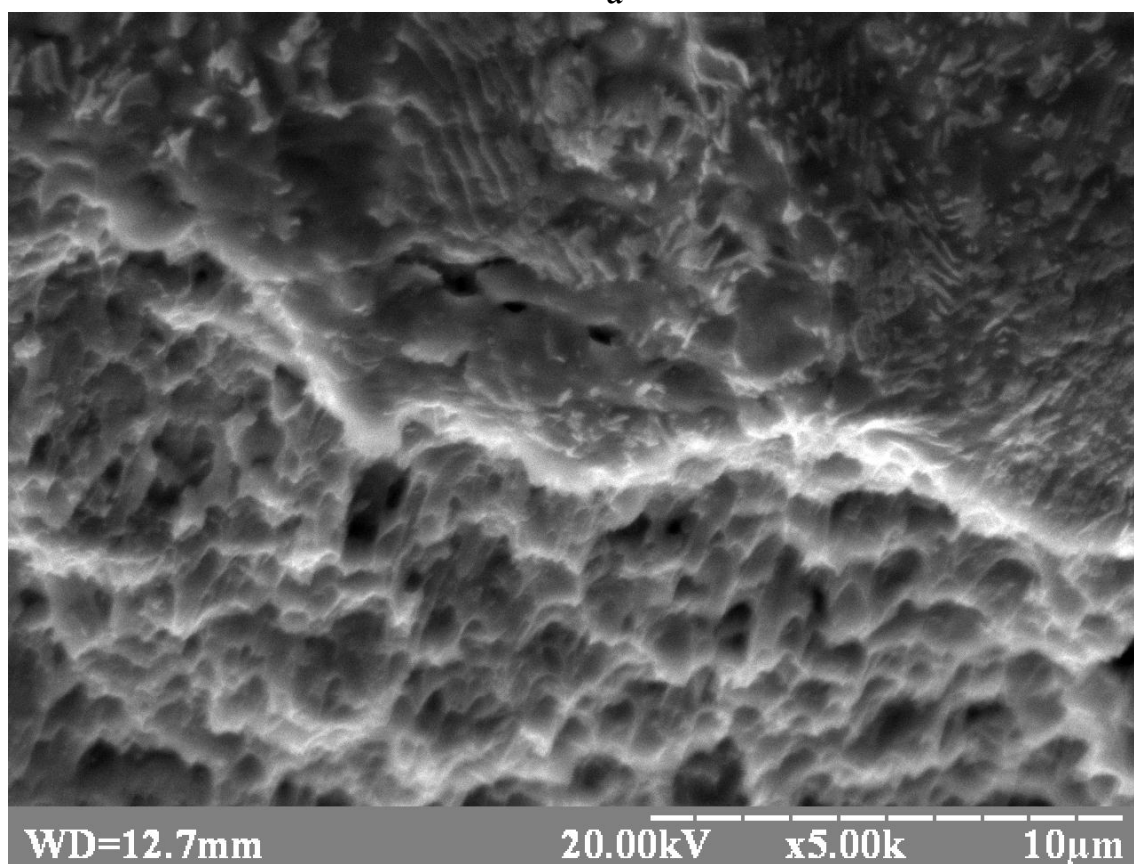


б

Рис. 3.18. Сталь марки «2» (нормализация). Зарождение и развитие трещины

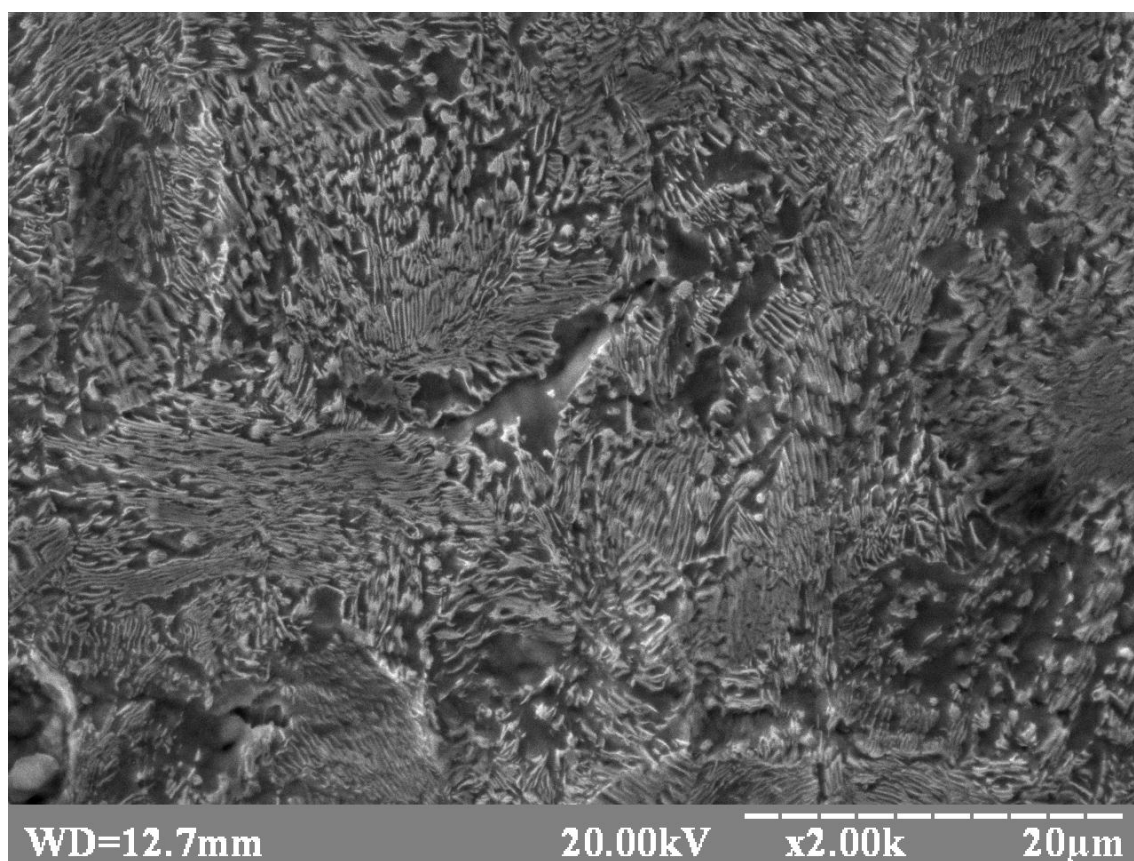


а



б

Рис. 3.19. Сталь марки «Т» (нормализация). Зарождение и развитие трещины



В

Рис. 3.19, лист 2

Таким образом, в результате проведенного исследования показано, что зарождение трещины в перлитных сталях при приложении растягивающих напряжений на 15-20% выше предела текучести происходит либо в более мягкой структурной составляющей - феррите, либо между мягкой и твердой структурной составляющей – на границе феррит-перлит (феррит-цементит). Под воздействием напряжения в результате пластической деформации в феррите образуются линии сдвига, которые могут являться местами зарождения микротрещин и их дальнейшего развития.

Образование макротрещины, по-видимому, происходит путем развития и слияния отдельных микротрещин, расположенных в плоскости, перпендикулярной направлению действия приложенных растягивающих напряжений. При этом трещина в процессе распространения выбирает энергетически наиболее выгодную траекторию движения: ферритная сетка

вокруг перлитных участков, феррит перлита при движении через перлитный участок (если траектория развития трещины примерно параллельна пластинам перлита) или по границам перлитных колоний (когда ориентировка пластин перлита не совпадает с траекторией движения трещины). Границы между зернами феррита не являются барьером для развития трещины, в отличие от крупных цементитных пластин, при встрече с которыми происходит огибание этих пластин трещиной.

По мнению авторов работы [154] в углеродистых сталях со структурой пластинчатого перлита могут реализовываться два механизма разрушения – гомогенный (зеренный) или гетерогенный (перлитный). В первом случае разрушение происходит по границам перлитных колоний, а во втором путем изгиба и разрушения цементитных пластин перлита. Реализации одного из двух указанных выше механизмов разрушения, по мнению авторов указанной работы, зависит от соотношения между размером перлитной колонии и толщиной цементитной пластины ($d_{\text{п}} / t_{\text{ц}}$). Критическим является соотношение $d_{\text{п}} / t_{\text{ц}} = 550$. Если перлитная сталь имеет крупные перлитные колонии, т.е. $d_{\text{п}} > 550 t_{\text{ц}}$, то разрушение должно происходить по перлитным колониям. Если же выполняется соотношение $d_{\text{п}} < 550 t_{\text{ц}}$, т.е. сталь имеет грубые пластины цементита, то разрушение стали происходит по цементитному механизму.

Определение размеров перлитных колоний и дисперсности перлита по известной методике [155], расчет толщины цементитных пластин по формуле, приведенной в работе [156], и анализ соотношения между этими структурными параметрами исследуемых сталей показал, что для любого из исследуемого варианта (как по химическому составу стали, так и по режиму термической обработки) соотношение $d_{\text{п}} / t_{\text{ц}}$ значительно меньше 550 (находится в пределах 150-250). Это означает, что должен реализовываться цементитный механизм разрушения. Однако результаты исследований показали, что микротрещины образуются в более мягкой ферритной составляющей, а их развитие энергетически более выгодным является не

путем деформации и разрушения цементитных пластин, а по мягкой ферритной составляющей, либо по границе перлитной колонии, огибая при этом цементитные пластины. Разрушения пластин цементита с их выгибанием и дроблением зафиксировано не было.

Таким образом, в работе впервые построены кинетические диаграммы усталостного разрушения углеродистых сталей ($C=0,48\% \dots 0,64\%$) и исследовано влияние на параметры КДУР структурного состояния (величины действительного зерна, количества доэвтектоидного феррита, дисперсности перлита) этих сталей. Показана структурная чувствительность второго прямолинейного участка КДУР.

На основе результатов экспериментальных исследований получены зависимости параметров кинетических диаграмм усталостного разрушения исследуемых углеродистых сталей от скорости охлаждения их из аустенитной области и содержания в них углерода.

Установлена различная чувствительность к измельчению зеренной структуры перлитных сталей ($C=0,48\% \dots 0,64\%$) порогового K_{th} и критического коэффициентов интенсивности напряжений при циклическом нагружении. Показано, что уменьшение действительного зерна от 0,139 мм до 0,0232 мм приводит к повышению циклической вязкости разрушения K_{fc} в среднем на 30% и не оказывает влияния на пороговый коэффициент интенсивности напряжений K_{th} .

Показано, что повышение прочности углеродистых сталей за счет увеличения в них содержания углерода, в отличие от термической обработки, приводит к снижению пластичности и ударной вязкости стали. Отрицательное влияние углерод оказывает и на критический коэффициент интенсивности напряжений K_{fc} , понижая его значения в исследуемых сталях в среднем на 35-41% в зависимости от скорости охлаждения.

Изучены особенности зарождения трещин в углеродистых сталях различных уровней прочности со структурой пластинчатого перлита.

Показано, что независимо от содержания углерода в стали (в пределах $C=0,45\% \dots 0,63\%$) и дисперсности перлита зарождение и развитие трещин происходит в более мягкой структурной составляющей – феррите без разрушения цементитных пластин.

ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ОБОДА КОЛЕСА НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

4.1 Исследование методических вопросов определение вязкости разрушения K_{Ic} железнодорожных колес

Основным показателем вязкости разрушения железнодорожных колес в настоящее время является критический коэффициент интенсивности напряжений (вязкость разрушения) K_{Ic} . Из большого количества различных типов образцов, рекомендуемых как отечественными, так и зарубежными стандартами для данного вида испытаний, основным был выбран компактный образец, нагружаемый по схеме внецентренного растяжения. Такой выбор объясняется двумя причинами: во-первых, геометрические размеры обода колеса позволяют вырезать данный образец таких размеров, при котором бы выполнялось требование корректности определения K_{Ic} :

$$B > 2,5 (K_{Ic} / \sigma_{0,2})^2, \quad (4.1)$$

где: B - толщина образца, мм;

$\sigma_{0,2}$ - предел текучести, Н/мм².

Во-вторых, с учетом выполнения условия (4.1), эта схема нагружения является наиболее близкой к реальным условиям нагружения железнодорожных колес при эксплуатации (развитие трещин в них, как правило, происходит под действием растягивающих остаточных напряжений, которые изменяются во времени).

Исследования, проведенные в ряде стран на испытательных стендах, моделирующих экстремальные условия эксплуатации железнодорожных колес, показали [147], что при значениях вязкости разрушения $K_{Ic} < 2530 \text{ Н/мм}^{3/2}$ ($80 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$) происходит разрушение железнодорожных

колес. При значениях этого показателя выше $2530 \text{ Н/мм}^{3/2}$ все опытные колеса остались неразрушенными. На основании этих результатов в технические условия UIC-812.3 Международного союза железных дорог, а затем и в европейский стандарт EN 13262, на поставку железнодорожных колес для локомотивов и вагонов подвижного состава был включен критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} как нормативный показатель качества, а его минимальное значение для стали марки «ER7» было принято равным $2530 \text{ Н/мм}^{3/2}$ ($80 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$).

Основным нормативным документом, в соответствии с которыми определяется критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} , является американский стандарт ASTM E 399 [157], в котором изложены основные положения, связанные с методикой определения вязкости разрушения K_{Ic} . На основе этого стандарта был разработан ГОСТ 25.506 [158] Однако ряд этих положений в данном стандарте нормируются не очень жестко. Например, для частоты нагружения или максимальной нагрузки цикла при наведении усталостной трещины задаются ограничения только по верхнему пределу. Изменения этих параметров в рамках проведения одной серии испытаний могут привести к разбросу полученных результатов, не связанных с технологией производства колес и их механическими свойствами.

На рисунке 4.1 представлена схема вырезки образца на вязкость разрушения, которая определяется межгосударственным стандартом ГОСТ 10791-2011. Подобная схема вырезки образцов представлена и в европейском стандарте EN 13262.

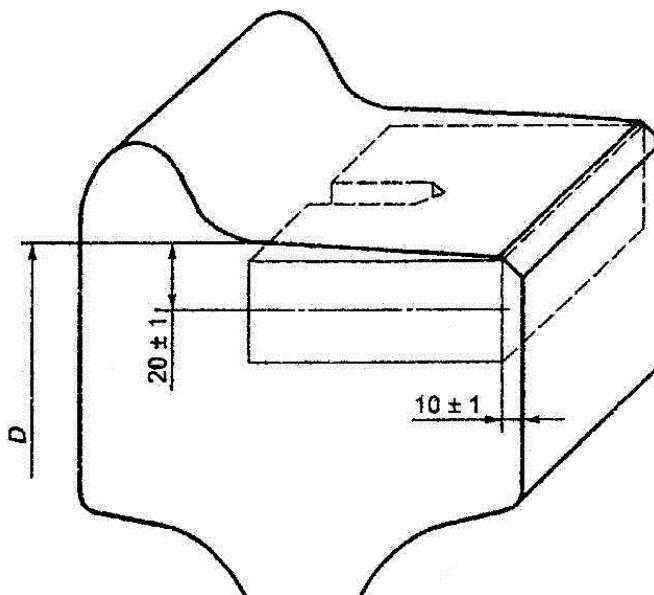


Рис. 4.1. Схема вырезки образца для определения вязкости разрушения K_{1C} по ГОСТ 10791-2011

Очевидно, что вторым важным фактором, который может оказывать влияние на стабильность величины вязкости разрушения железнодорожных колес, являются незначительные случайные отклонения от заданной схемы вырезки проб для проведения этих испытаний.

С учетом выше сказанного, в данном разделе работы было проведено исследование влияния частоты, величины нагрузки при наведении усталостной трещины, скорости нагружения при внецентренном растяжении образца, длины усталостной трещины, а также отклонений от схемы вырезки проб для испытаний на величину вязкости разрушения K_{1C} .

4.1.1 Влияние частоты нагружения на вязкость разрушения K_{1C}

Для проведения исследований влияния частоты нагружения на величину вязкости разрушения были выбраны два режима наведения усталостной трещины, параметры которых представлены в табл. 4.1.

Средние значения вязкости разрушения K_{Ic} и среднее время наведения усталостной трещины по каждому из исследуемых режимов представлены в табл. 4.2.

Таблица 4.1

Режимы наведения усталостной трещины опытных образцов

Номер режима	Максимальная нагрузка цикла на первой ступени, Н*	Максимальная нагрузка цикла на второй ступени, Н*	Частота нагружения, Гц
Режим 1	70400/44400	35000/31320	20
Режим 2	70400/44400	35000/31320	10

* - числитель – в начале ступени; знаменатель – в конце ступени.

Таблица 4.2

Значения вязкости разрушения опытных образцов

Номер режима	Среднее значение вязкости разрушения K_{Ic} , МПа*м ^{1/2} .	Общее время наведения усталостной трещины.
Режим 1	96,3	16 мин.
Режим 2	94,6	40 мин.

Из данных таблицы 4.2 следует, что изменение частоты нагружения при наведении усталостной трещины в пределах 10- 20 Гц не оказывает влияние на величину вязкости разрушения железнодорожных колес из стали марки «1» (различие между значениями является не значимым и составляет 1,8%).

4.1.2 Влияние максимальной нагрузки цикла при наведении усталостной трещины на вязкость разрушения K_{Ic}

Для проведения исследований были выбраны три режима наведения усталостной трещины. Максимальная нагрузка цикла на первой и второй ступени каждого из опробованных режимов представлена в табл. 4.3.

Таблица 4.3

Значения максимальной нагрузки цикла при наведении трещины по различным режимам

Номер режима	Максимальная нагрузка цикла на первой ступени, Н*	Максимальная нагрузка цикла на второй ступени, Н*
Режим 1	103000/68400	51700/48600
Режим 2	70400/44400	35000/31320
Режим 3	44200/26900	22200/19240

* - числитель – в начале ступени; знаменатель – в конце ступени.

Среднее значение вязкости разрушения K_{Ic} и среднее время наведения усталостной трещины по каждому из исследуемых режимов представлены в табл. 4.4

Таблица 4.4

Значения вязкости разрушения K_{Ic} , при наведении трещины с различной максимальной нагрузкой цикла

Номер режима	Значение вязкости разрушения K_{Ic} , МПа*м ^{1/2}	Общее время наведения усталостной трещины
Режим 1	86,3	16 мин.
Режим 2	78,1	40 мин.
Режим 3	73,6	11 часов

На рисунке 4.2 представлена зависимость вязкости разрушения от режимов наведения усталостной трещины. Из таблицы 4.4 и рисунка 4.2 следует, что максимальная нагрузка цикла при наведении усталостной трещины оказывает влияние на величину вязкости разрушения K_{Ic} , а ее повышение ведет к росту показателя K_{Ic} . В частности, при повышении максимальной нагрузки цикла на первой ступени от 44200 Н до 103000 Н (т.е. в 2,3 раза) вязкость разрушения K_{Ic} возрастает от 73,6 МПа*м^{1/2} до 86,3 МПа*м^{1/2} (т.е. на 17%).

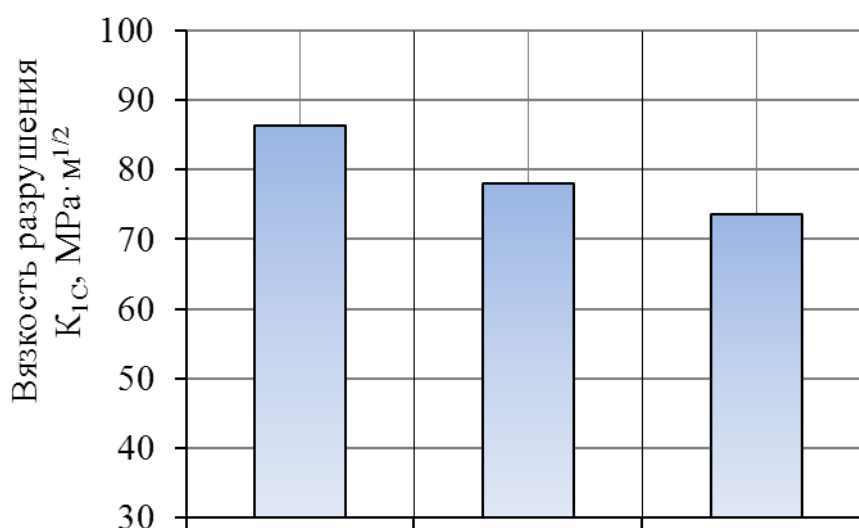


Рис. 4.2. Влияние режимов наведения усталостной трещины на вязкость разрушения K_{Ic}

На рисунке 4.3 представлены зависимости между вязкостью разрушения K_{Ic} и максимальной нагрузкой цикла на первой и второй ступени при наведении усталостной трещины, которые описываются следующими линейными уравнениями:

для первой ступени нагружения: $K_{Ic} = 0,0004P_1 + 63,5$;

для второй ступени нагружения: $K_{Ic} = 0,0002P_2 + 63,5$;

где K_{Ic} - вязкость разрушения, МПа*м^{1/2}, P_1 , P_2 – максимальная нагрузка цикла на первой и второй ступени соответственно, Н.

Величина коэффициента корреляции ($R=0,99$) свидетельствует о тесной корреляционной зависимости между исследуемыми характеристиками.

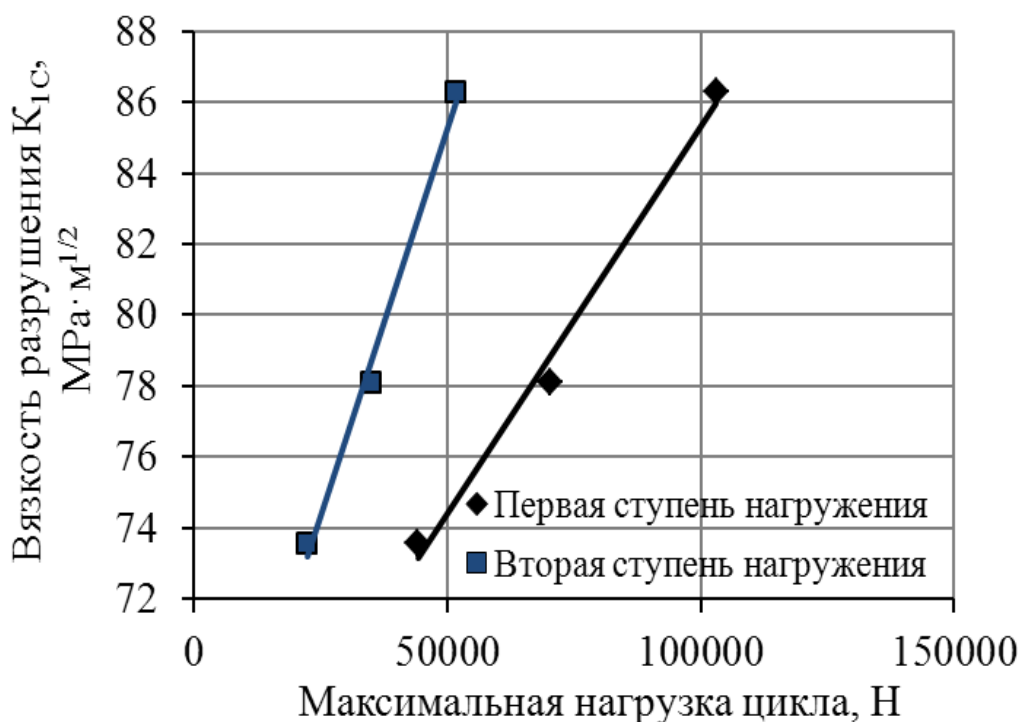


Рис. 4.3. Зависимость вязкости разрушения K_{1c} от величины максимальной нагрузки цикла при наведении трещины

4.1.3 Изменения микроструктуры в устье усталостной трещины при ее росте с различной скоростью

На рисунках 4.4 и 4.5 представлена микроструктура образцов на вязкость разрушения с наведенной усталостной трещиной на различном удалении от ее фронта. Она представляет собой перлитную структуру с небольшим количеством доэвтектоидного феррита, который выделяется по границам бывших аустенитных зерен. Измерения микротвердости вблизи фронта трещины и вдали от него показали следующие: разность между этой характеристикой для режима 1 (максимальное значение нагрузки; см. табл. 4.3) составляет 529 Н/мм² (микротвердость равна 3238 Н/мм² и 2709 Н/мм²). Для режима 3 такого различия не наблюдается.

Таким образом, основной причиной повышения вязкости разрушения K_{Ic} при увеличении нагрузки при наведении усталостной трещины является повышение величины пластической деформации в ее устье, что приводит к наклепу (упрочнению) металла.

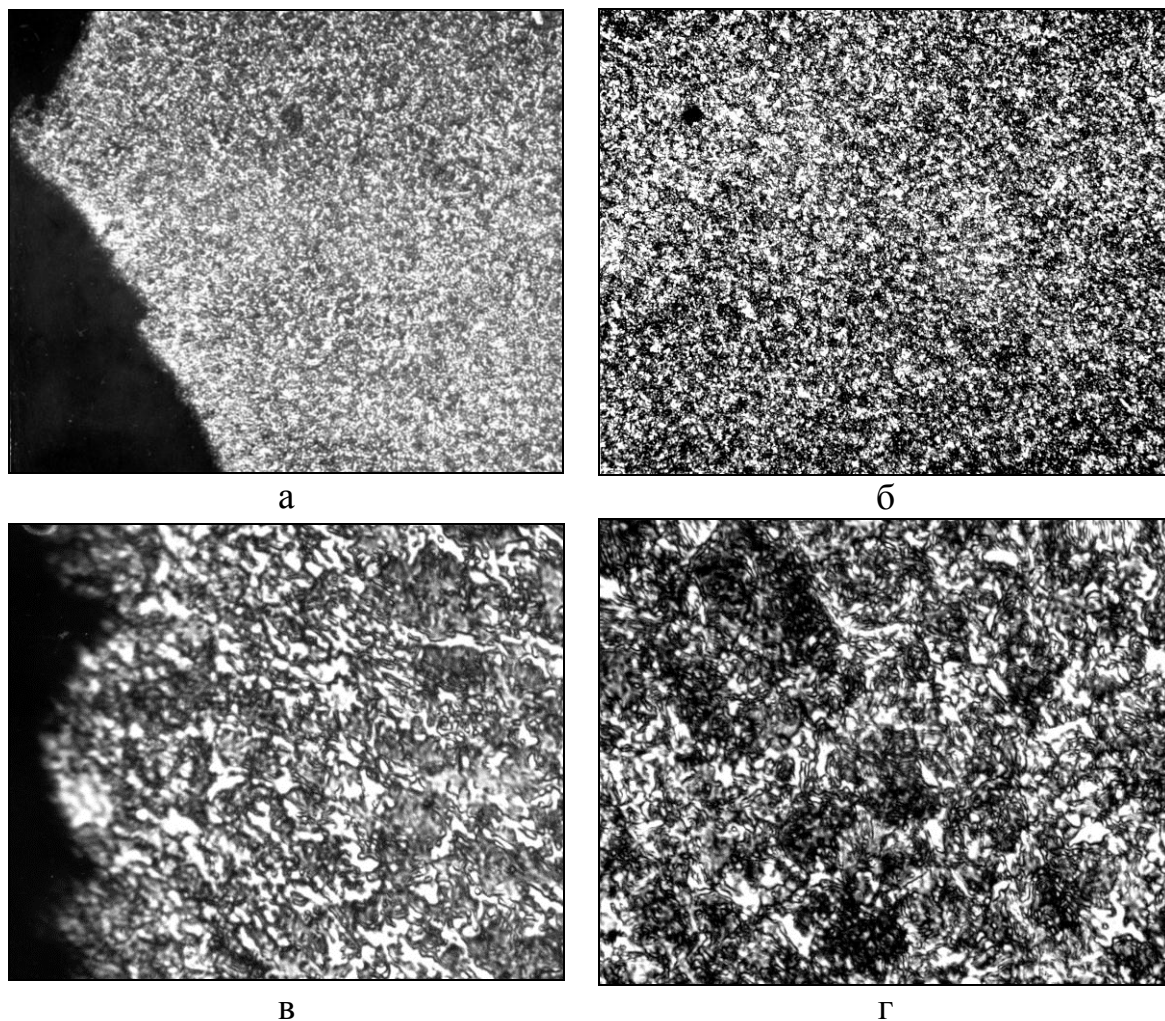


Рис. 4.4. Микроструктура образца на вязкость разрушения (режим 1) возле фронта распространения трещины (а, в) и вдали от него (б, г): а, б – $\times 100$; в, г – $\times 800$

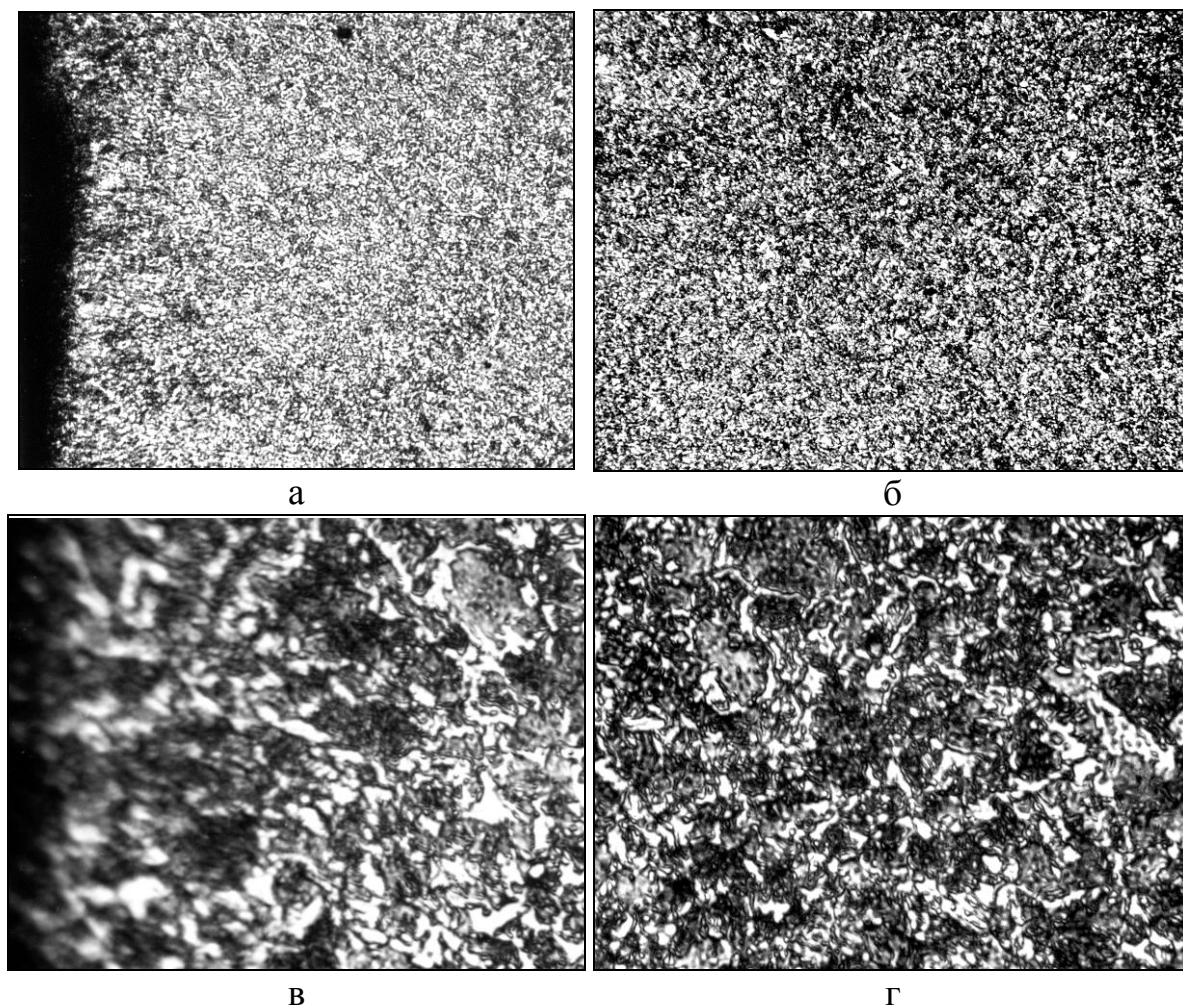


Рис. 4.5. Микроструктура образца на вязкость разрушения (режим 3) возле фронта распространения трещины (а, в) и вдали от него (б, г): а, б – $\times 100$; в, г – $\times 800$

4.1.4 Влияние места отбора проб из ободьев колес на величину вязкости разрушения K_{Ic}

Для проведения указанных исследований было отобрано колесо №63 (пл. №31249), из которого были вырезаны 12 образцов на различной глубине от поверхности катания и на различном расстоянии от наружной боковой поверхности обода. Схема вырезки пробы на вязкость разрушения представлена на рисунке 4.6, а значения параметров, которые контролировались при этом – в таблице 4.5

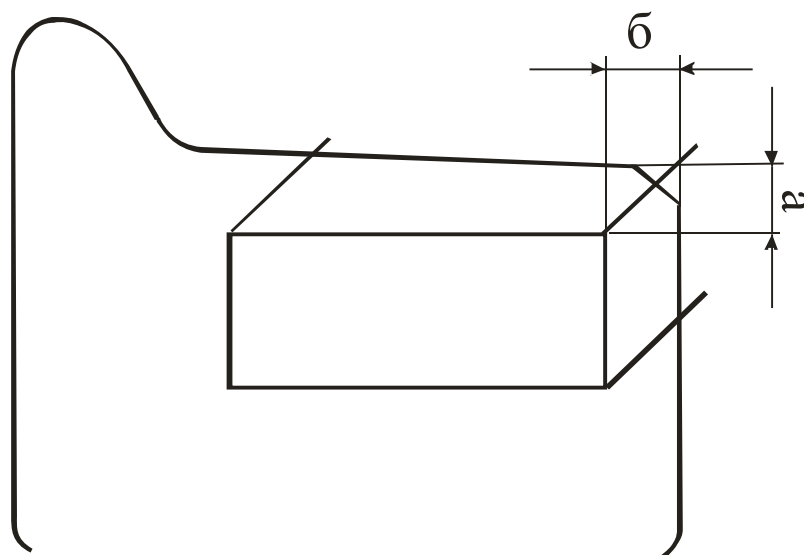


Рис. 4.6. Схема вырезки проб на вязкость разрушения из обода колеса

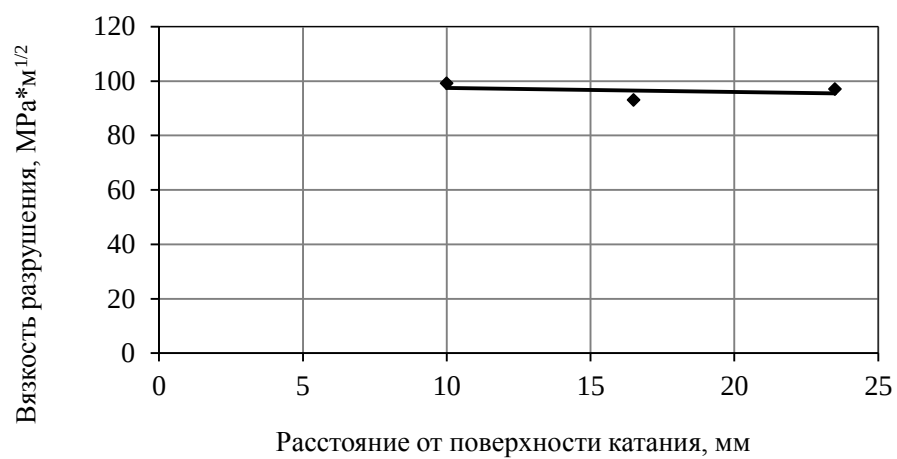


Рис. 4.7. Влияние глубины вырезки проб (параметр а) на вязкость разрушения железнодорожного колеса

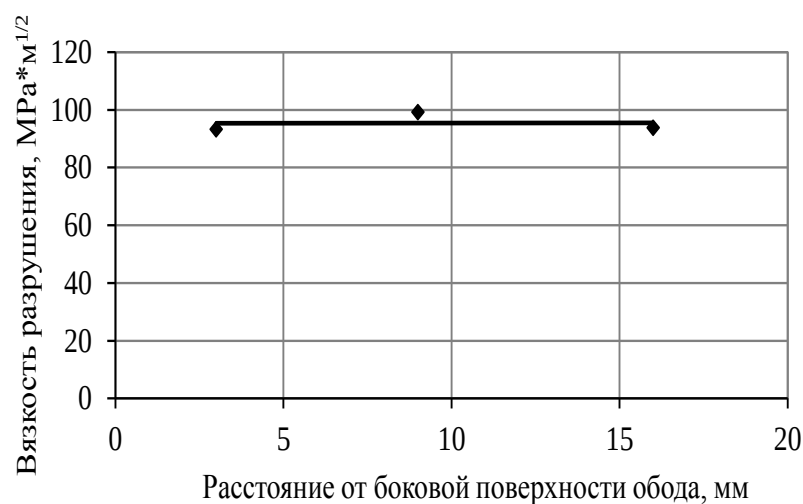


Рис. 4.8. Влияние расстояния от наружной боковой поверхности обода до боковой поверхности пробы (параметр б) на вязкость разрушения железнодорожного колеса

Таблица 4.5

Значения вязкости разрушения K_{Ic} в зависимости от места вырезки пробы из обода колеса

Номер варианта расположения пробы	Расстояние от поверхности катания (а, мм)	Расстояние от внешней боковой поверхности обода (б, мм)	Среднее значение вязкости разрушения K_{Ic} , МПа*м ^{1/2}
1	10	9	99,2
2	16,5	9	93,1
3	23,5	9	97,1
4	10	3	93,3
5	10	16	93,8

Из данных таблицы 4.5 и рисунков 4.7 и 4.8 следует, что увеличение глубины вырезки пробы на вязкость разрушения от поверхности катания (увеличение расстояния «а» от поверхности катания до горизонтальной плоскости пробы), а также смещение пробы в горизонтальном направлении по ободу (изменение расстояния «б» от наружной боковой поверхности обода до боковой поверхности пробы) оказывает незначительное влияние на величину K_{Ic} . Максимальное различие в величине вязкости разрушения образцов, вырезанных в соответствии с вариантами 1-5 таблицы 4.5 составляет 6,5%.

4.1.5 Влияние длины концентратора в образцах и скорости нагружения при их внецентренном растяжении на величину вязкости разрушения K_{Ic}

Все нормативные документы, такие как ASTM E 399 и отечественный ГОСТ 25.506, описывающие методику проведения испытаний на вязкость разрушения, регламентируют размер концентратора. Его длина (длина иницирующего надреза плюс средняя длина усталостной трещины) в образце для определения K_{Ic} должен находиться строго в диапазоне от 0,45 до 0,55 от ширины образца, что составляет для образца толщиной 30 мм 27...33 мм.

Однако в ряде работ показано, что это слишком жесткое ограничение [159, 160].

Аналогичная картина наблюдается и для такой характеристики как скорость статического нагружения образца при испытаниях на вязкость разрушения. В стандарте ASTM E 399 указывается, что при статических испытаниях образец необходимо нагружать с такой скоростью, при которой скорость увеличения коэффициента интенсивности напряжений находится в пределах диапазона от 0,55 до 2,75 МПа·м^{1/2}/сек. В соответствии с ГОСТ 25.506 скорость нагружения образцов устанавливается по скорости перемещения подвижного захвата в пределах от 0,02 до 0,2 мм/с. При

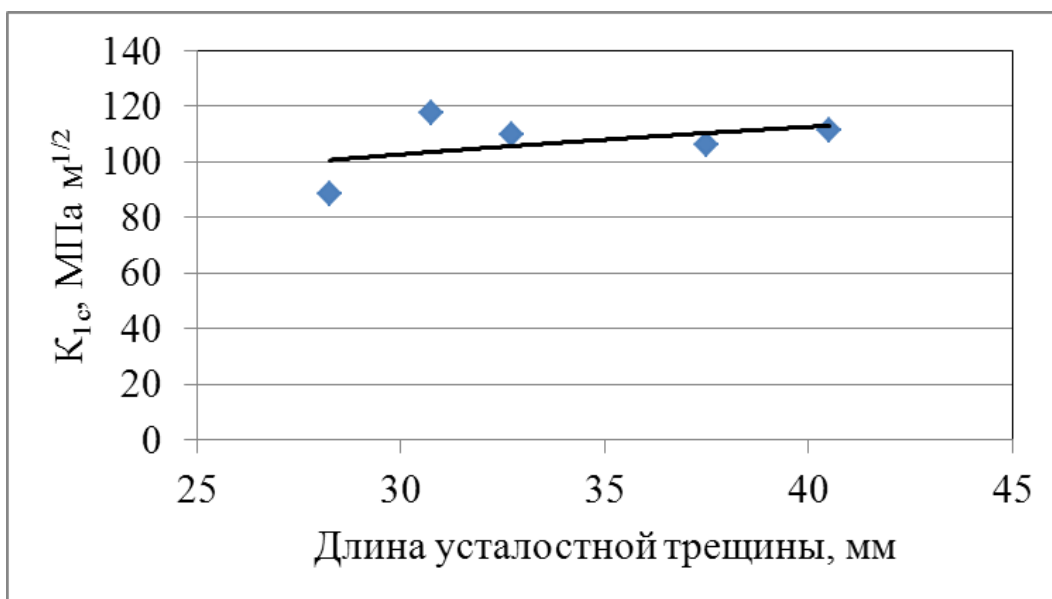


Рис. 4.10. Влияние длины усталостной трещины на величину вязкости разрушения K_{Ic} железнодорожных колес

Проведенные исследования в широком диапазоне от 0,1 до 100 кН/с не выявили влияния скорости нагружения образцов из железнодорожных колес марки «1», на показатели вязкости разрушения (рис. 4.11).

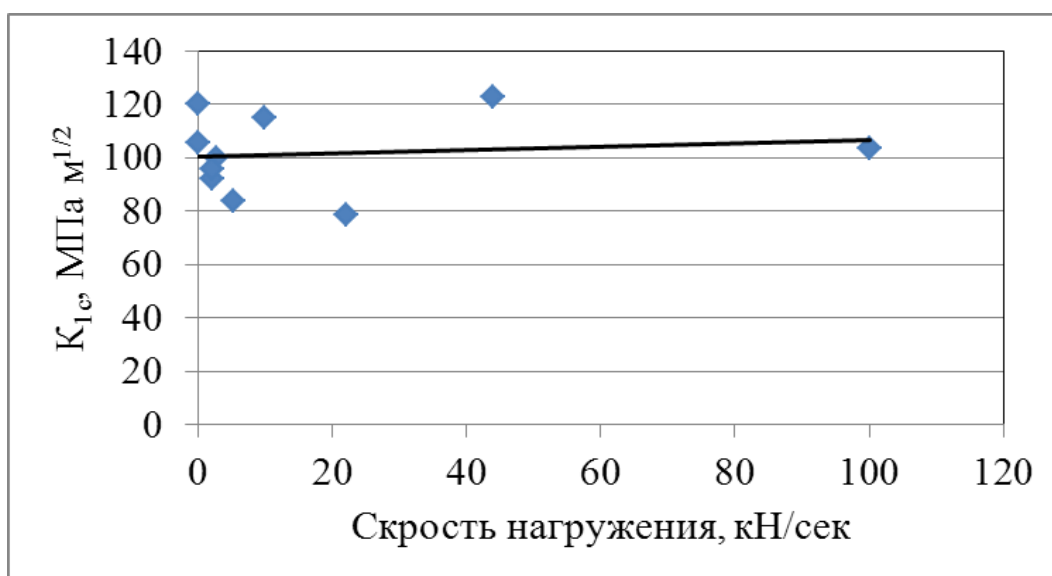


Рис. 4.11. Влияние скорости приложения нагрузки при статическом нагружении до разрушения компактного образца на вязкость разрушения металла железнодорожных колес

4.2 Изменение ударной вязкости и показателей механики разрушения железнодорожных колес в зависимости от их химического состава

4.2.1 Влияние содержания углерода на сдаточные механические свойства, вязкость разрушения K_{Ic} и параметры кинетики роста усталостной трещины железнодорожных колес

Анализ механических свойств ободьев исследуемых колес (п. 2.1.2) показывает (таблица 4.6), что увеличение содержания углерода в стали приводит к повышению их прочностных свойств и снижению пластичности. Повышение содержания углерода оказывает отрицательное влияние также и на вязкие свойства обода колес (рис. 4.12 и 4.13). Было установлено, что зависимость вязкости разрушения K_{Ic} и ударной вязкости обода колеса от содержания описывается уравнением вида:

$$K_{Ic} = 243,58 - 323,2C; \quad (4.2)$$

где: K_{Ic} – вязкость разрушения, $\text{МПа} \times \text{м}^{1/2}$; C – содержание углерода, мас. %.

$$KCU = 123 - 171,44C; \quad (4.3)$$

где: KCU – ударная вязкость, Дж/см^2 ; C – содержание углерода, мас. %.

Высокие значения коэффициента парной корреляции ($R=0,98$) свидетельствуют о достаточно тесной корреляционной связи между исследуемыми характеристиками.

Таблица 4.6

Механические свойства ободьев колес с различным содержанием углерода

Условная маркировка колес	Предел прочности, σ_B , Н/мм ²	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	Относительное удлинение, δ , %	Относительное сужение, Ψ , %	Твердость HВ	Ударная вязкость, КСУ, Дж/см ²	Вязкость разрушения, K_{Ic} , МПа $\times$ м ^{1/2}
1	879	585	21	30	248	45,5	94,5
2	910	618	19	29	255	43,7	91,9
3	939	628	18	25	262	37,5	83,6
4	954	661	16	22	277	34,1	81,2
5	994	715	14	21	293	29,0	66,7
6	1050	763	11	21	302	27,5	63,1
7	1073	775	10	19	311	22,6	55,1

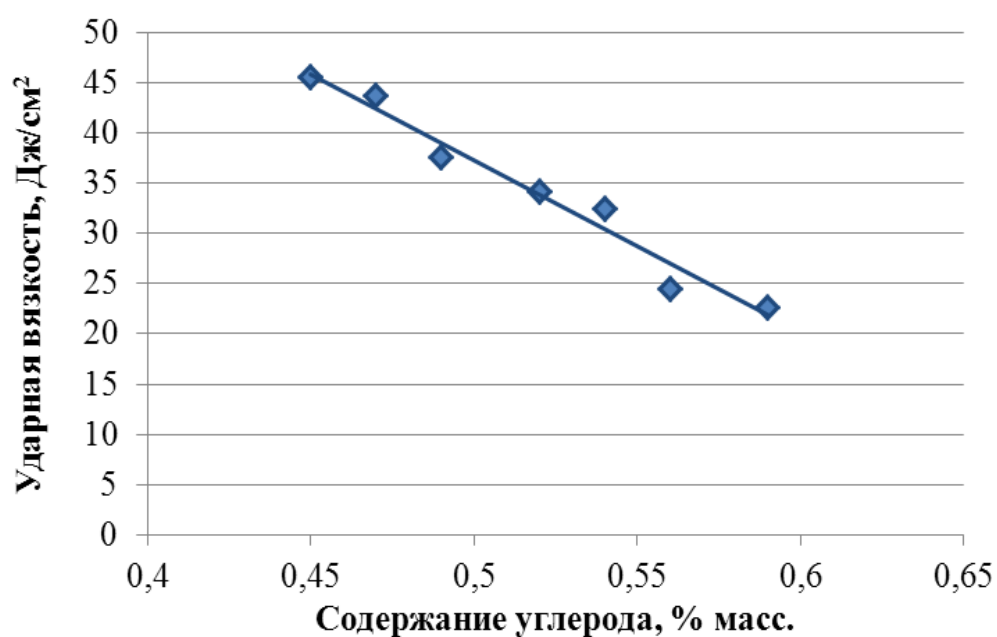


Рис. 4.12. Влияние содержания углерода на ударную вязкость ободьев железнодорожных колес

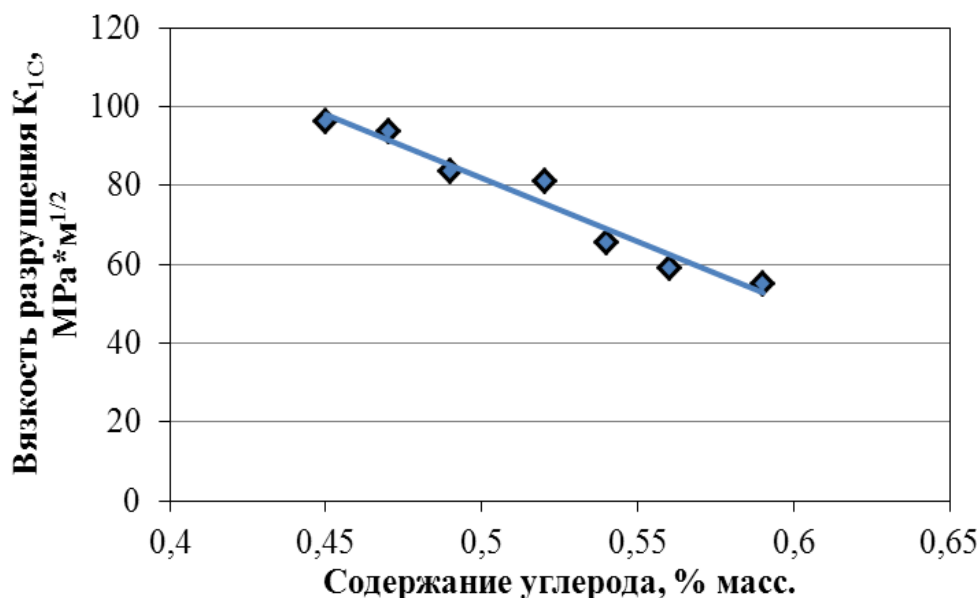


Рис. 4.13. Влияние содержания углерода на вязкость разрушения K_{1C} железнодорожных колес

4.2.2 Кинетика роста усталостных трещин в ободьях железнодорожных колес

В настоящее время убедительно доказано, что разрушение представляет собой процесс зарождения и развития усталостной трещины до своей критической длины [3]. Эти трещины играют роль концентраторов напряжений, в устье которых напряжение при приложении нагрузки может возрасти в несколько раз в сравнении со средним напряжением в металлоизделии. Способность материалов сопротивляться зарождению и развитию усталостной трещины определяется его чувствительностью к концентраторам напряжений. Этот показатель является одной из основных характеристик надежности конструкционных материалов. Особенно важен этот показатель для конструкционных сталей повышенной прочности, к которым относятся и углеродистые стали. Эти стали являются наиболее массовым видом конструкционного материала и применяются для производства различных видов металлопроката, в том числе и

железнодорожных колес. При этом проблема оценки чувствительности сталей к концентраторам напряжений является наиболее актуальной именно для железнодорожных колес. Это связано с несколькими причинами. Во-первых, уровень прочности железнодорожных колес достаточно высокий ($\sigma_b = 800 - 1100 \text{ Н/мм}^2$ в зависимости от химического состава стали). Во-вторых, в процессе эксплуатации в железнодорожных колесах на поверхности катания практически невозможно избежать появления мелких трещин, которые при определенных условиях могут развиваться до своей критической длины. И, в-третьих, к железнодорожным колесам предъявляется целый комплекс требований по механическим свойствам. При этом, в некоторых случаях, достижение высокого уровня одних механических характеристик (например, износостойкости), может приводить к снижению других (например, вязкости).

Материалом для исследований были выбраны железнодорожные колеса в состоянии поставки с различным содержанием углерода, химический состав которых представлен в таблице 2.2 (колеса с условной маркировкой 1, 2, 5, 6).

На рисунке 4.14 представлены кривые роста усталостной трещины образцов из исследуемых колес. Они характеризуют изменение длины усталостной трещины с начальным концентратором напряжения (ось ординат) в зависимости от количества циклов усталостного нагружения (ось абсцисс). Указанные кривые были построены при постоянных для всех образцов параметрах нагружения: $P_{\max}=35000 \text{ Н}$, $P_{\min}=3500 \text{ Н}$, $f=6 \text{ Гц}$.

Из этой зависимости следует, что увеличение содержания углерода в исследуемых колесах приводит к повышению скорости роста усталостной трещины. Об этом свидетельствует смещение кривых роста усталостной трещины вверх по оси ординат. Следующим показателем чувствительности сталей к концентраторам напряжений может служить усталостная долговечность. Усталостная долговечность определяется как количество циклов нагружения до достижения трещиной своей критической длины. За

критическую длину принимается длина трещины, при которой происходит переход к ее лавинообразному росту. Анализ рисунка 4.14 показывает, что для исследуемых колес указанная характеристика имеет следующие значения: колесо 1 - 54000 циклов, колесо 2 - 49000 циклов, сталь 5 - 44000 циклов и сталь 6 - 35000 циклов.

Из зависимости, приведенной на рис. 4.15 следует, что повышение содержания углерода в железнодорожных колесах приводит к снижению их усталостной долговечности.

Очевидно, что одним из факторов, оказывающим влияние на долговечность стальных изделий (в т.ч. и железнодорожных колес) является величина эксплуатационной нагрузки. В работе были проведены исследования влияния уровня этой характеристики на усталостную долговечность образцов, вырезанных из железнодорожных колес с различным содержанием углерода.

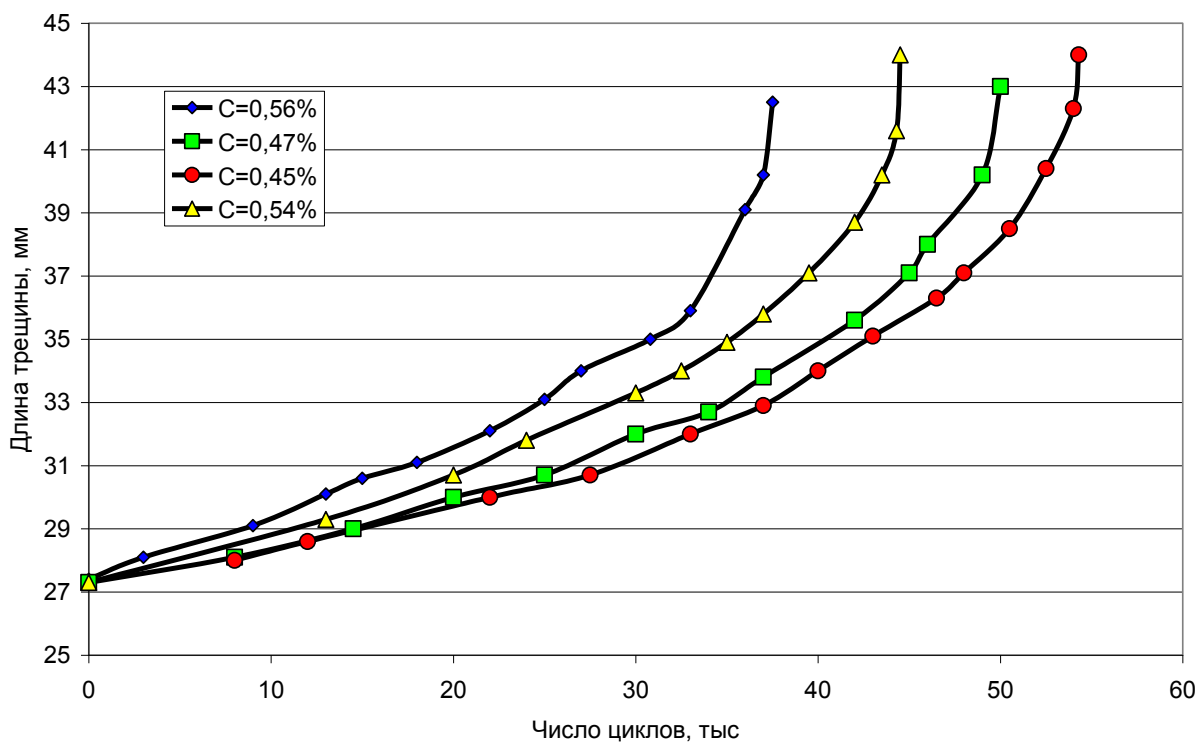


Рис. 4.14. Кривые роста усталостной трещины в образцах, вырезанных из ободьев железнодорожных колес

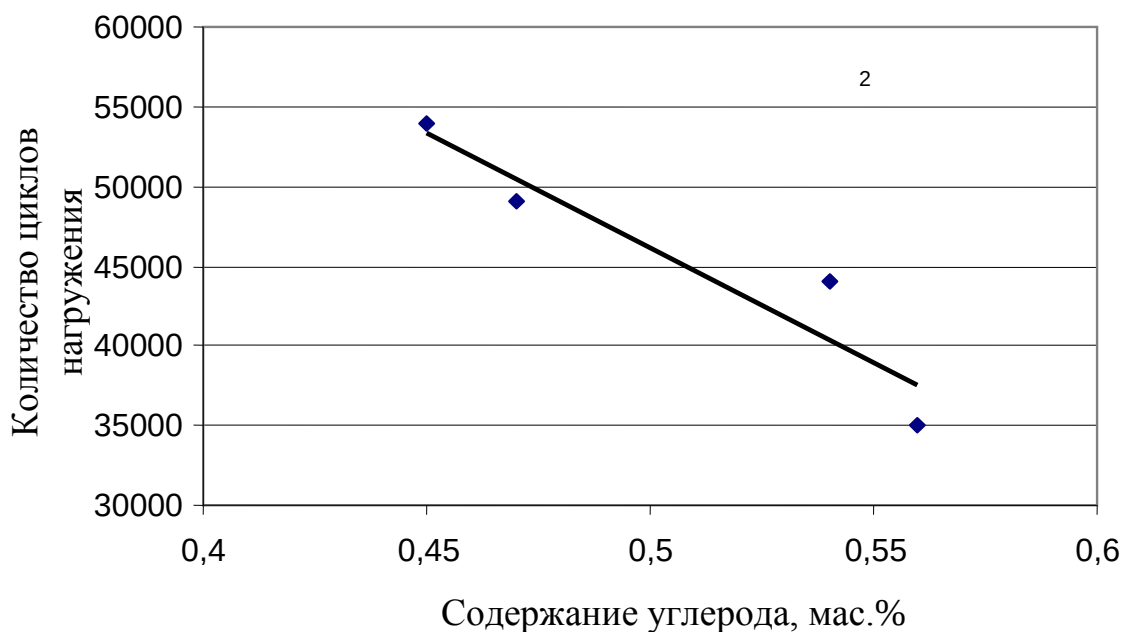


Рис. 4.15. Зависимость числа циклов до критической длины трещины от содержания углерода в колесах

На рис. 4.16 представлены кривые роста усталостной трещины для железнодорожных колес с различным содержанием углерода при максимальной нагрузке цикла равной 30000 Н и 35000 Н.

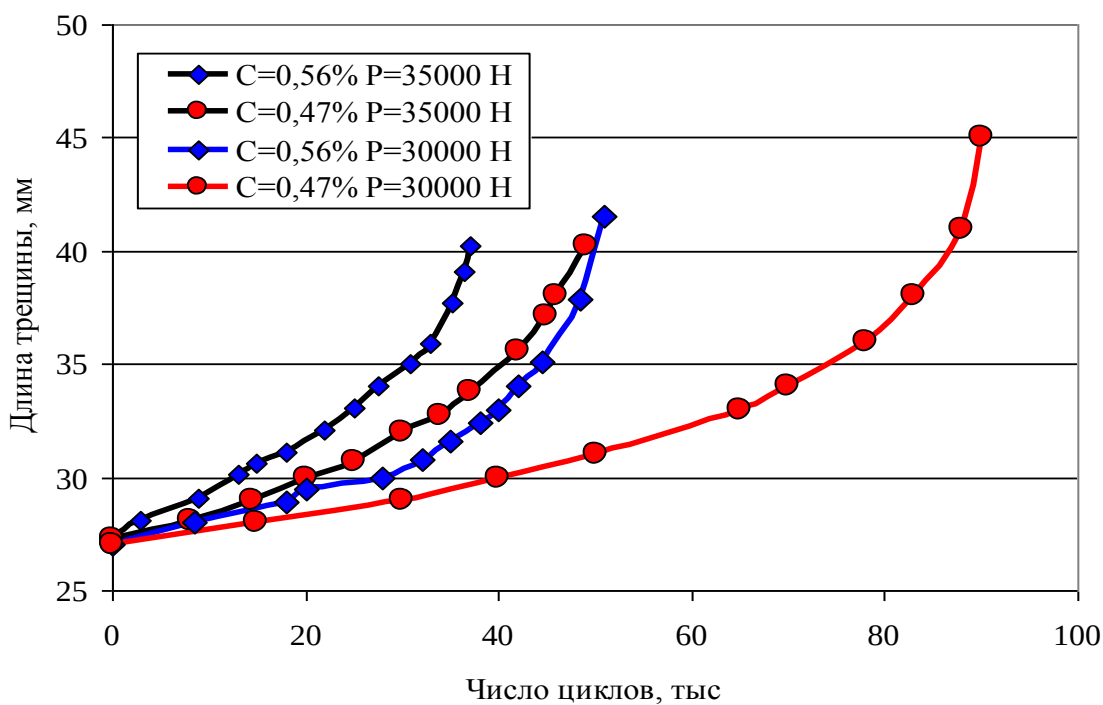


Рис. 4.16. Кривые роста усталостной трещины исследуемых сталей при различных нагрузках

Снижение максимальной нагрузки цикла приводит к росту усталостной долговечности. При снижении нагрузки на 17 % долговечность образцов, вырезанных из железнодорожных колес с содержанием углерода 0,47 %, увеличивается от 45 000 до 90 000 циклов, а для образцов, вырезанных из колес с содержанием углерода 0,56 % - от 35 000 до 55 000 циклов. Однако этот результат является ожидаемым. Интересным является следующее: как следует из рис. 4.16, для сталей с различным содержанием углерода разность между усталостной долговечностью (в относительных единицах) при исследуемых уровнях нагрузки различная. При $P = 30\,000\text{ Н}$ она составляет 82 %, а при повышении нагрузки до 35 000 Н эта разность уменьшается до 36 % т.е. более чем в два раза. Можно предположить, что это связано с особенностями структурного состояния исследуемых сталей перлитного класса, в частности с изменением соотношения между толщиной ферритных и цементитных пластин.

4.3 Расчет критической длины усталостной трещины в ободьях железнодорожных колес

Возникновение усталостных трещин в железнодорожных колесах происходит в большинстве случаев на поверхности катания обода [161]. Для описания закономерностей зарождения и развития усталостных трещин в железнодорожных колесах рекомендуется использовать модель развития четвертьэллиптической трещины, которая, по мнению многих авторов, в наиболее полной мере характеризует этот процесс [162, 147]. Для определения критической длины трещины в железнодорожном колесе можно воспользоваться формулой [162]:

$$\hat{E}_{1fc} = 1,45\sigma\sqrt{l} \quad (4.4)$$

где: K_{1fc} – критический коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении, $\text{МПа} \times \text{м}^{1/2}$;

σ – суммарное максимальное напряжение, возникающее в колесе в процессе эксплуатации, МПа ;

l – критический размер дефекта, м

Для расчета критического размера дефекта экспериментально на образцах, вырезанных из колес в состоянии поставки была определена характеристика K_{1fc} . Из литературных данных известно [163], что максимальные растягивающие напряжения, возникающие в ободьях колес в процессе эксплуатации, равны 400 МПа. С использованием указанных выше результатов по формуле (4.4) был произведен расчет критической длины усталостной трещины в ободьях железнодорожных колес с различным содержанием углерода. Полученные результаты представлены в таблице 4.7 и на рис 4.17.

Таблица 4.7

Значения критической длины усталостной трещины в железнодорожных колесах с различным содержанием углерода

Условная маркировка колес	Содержание углерода, мас. %	Критическая длина трещины, мм
1	0,45	22,1
2	0,47	18,9
5	0,54	15,3
6	0,56	13,1

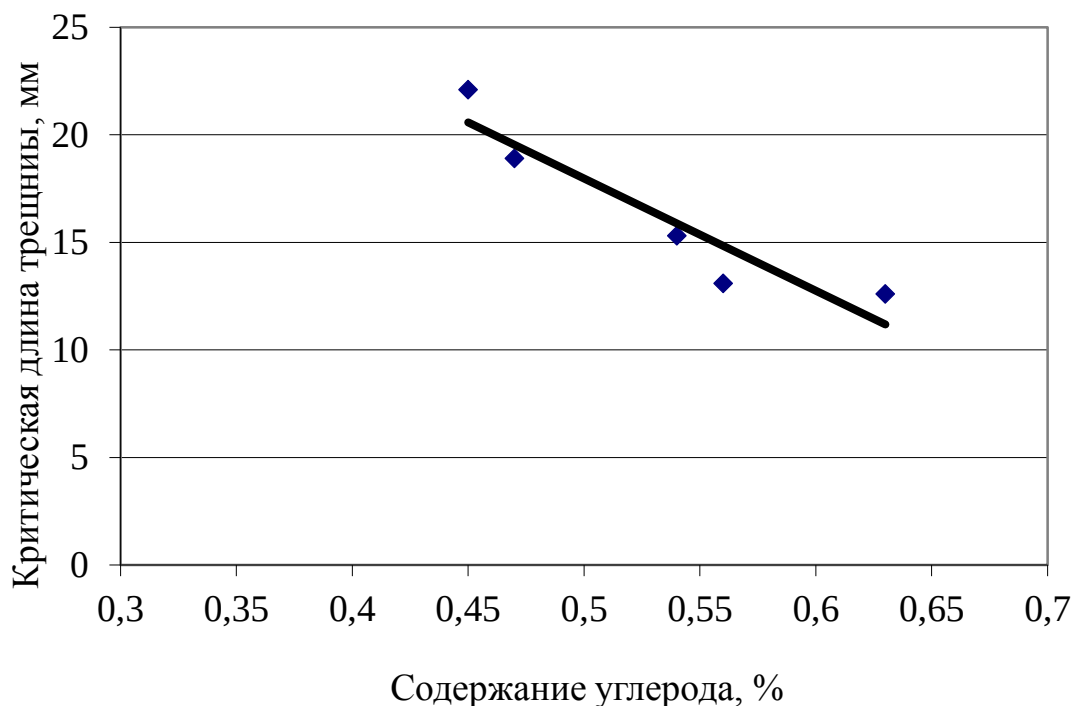


Рис. 4.17. Влияние содержания углерода на критическую длину усталостной трещины в ободьях железнодорожных колес

Из зависимости, приведенной на рис. 4.17 следует, что повышение содержания углерода в железнодорожных колесах приводит к снижению критической длины усталостной трещины.

Результаты исследований показали, что значения критической длины усталостной трещины, определенные в ободьях железнодорожных колес, даже при ее минимальном значении ($l = 13,1$ мм для $C = 0,56\%$) в несколько раз превышает размеры эталонного дефекта $d=3$ мм, по которому происходит отбраковка колес при ультразвуковом контроле у производителя. Это свидетельствует о высоком уровне надежности контроля колес при УЗК.

4.4 Влияние служебных механических свойств ободьев железнодорожных колес на их критическую длину усталостной трещины

Одной из важных задач при исследовании надежности различных стальных изделий (в том числе и железнодорожных колес) с помощью критериев механики разрушения, описывающих поведение материалов при наличии концентраторов напряжений, является установление корреляционных связей между этими характеристиками и стандартными механическими свойствами, которые приведены в технических требованиях соответствующих нормативных документов. Применительно к железнодорожным колесам, такими являются твердость, предел прочности, предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение и ударная вязкость.

В литературе имеются данные, посвященные исследованию этого вопроса для различных конструкционных материалов, в том числе и для углеродистых сталей [48, 160, 164]. Однако, многочисленные попытки установления общих для всех конструкционных сталей закономерностей изменения характеристик механики разрушения от механических свойств не принесли успеха. В настоящее время убедительно доказано, что такие зависимости могут быть установлены только для конкретных классов конструкционных сталей с определенным уровнем прочности. Переход к другому классу конструкционных сталей, либо к изменению их уровня прочности приводит к изменению и характера корреляционной зависимости между исследуемыми характеристиками.

В работе были проведены исследования связи между механическими свойствами и такими параметрами механики разрушения при циклическом нагружении образцов, вырезанных из ободьев железнодорожных колес, как критическая длина усталостной трещины и долговечность (количество циклов усталостного нагружения до достижения критической длины).

Химический состав железнодорожных колес для исследований представлен в табл. 2.6, а их механические свойства в табл. 4.6 (колеса с условной маркировкой 1, 2, 5, 6).

В таблице 4.8 представлены значения коэффициентов парных корреляций между исследуемыми характеристиками, определенными в результате корреляционного анализа. Учитывая тот факт, что между критической длиной усталостной трещины и долговечностью существует очень тесная корреляционная связь (коэффициент корреляции $r=0,986$), в работе исследовалась связь с механическими свойствами только одного из определенных критериев механики разрушения, а именно критической длиной усталостной трещины.

Из таблицы 4.8 следует, что повышение прочностных свойств исследуемой стали оказывает отрицательное влияние на величину критической длины усталостной трещины. В то же время, рост показателей пластичности и ударной вязкости положительно влияет на исследуемую характеристику надежности. Наиболее высокий коэффициент парной корреляции критической длины усталостной трещины с пределом прочности ($r= -0,89$) и относительным сужением ($r=0,88$).

Исследования множественной корреляции между критической длиной усталостной трещины и механическими свойствами с максимальными значениями коэффициентов парной корреляции (пределом прочности и относительным сужением) показали, что это взаимосвязь достаточно надежно описывается линейным уравнением вида:

$$a_{кр.}=47,7477-0,1119\sigma_B + 0,1042\psi \quad (4.5)$$

где: σ_B - предел прочности; ψ - относительное сужение.

Коэффициент множественной корреляции для уравнения (4.5) равен $R=0,99$, что свидетельствует о достаточно тесной корреляционной связи между исследуемыми характеристиками.

Таблица 4.8

Значения коэффициентов парных корреляций между механическими свойствами и характеристиками механики разрушения образцов, вырезанных из ободьев колес

	Коэффициент парной корреляции						
	Долговечность до критической длины	Критическая длина трещины	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение	Относительное сужение	Ударная вязкость
Долговечность до критической длины	1						
Критическая длина трещины	0,99	1					
Предел прочности	-0,89	-0,89	1				
Предел текучести	-0,76	-0,76	0,89	1			
Относительное удлинение	0,74	0,78	-0,50	-0,43	1		
Относительное сужение	0,86	0,88	-0,61	-0,51	0,96	1	
Ударная вязкость	0,79	0,82	-0,59	-0,57	0,75	0,87	1

4.5 Влияние параметров структуры металла ободьев колес на критическую длину усталостной трещины

Известно, что свойства металлов и сплавов определяются их структурным состоянием. В более ранних работах сотрудников ИЧМ НАНУ показана связь между параметрами микроструктуры конструкционных сталей и показателем вязкости разрушения K_{IC} , а также установлена корреляционная зависимость между этими показателями. Однако, некоторые изделия из конструкционных сталей (например, железнодорожные колеса) в процессе эксплуатации подвергаются воздействию и циклических нагрузок, что требует установления зависимости между параметрами микроструктуры и их характеристиками усталостной прочности.

Для исследования влияния структурного состояния стали для железнодорожных колес на усталостную долговечность при различных уровнях напряжений проводили испытания при циклическом нагружении образцов, вырезанных из ободьев железнодорожных колес с условной маркировкой 1, 2, 5, 6 (см. табл. 2.2, 4.6).

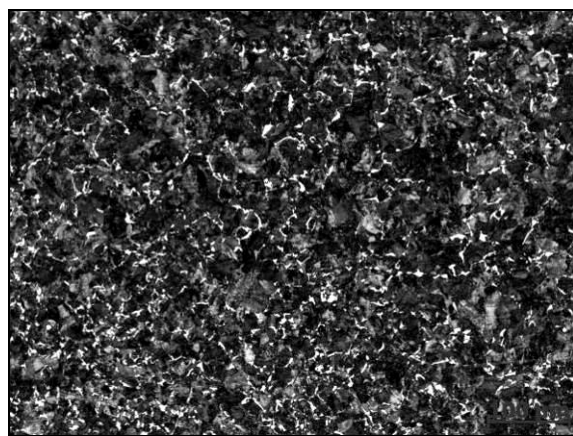
В работе были проведены исследования связи между параметрами микроструктуры и такими показателями механики разрушения при циклическом нагружении как критическая длина усталостной трещины и долговечность (количество циклов усталостного нагружения до достижения критической длины).

При анализе зависимости в качестве факторов использовали следующие параметры микроструктуры исследуемых сталей: размер зерна, межпластиночное расстояние перлита, размер колоний перлита, количество доэвтектоидного феррита. Их значения приведены в табл. 4.9. Микроструктура ободьев исследуемых колес представлена на рис. 4.18.

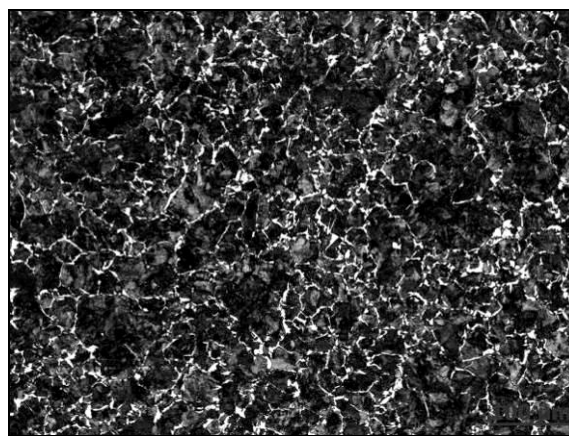
Таблица 4.9

Параметры микроструктуры металла исследуемых колес

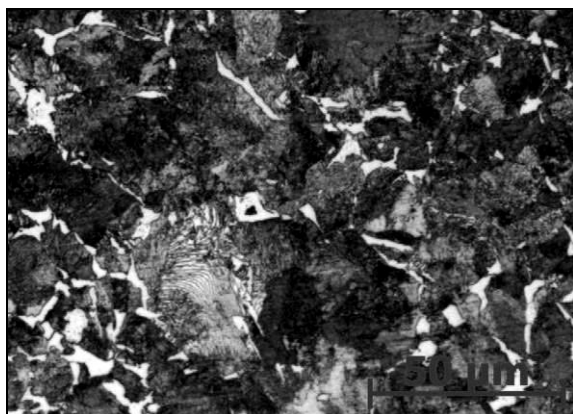
Содержание углерода в стали, масс. %	Межпластиночное расстояние ΔS , мкм	Размер зерна $d_{\text{зер}}$, мкм	Размер колонии перлита $d_{\text{к}}$, мкм	Количество доэвтектоидного феррита, %
0,45	0,11	25,4	6,9	15
	0,13	25,64	5,86	15
	0,11	42,17	6,86	14
	0,15	11,8	10,29	13
	0,06	21,88	4,37	17
0,47	0,14	24,8	7,1	10
	0,18	26,64	3,59	11
	0,11	32,94	6,88	10
	0,15	17,39	10,84	9
	0,12	22,15	7,1	10
0,54	0,16	27,3	6,2	8
	0,19	25,96	12,78	8
	0,15	49,38	4,33	10
	0,16	15,89	3,29	8
	0,12	17,91	4,31	7
0,56	0,12	27,7	5,7	6
	0,08	29,85	3,15	4
	0,15	52,36	2,51	5
	0,11	10,39	12,78	8
	0,13	18,18	4,29	7



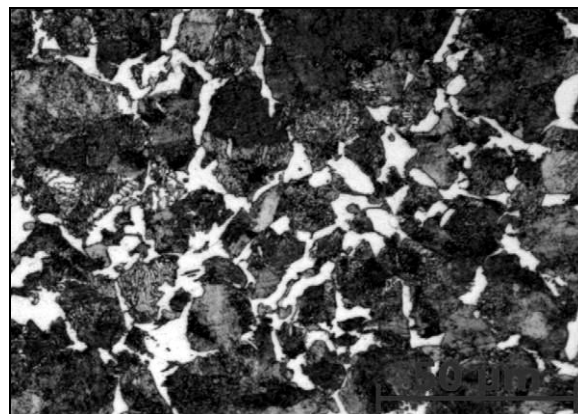
а



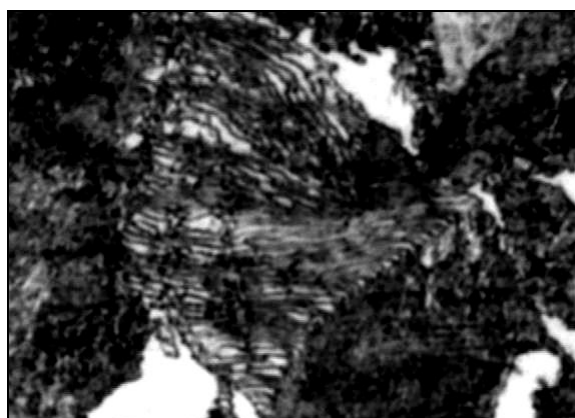
б



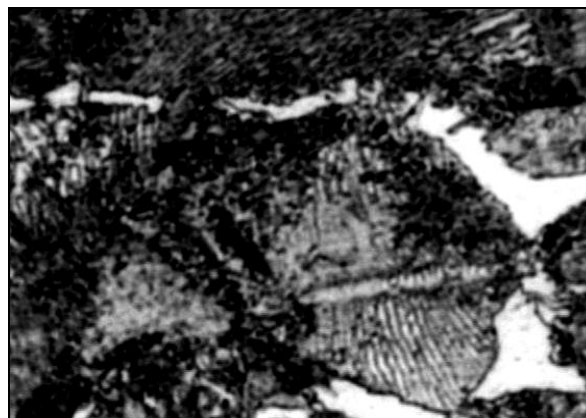
в



г



д



е

Рис. 4.18. Микроструктура металла ободьев колес с 0,56%С (а, в, д) и с 0,42%С (б, г, е): а, б – $\times 100$; в, г – $\times 400$; д, е – $\times 1000$

В табл. 4.10 и 4.11 представлены значения коэффициентов парных корреляций между исследуемыми характеристиками, определенными в результате корреляционного анализа (максимальная нагрузка цикла 30000 Н и 35000 Н). Учитывая тот факт, что между критической длиной усталостной трещины и долговечностью существует очень тесная корреляционная связь (коэффициент корреляции $r=0,99$; табл. 4.8), при исследовании будет анализироваться связь с параметрами микроструктуры только с критической длиной усталостной трещины.

Из табл. 4.10 следует, что наиболее высокий коэффициент парной корреляции критической длины усталостной трещины с межпластиночным расстоянием перлита ($r=-0,48$) и количеством доэвтектоидного феррита ($r=0,67$).

Исследования множественной корреляции между критической длиной усталостной трещины и параметрами микроструктуры с максимальными значениями коэффициентов парной корреляции (межпластиночное расстояние перлита и количество доэвтектоидного феррита) показали, что эта связь достаточно надежно описывается линейным уравнением вида:

$$a_{кр.}=43,058-36 \cdot \Delta S+0,467 \cdot \Phi \quad (4.6)$$

где: ΔS - межпластиночное расстояние перлита, мкм,

Φ – количество доэвтектоидного феррита, %.

Коэффициент множественной корреляции для уравнения (4.6) равен $R=0,75$, что свидетельствует о достаточно тесной корреляционной связи между исследуемыми характеристиками. Большое расчетное значение F-критерия Фишера равное 4,92, значительно превышающее критическое значение по таблице ($F_{кр.}=0,0097$), свидетельствует о высокой адекватности модели регрессии (4.6).

Таблица 4.10

Значения коэффициентов парных корреляций между параметрами микроструктуры и критической длиной усталостной трещины металла железнодорожных колес (максимальная нагрузка цикла $P_{\max}=30000\text{Н}$)

	Межпласти- ночное расстояние ΔS	Размер колонии перлита d_k ,	Количество дозвтектоидного феррита	Размер зерна $d_{\text{зер}}$,	Критическая длина усталостной трещины,
Межпласти- ночное расстояние ΔS	1				
Размер колонии перлита d_k	0,22	1			
Количество дозвтектоид- ного феррита	-0,24	0,16	1		
Размер зерна $d_{\text{зер}}$, мкм	0,15	-0,43	-0,09	1	
Критическая длина усталостной трещины	-0,48	0,09	0,67	-0,07	1

Таким образом, из уравнения (4.6) следует, что увеличение межпластиночного расстояния перлита приведет к уменьшению критического размера усталостной трещины, т.е. при меньшем размере концентратора напряжений произойдет разрушение. Увеличение количества дозвтектоидного феррита в исследуемом интервале приведет к увеличению критического размера усталостной трещины.

Анализ степени влияния отдельных факторов (межпластиночное расстояние перлита и количество дозвтектоидного феррита) на критическую длину усталостной трещины показал, что для исследуемого уровня максимальной нагрузки цикла более значимое влияние на эту характеристику оказывает изменение количества дозвтектоидного феррита (62%) в сравнении с изменением межпластиночного расстояния перлита (38%).

При исследовании связи между параметрами структуры и критической длиной усталостной трещины при более высокой максимальной нагрузке цикла 35000 Н (табл. 4.11) наиболее высокие коэффициенты парных корреляций критической длины усталостной трещины также были получены с межпластиночным расстоянием перлита ($r = -0,55$) и количеством доэвтектоидного феррита ($r = 0,59$), а эта связь достаточно надежно описывается линейным уравнением вида:

$$a_{кр.} = 41,39 - 26 \cdot \Delta S + 0,228 \cdot \Phi \quad (4.7)$$

где: ΔS - межпластиночное расстояние перлита, мкм,

Φ - количество доэвтектоидного феррита, %.

Таблица 4.11

Значения коэффициентов парных корреляций между критической длиной усталостной трещины и параметрами микроструктуры металла железнодорожных колес при максимальной нагрузке цикла $P_{max} = 35000$ Н

	Межпласти- ночное расстояние ΔS	Размер колонии перлита d_k	Количество доевтектоидного феррита	Размер зерна $d_{зер}$	Критическая длина усталостной трещины
Межпласти- ночное расстояние ΔS	1				
Размер колонии перлита d_k	0,22	1			
Количество доевтекто- идного феррита	-0,25	0,17	1		
Размер зерна $d_{зер}$	0,15	-0,43	-0,09	1	
Критическая длина усталостной трещины	-0,55	0,03	0,59	-0,03	1

Коэффициент множественной корреляции для уравнения (4.7) равен $R=0,73$, что свидетельствует о достаточно тесной корреляционной связи между исследуемыми характеристиками. Большое расчетное значение F -критерия Фишера равно 4,32, значительно превышающее критическое значение по таблице ($F_{кр.}=0,016$), свидетельствуют о высокой адекватности модели регрессии (4.7).

Анализ степени влияния отдельных факторов (межпластиночное расстояние перлита и количество доэвтектоидного феррита) на критическую длину усталостной трещины показал, что для исследуемого уровня максимальной нагрузки цикла более значимое влияние на эту характеристику оказывает изменение межпластиночного расстояния перлита (53%) в сравнении с количеством доэвтектоидного феррита (47%).

Таким образом, при различных уровнях максимальной нагрузки цикла определяющее влияние на критическую длину усталостной трещины в железнодорожных колесах оказывают одни и те же структурные параметры (количество доэвтектоидного феррита и межпластиночное расстояние перлита). Однако с повышением нагрузки увеличивается степень влияния дисперсности перлита и уменьшается количество доэвтектоидного феррита, что, по-видимому, связано с повышением вероятности разрушения цементитных пластин.

4.6 Оценка загрязненности неметаллическими включениями металла железнодорожных колес

При исследовании влияния структурных параметров на чувствительность стали к концентраторам напряжений необходимо учитывать загрязненность стали неметаллическими включениями, так как они также могут оказывать существенное влияние на сопротивление зарождению и развитию усталостной трещины.

Исследование загрязненности неметаллическими включениями приводили на образцах, отобранных из ободьев готовых колес, с условной маркировкой 1, 2, 5, 6 (см. табл. 2.2, 4.6).

Результаты исследований показали, что все исследуемые колеса имеют очень низкую загрязненность по неметаллическим включениям (рис. 4.19 - 4.21). В них были выявлены единичные эндогенные неметаллические включения мелких размеров.

В колесе №1 ($C=0,45\%$) были обнаружены сульфиды марганца и глобулярные оксиды размером до 30 мкм (рис. 4.19). Состав оксидов различный. Как показал рентгеноспектральный микроанализ, встречаются оксиды как однофазные, так и многофазные. Однофазные – это окислы алюминия и кальция. Многофазные окислы представляют собой смесь алюминатов кальция и магнезиальной шпинели. Многие включения представляют собой сложные оксисульфиды, имеющие сплошную или прерывистую оболочку сульфида марганца с кальцием $Mn(Ca)S$. Их размер не превышает 30 мкм.

В колесе №2 ($C=0,47\%$) как и в колесе №1 также были обнаружены мелкие одиночные сульфидные и оксидные включения размерами до 40 мкм (рис. 4.20). Оксиды представляют собой как однофазные включения (алюминаты кальция), так и двухфазную смесь алюминатов кальция и магнезиальной шпинели. Некоторые из этих включений также имеют сульфидную оболочку $Mn(Ca)S$.

В колесах №5 и №6 ($C=0,54\%$ и $0,56\%$) были обнаружены мелкие сульфиды кальция (размером ~ 10 мкм) и марганца (размером ~ 8 мкм). Оксидов в стали данной плавки очень мало (рис. 4.21). Запись спектра одного из обнаруженных оксидов (размером ~ 14 мкм) позволяет идентифицировать его как алюминат кальция с примесями марганца и магния.

Общая степень загрязненности исследуемых колес по всем выявленным эндогенным неметаллическим включениям меньше первого балла. Экзогенные включения в исследуемых колесах выявлены не были.

Таким образом, проведенные исследования показали низкую загрязненность неметаллическими включениями исследуемых колес, которая не может оказывать значимое влияние на вязкость разрушения K_{1c} и характеристики кинетики усталостного разрушения.

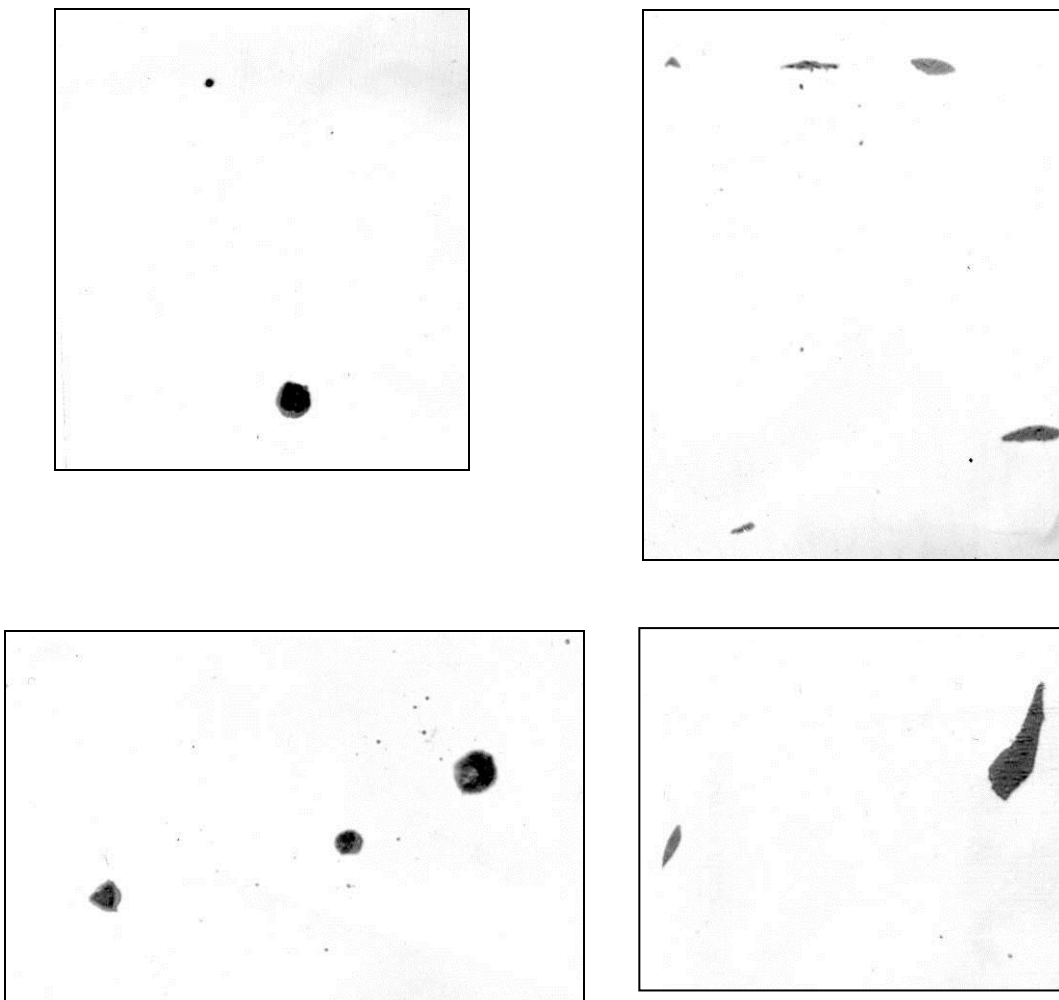


Рис. 4.19. Неметаллические включения в колесе №1 ($C=0,45\%$). $\times 500$

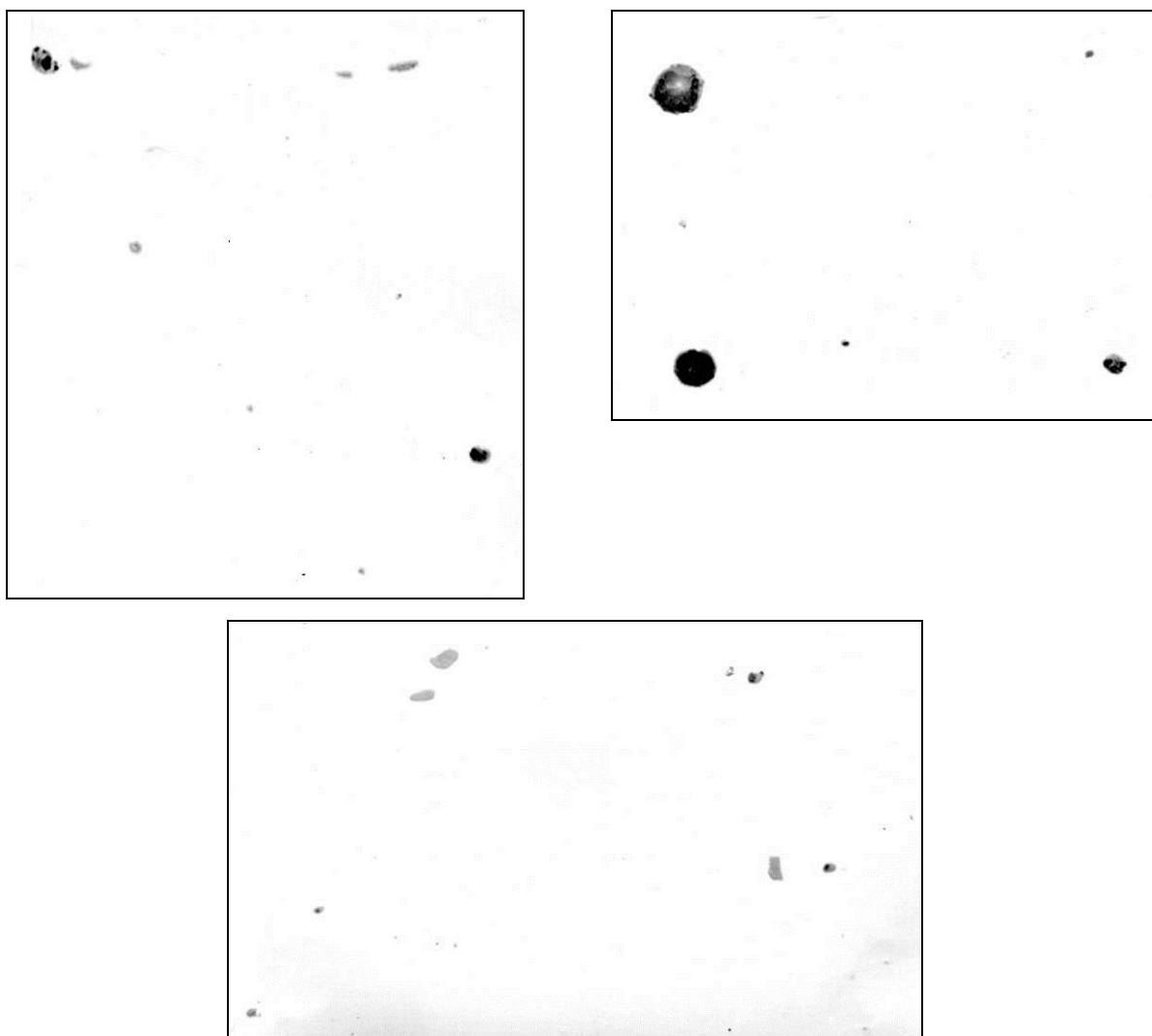


Рис. 4.20. Неметаллические включения в колесе №2 ($C=0,47\%$). $\times 500$

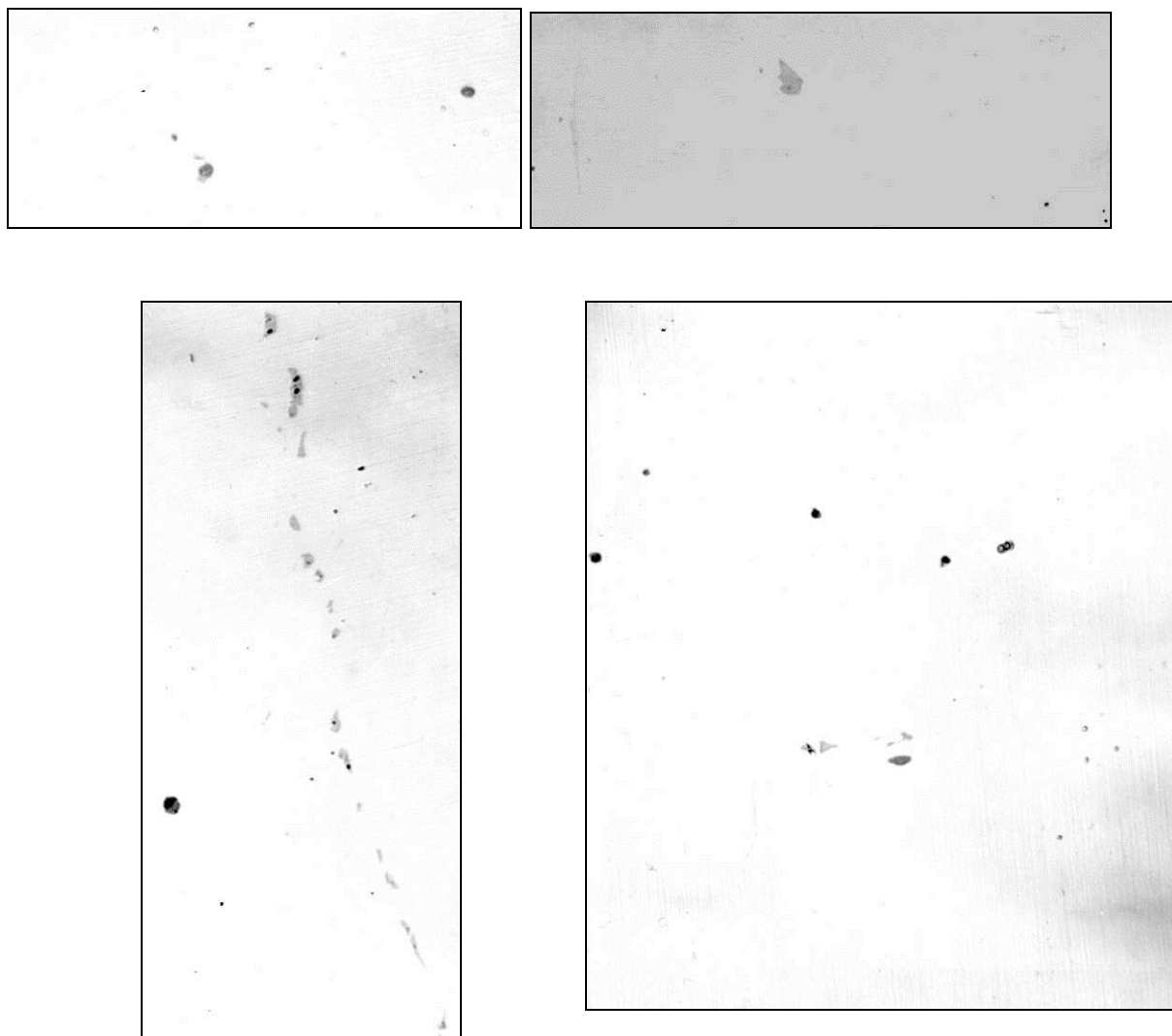


Рис. 4.21. Неметаллические включения в железнодорожных колесах №5 и №6 ($C=0,54\%$ и $C=0,56\%$). $\times 500$

Таким образом, в результате исследований влияния содержания углерода и параметров структуры металла обода колеса на вязкость разрушения при статическом и циклическом нагружении была установлена тесная корреляционная связь между максимальной нагрузкой цикла при наведении усталостной трещины и величиной вязкости разрушения K_{1c} железнодорожных колес. Показано, что увеличение максимальной нагрузки цикла приводит к повышению величины K_{1c} .

Показано, что смещение места вырезки образца на вязкость разрушения по ободу колеса, как в горизонтальном направлении, так и в глубину от поверхности катания оказывает незначительное влияние на величину вязкости разрушения (разброс значений составляет 6,5%).

Проведены исследования влияния длины концентратора в компактном образце толщиной 30 мм на вязкость разрушения, скорости его нагружения при внецентренном растяжении. Показано, что изменение длины концентратора и скорости нагружения в пределах 28-40 мм и 0,1 до 100 кН/с соответственно не оказывает влияние на величину вязкости разрушения K_{Ic} .

Впервые получены зависимости вязкости разрушения K_{Ic} и ударной вязкости в ободьях железнодорожных колес от содержания углерода, которые описываются линейными уравнениями. Высокие значения коэффициентов парной корреляции ($R=0,98$) свидетельствуют о достаточно тесной корреляционной связи между исследуемыми характеристиками.

Показано, что повышение прочности железнодорожных колес путем увеличения в них содержания углерода приводит к уменьшению критической длины усталостной трещины в ободе колеса, при достижении которой происходит его разрушение.

Установлено, что наиболее значимое влияние на критическую длину усталостной трещины в ободе колеса оказывает такие характеристики механических свойств как предел прочности и относительное сужение. Получены корреляционные зависимости между критической длиной усталостной трещины и указанными характеристиками механических свойств в виде литейного уравнения множественной регрессии.

Показано, критическая длина усталостной трещины в ободе колеса является структурно чувствительной характеристикой, а основными структурными параметрами, определяющими ее длину в металле обода колеса с ферритно-перлитной структурой, являются межпластиночное расстояние в перлите и количество доэвтектоидного феррита.

ГЛАВА 5 ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И СТОЙКОСТИ К ТЕРМИЧЕСКОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ СТАЛИ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

5.1 Влияние структурного состояния и содержания углерода в стали для железнодорожных колес на износостойкость

5.1.1 Влияние морфологии карбидов и содержания углерода в стали для железнодорожных колес на износостойкость

В работе были проведены исследования влияния структурного состояния углеродистой стали, применяемой для производства железнодорожных колес, на их износостойкость. Химический состав этих сталей представлен в табл. 2.1.

Для исследований влияния структурного состояния (в частности строения цементита) на износостойкость исследуемых сталей была проведена термическая обработка опытных заготовок, заключающаяся в их нагреве до температур выше A_{c3} с последующим охлаждением на воздухе и в соляной ванне (состав соли: 50% $NaNO_3$ + 50% $CaNO_3$). После указанной термической обработки в опытных образцах была получена структура с пластинчатым строением цементита и твердостью ~200 – 300 НВ. Структуру с глобулярной формой цементита и уровнем твердости, близким к указанному выше, получали путем термической обработки, заключающейся в нагреве до температуры выше A_{c3} с последующей закалкой в масле и отпуском при температурах 600- 680 °С.

Структура опытных образцов после термической обработки по указанным выше режимам представлена на рис. 5.1 и 5.2.

Результаты исследований показали, что при близких значениях твердости и независимо от ее уровня износостойкость углеродистых сталей со структурой пластинчатого перлита выше, чем износостойкость этих же

сталей с глобулярным строением карбидной фазы (табл. 5.1; рис 5.3, 5.4), что подтверждает результаты, полученные другими авторами [165, 166]

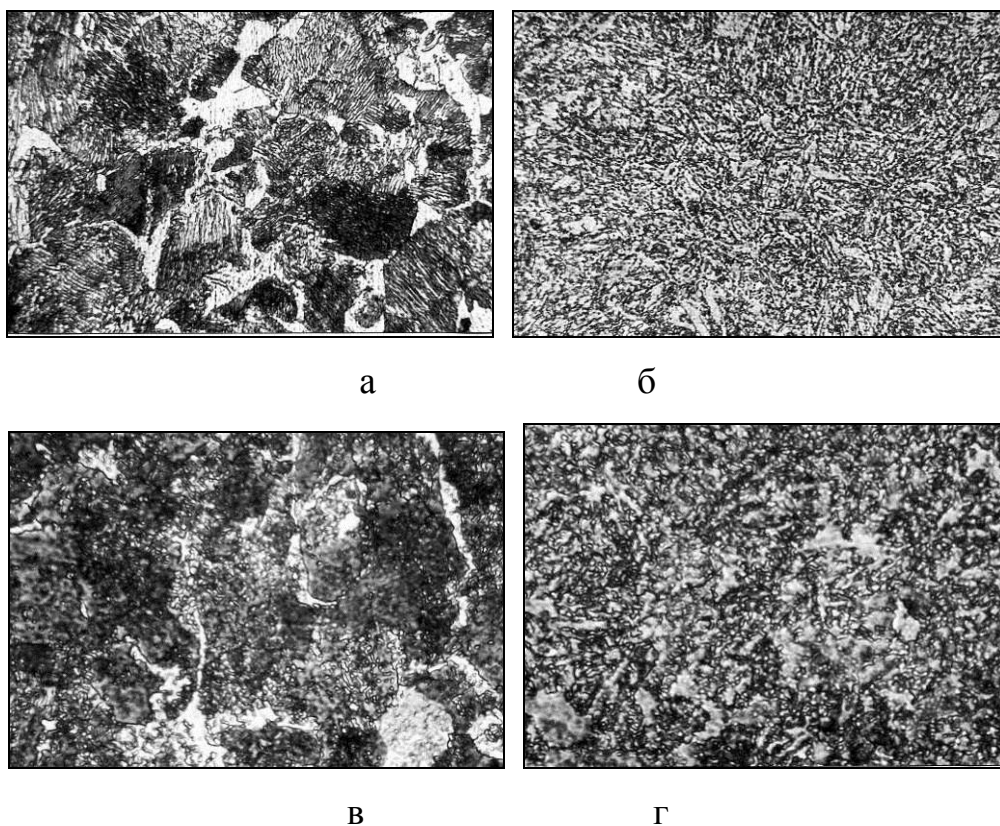


Рис. 5.1. Микроструктура образцов из углеродистой стали №1 (а, б) и стали №2 (в, г) после нормализации (а, в) и закалки с отпуском при 680 °С (б, г) (197...229 НВ). ×800

Ранее было показано, что при испытаниях на износ в зоне контакта происходит деформационное упрочнение поверхностных слоев, в которых затем и возникают очаги разрушения в виде микротрещин [167, 168]. Процесс разрушения, как известно, состоит из стадии зарождения и стадии развития трещины. Длительность первой стадии определяется сопротивлением материала пластической деформации, т.е. чем прочнее материал, тем при более высоких напряжениях происходит зарождение трещины [15] и, таким образом, выше его износостойкость. Как было установлено авторами работы [169], стали со структурой пластинчатого цемента обладают большей склонностью к деформационному упрочнению

и, следовательно, большей сопротивляемостью зарождению трещины. Износ таких сталей происходит либо при более высоких напряжениях, либо за больший промежуток времени (большее количество циклов) в сравнении со сталями с глобулярной формой карбидов.

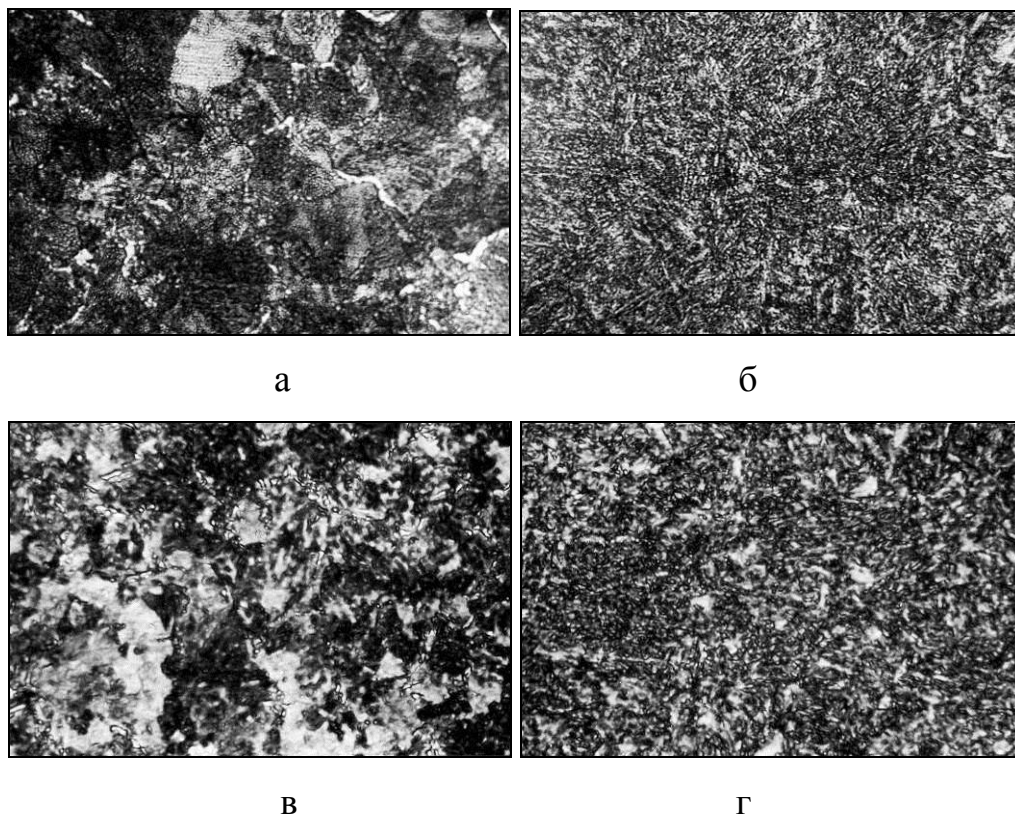


Рис. 5.2. Микроструктура образцов из углеродистой стали №1 (а, б) и стали №2 (в, г) после охлаждения в соли (а, в) и заковки с отпуском при 600°C (б, г) (269...293 НВ). ×800

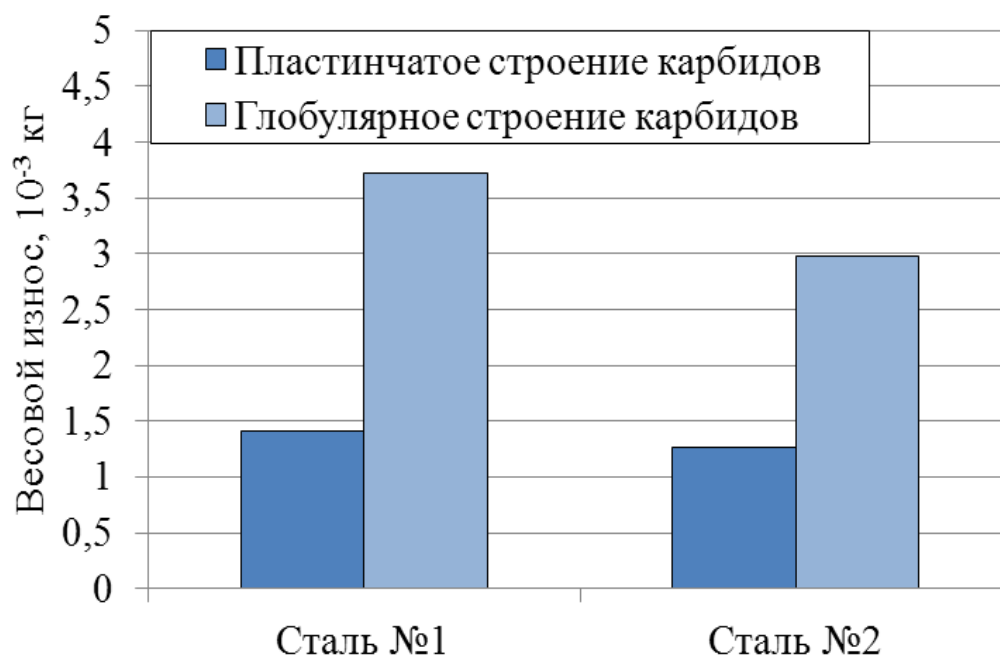


Рис. 5.3. Влияние формы карбидной фазы на износостойкость углеродистых сталей (197...229 НВ)

Таблица 5.1

Износостойкость сталей со структурой пластинчатого и глобулярного цементита

Условное обозначение стали	Режим термической обработки	Структурное состояние	Твердость, НВ	Весовой износ, кг × 10 ⁻³
Сталь №1	Нормализация	Феррит+ пласт. перлит	197	1,410
	Закалка+отпуск 680°C	Феррит+ глобул. перлит	207	3,718
	Закалка+отпуск 600°C	Феррит+ глобул. перлит	269	1,713
	Изотерм. охлаждение в соли	Феррит+ пласт. перлит	277	0,529
Сталь №2	Нормализация	Феррит+ пласт. перлит	229	1,270
	Закалка+отпуск 680°C	Феррит+ глобул. перлит	223	2,974
	Закалка+отпуск 600°C	Феррит+ глобул. перлит	293	0,805
	Изотерм. охлаждение в соли	Феррит+ пласт. перлит	285	0,221

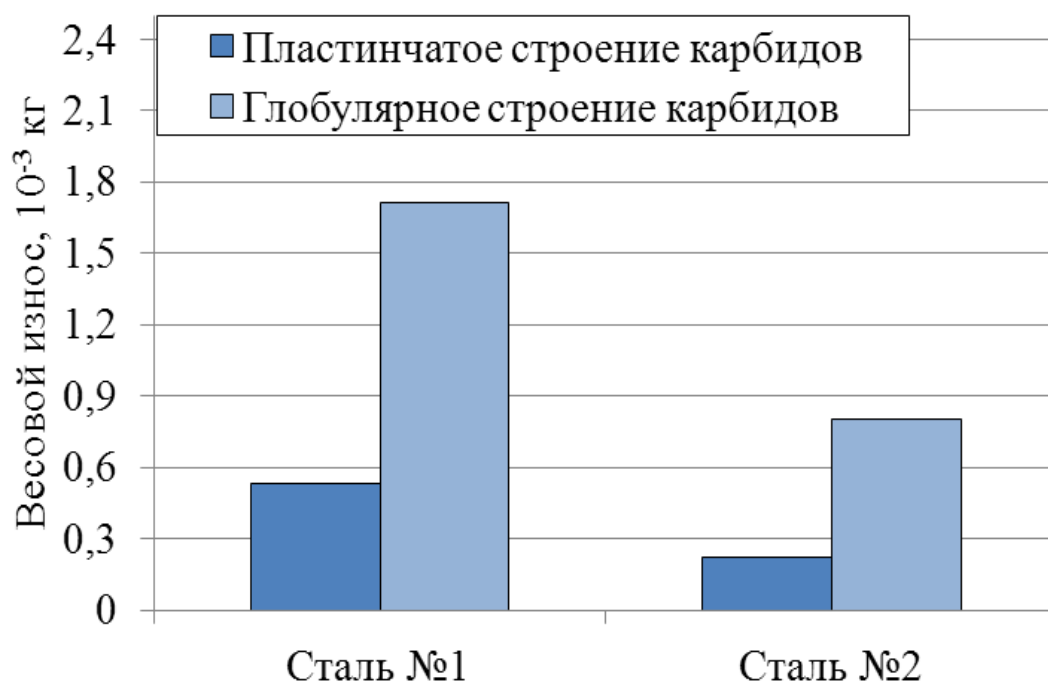


Рис. 5.4. Влияние формы карбидной фазы на износостойкость углеродистых сталей (269...293 НВ)

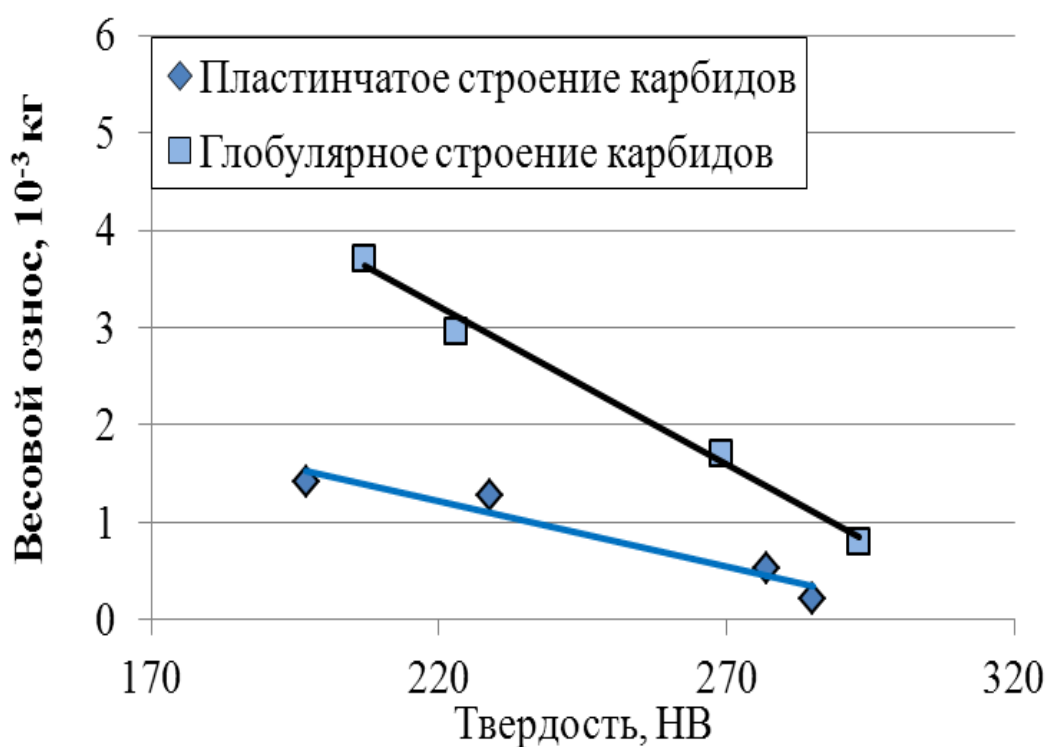


Рис. 5.5. Зависимость между твердостью и износостойкостью углеродистых сталей

Анализ данных табл. 5.1 показывает, что независимо от структурного состояния углеродистых сталей с повышением твердости их весовой износ уменьшается. Однако для сталей со структурой глобулярного и пластинчатого цементита эта закономерность описывается различными линейными уравнениями (рис. 5.5).

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что не существует показателя механических свойств, однозначно характеризующего износостойкость конструкционных сталей. Такая характеристика как твердость не может служить мерой износостойкости конструкционных сталей, как это утверждается, например, в работах [31, 33]. При одном и том же уровне прочности (твердости) в зависимости от структурного состояния стали могут обладать различной износостойкостью.

5.1.2 Влияние параметров структуры сталей для железнодорожных колес на их износостойкость

В предыдущем подразделе было показано, что структура с пластинчатой формой карбидной фазы обладает большей износостойкостью в сравнении со структурой с глобулярной формой цементита. Поэтому в дальнейшем исследования будут проводиться на углеродистых сталях со структурой пластинчатого перлита. Химический состав этих сталей представлен в табл. 2.1, а их режимы термической обработки и параметры структуры в подразделе 2.1.1 и табл. 3.1. Микроструктура исследуемых сталей после указанных скоростей охлаждения представлена на рис. 3.1 и описана в главе 3. Механические свойства исследуемых сталей после указанных режимов термической обработки представлены в табл. 3.2.

На рисунке 5.6 представлены зависимости износостойкости исследуемых ферритно-перлитных сталей от их скорости охлаждения из аустенитной области. Их анализ показывает, что повышение твердости (прочности) углеродистых сталей за счет ускоренного охлаждения ведет к

снижению их весового износа. Таким образом, уменьшение межпластиночного расстояния в перлите и количества доэвтектоидного феррита оказывает также положительное влияние и на износостойкость исследуемых сталей.

Приведенные на рис. 5.6 зависимости смещены по оси ординат друг относительно друга. Это означает, что с повышением содержания углерода в стали ее износостойкость возрастает. Однако, при повышении износостойкости за счет увеличения содержания углерода в стали одновременно происходит снижение пластичности (относительное сужение снижается $\sim$ на 30%), а также такой важной характеристики сопротивления материалов хрупкому разрушению как ударная вязкость (см. табл. 3.2). Ускоренное же охлаждение оказывает положительное влияние как на прочностные характеристики (твердость), так и на износостойкость. Однако в этом случае, в отличие от повышения прочности за счет увеличения содержания углерода в стали, не снижается такая важная характеристика пластичности как относительное сужение и, что особенно важно, происходит повышение ударной вязкости.

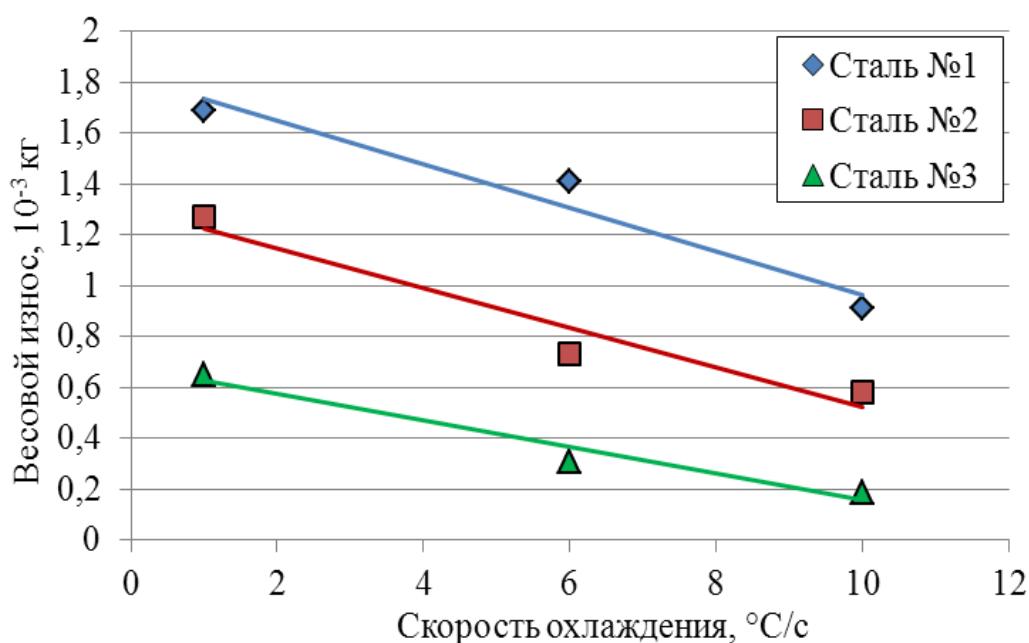


Рис. 5.6. Влияние скорости охлаждения углеродистой стали на ее весовой износ

Таким образом, при повышении прочности изделий из углеродистых сталей необходимо отдавать предпочтение термической обработке перед повышением углерода в стали.

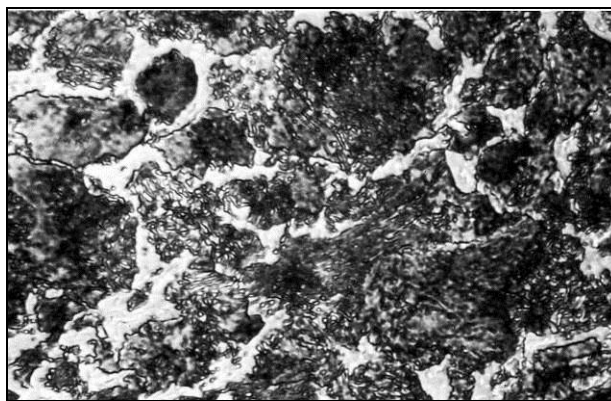
5.1.3 Влияние размера зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению стали для железнодорожных колес

В работе были проведены исследования влияния величины действительного зерна углеродистой стали на ее износостойкость. Химический состав исследуемой стали представлен в табл. 2.1 (сталь №1). Для получения различной величины действительного зерна была проведена термическая обработка опытных заготовок по режимам, отличающимся температурой нагрева в аустенитную область – 830; 870 и 930 °C/с. Скорость охлаждения – 1 °C/с. Механические свойства стали после указанных режимов термической обработки представлены в таблице 5.2. Микроструктура стали №1 после указанных обработок представлена на рис. 5.7.

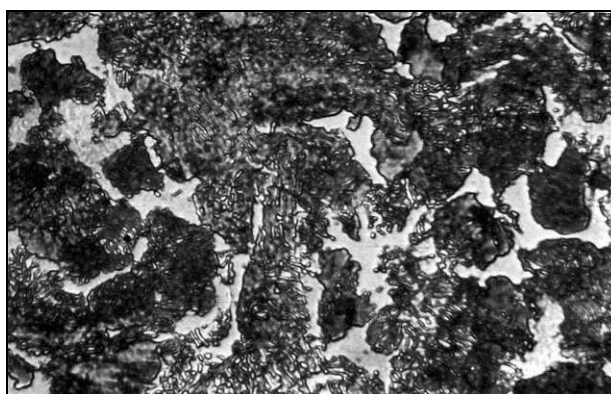
Таблица 5.2

Механические свойства стали №1 после охлаждения из аустенитной области от различных температур

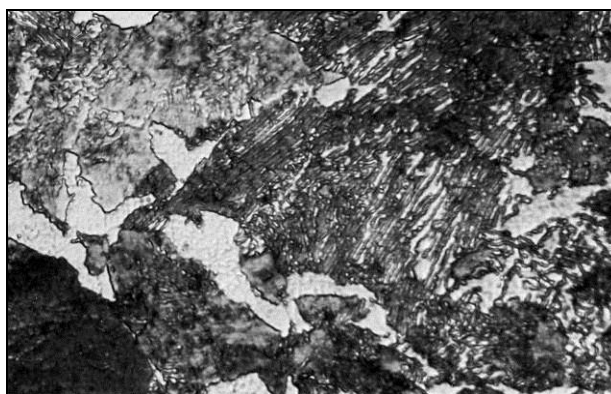
Температура нагрева	Величина зерна, мм	Предел прочности, Н /мм ²	Предел текучести, Н/мм ²	Относительное удлинение, %.	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²
830°C	0,015	754	393	25	52	43,9
870°C	0,022	778	417	19	47	38,3
930°C	0,031	805	596	18	44	25,0



а



б



в

Рис. 5.7. Микроструктура стали №1 после охлаждения от 830 (а), 870 (б) и 930 °С (в). $\times 800$

Анализ результатов показывает, что измельчение действительного зерна практически не влияет на прочностные характеристики и твердость исследуемых сталей и оказывает положительное влияние на их пластичность. Наиболее чувствительной к изменению величины зерна является ударная вязкость, что подтверждает результаты исследований, полученных другими авторами [134, 170]. Известно, что ударная вязкость характеризует сопротивление материала локальным пластическим деформациям, которые

сосредоточены в небольших объемах возле концентратора напряжения (надреза). Мелкое зерно уменьшает неоднородность распределения деформаций в микрообъемах структурных составляющих, что и приводит к повышению ударной вязкости [171].

Измельчение действительного зерна оказало положительное влияние и на износостойкость исследуемой стали (рис. 5.8). При уменьшении среднего диаметра зерна от 0,031 мм до 0,015 мм весовой износ опытных образцов снизился ~ в 1,8 раза. Таким образом, износостойкость углеродистой стали определяется не только межпластиночным расстоянием в перлите и количество доэвтектоидного феррита, как это утверждается в работе [172], но величиной действительного зерна. Влияние размера зерна на износостойкость связана с тем, что характер изнашивания и сопротивления износу определяют процессы пластической деформации [173]. Чем больше сопротивление деформации, тем выше износостойкость стали. Размер зерна существенно влияет на величину деформации. В соответствии с уравнением Холла-Петча предел текучести металла зависит от размера зерна и его измельчение приводит к увеличению предела текучести $\sigma_T = f(d_3^{-1/2})$.

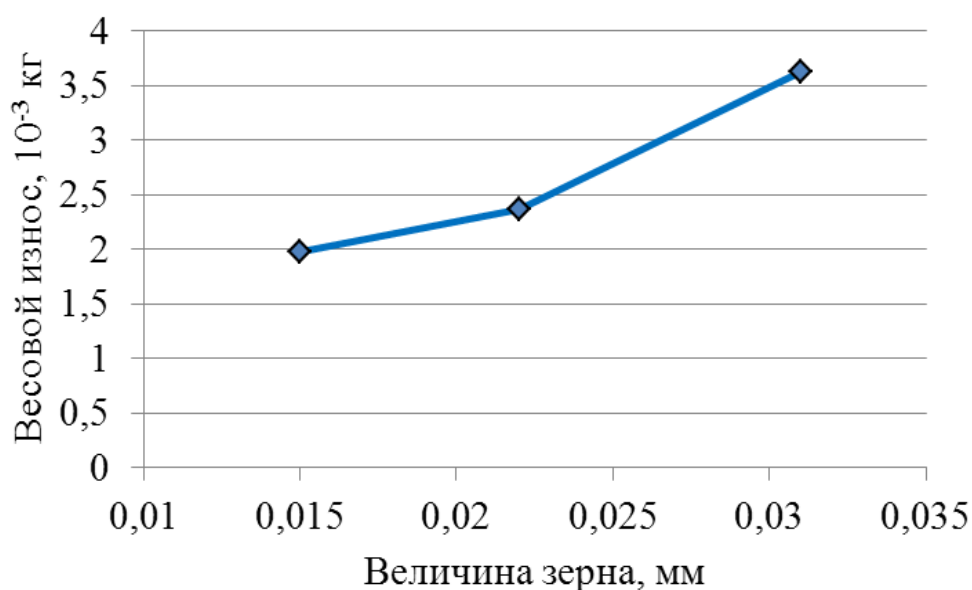


Рис. 5.8. Влияние величины зерна на износостойкость углеродистой стали №1

5.2 Стойкость железнодорожных колес к образованию на поверхности катания дефектов термического происхождения

В настоящее время одним из наиболее распространенных дефектов на поверхности катания железнодорожных колес являются выщербины. Статистические данные, полученные по результатам исследований ОАО «Российские железные дороги», свидетельствуют о заметном перераспределении причин обточки колесных пар за последние десять лет. Доля обточек по выщербинам за это время увеличилась в 1,8 раза, по ползунам в 1,7 раза, а по тонкому гребню уменьшилась в 1,8 раза [161].

Из существующих типов выщербин [174] наиболее распространенными, как свидетельствуют литературные данные, являются дефекты, которые образовались в результате теплового воздействия на поверхность катания колеса, т.е. образованию выщербины предшествовало возникновение на поверхности катания ползуна. [161, 54]. По данным автора работы [161] на железных дорогах РФ их доля составляет около 70% от общего количества выщербин. Результаты комиссионного осмотра колесных пар на ВЧД-7 (ст. Здолбунов) и ВЧД-8 (ст. Кривой Рог сорт.), проведенные представителями ИЧМ НАНУ, ДНУЖТ и ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» в 2009 году, свидетельствуют о том, что на железных дорогах Украины в некоторых случаях эта величина может превышать 80% (рис. 5.9).

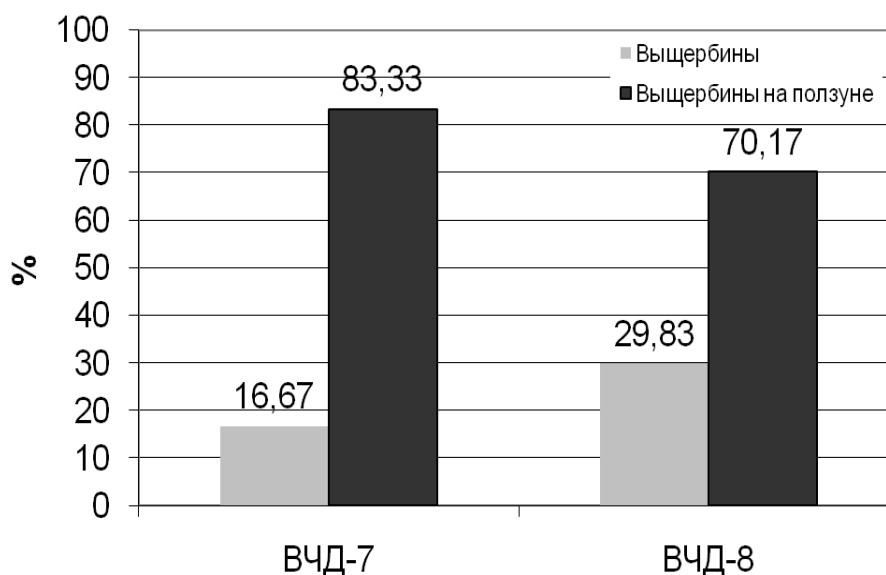


Рис. 5.9. Результаты комиссионного осмотра железнодорожных колес с дефектами на поверхности катания

Известно, что на образование выщербин влияет целый ряд факторов эксплуатационного и материаловедческого характера. К первым относятся интенсивность торможения, скорость движения вагона, состояние тормозной системы и др. Материаловедческими факторами в первую очередь являются химический состав стали для железнодорожных колес и уровень твердости колеса. Многими авторами было показано, что условия эксплуатации оказывают определяющее влияние на процесс образования выщербин [161, 54, 56]. Однако перечисленные выше материаловедческие факторы также могут оказывать определенное влияние на чувствительность сталей к образованию дефектов теплового происхождения.

5.2.1 Закономерности образования выщербин в железнодорожных колесах различного химического состава

Для проведения исследований в ВКМ Батуриная Приднепровской железной дороги были отобраны колеса с различным содержанием углерода (табл. 2.3): марки «Т» по ТУ У 35.2-23365425-600: 2006 (плавка № 21125) и марки «2» по ГОСТ 10791 (плавка № 21435) с дефектами на поверхности

катания типа «выщербина на ползуне». Внешний вид одного из таких колес представлен на рис. 5.10.



Рис. 5.10. Внешний вид колеса с дефектами на поверхности катания (пл. 21125)

Из ободьев колес указанных плавок были изготовлены образцы для исследования структурного состояния в области дефекта и вдали от него.

Металлографические исследования при небольшом увеличении с помощью оптического микроскопа показали, что в поверхностных слоях ободьев исследуемых колес вдали от дефектов типа «выщербина» присутствует большое количество мелких трещин, распространяющихся от поверхности катания вглубь обода (рис. 5.11). Как правило, они имеют небольшую протяженность. Выкрашивания металла и отрыва металлических частиц вблизи таких трещин не происходит.

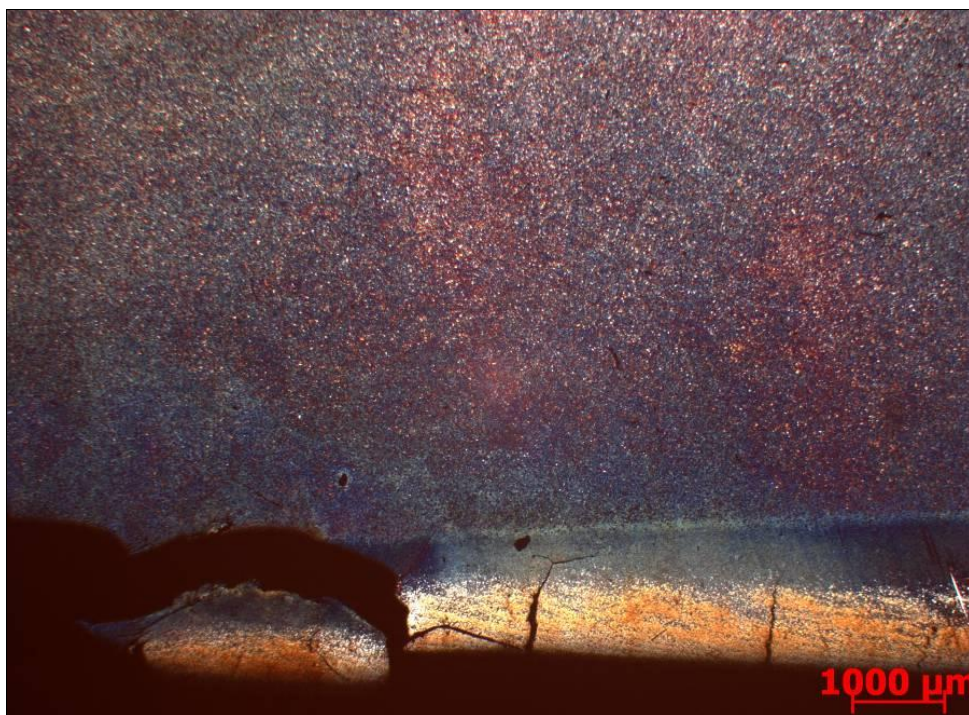


Рис. 5.11. Микроструктура металла колеса с дефектами на поверхности катания

При исследовании металла по контуру выщербин были обнаружены трещины значительно меньших размеров (100-200 мкм), которые берут начало от поверхности, образованной при отколе частиц металла в процессе эксплуатации колеса, т.е. от дна выщербины (рис. 5.12; черный фон – дно выщербины; трещины показаны стрелками). Вероятно, они являются «остатками» нижних ответвлений трещин, развитие которых привело к выкрашиванию металла в процессе эксплуатации и образованию выщербины.

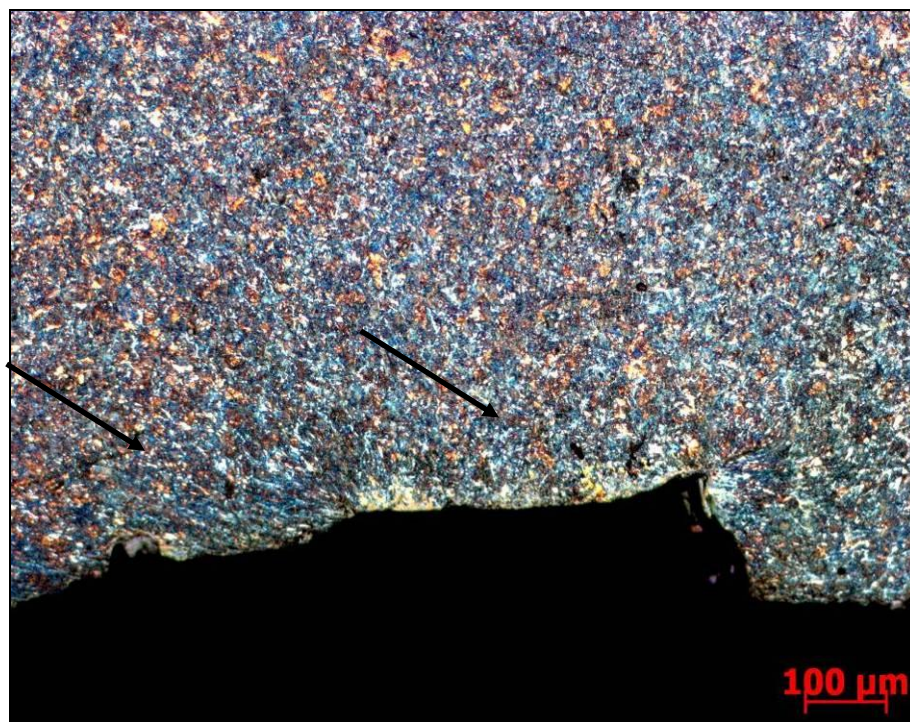


Рис. 5.12. Микроструктура вблизи поверхности, образованной выщербиной (дно выщербины)

В колесе марки «Т» они состоят из магистральной трещины длиной 2-2,5 мм с ответвлениями, которые распространяются от поверхности катания в обод, в колесе марки «2» они имеют небольшую протяженность.

Исследования микроструктуры, проведенные на шлифах, травленных в 3-4 % растворе HNO_3 , показали, что в поверхностных слоях ободьев колес вблизи дефектов присутствует слабо травимая область – «белый слой» (рис. 5.13). Она представляет собой структуру высокоуглеродистого мартенсита, который, по литературным данным, может образовываться в поверхностных слоях ободьев железнодорожных колес при быстром локальном нагреве выше A_{c3} и последующем охлаждении.

Трещины, образовавшиеся на поверхности катания колеса марки «Т», распространяются вдоль границы между «белым слоем» и металлом, не претерпевшим структурные изменения в процессе эксплуатации. Толщина «белого слоя» в исследуемых участках составляла около 2 мм, максимальная наблюдаемая глубина распространения трещины – около 3 мм. При исследовании дна выщербины установлено, что на некоторых вершинах рельефа остается переходная структура от «белого слоя» – наблюдаются небольшие участки структуры с мартенситом, что свидетельствует о

соответствии глубины выщербины и толщины «белого слоя» (рис. 5.12 – светлые участки у дна выщербины).

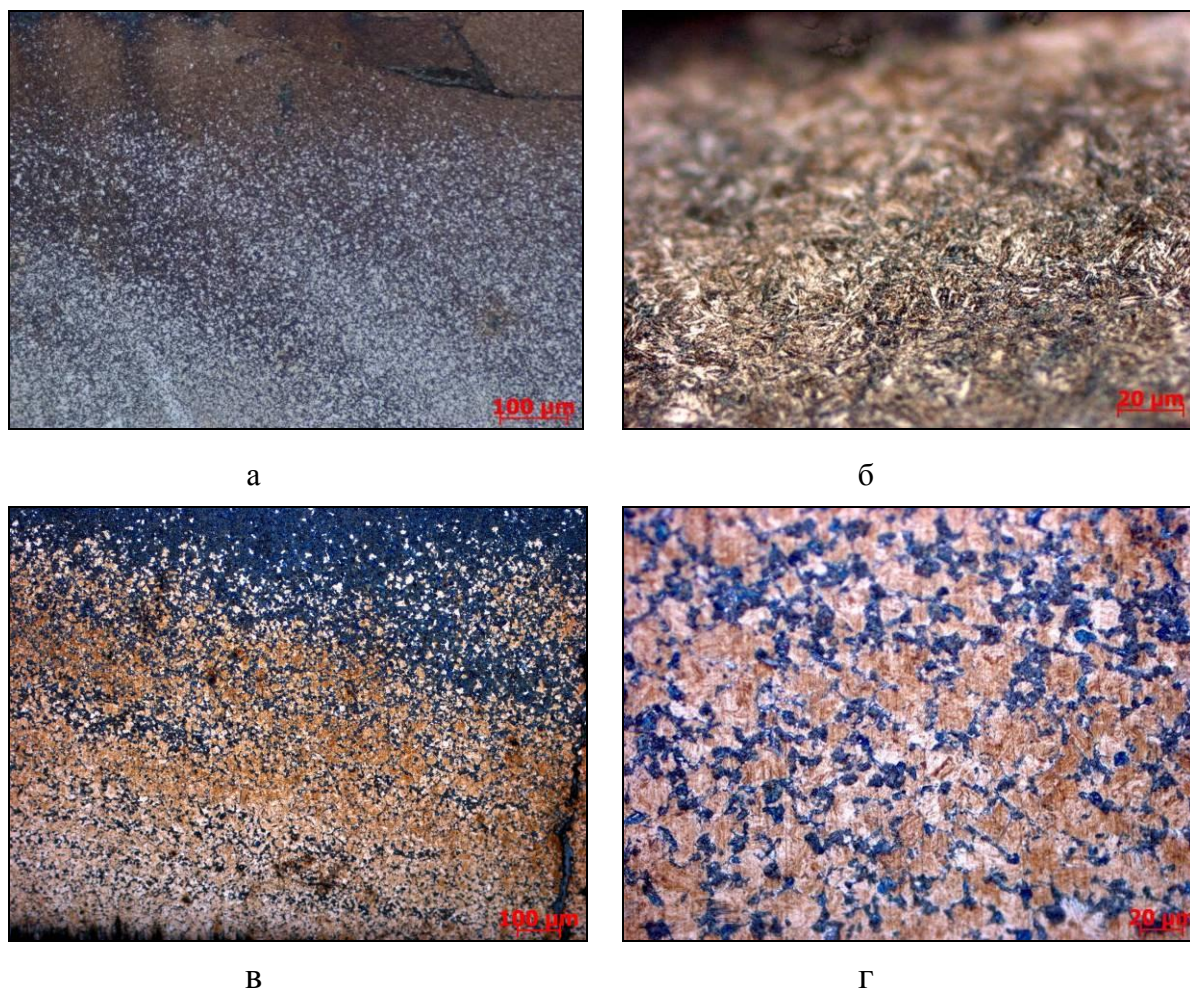


Рис. 5.13. Микроструктура «белого слоя» колес из стали марки «Т» (а, б) и марки «2» (в, г).

Трещины, образовавшиеся на поверхности катания колес марки «2», распространяются в ободке практически перпендикулярно к поверхности катания, на глубину, соответствующую толщине металла, претерпевшего структурные изменения в процессе эксплуатации, а затем изменяют направление своего движения почти на 90° . За мартенситом находится слой, представляющий собой высокодисперсный перлит (троостит) с выделениями доэвтектоидного феррита в виде разорванной сетки, состоящей из отдельных, чаще равноосных, выделений по границам зерен (рис. 5.14). Максимальная наблюдаемая глубина мартенситного слоя составила около 2 мм от поверхности катания, длина трещин не превышала глубины этого слоя. Слой,

состоящий из троостита, имеет довольно резкий переход к основной структуре обода без промежуточных зон, содержащих элементы обоих типов структур. Это свидетельствует о кратковременности теплового воздействия на локальный участок и его высокой температуре.

Исследования микроструктуры по сечению обода колеса марки «Т» от дна выщербины показали (рис. 5.15), что на глубине более 10 мм наблюдается постепенное изменение микроструктуры металла: из игольчатой морфологии она приобретала структуру перлита с небольшим количеством доэвтектоидного феррита, выделяющегося в виде прерывистой сетки по границам зерен. В колесах марки «2» на глубине более 3 мм от поверхности катания уже не наблюдалось значительных изменений микроструктуры.

В колесах обеих марок стали длинные трещины, которые распространялись бы от выщербин на значительную глубину обода, обнаружены не были.

Результаты исследований также показали, что в поверхностных слоях ободьев колес обоих типов в процессе эксплуатации под действием тангенциальных напряжений происходит пластическая деформация, о чем свидетельствует выраженная вытянутость зерен в определенном направлении – текстура деформации (рис. 5.16).

Исследования микротвердости показали, что образование «белого слоя» со структурой мартенсита приводит к значительному упрочению поверхностных слоев ободьев колес до уровня микротвердости 5500-5800 Н/мм² и 7000-8000 Н/мм² для колес марки «2» и «Т» соответственно, что значительно отличается от микротвердости основного металла – 3300-3600 Н/мм² и 4100-4300 Н/мм² для указанных типов колес соответственно.

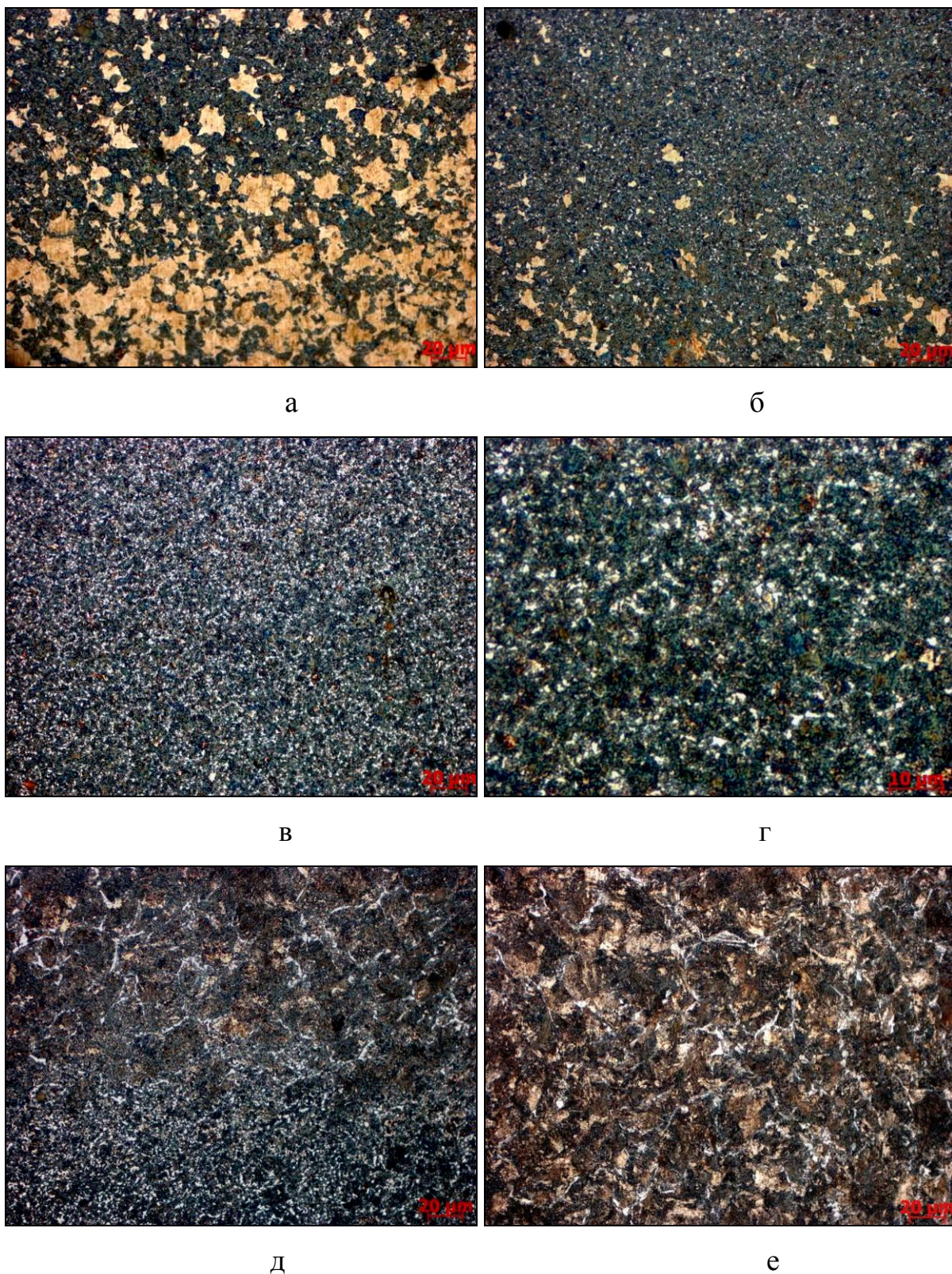


Рис. 5.14. Микроструктура обода колеса марки «2» на различной глубине от дна выщербины: а – 0,5 мм; б – 0,7 мм; в – 1 мм, г – 1,2 мм; д – 1,5 мм; е – 3 мм

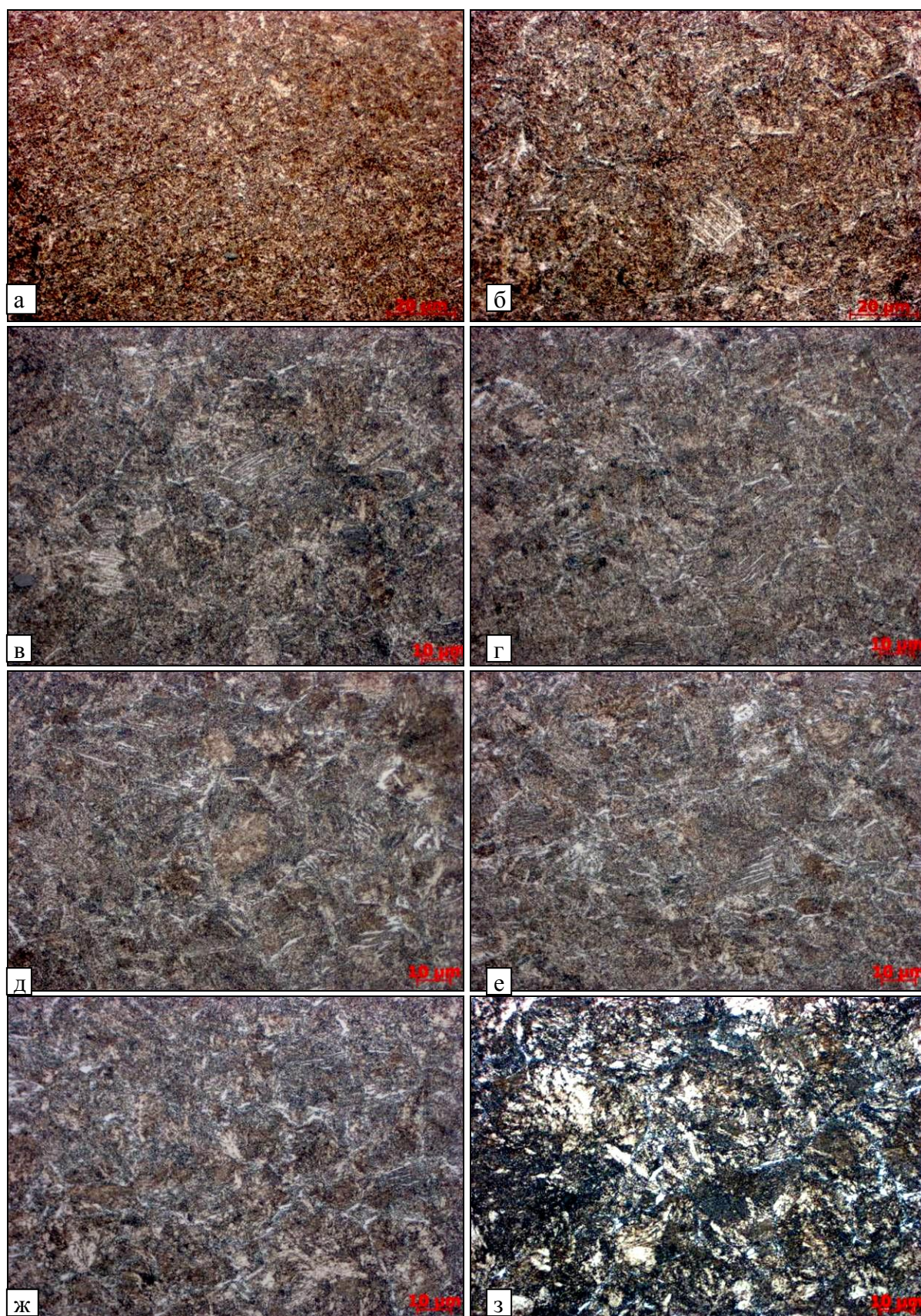


Рис. 5.15. Микроструктура обода колеса марки «Т» на различной глубине от дна выщербины: а – 0,5 мм; б – 1 мм; в – 2 мм; г – 3 мм; д – 5 мм; е – 6,2 мм; ж – 8 мм; з – 15 мм



Рис. 5.16. Микроструктура поверхностного слоя обода колеса после эксплуатации

Несмотря на выявленные некоторые отличия (различный по внешнему виду характер выщербин и некоторые структурные различия металла в зонах, прилегающих к областям, содержащим указанные дефекты) для колес с различным содержанием углерода, природа образования указанного дефекта в них одинакова. Механизм его образования можно представить следующим образом. При эксплуатации в процессе торможения колеса в зоне контакта с рельсом происходит высокотемпературный быстрый нагрев металла обода выше $A_{с3}$ и последующее его охлаждение. Как установлено многочисленными исследованиями, независимо от химического состава и исходной структуры стали, в этих областях происходит фазовая перекристаллизация металла, и образуется новая структурная составляющая - мартенсит. Структурные превращения в локальных областях обода колеса приводят к объемным изменениям, вызывающим внутренние напряжения, ослабление межзеренных и межфазных связей между основным металлом и новой структурной составляющей и, как следствие, появлению на поверхности катания колеса микротрещин. Ударные и циклические эксплуатационные нагрузки способствуют росту этих микротрещин и приводят к тому, что под действием касательных контактных напряжений в зоне контакта «колесо-рельс» с поверхности обода колеса скалываются частицы новой фазы. Выявленные различия в характере выкрашивания «белого слоя» и в структурных изменениях металла, непосредственно

прилегающего к зоне наблюдаемого дефекта, для колес с различным содержанием углерода могут быть обусловлены в большей степени различными условиями эксплуатации, характером возникающего при этом высокотемпературного и силового воздействия на обод колеса, чем его химическим составом и исходной структурой.

5.2.2 Влияние содержания углерода в железнодорожных колесах на их чувствительность к образованию дефектов термического происхождения

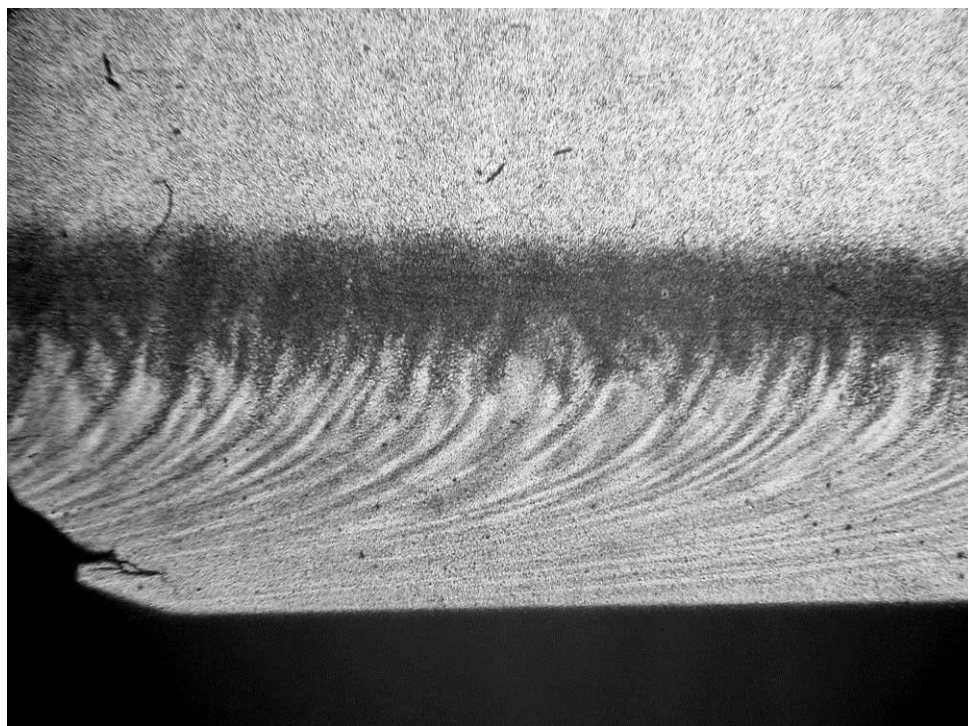
Для проведения сравнительных исследований влияния содержания углерода и уровня твердости стали на ее чувствительность к образованию дефектов теплового воздействия необходимо, чтобы влияние остальных факторов (в том числе и эксплуатационных) было постоянным. В реальных условиях эксплуатации колес это сделать невозможно. Такие исследования могут проводиться только в лабораторных условиях.

Контролируемыми параметрами таких исследований, определяющих чувствительность стали к тепловому воздействию, являются глубина белого слоя, его микроструктура и микротвердость по сечению.

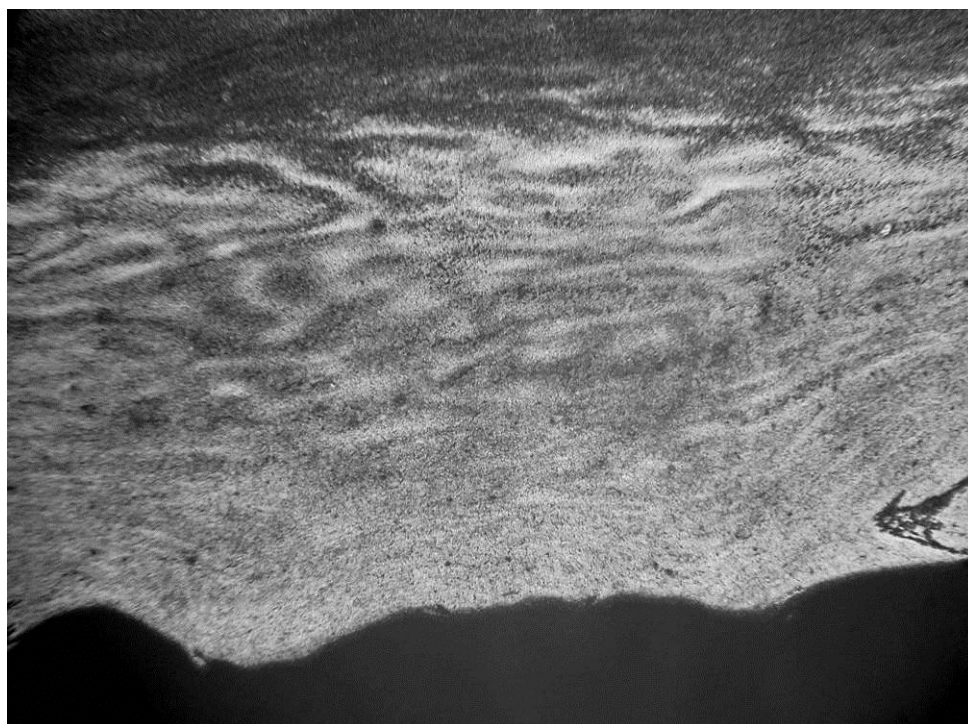
В работе для проведения этих исследований использовался специальный стенд, который позволяет моделировать условия торможения колес в эксплуатации (см. раздел 2). С целью определения оптимальных параметров нагружения образцов, вырезанных из колесных сталей различного химического состава, были проведены специальные исследования. Оптимальным усилием прижатия образца к вращающемуся маховику была определена величина 7000 Н, обеспечивающая продолжительное прижатие без изменения параметров воздействия на образец. При проведении исследований по выбору оптимального времени нагружения образца (в диапазоне от 0 до 10 секунд) изучались температурные поля по сечению образца, для чего в его среднюю часть были вмонтированы термодатчики на различной глубине (1, 2, 3 и 4 мм) от поверхности воздействия. Результаты исследований показали, что оптимальное время нагружения составляет 5 секунд.

Превышение указанного оптимального времени прижатия образца (например, до 10 секунд), как показали исследования, приводит к

значительному превышению температуры $A_{с3}$ поверхностного слоя и даже оплавлению отдельных участков опытного образца (рис. 5.17).



а



б

Рис. 5.17. «Белый слой» в образцах, вырезанных из ободьев железнодорожных колес, после торможения на стенде 5 сек (а) и 10 сек (б).
× 25

Установленные опытным путем оптимальные параметры нагружения (усилие прижатия 7000 Н, время прижатия 5 секунд) обеспечивают разогрев образцов из колесных сталей различного химического состава до температуры 800-850°C, что выше точки $A_{с3}$ для исследуемых сталей и является вполне достаточным для протекания аустенитного превращения. Последующее ускоренное охлаждение опытного образца за счет отвода тепла в массивный обод приводит к образованию в нем структур закалки на глубину, близкой к глубине «белых слоев», образующихся в процессе эксплуатации железнодорожных колес (как было показано в пункте 5.2.1).

В последние годы наметились тенденции к повышению нагрузки на ось грузового вагона до 25 т и скорости его движения до 120 км/ч. Это привело к необходимости поиска способов повышения прочностных характеристик железнодорожных колес за счет использования легирующих элементов и повышения содержания углерода в стали (например, применение стали марки «Т» с содержанием углерода 0,61-0,69 % и ванадия 0,08-0,15 %). Все эти мероприятия положительно сказались на повышении прочности колес и их износостойкости в сравнении с колесами из стали марки «2» с содержанием углерода 0,55-0,65 %. Однако известно, что изменение химического состава стали для железнодорожных колес может изменить ее чувствительность к образованию дефектов на поверхности катания [54].

В связи с этим в работе были проведены исследования влияния исходной твердости железнодорожных колес, а также их химического состава на стойкость к образованию дефектов теплового воздействия. Исследования проводились на образцах, вырезанных из ободьев железнодорожных колес марки «Т» (ТУ У 35.2-23365425-600) и марок «1» и «2» (ДСТУ ГОСТ 10791:2006), производства ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» (см. табл. 2.4). Механические свойства указанных колес представлены в таблице 5.3

Основными показателями, характеризующими стойкость колесной стали к образованию дефектов теплового воздействия, являются твердость образовавшегося «белого слоя» и его толщина.

Для исследования влияния уровня твердости железнодорожных колес на их чувствительности к тепловому воздействию использовались колеса марки «Т», обработанных на различный уровень твердости (пл. 32223 – 337НВ, пл. 32740 – 315НВ).

Таблица 5.3

Механические свойства исследуемых колес

Номер плавки	Механические свойства				
	σ_b , Н/мм ²	δ , %	ψ , %	КСУ _{обод} , Дж/см ²	Твердость, НВ
32223	1180	13,5	38	18,4	337
32740	1110	14,5	39	25,8	315
42429	1010	16	44	42,0	298
32356	970	16,5	43	40,5	277
32244	916,5	16,5	42	50,8	266

Результаты исследований показали (рис. 5.18), что при близком химическом составе стали марки «Т», повышение ее исходной твердости (прочности) не оказывает влияния на чувствительность к тепловому воздействию (толщина «белого слоя» в исследуемых образцах одинаковая и равна примерно 1,1 мм). При этом происходит повышение твердости «белого слоя» (в исследуемом случае при повышении твердости от 315 до 337 НВ микротвердость белого слоя возрастает от 8000 до 9500 Н/мм²).

Исследования микроструктуры в образцах из стали марки «Т» показали (рис. 5.19), что независимо от уровня твердости в поверхностных слоях исследуемых образцов образовалась слабо травимая область с повышенной твердостью и неоднородной структурой высокоуглеродистого мартенсита, называемая в литературе «белый слой» (рис. 5.19 а и 5.19 б) аналогичная той, которая, как было показано в пункте 5.2.1, образуется в процессе эксплуатации в поверхностных слоях ободьев железнодорожных колес с дефектами типа «выщербины».

Далее по сечению образцов при переходе от «белого слоя» к основному металлу появляются перлитные колонии повышенной травимости. Эти участки нагревались выше точки A_{c1} и в перлитных колониях появлялись участки аустенита (рис. 5.19 б). Такой аустенит неоднороден по углероду и в контакте с ферритом и цементитом является

слабоустойчивым. Поэтому после прекращения нагрева от контактной поверхности происходит его распад по диффузионному механизму при повышенной скорости охлаждения с образованием мелкодисперсных перлитных структур, чем и вызвана повышенная травимость этого участка. С удалением от контактной поверхности количество мартенсита уменьшается, а количество перлита и избыточного феррита увеличивается (рис. 5.19 в и 5.19 г). Структура основного металла представляет собой перлит с небольшим количеством доэвтектоидного феррита (рис. 5.19 д и 5.19 ж).

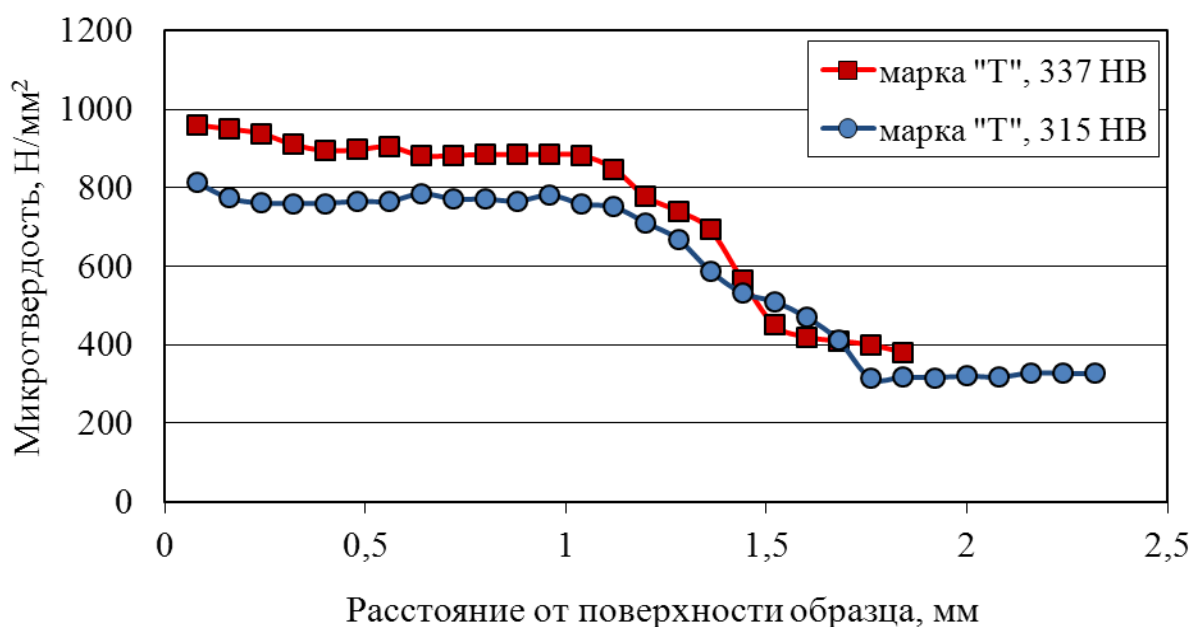


Рис. 5.18. Изменение микротвердости по сечению образцов, вырезанных из колес марки «Т» с различным уровнем твердости, после торможения на стенде

В работе также были проведены сравнительные исследования стойкости к образованию дефектов теплового воздействия – «белого слоя» железнодорожных колес с различным содержанием углерода.

Результаты металлографических исследований (рис. 5.20 и 5.21) и измерений микротвердости (рис. 5.22) свидетельствуют о том, что независимо от содержания углерода в железнодорожных колесах (в пределах 0,46-0,66 %) в поверхностных слоях исследуемых образцов образуется слабо

травимая область («белый слой») с повышенной твердостью и структурой высокоуглеродистого мартенсита, аналогичной той, которая была описана в колесах марки «Т».

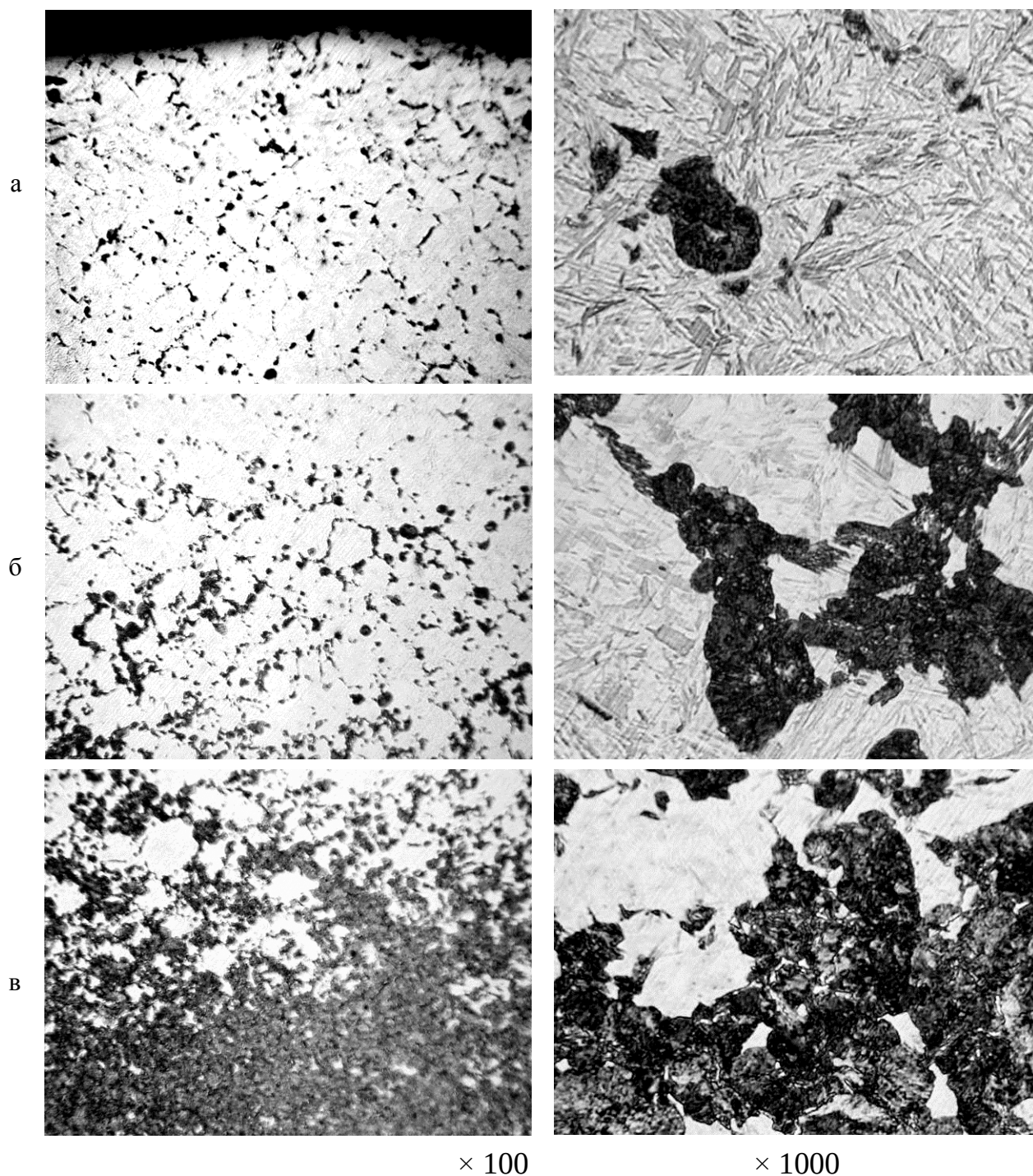
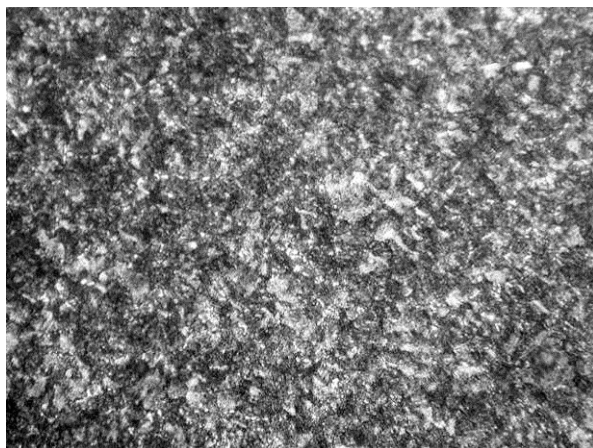
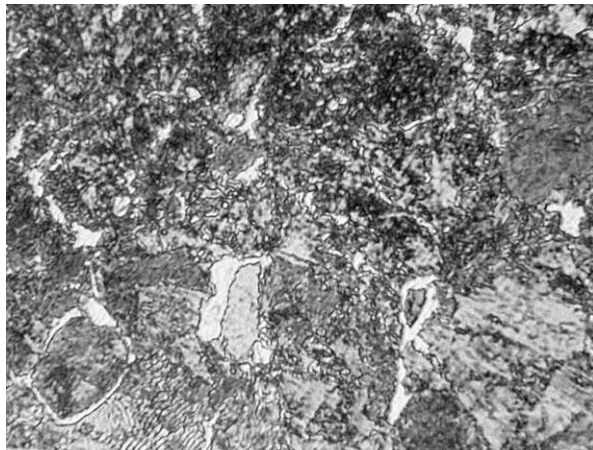


Рис. 5.19. Микроструктура «белого слоя» на образцах из стали марки «Т»: а-б – «белый слой»; в-д – переходная зона; ж – основной металл

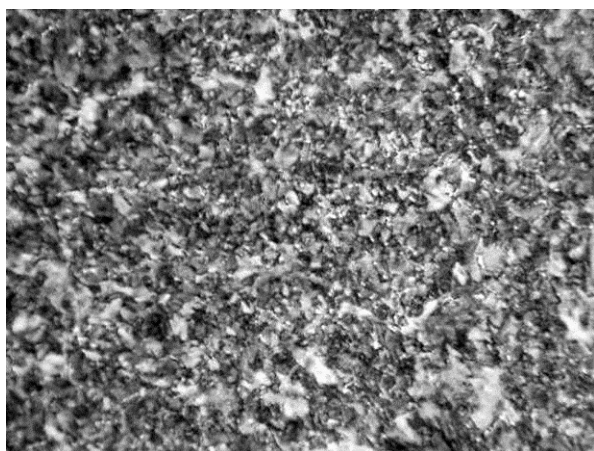
Г



Д



Ж



× 100

× 1000

Продолжение рис. 5.19

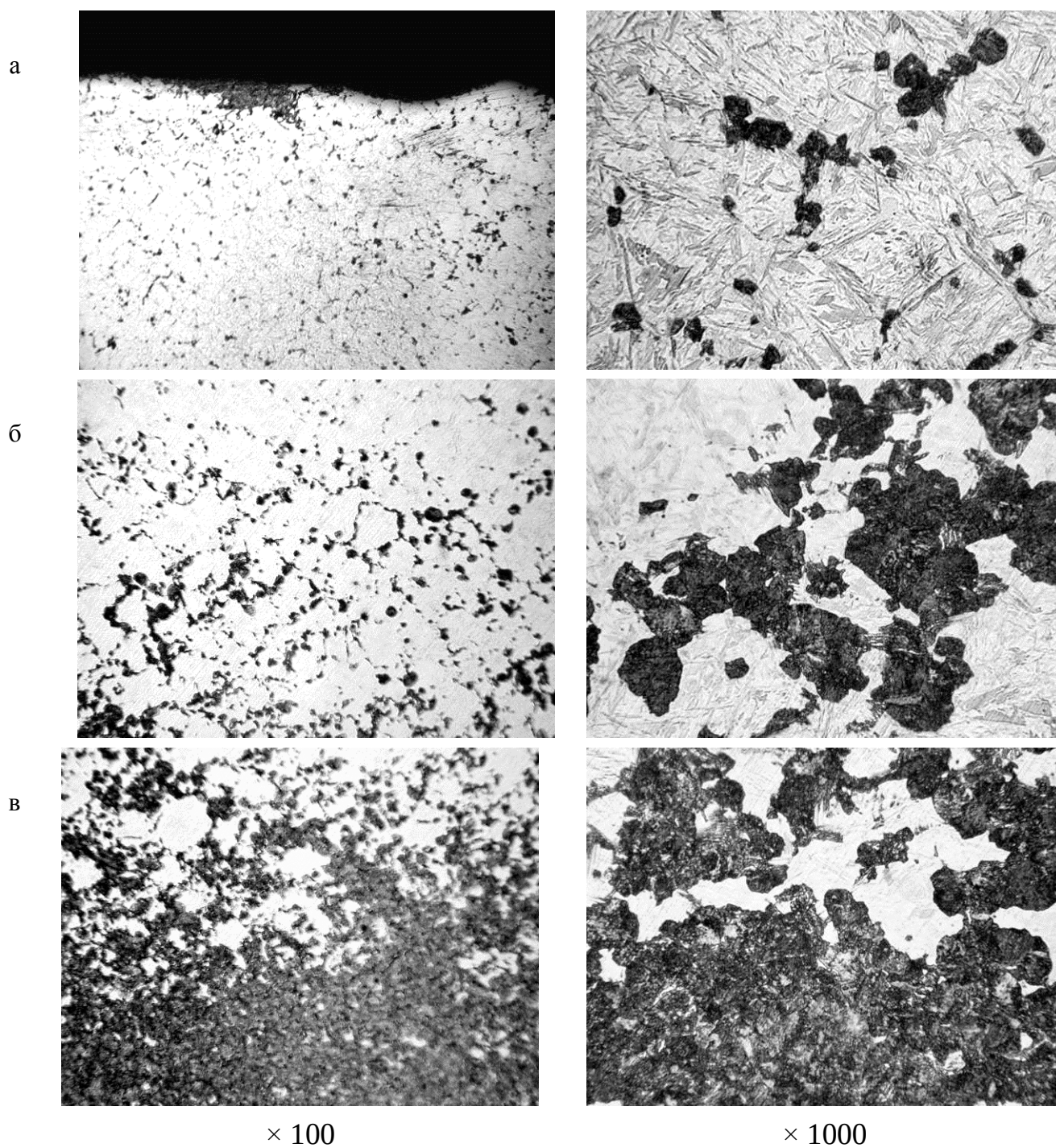
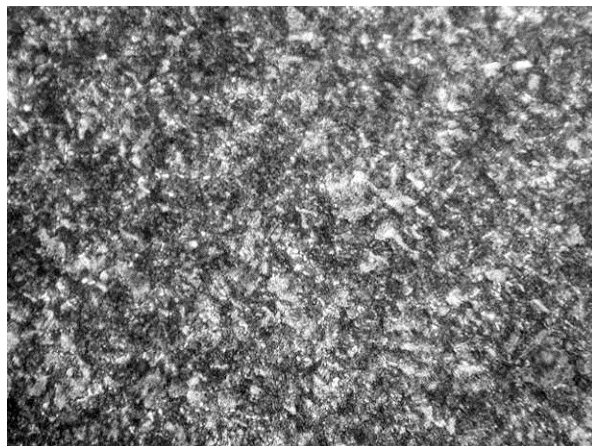
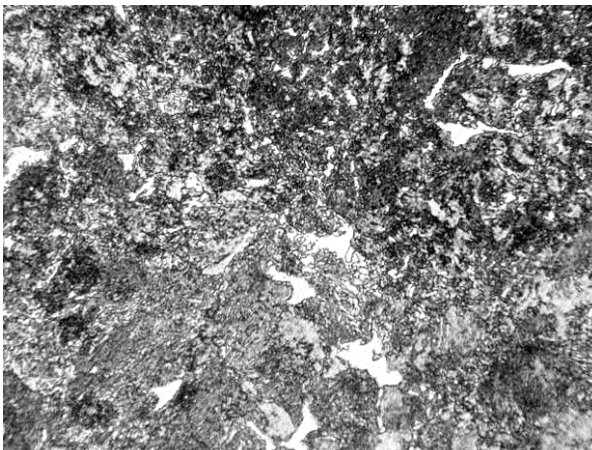


Рис. 5.20. Микроструктура образцов, вырезанных из ободьев колес марки «2»: а-б – «белый слой»; в-д – переходная зона; е – основной металл

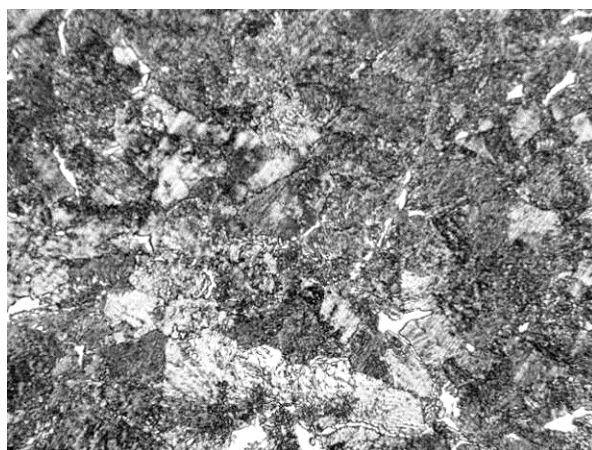
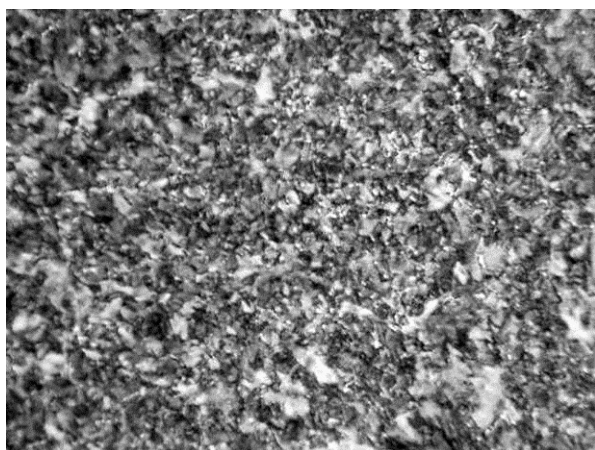
Г



Д



е

 $\times 100$ $\times 1000$

Продолжение рис. 5.20

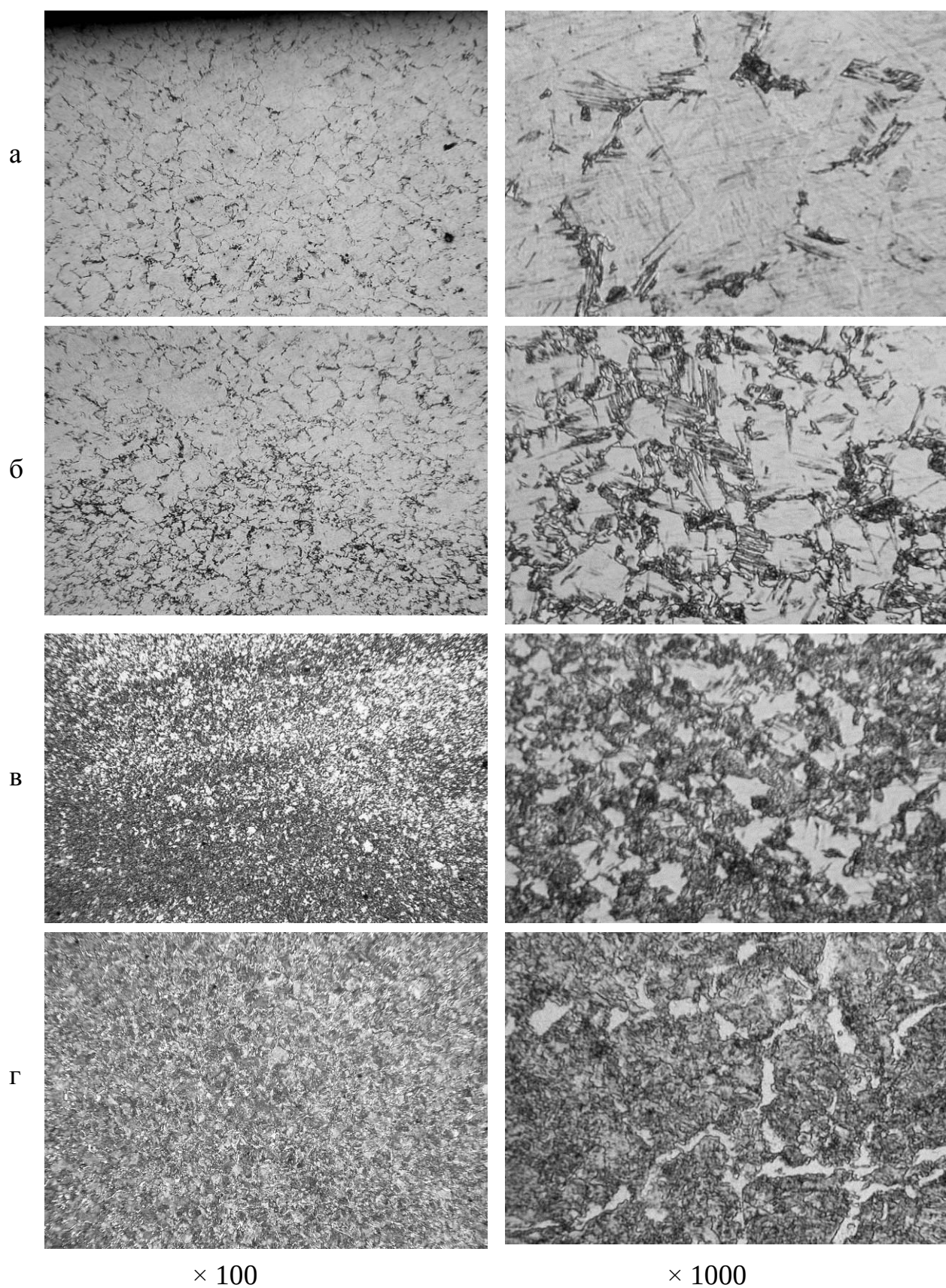


Рис. 5.21. Микроструктура образцов, вырезанных из колес марки «1» (пл.32244): а – «белый слой»; б-в – переходная зона; г – основной металл

В тонком поверхностном слое наблюдается значительная пластическая деформация. С удалением от контактной поверхности количество мартенсита уменьшается, а количество избыточного феррита увеличивается. Структура основного металла представляет собой перлит с доэвтектоидным ферритом (рис. 5.20 е, 5.21 г).

Как следует из зависимостей, представленных на рис. 5.22, увеличение содержания углерода в железнодорожных колесах приводит к повышению их чувствительности к образованию дефектов термического воздействия. При повышении содержания углерода от 0,46% до 0,66% глубина мартенситного слоя увеличивается от 0,5 мм до 1,1 мм. Кроме увеличения глубины «белого слоя», повышение содержания углерода также приводит к существенному повышению микротвердости указанной структурной составляющей (при повышении содержания углерода от 0,46% до 0,66% микротвердость «белого слоя» возрастает примерно от 5500 Н/мм² до 9500 Н/мм² т.е. более чем на 70%).

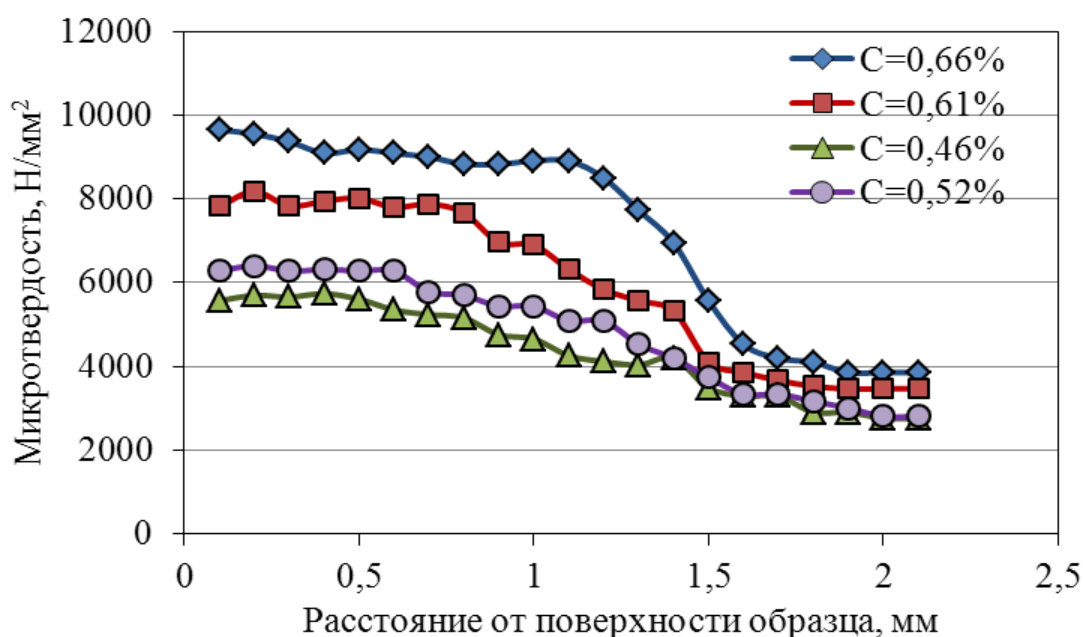


Рис. 5.22. Изменение микротвердости по сечению образцов, вырезанных из ободьев железнодорожных колес с различным содержанием углерода, после торможения на стенде

На рисунке 5.23 представлена зависимость глубины мартенситного слоя от содержания углерода в исследуемых колесах.

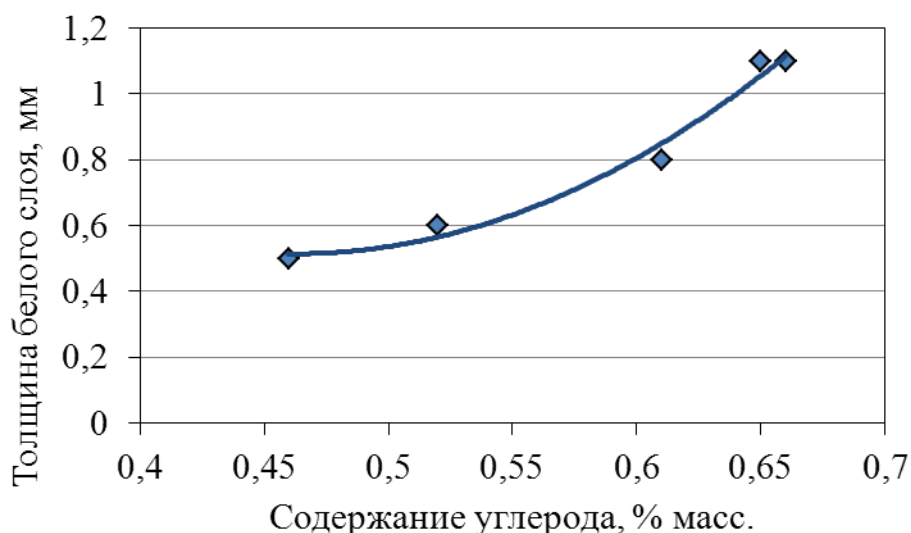


Рис. 5.23. Влияние содержания углерода в колесах на их чувствительность к образованию дефектов теплового воздействия

Анализ рис. 5.23 показывает, что зависимость между указанными характеристиками имеет нелинейный характер. Статистическая обработка полученных результатов показала, что с наибольшей достоверностью полученная зависимость описывается уравнением второй степени (коэффициент корреляции $R=0,99$), которое имеет следующий вид:

$$t = 15,32 \times (C)^2 - 14,15 \times (C) + 3,78 \quad (5.1)$$

где: t — толщина белого слоя, мм; C — содержание углерода, % масс.

Такой сложный нелинейный характер зависимости (5.1) может быть связан с тем, что на формирование «белого слоя» оказывают влияние целый ряд факторов: повышение устойчивости аустенита с увеличением содержания углерода в стали, различное влияние легирующих элементов на кинетику мартенситного превращения в зависимости от содержания углерода в стали, и, наконец, влияние пластической деформации. Особенно следует обратить внимание на то, что образование мартенсита в поверхностных слоях обода колеса происходит одновременно с пластической деформации этих слоев. Величина этой деформации при одних и тех же внешних нагрузках на обод колеса в сталях с различным содержанием углерода различная и определяется пределом текучести этих сталей, который, как известно, повышается с увеличением содержания углерода. По данным многих авторов

пластическая деформация влияет сложным образом на мартенситное превращение и во многих случаях может оказывать на процесс его образования стабилизирующее влияние, т.е. уменьшать количество этой структурной составляющей [110].

Рассчитанные с помощью уравнения (5.1) средние значения глубины мартенситного слоя для различных интервалов содержания углерода показывают (табл. 5.4), что повышение содержания углерода в колесах в пределах от 0,45 до 0,50 % практически не оказывает влияние на их чувствительность к образованию дефектов теплового воздействия. Для колес с содержанием углерода 0,51-0,55 % чувствительность к тепловому воздействию увеличивается в несколько раз. Еще более значимо этот показатель повышается для колес с содержанием углерода 0,56-0,60 % (0,035 мм). И, наконец, для колес с содержанием углерода 0,61-0,65 % и 0,66-0,69 % этот показатель имеет максимальное значение и равен 0,050 и 0,064 мм соответственно.

Таблица 5.4

Влияние содержания углерода в железнодорожных колесах на их чувствительность к образованию дефектов теплового воздействия

Интервал изменения содержания углерода, % масс.	Среднее значение увеличения толщины мартенситного слоя при повышении содержания углерода на 0,01%, мм
0,45-0,50	0,004
0,51-0,55	0,019
0,56-0,60	0,035
0,61-0,65	0,050
0,66-0,69	0,064

5.2.3 Опытнo-промышленное опробование новых режимов термической обработки железнодорожных колес с повышенным содержанием углерода, обеспечивающих увеличение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания

Известно, что в процессе термической обработки обода колеса по его сечению формируется неравномерная структура. С повышением содержания углерода в стали такая неравномерность становится более выраженной. При этом под поверхностью катания в результате ускоренного охлаждения может образовываться структура игольчатой морфологии, которая в процессе последующего отпуска претерпевает изменения – происходит сфероидизация карбидов. В более удаленных от поверхности катания слоях (на глубине более 10 мм) происходит постепенный переход к структуре перлита высокой дисперсности с небольшим количеством доэвтектоидного феррита.

Образование бейнито-мартенситных структур в поверхностных слоях обода колеса и неравномерность структуры по его сечению может приводить к формированию в этих слоях повышенных напряжений второго рода, оказывающих неблагоприятное влияние на склонность железнодорожных колес к образованию дефектов на поверхности катания. Одним из путей решения этой проблемы может быть применение более «мягкого» режима охлаждения поверхности катания обода колеса в процессе его ускоренного охлаждения на вертикальной закалочной машине.

С этой целью в колесопрокатном цехе ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» были опробованы новые режимы ускоренного охлаждения железнодорожных колес на вертикальной закалочной машине (ВЗМ), которые бы обеспечивали формирование в поверхностных слоях обода структуры с меньшей неоднородностью.

Материалом для исследований были выбраны железнодорожные колеса марки «Т» (пл. 31120) следующего химического состава: С=0,68%, Мп= 0,78%, Si =0,33%, Р= 0,006%, S= 0,007%, Cr= 0,18%, Ni= 0,13%, Cu=

0,09%, Ti = 0,006%, V= 0,09%, Mo = 0,12%, Al= 0,022%. Опытную термическую обработку проводили по различным режимам. Для проведения исследований использовался опытный спрейер с уменьшенным на 20% количеством отверстий для охлаждения поверхности катания обода. Схема опытного спрейера представлена на рис. 5.24.

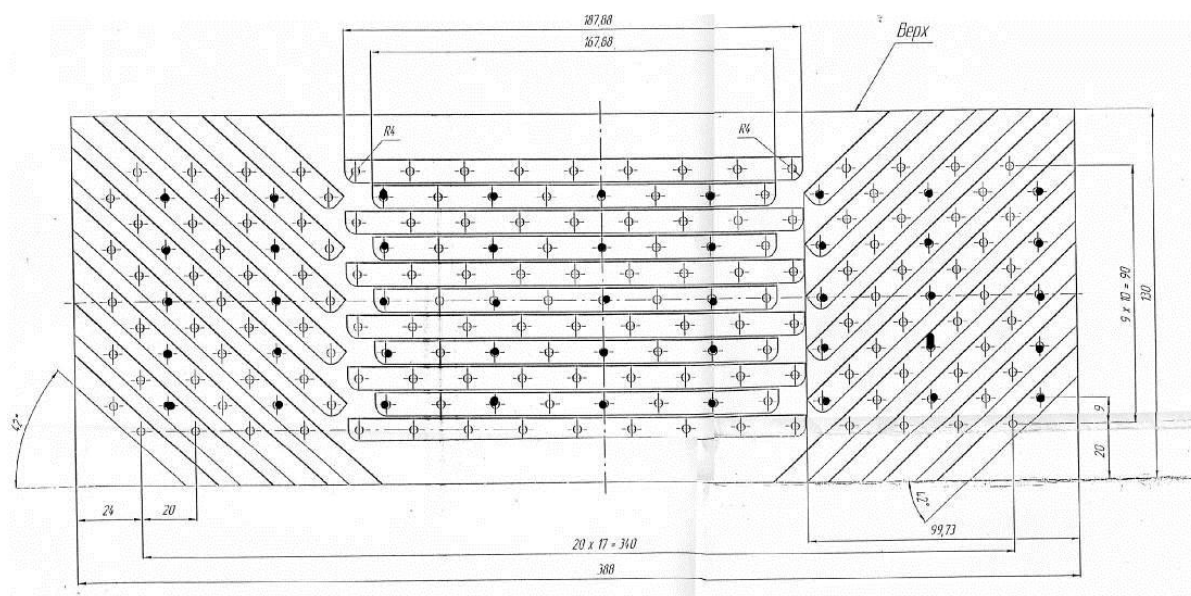


Рис. 5.24. Схема опытного спрейера с уменьшенным количеством отверстий для охлаждения поверхности катания обода (заваренные отверстия обозначены черным цветом)

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что в трех из пяти опробованных вариантов термической обработки колес были получены механические свойства обода, соответствующие требованиям ТУ У 35.2-23365425-600: 2006 (табл. 5.5 и 5.6) И только после термообработки при пониженном расходе воды по вариантам 3 (серийный спрейер, пониженный расход воды 55-65 м³/час) и 4 (опытный спрейер, пониженный расход воды 55-65 м³/час) были получены неудовлетворительные значения твердости обода. Исходя из этих результатов, исследования макро- и микроструктуры проводились только на образцах, вырезанных из ободьев колес с удовлетворительными механическими свойствами обода, т.е. это варианты 1 (колесо №902), 2 (колесо №052) и 5 (колесо №894). Пробы для проведения

указанных исследований отбирались таким образом, чтобы верхней кромкой шлифа была поверхность катания (рис. 5.25).

Таблица 5.5

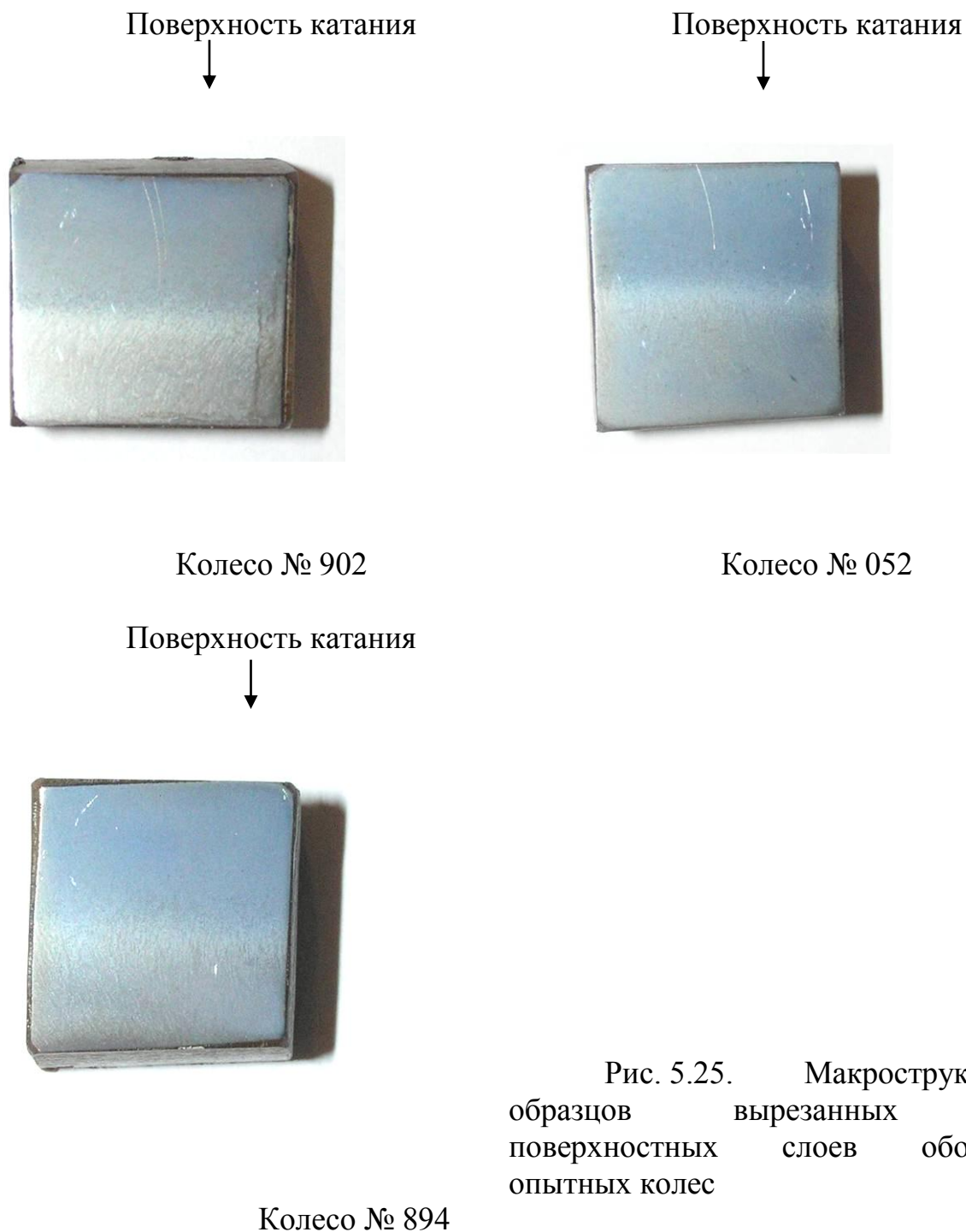
Параметры термической обработки опытных колес

Номер варианта т/о	Номер колеса	Параметры термической обработки
1	902 997	Нагрев до температуры 885°C. Ускоренное охлаждение на ВЗМ 220 секунд действующим спрейером. Расход воды 70-82 м ³ /час. Отпуск при 500°C 2 часа.
2	052 960	Нагрев до температуры 885°C. Ускоренное охлаждение на ВЗМ «опытным» спрейером. Расход воды 70-82 м ³ /час. Отпуск при 500°C 2 часа.
3	937 030	Нагрев до температуры 885°C. Ускоренное охлаждение на ВЗМ действующим спрейером. Расход воды 55-65 м ³ /час. Отпуск при 500°C 2 часа.
4	962 021	Нагрев до температуры 885°C. Ускоренное охлаждение на ВЗМ «опытным» спрейером. Расход воды 55-65 м ³ /час. Отпуск при 500°C 2 часа.
5	894 051	Нагрев до температуры 885°C. Ускоренное охлаждение на ВЗМ «опытным» спрейером. Расход воды 100-105 м ³ /час. Отпуск при 500°C 2 часа.

Таблица 5.6

Механические свойства колес после термической обработки по опытным режимам

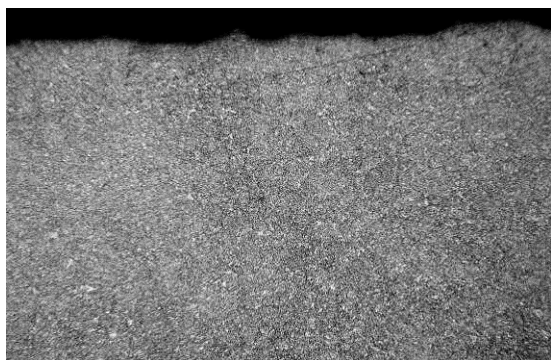
№ пп	Номера колеса	Механические свойства					
		σ_B , Н/мм ²	δ , %	Ψ , %	Твердость, НВ	KCU _{обод} , Дж/см ²	KCU _{диск} , Дж/см ²
1	902 997	122	13,5	36	335	25,1	21,7
2	052 960	113	14,5	41	321	20,4	14
3	937 030	110	15	40	315	24,2	18,3
4	962 021	110	17,5	39	306	24,8	20,7
5	894 051	121	13	35	341	24,3	25



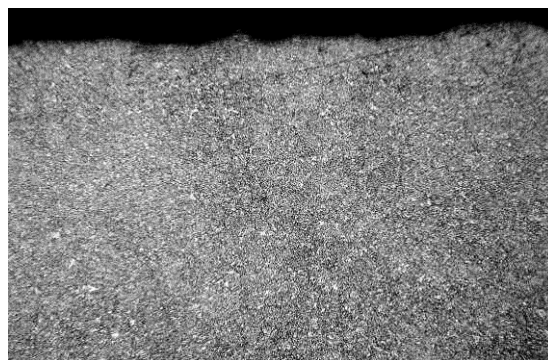
Из рисунка 5.25 следует, что макроструктура ободьев всех исследуемых колес является неоднородной по сечению. Она состоит из трех зон различной травимости. Ширина полосы у поверхности катания практически одинаковая для всех трех образцов и равна 10-12 мм, за ней

следует переходная зона (светлая полоса) шириной 2-2,5 мм, а затем зона основной структуры.

Для изучения степени этой неоднородности были проведены микроструктурные исследования. На рисунке 5.26 и 5.27 представлена микроструктура образцов, вырезанных из колес №902 (режим термической обработки №1) и №052 (режим термической обработки №2). Для обоих вариантов термической обработки полоса вблизи поверхности катания представляет собой структуру отпуска (бейнито-мартенситная структура, претерпевшая отпуск). Различия между этими структурами для исследуемых образцов заключаются в том, что при термической обработке по варианту №1 карбиды, которые выделяются при отпуске, еще не успели сформироваться, т.е. обрести четкие границы и поэтому сохранилась игольчатая структура. При термической обработке по режиму №2 карбиды в структуре равномерно распределены по всей плоскости шлифа. В первом случае структура является более «жесткой» и ей соответствует более высокая микротвердость 4500-4000 Н/мм², а во втором - 4100-3800 Н/мм². Микроструктура колес, термически упрочненных по режиму №5, на рисунках не приведена, так как она аналогична микроструктуре колес, прошедших термическую обработку по режиму №2.



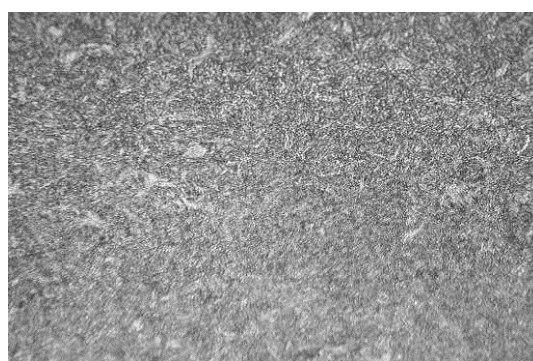
Режим термической обработки №1.×100



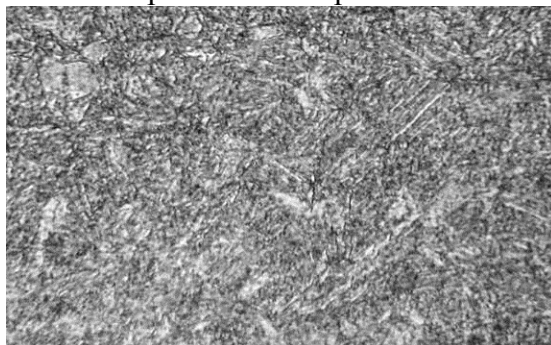
Режим термической обработки №2.×100



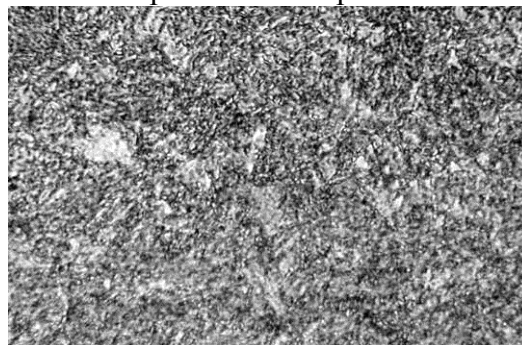
Режим термической обработки №1.×400



Режим термической обработки №2.×400

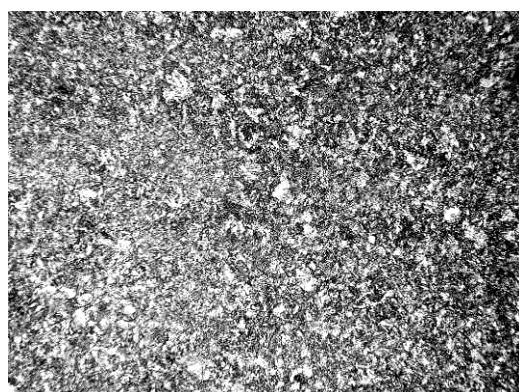
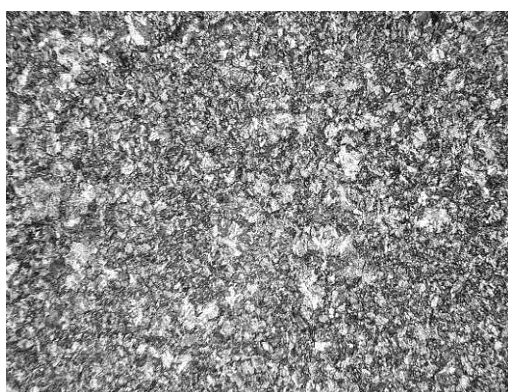
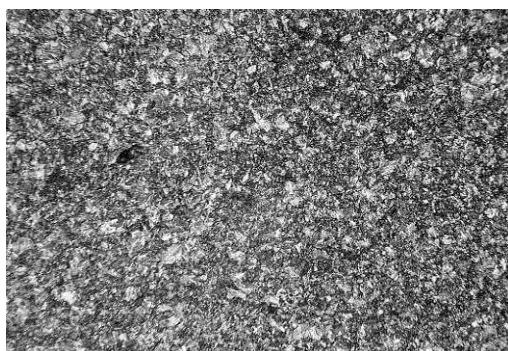


Режим термической обработки №1.×1000



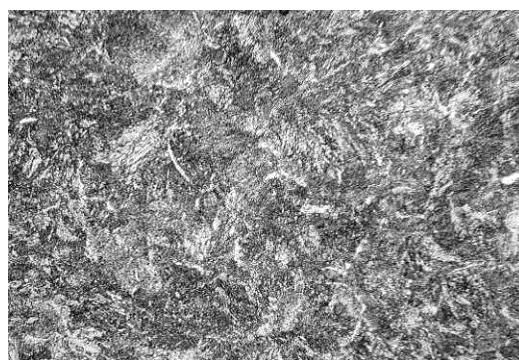
Режим термической обработки №2.×1000

Рис. 5.26. Микроструктура поверхностных слоев ободьев колес после термической обработки по различным режимам



Режим термической обработки 1.×100

Режим термической обработки 2. ×100



Режим термической обработки 1.×400

Режим термической обработки 2.×400

Рис. 5.27. Микроструктура внутренних слоев ободьев колес после термической обработки по различным режимам

Для определения степени неоднородности микроструктуры по сечению опытных образцов были проведены измерения микротвердости. На рис. 5.28 представлена зависимость микротвердости от расстояния от поверхности катания обода колеса. Ее анализ показывает, что образец, вырезанный из обода колеса, термически упрочненный по режиму №1 (режим, который в настоящее время применяется для термической обработки колес) имеет на поверхности катания значение микротвердости $\sim$ на 500 Н/мм^2 выше в сравнении с опытными режимами №№2 и 5. Для этого образца также характерна большая степень неоднородности по микротвердости в сравнении с образцами, термически упрочненными по опытным режимам №№2 и 5. Учитывая то, что поверхностные слои обода, как было показано на рис. 5.26, представляют собой бейнито-мартенситную структуру, претерпевшую отпуск, указанные выше факторы отрицательно влияют на стойкость колес к образованию дефектов на поверхности катания (в первую очередь на их контактно-усталостную прочность). Значения микротвердости поверхностных слоев ободьев колес, термически упрочненных по режимам №№2 и 5, между собой практически не отличаются и характер изменения этой характеристики по сечению обода колеса практически одинаковый.

Для исследования чувствительности к тепловому воздействию опытных колес были проведены исследования на специальном стенде (методика испытаний описана в пункте 5.2.1). Для этой цели из поверхностных слоев ободьев колес №997 и 960 (см. таблицы 5.6 и 5.7) были вырезаны по три образца размером $100 \times 60 \times 24 \text{ мм}$.

Исследования микроструктуры опытных образцов после торможения на стенде показали (рис. 5.29), что независимо от вариантов исходной термической обработки колес она представляет собой мартенсит и ничем не отличается между собой.

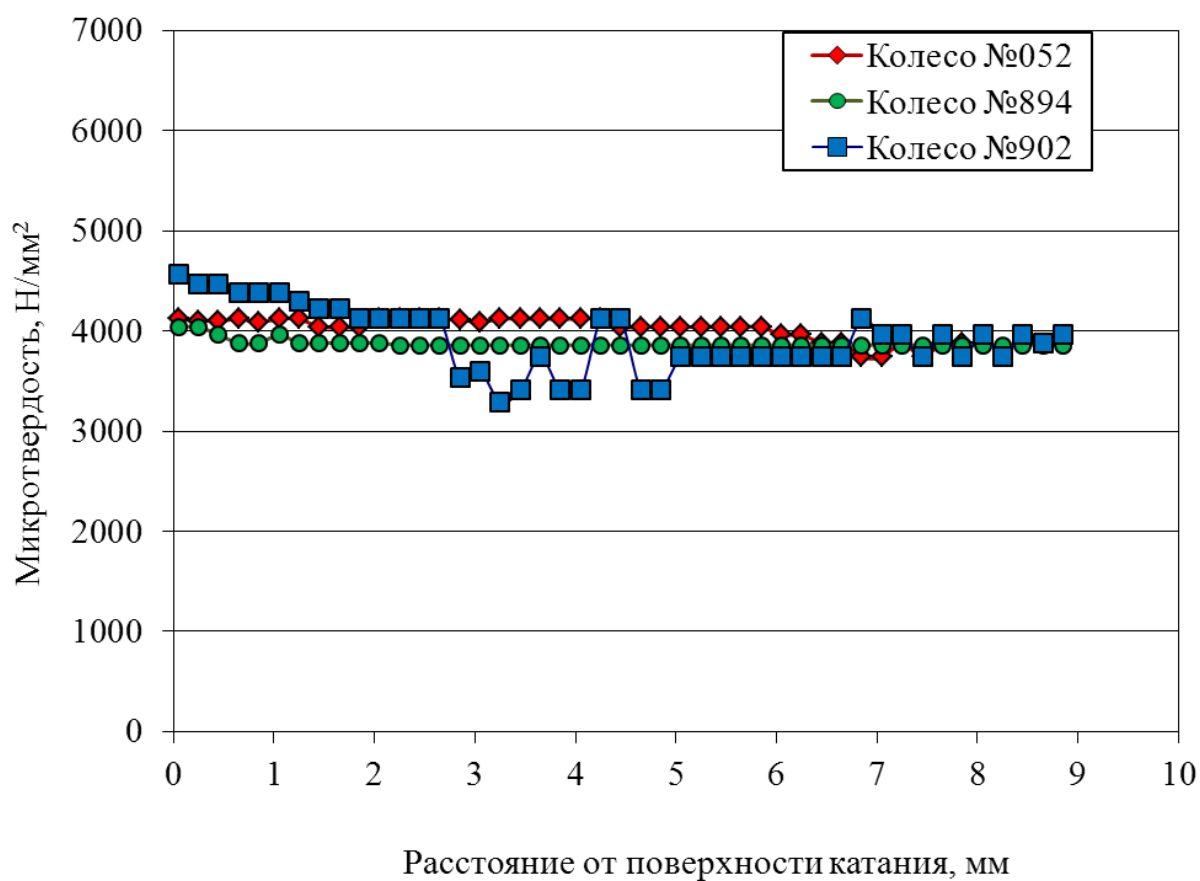
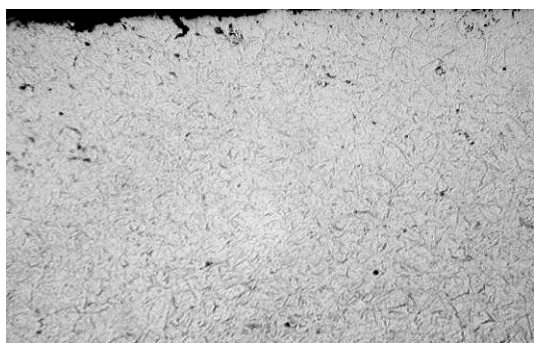
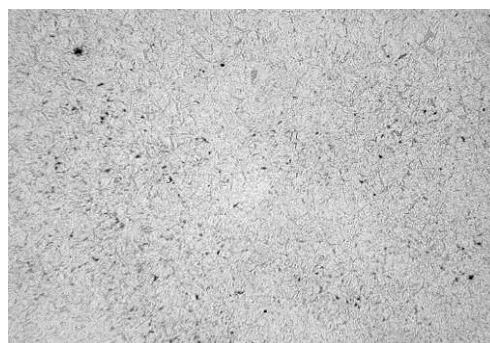


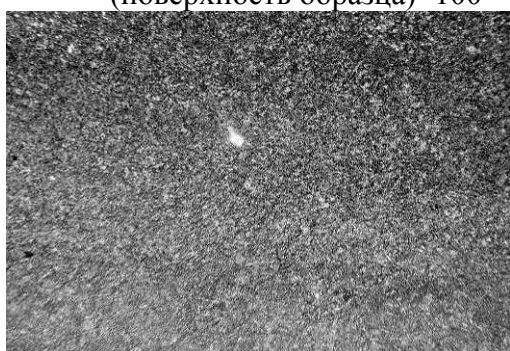
Рис. 5.28. Изменение микротвердости по сечению опытных колес



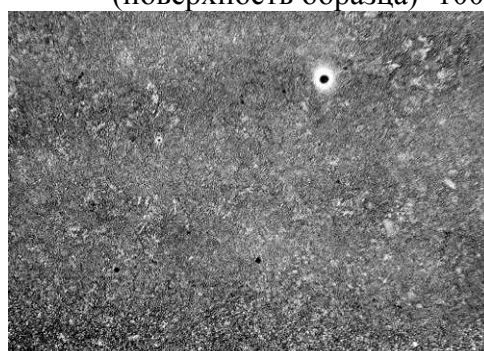
Режим термической обработки №1
(поверхность образца)×100



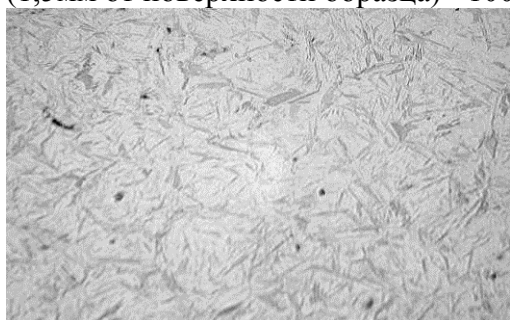
Режим термической обработки №2
(поверхность образца)×100



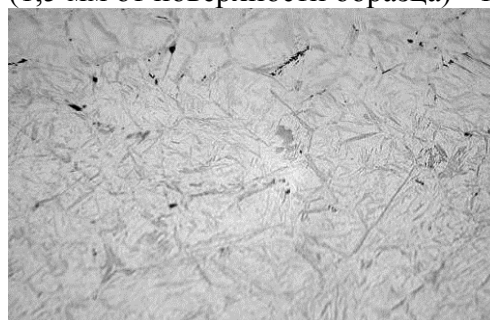
Режим термической обработки №1
(1,5мм от поверхности образца) ×100



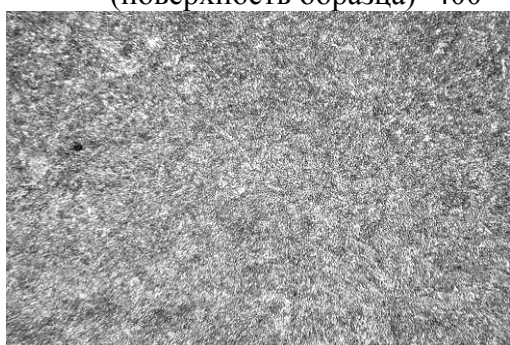
Режим термической обработки №2
(1,5 мм от поверхности образца) ×100



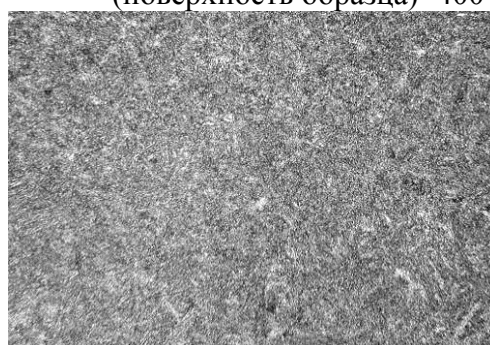
Режим термической обработки №1
(поверхность образца)×400



Режим термической обработки №2
(поверхность образца)×400



Режим термической обработки №1
(1,5мм от поверхности образца) ×400



Режим термической обработки №2
(1,5 мм от поверхности образца) ×400

Рис. 5.29. Микроструктура по сечению опытных образцов после торможения на специальном стенде

Результаты изменения микротвердости по сечению опытных образцов после торможения на стенде показывают (рис. 5.30), что значение этой характеристики для колес №997 (режим 1) и 960 (режим 2), практически одинаковое и равно $\sim 10000 \text{ Н/мм}^2$. Не отличается между собой и характер изменения микротвердости по сечению указанных образцов.

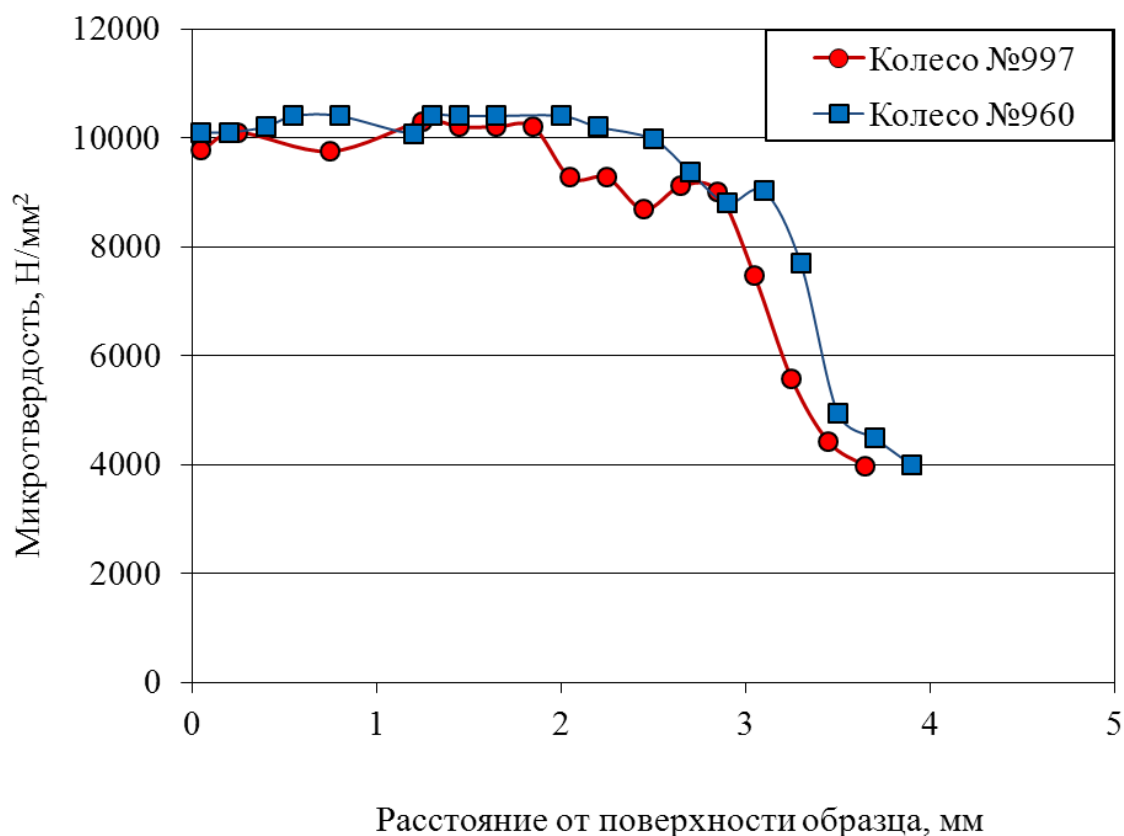


Рис. 5.30. Изменение микротвердости по сечению образцов после торможения на стенде

Таким образом, результаты исследований показали, что при ускоренном охлаждении на вертикальной закалочной машине колес с повышенным содержанием углерода в поверхностных слоях обода колеса (до 10 мм от поверхности катания) формируется неоднородная по сечению структура. Уменьшение интенсивности охлаждения поверхности катания обода колеса за счет изменения конструкции спрейера, не устраняя неоднородность в целом, снижает ее уровень, о чем свидетельствует

величина и характер изменения микротвердости в поверхностных слоях обода колеса. Формирование такой микроструктуры под поверхностью катания обода может оказывать положительное влияние на уменьшение чувствительности колес к возникновению дефектов на поверхности катания (в первую очередь на повышение контактно-усталостной прочности колес).

5.3 Разработка химического состава стали и режимов термической обработки железнодорожных колес, обеспечивающих повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания

Анализ исследований мировых производителей железнодорожных колес показал, что одним из перспективных направлений, обеспечивающих повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания, является снижение содержания углерода в стали и замена его как упрочнителя другими элементами [175, 176, 177]. Одним из направлений решения этой задачи является использование недорогих легирующих элементов матричной системы, в частности, кремния и марганца. Однако эти легирующие элементы оказывают различное и во многом противоположное влияние на структуру и свойства сталей. Поэтому следует учитывать взаимное влияние этих элементов при совместном введении в сталь и обоснованно определять их оптимальное содержание в стали.

Наиболее характерными параметрами при нагреве (охлаждении) стали являются критические температуры фазовых превращений (A_{c1} и A_{c3}). В соответствии с величинами температурных значений A_{c1} и A_{c3} назначаются и режимы термической обработки для придания сталям необходимых эксплуатационных свойств. Для повышения устойчивости сталей к тепловым воздействиям обоснованным является такое их легирование, которое повышает значения критических температур превращения аустенита и расширяет межкритический интервал.

5.3.1 Аналитические и лабораторные исследования влияния химического состава стали для железнодорожных колес на ее механические свойства

С целью оценки влияния химического состава стали для железнодорожных колес на ее механические свойства и температуру фазовых превращений использована разработанная в ИЧМ НАНУ методика физико-химического моделирования, принцип которой заключается в описании химического состава расплава комплексом интегральных модельных параметров межатомного взаимодействия, характеризующих его химическое и структурное состояние [178, 179].

Практическое определение A_{c1} и A_{c3} можно осуществить экспериментально путем измерения какой-либо характеристики, изменяющейся при нагреве (например, изменение длины образца на dilatометре при достаточно малой скорости нагрева).

Dилатометрические методы дают ошибку определения $\pm 2-5^{\circ}$, однако проведение таких трудоемких исследований не всегда возможно. Обширный экспериментальный материал по температурам A_{c1} и A_{c3} конструкционных сталей можно найти в справочной литературе по термической обработке металлов [180, 181].

Наряду с экспериментальными методами все чаще для расчетов критических точек используются эмпирические уравнения.

Математическая обработка репрезентативной выборки экспериментальных данных дает возможность построения моделей, связывающих температуры критических точек с составом легированных сталей. В результате создаются все более сложные по технике расчета многофакторные модели [182, 183], по мере усложнения которых на задний план уходит физический смысл исследуемых зависимостей. Так, в монографии Б.Б. Винокура, В.И. Пилюшенко и О.Г. Касаткина, как результат обработки методами многомерного регрессионного анализа на ЭВМ,

представлены эмпирические модели для температур нижней и верхней критических точек.

В исследованиях с позиций теории физико-химического моделирования [184] рассмотрены результаты учета влияния различных компонентов стали на температурный интервал существования аллотропических модификаций железа (т.е. на положение точек $A_{с3}$ и $A_{с1}$ в диаграммах состояния). Использование интегральных параметров Z^y и d в качестве «свертки» химического состава многокомпонентного расплава позволяет увеличить информационную мощность моделей и снизить их параметричность.

Рассматривая эту информацию как отражение процессов, определяющих устойчивость аустенита, условия начала и конца его превращений в зависимости от состава стали, принципиально важно было связать на численном уровне характеристики диаграмм превращений аустенита с параметрами межатомного взаимодействия.

По описанной в [178, 179] методике на основе параметров межатомного взаимодействия по экспериментальным справочным данным [180, 181] в настоящей работе выполнен вычислительный эксперимент с пошаговым изменением основных компонентов (табл. 5.7) с целью оценки поэлементного влияния химического состава сталей для железнодорожных колес на температуры фазовых превращений.

Таблица 5.7

Диапазон и шаг изменений содержания химических элементов в сталях

Элемент	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	V	Mo
Концентрация, % масс.	0,4-0,7	0,2-1,3	0,5-1,3	0,003	0,003	0,25	0,25	0,01	0,01-0,25	0,25
Шаг изменения	0,05	0,1	0,1	-	-	-	-	-	0,05	-

Анализ полученных данных подтверждает тесную взаимосвязь ΔA_c с параметрами межатомного взаимодействия. Влияние концентрации углерода однозначно - повышение $[C]$ снижает интервал ΔA_c (рис. 5.31).

Учитывая неаддитивное влияние легирующих элементов (например, Si и Mn) на критическую температуру превращений, особый интерес представляет оценка комплексного влияния компонентов в частности, элементов матричной системы C, Mn и Si, на указанные свойства. На рис. 5.31 показана зависимость ΔA_c от соотношения легирующих Si/Mn. Максимальные значения межкристаллического интервала температур соответствуют соотношению $Si/Mn \approx 1$ и увеличиваются со снижением концентрации углерода.

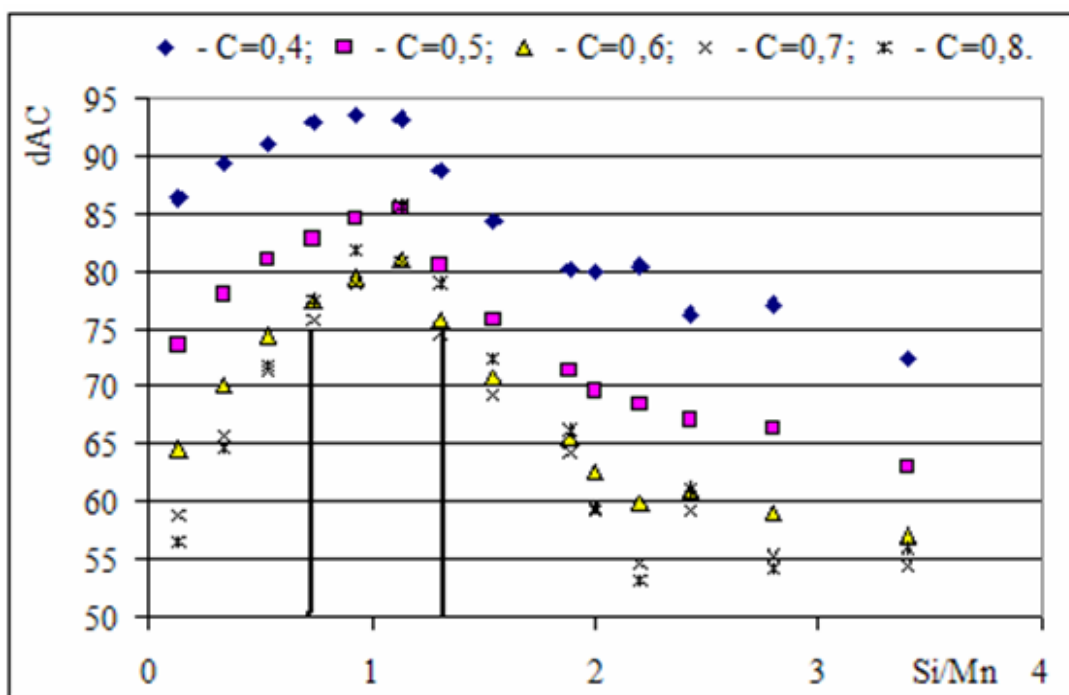


Рис. 5.31. Влияние соотношения Si/Mn на величину ΔA_c

С использованием этих результатов был определен химический состав и в лабораторных условиях выплавлены слитки малого объема диаметром 80 мм с повышенным содержанием марганца и кремния относительно требований нормативной документации для железнодорожных колес марок «Т» и «2». Химический состав опытных плавок представлен в табл. 5.8.

Плавка №8 является сравнительной и по своему химическому составу соответствует стали марки «Т». От остальных опытных плавов она отличается более высоким содержанием углерода (0,63 %) и более низкими содержаниями кремния (0,31 %) и марганца (0,74 %). Эта плавка была выплавлена в одинаковых условиях с другими опытными плавками, и используется в данных исследованиях как сравнительная.

Таблица 5.8

Химический состав опытных плавов лабораторного способа выплавки в сравнении с требованиями нормативных документов

Условное обозначение плавки	Содержание элементов, % масс.					
	C	Si	Mn	P	S	V
1	0,55	1,07	0,19	0,014	0,018	0,079
2	0,78	0,63	1,01	0,017	0,013	0,061
3	0,69	0,69	0,43	0,013	0,014	0,037
4	0,67	0,24	0,47	0,011	0,008	0,041
5	0,57	0,43	1,34	0,012	0,009	0,110
6	0,51	0,70	0,93	0,009	0,007	0,070
7	0,53	0,81	0,93	0,009	0,007	0,079
8	0,63	0,31	0,74	0,008	0,005	0,115
Марка «Т» (ТУУ 35.2-23365425-600:2006)	0,61-0,69	≤0,40	0,70-0,90	≤0,025	≤0,020	0,08-0,15
Марка «2» (ДСТУ ГОСТ 10791-2006)	0,55-0,65	0,22-0,45	0,50-0,90	≤0,035	≤0,030	≤0,10

От донной части опытных слитков были отобраны пробы высотой 110 мм. В лабораторных условиях была проведена горячая пластическая деформация опытных слитков путем осадки на величину 50%. Температура

нагрева проб под горячую деформацию была равна 1240°C. После пластического деформирования стали опытных плавов подвергали термической обработке, заключающейся в нагреве до температуры аустенитизации 880 °С, выдержке при заданной температуре в течение 10 мин., охлаждении со скоростью, соответствующей скорости охлаждения колес на вертикальной закалочной машине в условиях КПЦ ПАО «ИНТЕПРАЙП НТЗ» и последующем отпуске при температуре 500 °С в течение двух часов.

Различное содержание химических элементов в стали привело к формированию различных структур в литом состоянии (рис. 5.32-5.39) и после обработки опытных сталей (рис. 5.40-5.47).

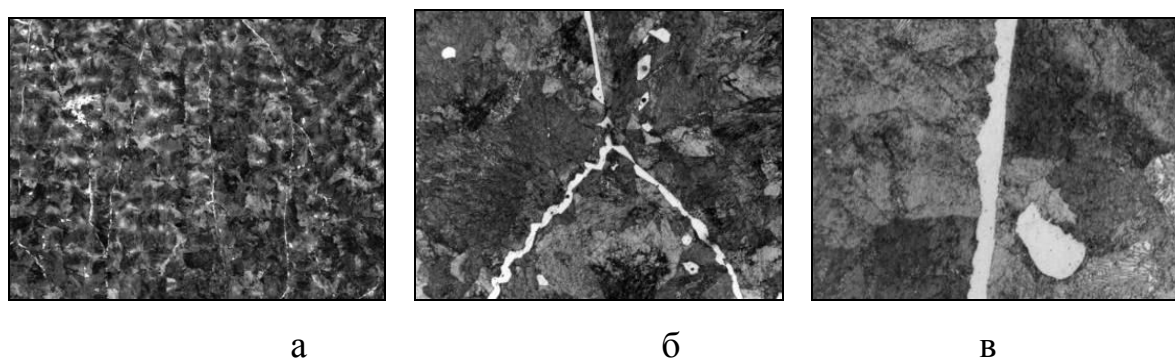


Рис. 5.32. Микроструктура опытной плавки №1 в литом состоянии: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

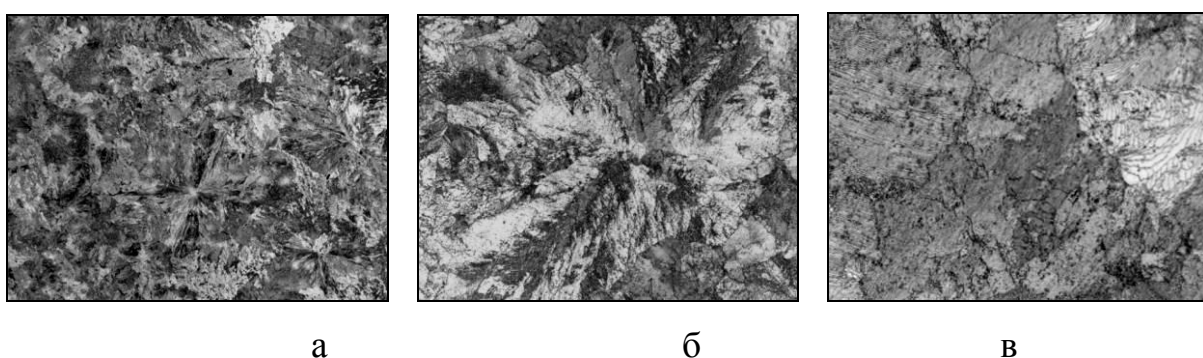


Рис. 5.33. Микроструктура опытной плавки №2 в литом состоянии: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

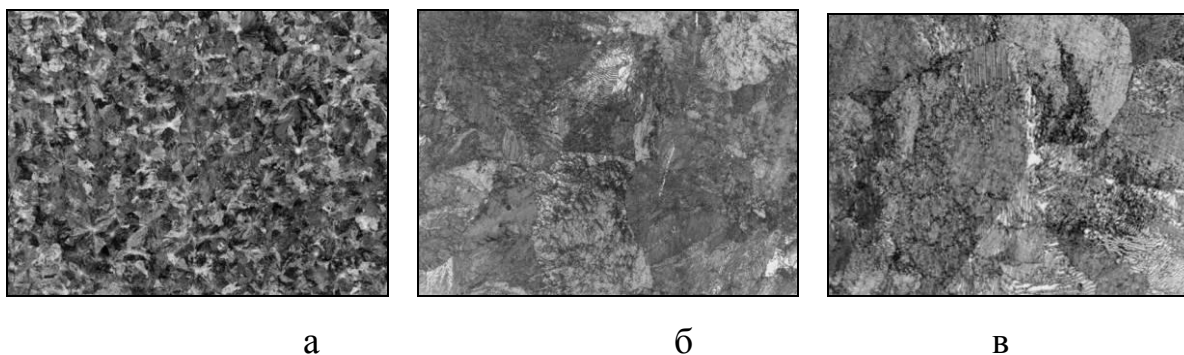


Рис. 5.34. Микроструктура опытной плавки №3 в литом состоянии: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

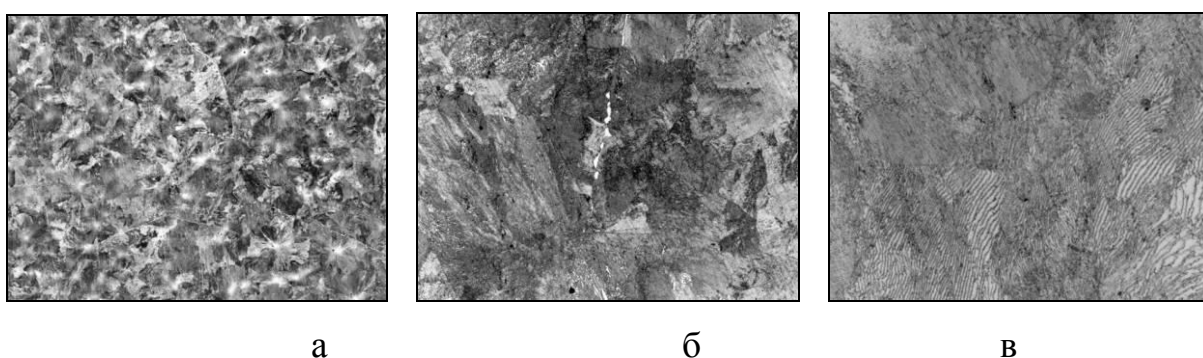


Рис. 5.35. Микроструктура опытной плавки №4 в литом состоянии: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

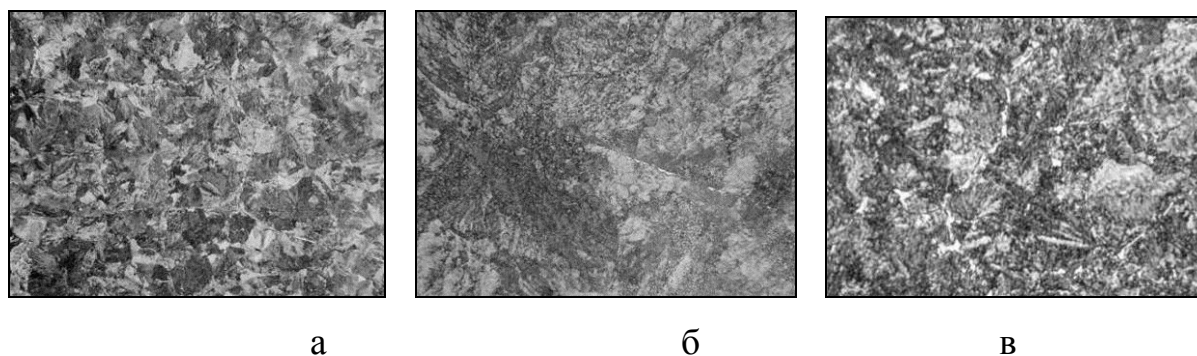


Рис. 5.36. Микроструктура опытной плавки №5 в литом состоянии: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

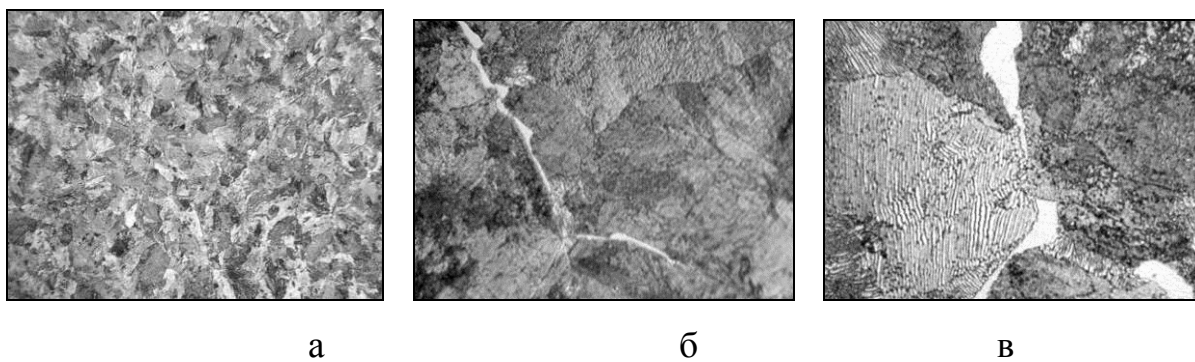


Рис. 5.37. Микроструктура опытной плавки №6 в литом состоянии: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

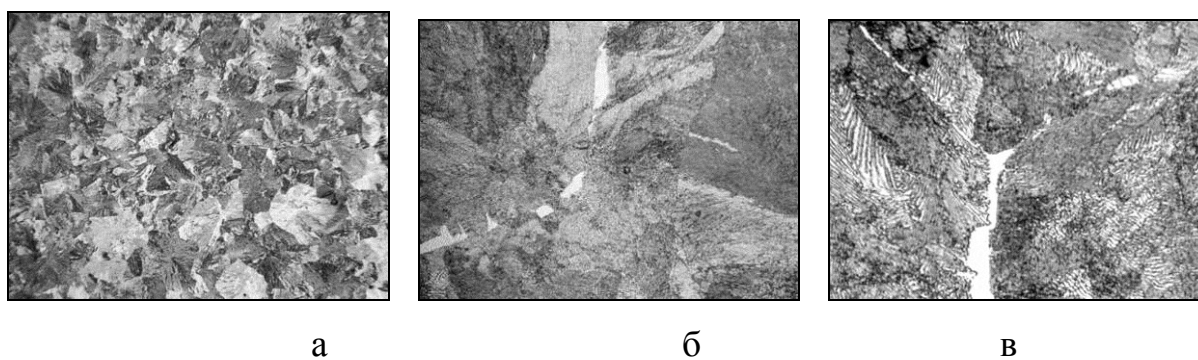


Рис. 5.38. Микроструктура опытной плавки №7 в литом состоянии: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

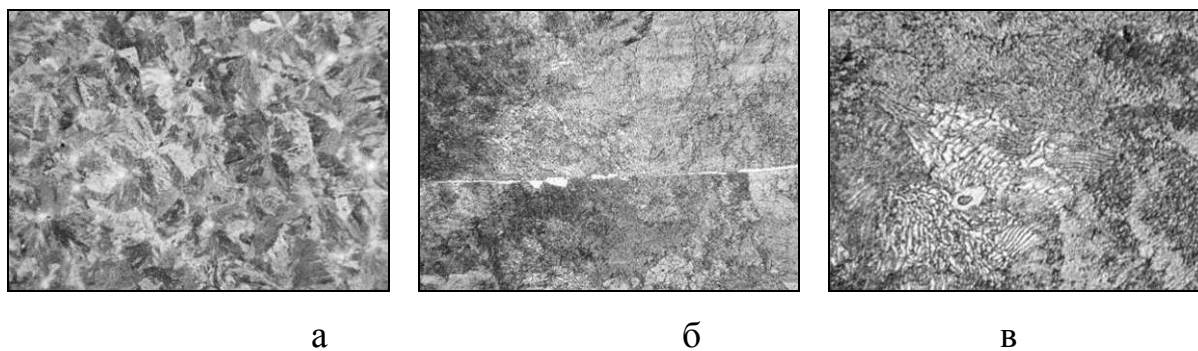
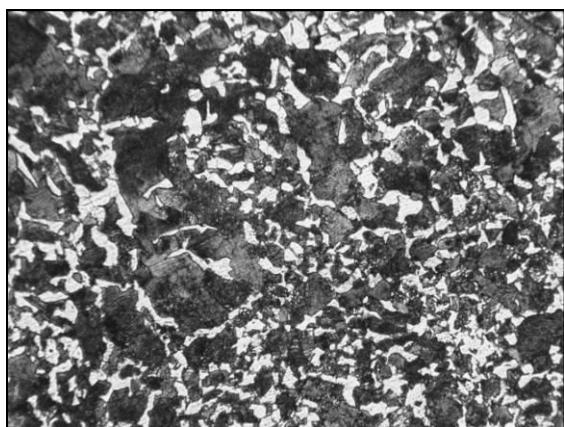
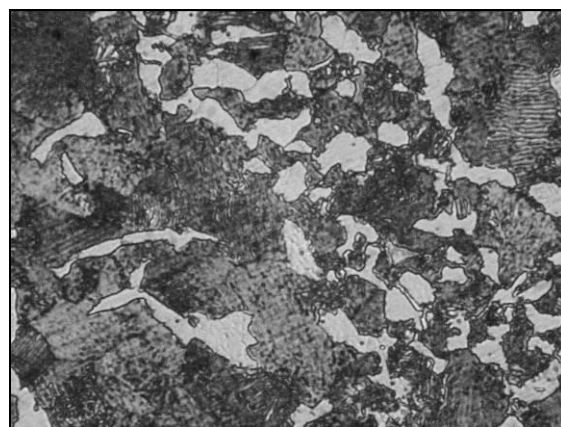


Рис. 5.39. Микроструктура опытной плавки №8 в литом состоянии: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

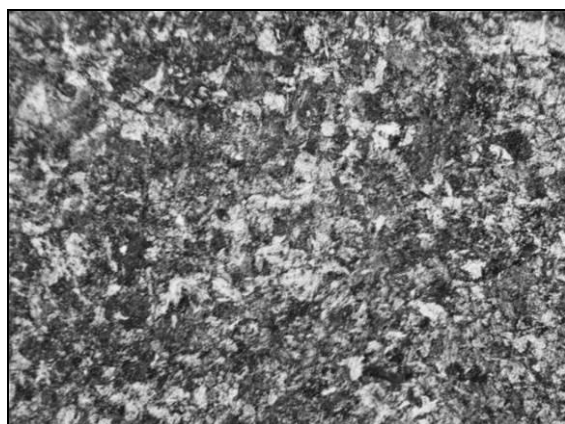


а

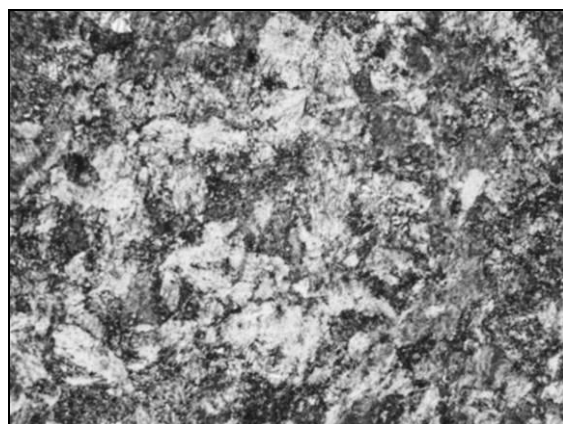


б

Рис. 5.40. Микроструктура опытной плавки №1 после горячей пластической деформации и термической обработки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

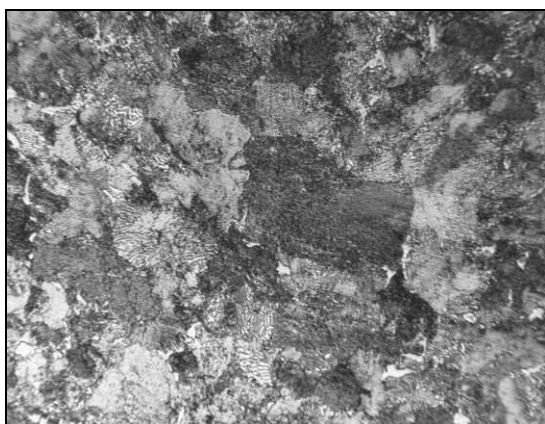


а



б

Рис. 5.41. Микроструктура опытной плавки №2 после горячей пластической деформации и термической обработки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$



а



б

Рис. 5.42. Микроструктура опытной плавки №3 после горячей пластической деформации и термической обработки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

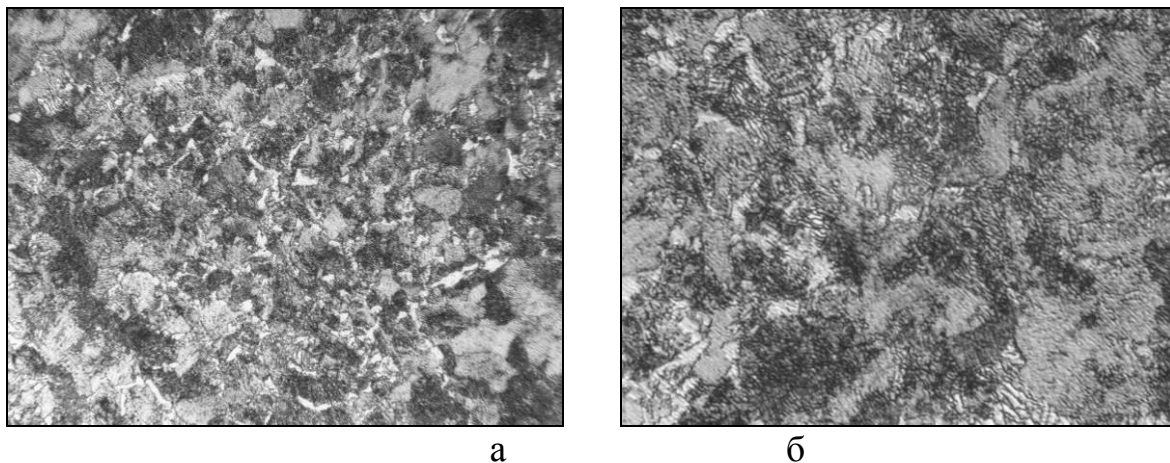


Рис. 5.43. Микроструктура опытной плавки №4 после горячей пластической деформации и термической обработки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

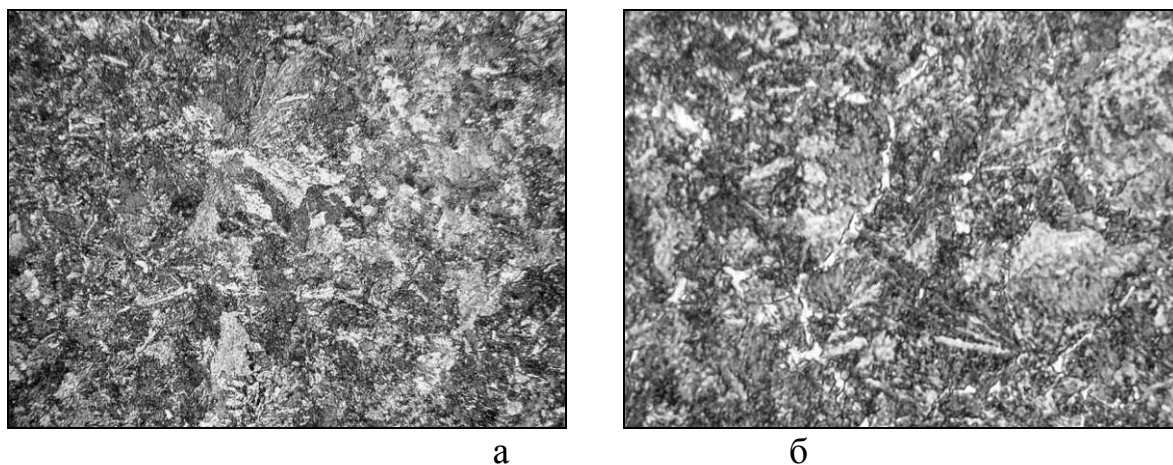


Рис. 5.44. Микроструктура опытной плавки №5 после горячей пластической деформации и термической обработки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

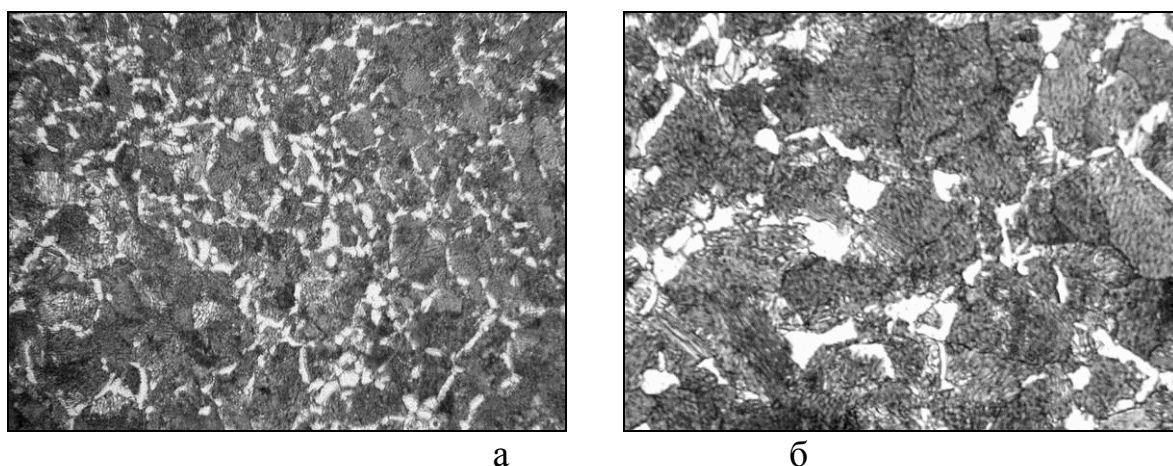


Рис. 5.45. Микроструктура опытной плавки №6 после горячей пластической деформации и термической обработки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

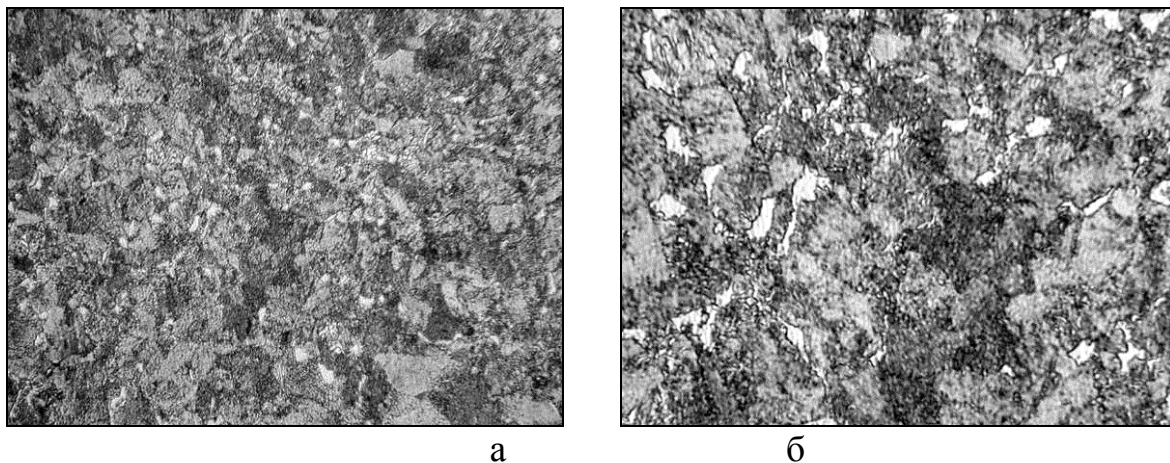


Рис. 5.46. Микроструктура опытной плавки №7 после горячей пластической деформации и термической обработки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

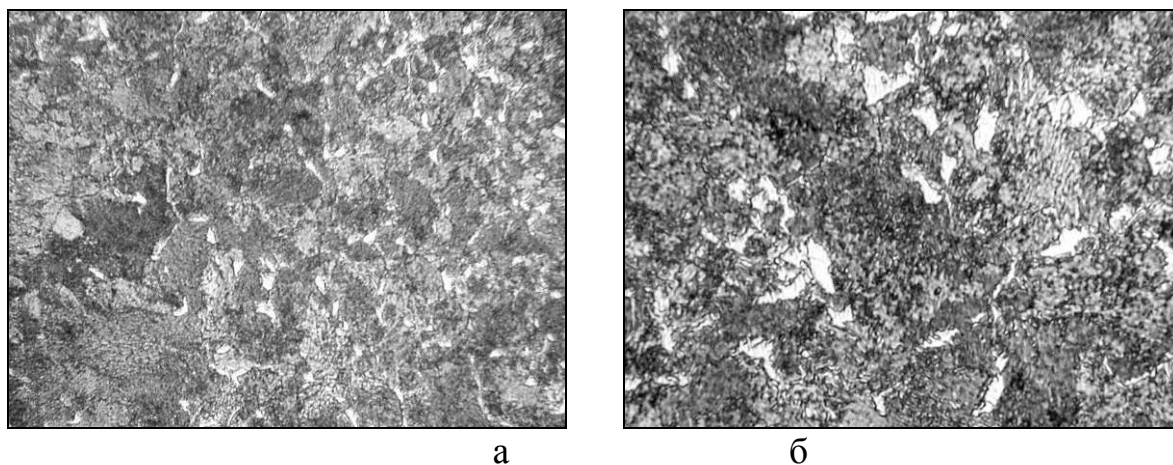


Рис. 5.47. Микроструктура опытной плавки №8 после горячей пластической деформации и термической обработки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

Так как железнодорожные колеса в процессе производства подвергаются термическому упрочнению, а их конечная структура и механические свойства определяются именно этой технологической операцией, в работе были проведены исследования механических свойств опытных сталей после их деформационной и термической обработки (табл. 5.9).

Таблица 5.9

Механические свойства опытных сталей

Условное обозначение плавки	Механические свойства				
	σ_B , Н/мм ²	ψ , %	δ_5 , %	НВ	КСУ, Дж/см ²
1	857,2	23,4	16,1	239	31
2	1181,5	27,4	13,1	312	22
3	1006,8	23,9	14,7	271	29
4	770,4	7,4	10	242	19
5	1087,7	27,6	11,7	305	16
6	960,4	35	14,3	293	36
7	1019,2	35,5	17,2	318	18
8	1048,6	17	11,3	318	18

Анализ этих данных показывает, что значения предела прочности всех исследуемых сталей изменяются от 770 Н/мм² до 1180 Н/мм², что связано в первую очередь с различным содержанием химических элементов в стали. Минимальные значения предела прочности имеют сталь плавки №4 (Si=0,24%, Mn=0,42%), сталь плавки №1 (C=0,55% при Mn=0,19%) и плавки №6 с минимальным содержанием углерода (C=0,51%). Аналогично пределу прочности изменяется и твердость опытных сталей (рис. 5.48, 5.49). Наиболее близкие значения предела прочности и твердости со сталью №8 (сравнительная) имеет опытная сталь плавки №2 и 7. Однако, сталь плавки №2 содержит 0,78% С. Очень важным является то, что сталь плавки №7 не уступает сравнительной стали по ударной вязкости (рис. 5.50), а по пластичности значительно превосходит ее при содержании углерода 0,53% (рис. 5.51, 5.52).

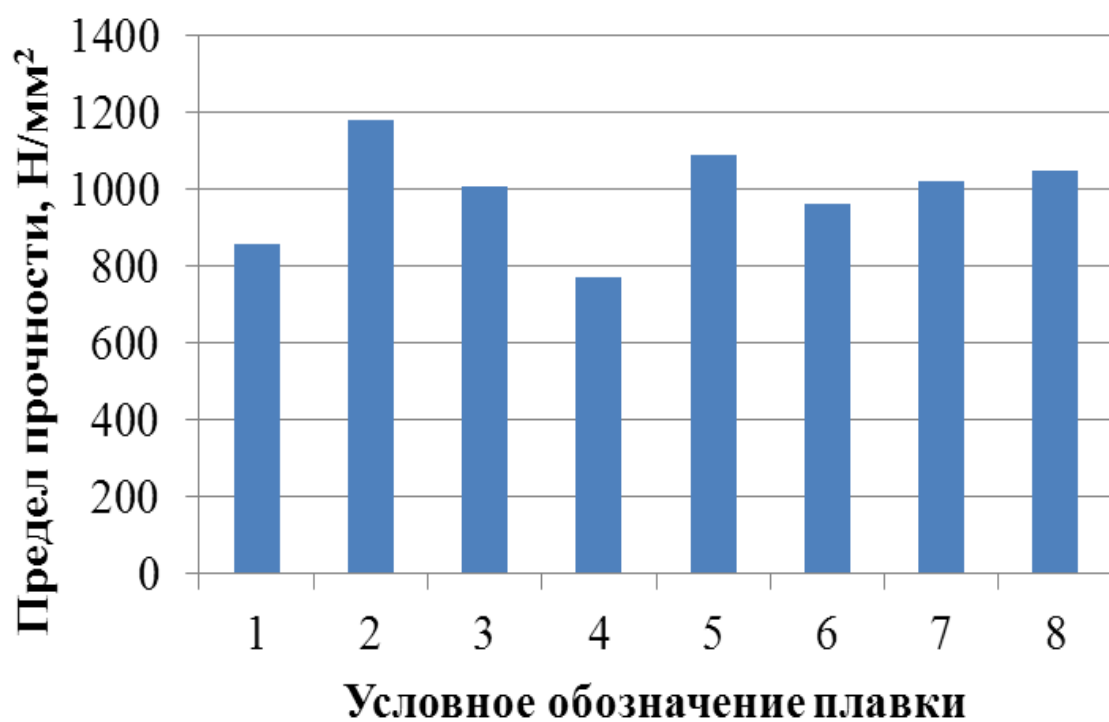


Рис. 5.48. Предел прочности стали опытных плавков после термической обработки

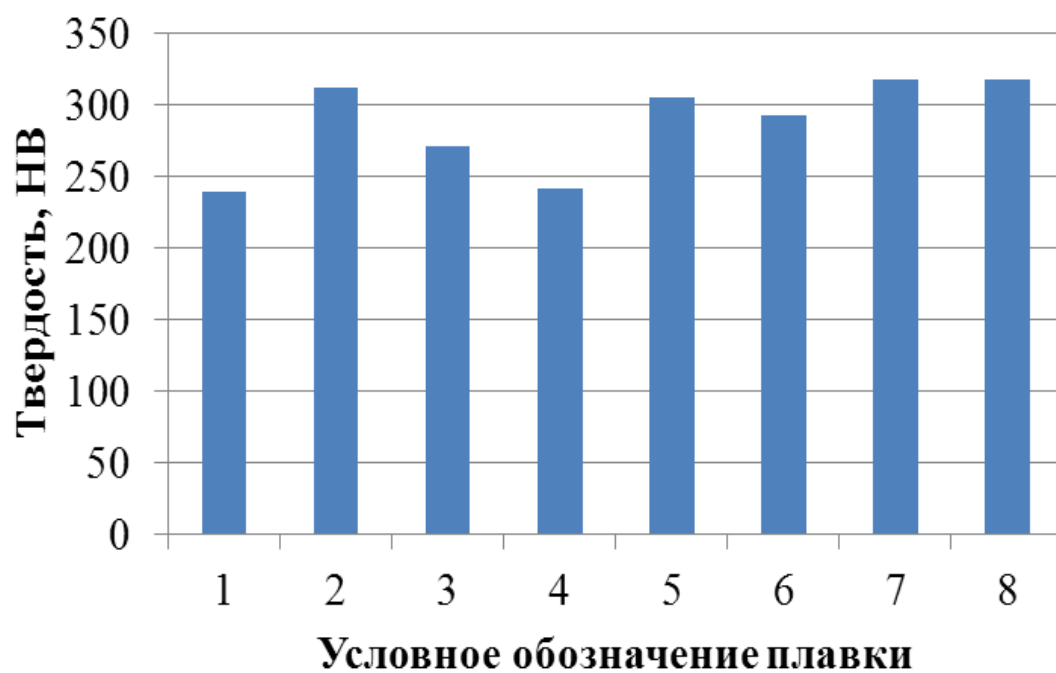


Рис. 5.49. Твердость стали опытных плавков после термической обработки

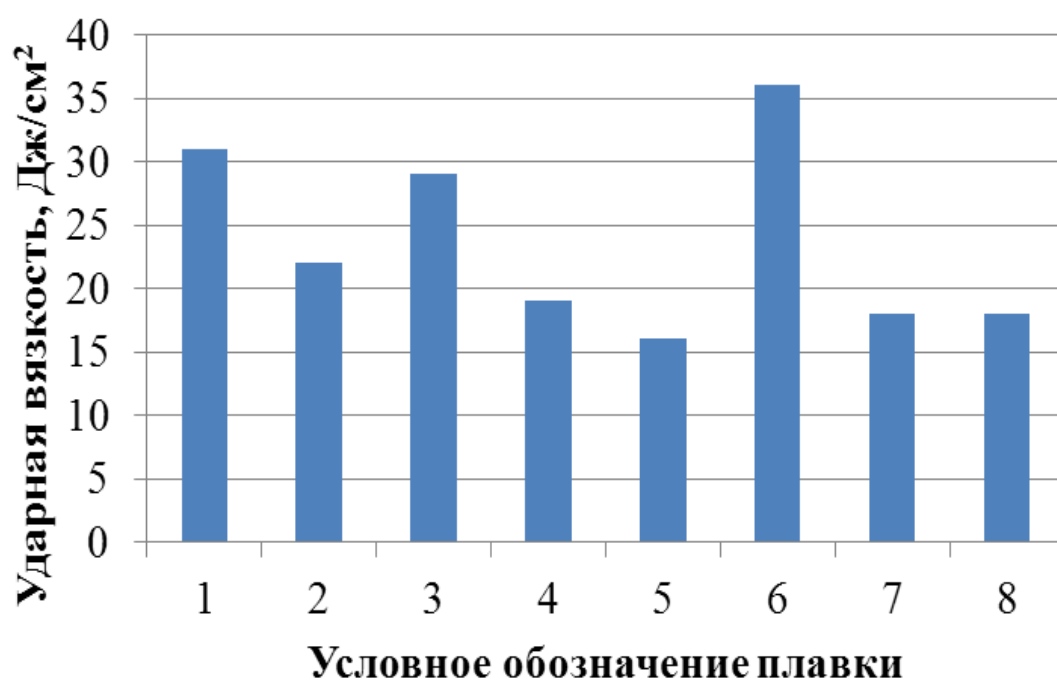


Рис. 5.50. Ударная вязкость стали опытных плавов после термической обработки



Рис. 5.51. Относительное удлинение стали опытных плавов после термической обработки

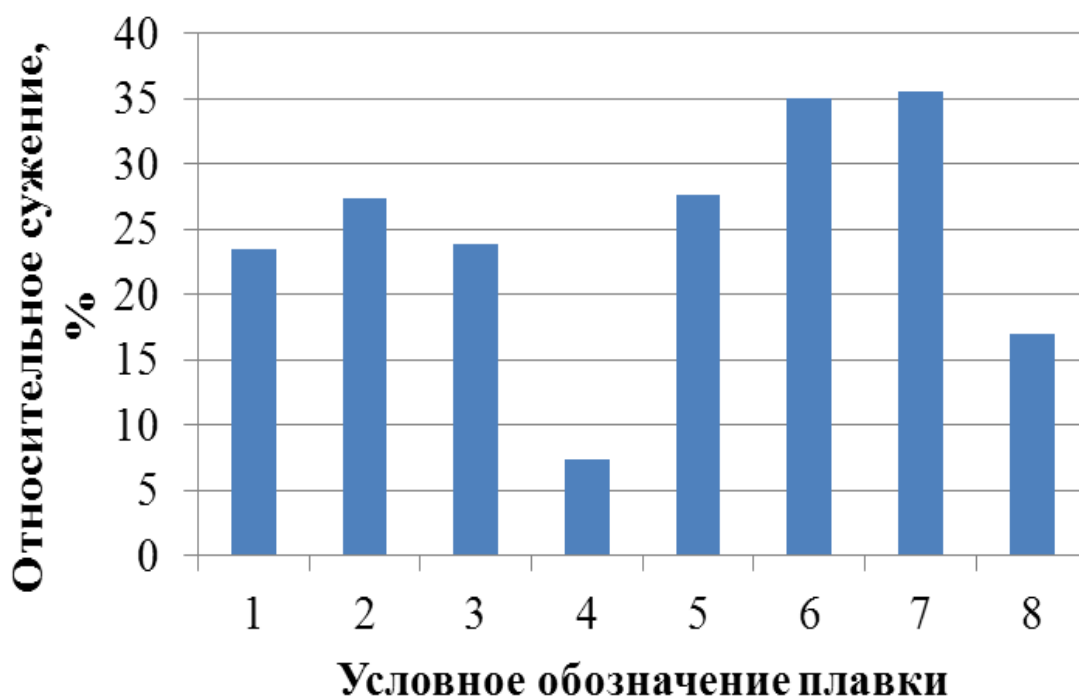


Рис. 5.52. Относительное сужение стали опытных плавов после термической обработки

Сталь плавки №6 также показала удовлетворительные значения всех механических свойств с учетом того, что содержание углерода в ней было низкое и поэтому незначительное снижение прочности и твердости в сравнении со сталью плавки №8 (сравнительная) было прогнозируемое. При этом если прочность и твердость опытной стали №6 ниже сравнительной плавки №8 менее чем на 10%, то ее относительное удлинение выше на 27%, а относительное сужение и ударная вязкость – в два раза.

Химический состав плавов №3 и 4 близок по всем элементам, кроме кремния, содержание которого в плавке №3 практически в три раза больше, чем в плавке №4 (0,69% и 0,24% соответственно). Таким образом, при сравнении механических свойств этих плавов можно судить о влиянии кремния на эти показатели. Из таблицы видно, что прочностные свойства и твердость стали плавки №3 выше, и при этом, что особенно важно, возросли также характеристики пластичности и ударная вязкость.

5.3.2 Промышленное опробование новых технологических решений, обеспечивающих в железнодорожных колесах повышение стойкости к образованию на поверхности катания дефектов термического происхождения

С учетом полученных результатов для производства опытных железнодорожных колес с твердостью не ниже 320 НВ была рекомендована для опытно-промышленного опробования сталь следующего химического состава: C=0,54-0,56%; Mn=0,90-1,10%; Si=0,70-0,90%; V= 0,07-0,12%.

Для выполнения работы в мартеновском цехе ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» были отлиты два слитка – «двойники» опытной стали для железнодорожных колес (номера слитков 23 и 24). При выплавке этих слитков за базовую сталь была выбрана сталь марки «ER8T» (пл.32072) следующего химического состава (таблица 5.10).

Таблица 5.10

Химический состав базовой стали

№ плавки	Содержание элементов, % масс.											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V
32072	0,52	0,33	0,70	0,005	0,005	0,18	0,00	0,05	0,022	0,09	0,006	0,018

Выплавку опытной стали проводили в соответствии с ВТК №257. При наполнении изложниц опытного поддона с помощью специальной ложки в центровую под струю металла равномерными порциями вводили мелкодробленый ферросилиций (марка ФС-65, фракция до 2,0 мм). Ввод начинался после настройки струи металла на заданную скорость разливки (наполнения донной части изложниц) и заканчивался с наполнением изложницы - прибыльной части (вставки). Расход ферросилиция – 100 кг/поддон-«двойник» (два слитка).

Порезка опытных слитков производилась по эскизу порезки для колес диаметром 957 мм. Прокат колес Ø957 мм из заготовок опытной партии

производился согласно действующей НД. Всего было прокатано 16 штук опытных колес.

Термическую обработку колес проводили по опытным режимам согласно служебной записке №97-106 от 07.02. Режимы термической обработки опытных колес представлены в таблице 5.11. От каждого опытного колеса были отобраны пробы для определения химического состава, исследования макро- и микроструктуры, а также всех механических свойств в соответствии с требованиями ГОСТ 10791-20011. Дополнительно были отобраны пробы для определения вязкости разрушения K_{Ic} . Результаты контроля химического состава и механические свойства колес после опытных режимов термической обработки представлены в таблицах 5.12 и 5.13.

Анализ результатов, представленных в таблице 5.12, показал, что в опытных колесах содержание кремния в среднем равно 0,66%, что в два раза выше, чем в базовой плавке 32072 (см. табл. 5.10). При этом его содержание в опытных колесах изменяется от 0,57% (колесо № 040705) до 0,70% (колесо №040711). Анализ химической неоднородности по кремнию в исследуемых колесах показал следующее: только в одном колесе (№ 040705) из шестнадцати исследуемых имеет место колебание содержания кремния (от 0,57% до 0,67%). Во всех остальных колесах химическая неоднородность по кремнию отсутствует. Анализ этих результатов показывает, что при описанном выше способе ввода ферросилиция в изложницу кремний по высоте слитка распределяется равномерно.

На рис. 5.53 представлена микроструктура исследуемых колес после различных режимов термической обработки.

Таблица 5.11

Режимы термической обработки опытных колес

Номер колеса	Параметры термического упрочнения
040709	Нагрев до температуры 890°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 80 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 500°C
040716	Нагрев до температуры 890°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 100 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 500°C
040717	Нагрев до температуры 890°C. Закалка 180 сек с расходом воды 80 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 500°C
040712	Нагрев до температуры 890°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 100 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 500°C
040708	Нагрев до температуры 890°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 80 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 520°C
040711	Нагрев до температуры 890°C. Закалка 180 сек с расходом воды 100 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 520°C
040710	Нагрев до температуры 890°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 80 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 520°C
040704	Нагрев до температуры 890°C. Закалка 180 сек с расходом воды 100 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 520°C
040719	Нагрев до температуры 920°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 80 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 500°C
040718	Нагрев до температуры 920°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 100 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 500°C
040713	Нагрев до температуры 920°C. Закалка 180 сек с расходом воды 80 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 500°C
040715	Нагрев до температуры 920°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 100 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 500°C
040707	Нагрев до температуры 920°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 80 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 520°C
040714	Нагрев до температуры 920°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 100 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 520°C
040705	Нагрев до температуры 920°C. Закалка 180 сек. с расходом воды 80 м ³ /час. отпуск 2 часа 10 мин при температуре 520°C
040706	Нагрев до температуры 920°C. Закалка 180 сек с расходом воды 100 м ³ /час. Отпуск 2 часа 10 мин при температуре 520°C

Таблица 5.12

Химический состав опытных колес

№ колеса	Содержание элементов, % масс.											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V
040709	0,53	0,69	0,70	0,006	0,006	0,17	0,00	0,05	0,025	0,08	0,007	0,019
040717	0,55	0,65	0,69	0,006	0,008	0,18	0,00	0,06	0,025	0,09	0,007	0,019
040716	0,53	0,66	0,69	0,006	0,007	0,17	0,00	0,05	0,024	0,08	0,006	0,019
040712	0,53	0,65	0,69	0,006	0,008	0,18	0,00	0,06	0,024	0,10	0,007	0,019
040708	0,52	0,69	0,69	0,005	0,007	0,17	0,00	0,05	0,024	0,07	0,007	0,019
040710	0,53	0,64	0,70	0,005	0,008	0,18	0,00	0,06	0,025	0,09	0,007	0,020
040711	0,52	0,70	0,70	0,005	0,007	0,17	0,00	0,05	0,023	0,08	0,007	0,018
040704	0,53	0,62	0,69	0,005	0,007	0,17	0,00	0,06	0,024	0,09	0,007	0,019
040719	0,53	0,66	0,69	0,005	0,006	0,17	0,00	0,05	0,024	0,08	0,006	0,018
040713	0,55	0,64	0,70	0,005	0,007	0,18	0,00	0,06	0,026	0,09	0,007	0,020
040718	0,53	0,66	0,69	0,006	0,006	0,17	0,00	0,05	0,023	0,08	0,007	0,019
040715	0,53	0,64	0,69	0,006	0,006	0,17	0,00	0,06	0,023	0,10	0,007	0,019
040707	0,53	0,67	0,69	0,005	0,006	0,17	0,00	0,05	0,024	0,08	0,006	0,018
040705	0,53	0,62*	0,68	0,005	0,007	0,17	0,00	0,05	0,023	0,09	0,006	0,019
040714	0,53	0,67	0,68	0,005	0,006	0,17	0,00	0,05	0,024	0,07	0,006	0,017
040706	0,53	0,69	0,69	0,006	0,006	0,17	0,00	0,05	0,025	0,08	0,006	0,018

* среднее из двух значений (0,57% и 0,67%).

Таблица 5.13

Механические свойства опытных колес после различных режимов термической обработки

$T_{\text{зак.}}, ^\circ\text{C}/$ $\tau_{\text{зак.}}, \text{сек.}/$ расход воды, $\text{м}^3/\text{час.}/$ $T_{\text{отп.}}, ^\circ\text{C}$	№ колеса	Обод									Диск											
		$\sigma_{\text{в}},$ кг/мм^2	$\delta_5,$ %	$\Psi,$ %	$\text{KCU}_{+20}, \text{кгс/см}^2$				НВ глуб. 30мм	НВ Т.А	$\sigma_{\text{в}},$ кг/мм^2	$\sigma_{0,2},$ кг/мм^2	$\delta_5,$ %	$\Psi,$ %	$\text{KCU}_{+20}, \text{кгс/см}^2$				$\text{KCU}_{-60}, \text{кгс/см}^2$			
					1	2	3	Ср.							1	2	3	Ср.	1	2	3	Ср.
890/ 180 /80 / 500	040709	98	15	29	5	5,2	5,2	5,1	282	241	82	46	20	44	4,2	4,2	4	4,1	8,3	7,8	8,8	7,8
	040717	99	14,5	32	4	4	4,4	4,1	290	248	83	44,5	20,5	44	3,9	3,9	3,9	3,9	11	9,8	9,2	9,2
890/ 180 /100 /500	040716	97	15	26	5	5	5	5	272	241	83	44,5	18,5	39	5	5,1	5	5	6,8	5,3	6	5,3
	040712	98	14,5	34	3,8	4,4	4,2	4,1	280	248	83	45	18,5	42	3,3	3,8	3,3	3,5	9,5	9	7,5	7,5
890/ 180 /80 / 520	040708	99	14,5	25	4,2	4	4	4,1	285	241	85	46	20	45	4,1	4,5	4,6	4,4	7,5	7,5	7,5	7,5
	040710	98	15,5	31	4,6	4,2	4	4,3	285	248	82	44,5	19	42	5,1	4,6	4,6	4,8	8,0	8,3	8,0	8,0
890/ 180/ 100 / 520	040711	97	14	28	4	4,2	4,2	4,1	285	229	81	43	19,5	44	4,6	4,4	4,3	4,4	8,3	9,8	7,8	7,8
	040704	99	16	29	5.	5	4,6	4,9	290	241	81	44	20	44	-	-	-	-	-	-	-	-
920/ 180 / 80 / 500	040719	99	14	30	5	5,2	4,8	5	288	241	83	44,5	18	34	4,8	5,3	5,3	5,1	6,8	8,8	8,3	6,8
	040713	101	14,5	32	4,4	4,2	3,8	4,1	290	241	82	42	16,5	41	3,9	3,9	3,5	3,8	8,8	7,5	8	7,5
920/ 180/ 100 /500	040718	101	14	29	4,4	5	5	4,8	290	241	83	42	18	41	3,6	4	3,5	3,7	4,5	5	5,3	4,5
	040715	101	14,5	37	3,8	4,2	3,8	3,9	282	235	84	43	19,5	41	3,6	3,9	4,2	3,9	9,5	7,5	9	7,5
920/ 180 80/ 520	040707	101	15	32	4,4	3,6	4,6	4,2	277	235	84	45	18,5	44	4,8	5,9	5,1	5,3	7,5	7,3	8	7,3
	040705	103	14,5	28	4,4	4,4	4,6	4,5	290	248	80	43,5	20	44	4,3	4,6	4,4	4,4	8,3	9,8	6,8	6,8
920/ 180/ 100 /520	040714	100	14,5	29	4	3,8	4,2	4	282	235	84	44	18	44	4,8	4,4	4,5	4,6	7,3	8,3	7,8	7,3
	040706	101	15	33	4,4	4,4	3,8	4,2	282	235	83	44,5	18	42	5,1	4,4	4,8	4,8	8	8,3	8	8

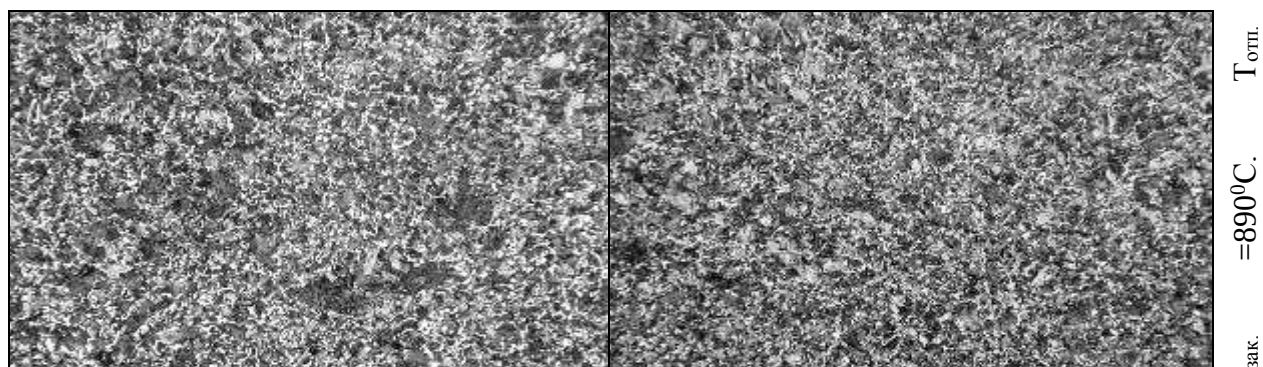
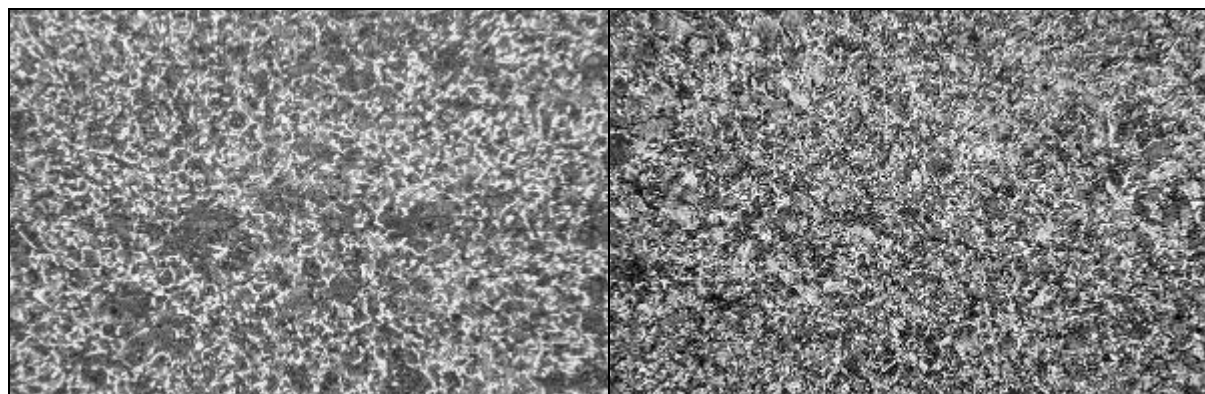
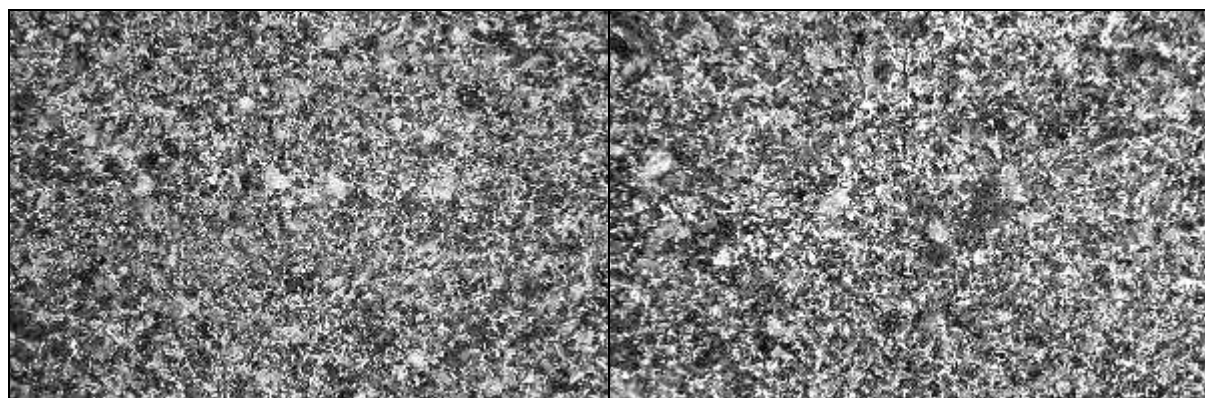
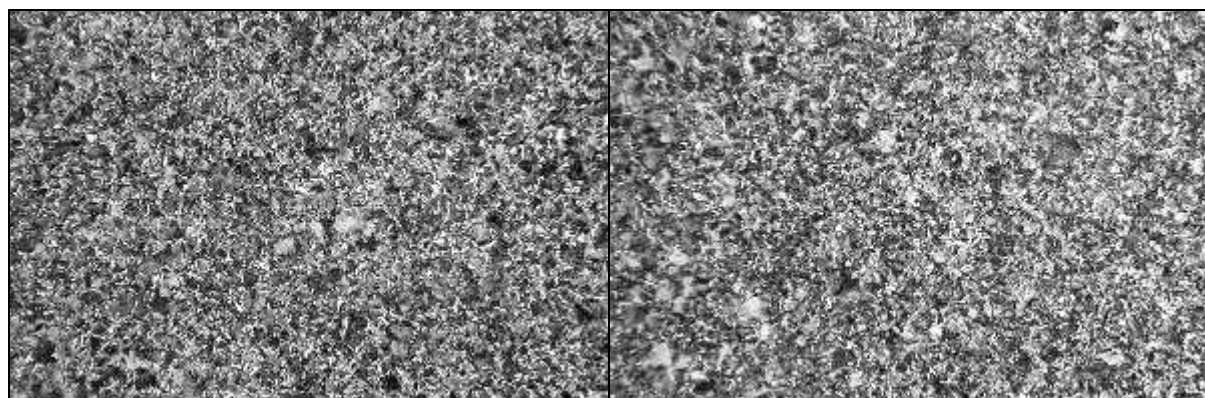
Колесо №040709. Расход воды 80м^3 Колесо №706709. Расход воды $100\text{м}^3/\text{час}$.Колесо №040719. Расход воды $80\text{м}^3/\text{час}$ Колесо №706718. Расход воды $100\text{м}^3/\text{час}$ Колесо №040708. Расход воды $80\text{м}^3/\text{час}$ Колесо №706704. Расход воды $100\text{м}^3/\text{час}$ Колесо №040707. Расход воды $80\text{м}^3/\text{час}$ Колесо №706706. Расход воды $100\text{м}^3/\text{час}$

Рис. 5.53. Микроструктура опытных колес

Микроструктура всех опытных колес (рис. 5.53) независимо от режимов термической обработки представляет собой структуру пластинчатого перлита с небольшим количеством доэвтектоидного феррита, который выделяется по границам бывших аустенитных зерен. Такая структура является характерной для стали для железнодорожных колес. Повышенное содержание кремния в стали не привело к образованию в ободьях колес после термической обработки каких-либо аномальных структурных составляющих (например, бейнита или мартенсита). Изменение режимов термической обработки опытных колес привело к незначительному изменению их микроструктуры. Так, например, повышение температуры нагрева под закалку привело к едва заметному увеличению количества доэвтектоидного феррита и размера зерна. Макроструктура ободьев опытных колес является удовлетворительной, флокены в ободьях колес отсутствуют.

Анализ всех полученных результатов показывает, что изменение режимов термической обработки колес оказало определенное влияние на их механические свойства. В наибольшей степени это повлияло на такую характеристику как ударная вязкость (см. табл. 5.13). Так, например, увеличение температуры отпуска привело к снижению указанной характеристики.

Увеличение содержания кремния в стали, повышая прочность и твердость, не приводит к снижению их ударной вязкости и пластичности. Таким образом, повысив содержание углерода и таких легирующих элементов как марганец, кремний и ванадий до уровня, который был рекомендован по результатам выполнения лабораторных исследований (п. 5.3.1), можно достичь уровня свойств, соответствующих колесам марки «Т» (табл. 5.14 и 5.15). Для экспериментальной проверки этого провели опытную плавку с разливкой опытного слитка на поддоне-«двойнике».

Таблица 5.14

Химический состав сталей для железнодорожных колес

Марка стали (номер плавки)	Содержание элементов, %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V
Марка «Т» ТУ У 35.2- 23365425-600	0,61- 0,69	≤0,40	0,70- 0,90	≤0,02 5	≤0,02 0	≤0,40	0,08- 0,15
Марка «2» ДСТУ ГОСТ 10791-2006	0,55- 0,65	0,22- 0,45	0,50- 0,90	≤0,03 5	≤0,03 0	-	≤0,1
Опытный слиток №1 (пл.23221)	0,60	0,94	0,80	0,009	0,006	0,08	0,086
Опытный слиток №2 (пл.53224)	0,57	0,99	0,78	0,009	0,011	0,11	0,089
Опытный слиток №3 (пл.21377)	0,60	0,94	0,82	0,009	0,003	0,09	0,088
Опытный слиток №4 (пл.21377)	0,60	0,94	0,82	0,009	0,003	0,09	0,088

Таблица 5.15

Механические свойства сталей для железнодорожных колес

Марка стали (номер плавки)	Механические свойства обода					Ударная вязкость диска
	σ_b Н/мм ²	δ , %	Ψ , %	НВ	КСУ, Дж/см ²	КСУ, Дж/см ²
Марка «Т» ТУ У 35.2- 23365425-600	≥1040	≥8	≥14	≥320	≥18	≥20
Марка «2» ДСТУ ГОСТ 10791-2006	(930- 1130)	≥8	≥14	≥255	≥20	≥20
Опытный слиток №1 (пл.23221)	1150	10,5	21,5	335	33	36
Опытный слиток №2 (пл.53224)	1133	12	24	321	29	35
Опытный слиток №3 (пл.21377)	1180	13	33	331	19	31
Опытный слиток №4 (пл.21377)	1130	11,5	25	326	31	31
Среднее значение по опытным слиткам	1150	11,8	25,9	328	28	33

В работе были проведены исследования механических свойств железнодорожных колес с повышенным содержанием кремния четырех опытных слитков различного химического состава. Анализ результатов механических испытаний этих колес показал хорошую их повторяемость (табл. 5.15). При этом уровень наиболее «проблемных» показателей механических свойств для высокопрочных колес марки «Т» (относительное удлинение, относительное сужение и ударная вязкость обода, а также ударная вязкость диска) в этих опытных слитках был стабильно значительно выше требований технических условий ТУ У 35.2-23365425-600 на высокопрочные колеса (относительное удлинение превышает требования ТУ на 30-50%, относительное сужение на 50-80%, ударная вязкость обода и диска – на 60-80%). Исключение из этой закономерности составляет только ударная вязкость ободьев колес слитка №3.

Результаты статистического анализа сдаточных механических свойств железнодорожных колес марки «Т» на ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» за 2006-2007 гг. показали, что их средние значения для обода равны следующим величинам: твердость – 338 НВ, предел прочности - 1176 Н/мм², относительное удлинение 10,4%, относительное сужение – 20,1%, ударная вязкость – 21 Дж/см². Среднее значение ударной вязкости диска равно 24 Дж/см². Объем выборки составляет 613 плавок. Сравнительный анализ указанных выше «проблемных» характеристик механических свойств показал, что средние значения относительного сужения, относительного удлинения и ударной вязкости обода, а также ударной вязкости диска опытные колеса превосходят аналогичные показатели для колес марки «Т».

Таким образом, результаты исследований показали, что опытные колеса с повышенным содержанием кремния и твердостью больше 320 НВ по своим служебным характеристикам превосходят колеса марки «Т» с аналогичным уровнем твердости и могут быть рекомендованы для эксплуатационных испытаний на замкнутом маршруте Укрзалізниці.

С использованием полученных результатов были разработаны технические условия на опытную партию железнодорожных колес с повышенным содержанием кремния ТУ У 35.2-23365425-657:2011 «Колеса цельнокатаные диаметром 957 мм с повышенной стойкостью к образованию дефектов на поверхности катания. Технические условия». Указанный нормативный документ был согласован со специалистами ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» и инспекцией Укрзалізниці.

Основные технические требования по химическому составу и механическим свойствам разработанных технических условий представлены в таблицах 5.16 и 5.17

Таблица 5.16

Требования по химическому составу стали для железнодорожных колес согласно ТУ У 35.2-23365425-657:2011

Марка стали	Массовая доля элементов, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V
			Н е б о л е е						
К	0,57-0,61	0,70-0,85	0,85-1,05	0,020	0,020	0,30	0,25	0,25	0,08-0,12

Таблица 5.17

Требования по механическим свойствам железнодорожных колес согласно ТУ У 35.2-23365425-657:2011

Временное сопротивление, Н/мм ² (кгс/мм ²)	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Твердость на глубине 30 мм от поверхности катания, НВ	Ударная вязкость KCU ₊₂₀ , Дж/см ² (кгсм/см ²)
Н е м е н е е				
1078(110)	9,0	16,0	320	20 (2,0)

Значение ударной вязкости на образцах из обода колеса при температуре 20°С должно быть не менее 18 (1,8) Дж/см² (кгс м/см²)

В соответствии с разработанными и согласованными в Укрзалізниці техническими условиями ТУ У 35.2-23365425-657:2011 «Колеса цельнокатаные диаметром 957 мм с повышенной стойкостью к образованию дефектов на поверхности катания. Технические условия» в условиях

ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» была отлита опытная плавки пл. №22505 (марка «К» по ТУ У 35.2-23365425-657:2011). Химический состав этой плавки представлен в таблице 5.18.

Таблица 5.18

Химический состав опытной плавки

№ плавки	Химический состав, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V
22505	0,58	0,97	0,85	0,009	0,004	0,09	0,00	0,07	0,025	0,06	0,008	0,083

Из указанной плавки на прессо-прокатной линии было прокатано восемь колес из заготовок одного слитка. Для определения параметров термической обработки необходимо было исследовать кинетику распада аустенита при непрерывном охлаждении.

На первом этапе исследований были определены критические точки для опытной стали. Дилатометрические исследования показали, что при нагреве образцов со скоростью 30 °С/мин в стали с повышенным содержанием кремния полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение начинается при температуре ~750 °С (A_{c1}), заканчивается – при температуре ~795 °С (A_{c3}). Для построения термокинетической диаграммы (ТКД) образцы нагревали до температуры 850 °С (на ~50 °С выше температуры A_{c3} для данной стали).

На ТКД (рис. 5.54) для каждой скорости охлаждения нанесены значения твердости и объемные доли структурных составляющих, выраженные в процентах. Анализ ТКД показывает, что температуры начала и завершения образования феррита, перлита и бейнита заметно уменьшаются при увеличении скорости охлаждения. Начиная со скорости охлаждения 10 °С/с, исследуемая сталь после завершения бейнитного (промежуточного) превращения и до начала мартенситного превращения характеризуется относительной устойчивостью аустенита к распаду в интервале температур ~400-280 °С. С увеличением скорости охлаждения отмечается тенденция

роста значений твердости, что связано со структурными изменениями, происходящими в стали: повышением дисперсности структурных составляющих, уменьшением количества феррита и перлита в структуре, ростом объемной доли бейнита и мартенсита.

При малой скорости охлаждения ($0,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) структура исследуемой стали состоит из перлита и небольшого количества феррита ($\sim 12\%$), образовавшегося по границам бывшего аустенитного зерна и имеющего вид разорванной сетки (рис. 5.55, а). С увеличением скорости охлаждения ($1\text{--}2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) изменяется морфология и повышается дисперсность ферритно-карбидной смеси: от среднепластинчатого перлита до высокодисперсных структур сорбита и троостита закалки, а также уменьшается количество феррита в структуре до $8\text{--}10\%$ (рис. 5.55, б, в).

При скорости охлаждения $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ на дилатометрической кривой регистрируется бейнитное (промежуточное) превращение (рис. 5.55, г). С дальнейшем увеличением скорости охлаждения изменяется морфология бейнита: от перистого (верхнего) к игольчатому (нижнему) (рис. 5.55, д, е). Образование доэвтектоидного феррита и перлита полностью подавляется в исследуемой стали при скорости охлаждения более $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения приводит к уменьшению в структуре объемной доли бейнита и увеличению количества мартенсита. При скорости охлаждения $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $120\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ происходит изменение морфологии мартенситных игл: с увеличением скорости охлаждения продукты распада аустенита измельчаются. Рис. 5.54. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали с $0,58\% \text{ C}$, $0,97\% \text{ Si}$, $0,85\% \text{ Mn}$, $0,083\% \text{ V}$

Для оценки влияния температуры нагрева на конечную структуру стали были смоделированы режимы охлаждения со скоростью $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ с различных температур нагрева: 850 , 870 , 890 , 910 , $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ после пятиминутной выдержки. Установлено, что начиная с температуры $890\text{ }^{\circ}\text{C}$, происходит

изменение соотношений количества структурных составляющих в микроструктуре образцов, а именно уменьшение структур троостита и бейнита и увеличение количества мартенсита (рис. 5.56). Данный факт косвенно указывает на то, что при температурах нагрева 890 °С и выше происходит рост аустенитных зерен и повышается их однородность по химическому составу, что в свою очередь повышает устойчивость аустенита к распаду в области диффузионного и промежуточного превращений (уменьшается критическая скорость закалки).



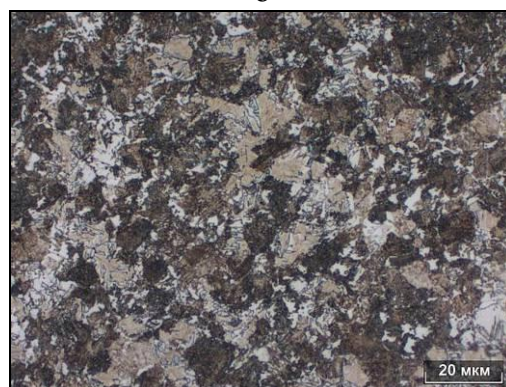
а



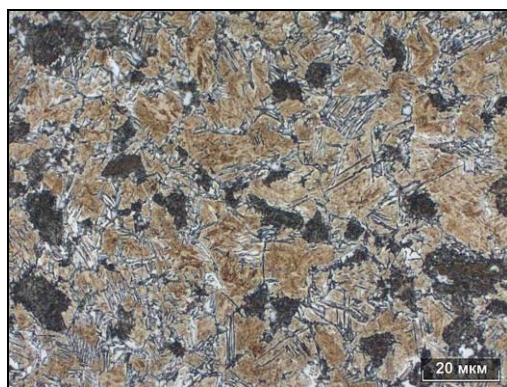
б



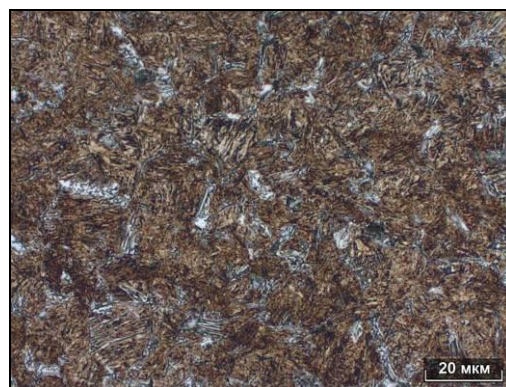
в



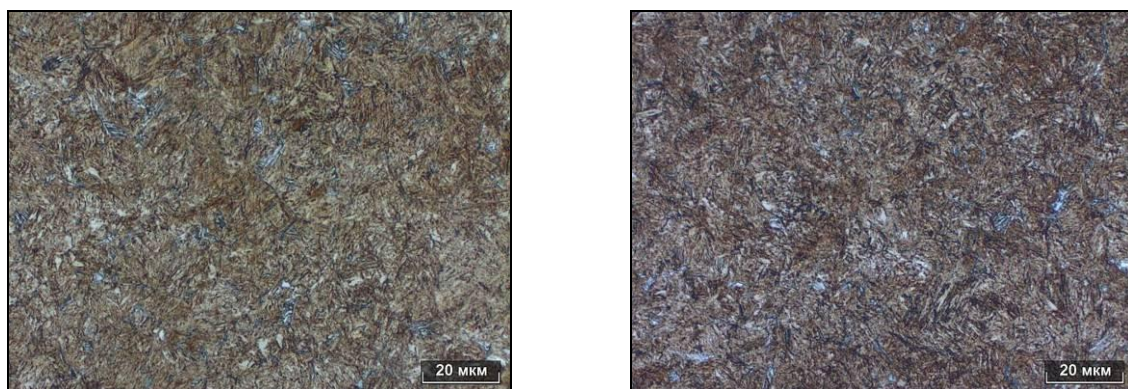
г



д



е



ж

з

Рис. 5.55. Микроструктура образцов стали с 0,58% C; 0,97% Si; 0,85% Mn; 0,083% V, охлажденных с различными скоростями: *а* – 0,5 °C/с; *б* – 1 °C/с, *в* – 2 °C/с, *г* – 5 °C/с, *д* – 10 °C/с, *е* – 15 °C/с, *ж* – 20 °C/с, *з* – 30 °C/с

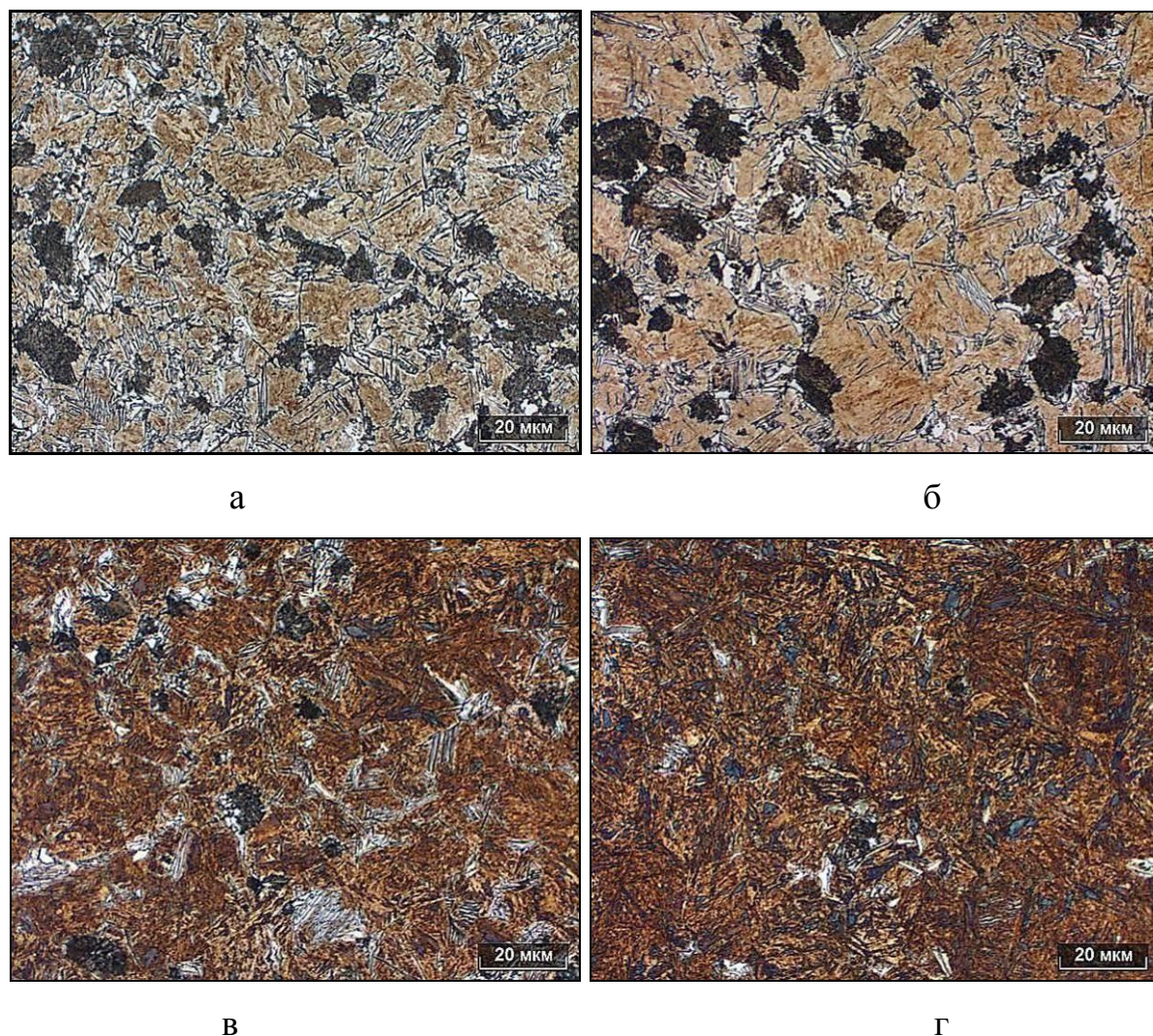


Рис. 5.56. Микроструктура опытной стали марки «К» после охлаждения со скоростью 10 °C/с от различных температур: а – 850 °C, б – 870 °C, в – 890 °C, г – 930 °C

По результатам исследований разработаны технологические параметры термической обработки железнодорожных колес из стали с повышенным содержанием кремния. Термическую обработку колес опытно-промышленной партии проводили по режимам, которые представлены в таблице 5.19.

Таблица 5.19

Режим термической обработки опытных колес

Режим т/о	Параметры термической обработки				
	Температура нагрева, °С	Расход воды, м³/час	Время охлаждения, с	Температура отпуска, °С	Продолжительность отпуска, час
1	860	80	200	500	2.5
2	880	80	200	500	2.5

Механические свойства колес после указанных режимов термической обработки представлены в таблице 5.20.

Таблица 5.20

Механические свойства опытных колес

Режим т/о	Номер колеса	Механические свойства обода					Механические свойства диска
		σ_b , Н/мм²	δ_5 , %	Ψ , %	KCU ₊₂₀ , Дж/см²	НВ на глубине 30мм	KCU ₊₂₀ , Дж/см²
1	329225	1160	12,5	31	27	326	28
1	329221	1160	12,5	33	26	326	38
1	329222	1146	15,0	30	25	337	29
1	329226	1162	13,5	27	22	331	29
2	329227	1170	11,5	25	17	326	25
2	329228	1160	9,8	29	11	326	25

Исследования вязкости разрушения железнодорожных колес марки «К» показали, что их среднее значение, определенное на четырех колесах опытной плавки (колеса № 329225, 329221) равно $50,7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Анализ структурного состояния железнодорожных колес опытной плавки марки «К» №22505 показывает, что высокий уровень ударной вязкости в ободьях колес, упрочненных по режиму №1, обеспечивается за счет формирования мелкодисперсной перлитной структуры с небольшим количеством доэвтектоидного феррита (рис. 5.57). Снижение ударной вязкости ободьев колес, упрочненных по режиму 2, происходит в связи с увеличением структурной неоднородности в ободе колеса в результате образования в нем бейнитных структур (рис. 5.58).

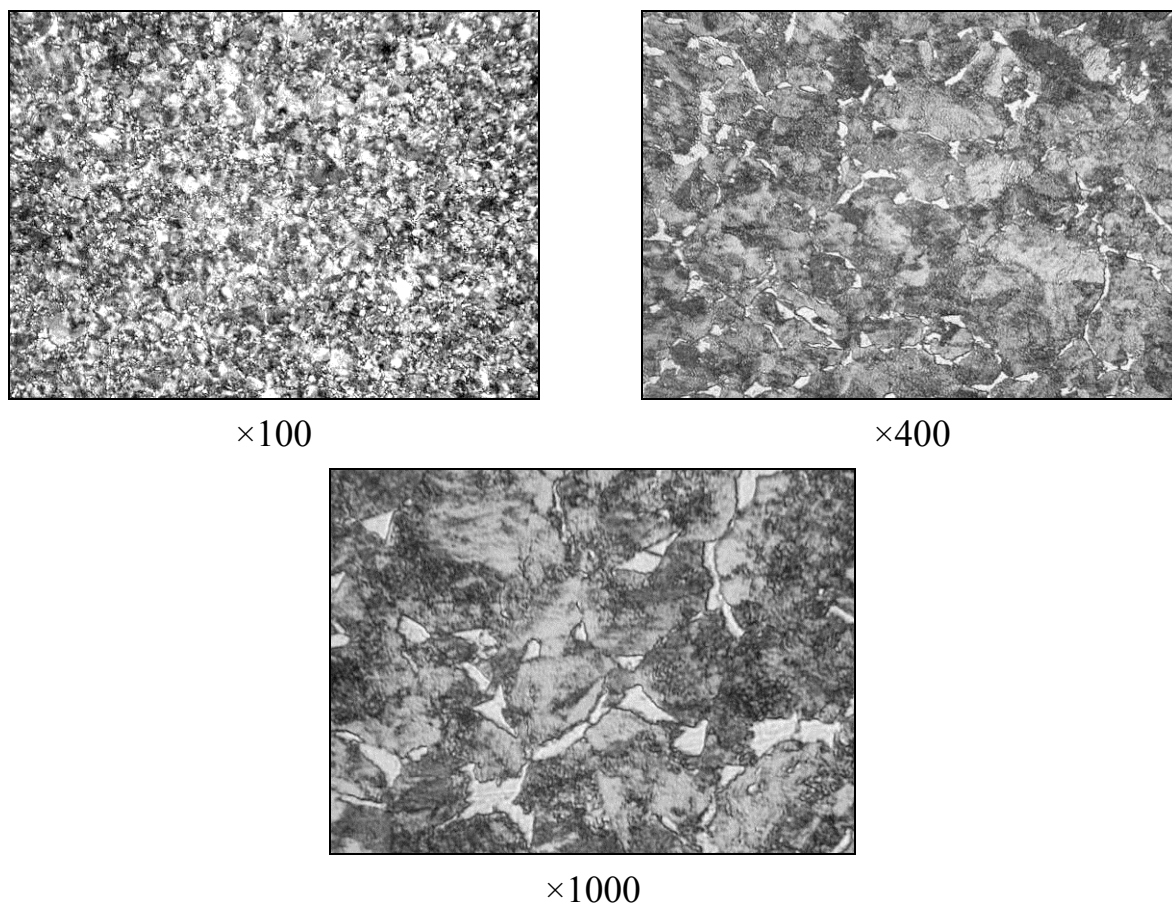


Рис. 5.57. Микроструктура металла ободьев колес, термически упрочненных по режиму №1.

Анализ результатов таблицы 5.20 показывает, что требования ТУ У 35.2-23365425-657:2011 по механическим свойствам обеспечивает термическая обработка, проведенная по режиму 1, который и был рекомендован для термической обработки всей опытной партии колес.

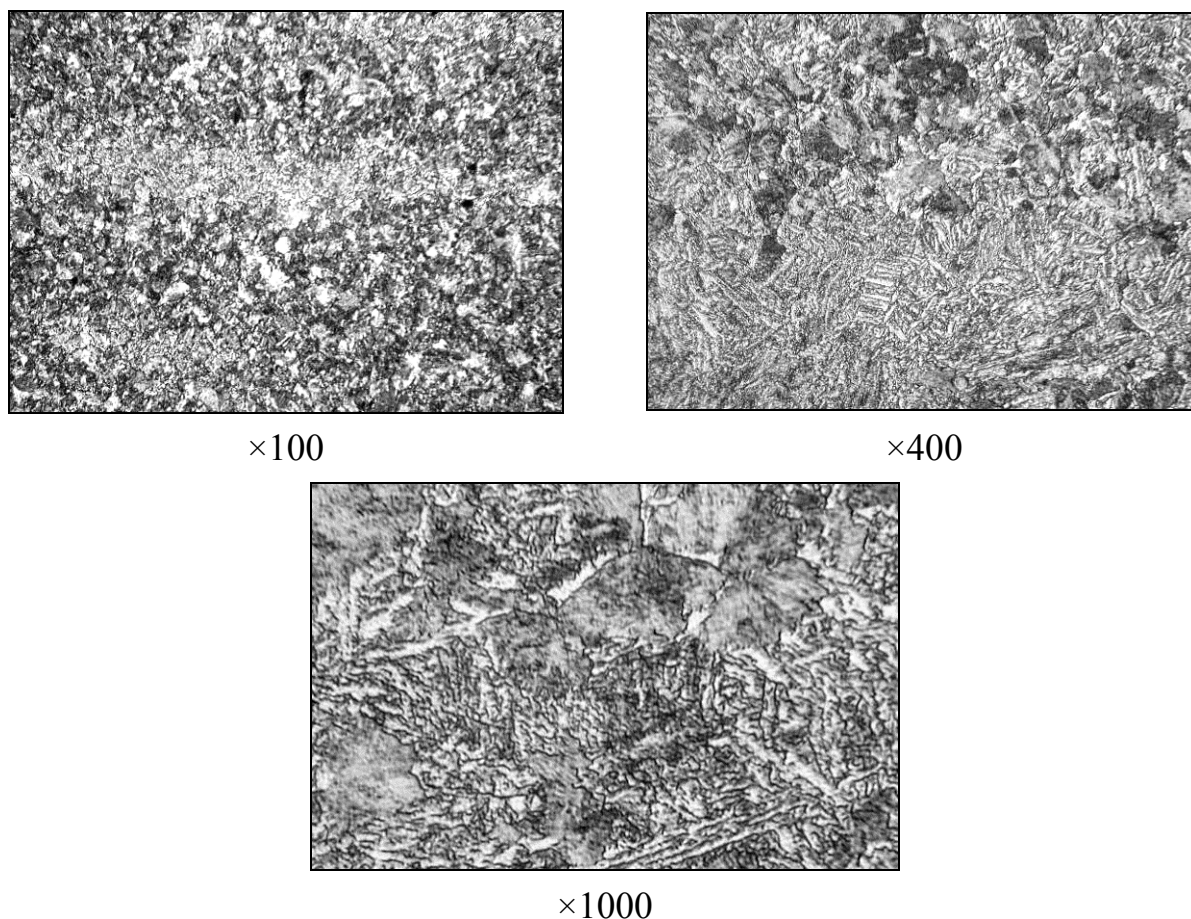


Рис. 5.58. Микроструктура металла ободьев колес, термически упрочненных по режиму №2

5.3.3 Сравнительные исследования чувствительности к образованию дефектов на поверхности катания железнодорожных колес, изготовленных из опытной стали с повышенным содержанием кремния, и сталей марки «2» и «Т»

Ранее проведенными в работе исследованиями было установлено, что независимо от химического состава и уровня твердости железнодорожных колес механизм образования выщербин на поверхности катания одинаковый и связан с образованием на поверхности катания в результате теплового воздействия хрупкой структурной составляющей - мартенсита, и его последующего выкрашивания. Поэтому при разработке химического состава стали для железнодорожных колес, которые бы обладали повышенной стойкостью к образованию дефектов на поверхности катания, одним из

основных показателей их эксплуатационной долговечности является минимальное количество мартенсита, которое образуется на поверхности катания колеса в процессе его торможения (минимальная толщина мартенситного слоя на поверхности катания колеса). Для исследования этой характеристики в работе были проведены специальные сравнительные исследования, для проведения которых использовался специальный стенд и методика исследований (см. глава 2).

В работе были проведены сравнительные исследования стойкости к термическому воздействию железнодорожных колес, изготовленных из различных марок стали. Исследования проводились на образцах, вырезанных из ободьев железнодорожных колес марки «Т» (ТУ У 35.2-23365425-600) и марки «2» (ДСТУ ГОСТ 10791:2006), производства ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ», а также опытных колес марки «К». Химический состав и механические свойства исследуемых колес марки «К» представлен в таблицах 5.18 и 5.20 (режим 1), а марки «Т» и «2» – в таблицах 5.21 и 5.22.

Основными показателями, характеризующими стойкость стали для железнодорожных колес к образованию дефектов теплового воздействия, являются твердость образовавшегося «белого слоя» и его толщин и микроструктура.

Таблица 5.21

Химический состав исследуемых железнодорожных колес

Номер плавки	Содержание элементов, % по массе										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al	Ti
32223, марка «Т»	0,66	0,73	0,33	0,008	0,007	0,19	0,12	0,06	0,085	0,023	0,006
42429, марка «2»	0,61	0,68	0,32	0,007	0,007	0,18	0,05	0,08	-	0,026	0,006

Таблица 5.22

Механические свойства исследуемых колес

Номер плавки	σ_B , Н/мм ²	δ , %	ψ , %	KCU _{обод} , Дж/см ²	Твердость, НВ
32223	1180	13,5	38,0	18,4	337
42429	1010	16	44	42	298

Результаты металлографических исследований свидетельствуют о том, что независимо от содержания углерода в стали для железнодорожных колес, в поверхностных слоях исследуемых образцов образуется слабо травимая область (белый слой) с повышенной твердостью и структурой мартенсита. С удалением от контактной поверхности количество мартенсита уменьшается, а количество избыточного феррита увеличивается. Структура основного металла представляет собой перлит с небольшим количеством доэвтектоидного феррита.

На рис. 5.59 представлен график изменения микротвердости в образцах, вырезанных из ободьев колес марок «2», «Т» и «К» после торможения на стенде.

Как следует из этих зависимостей, глубина мартенситного слоя на поверхности катания исследуемых образцов равна 0,8 мм 0,9 мм 1,3 мм для сталей марки «2», «К» и «Т» соответственно. Это означает, что чувствительность к термическому воздействию сталей «2» и «К» отличается незначительно (примерно на 12%). В то же время чувствительность к термическому воздействию стали марки «К» в сравнении со сталью «Т» ниже примерно на 44%. Второй положительной особенностью марки «К» в сравнении с маркой «Т» является более низкий уровень микротвердости ее мартенситного слоя.

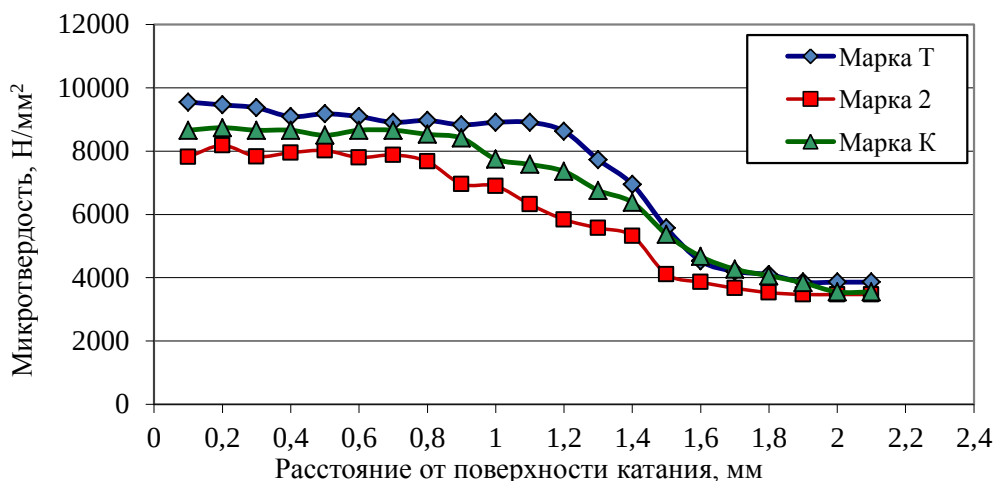


Рис. 5.59. Изменение микротвердости по сечению образцов, вырезанных из ободьев колес марки «2», «Т» и «К» после торможения на стенде

Исследование тонкой кристаллической структуры мартенситного слоя, который образовался при торможении на стенде (табл. 5.23), с помощью рентгеноструктурного анализа показало, что максимальные плотность дислокаций и искажения второго рода имеет мартенсит, образовавшийся при торможении на стенде в колесах, изготовленных из стали марки «Т». Такой мартенсит, как показывают литературные данные [185, 186], имеет минимальное сопротивление хрупкому разрушению.

Таблица 5.23

Результаты рентгеноструктурного анализа образцов с мартенситным слоем

Марка стали	Плотность дислокаций, см ⁻²	Искажения второго рода
Марка «Т»	$21,0 \times 10^{11}$	$3,24 \times 10^{-3}$
Марка «К»	$18,8 \times 10^{11}$	$3,15 \times 10^{-3}$
Марка «2»	$19,3 \times 10^{11}$	$3,14 \times 10^{-3}$

Таким образом, было показано, что для углеродистых сталей ($C=0,48\%\dots 0,64\%$) при одинаковом уровне твердости структура с пластинчатой формой карбидной фазы обладает большей износостойкостью в сравнении со структурой с глобулярной формой карбидов.

Установлено, что увеличение содержания углерода в стали для железнодорожных колес, повышая их прочностные свойства, оказывает положительное влияние также на износостойкость и контактно-усталостную прочность. Однако, при повышении прочности железнодорожных колес необходимо отдавать предпочтение термической обработке перед повышением углерода в стали, так как термическая обработка приводит к повышению не только прочности и износостойкости углеродистых сталей, но и их сопротивления хрупкому разрушению, что связано с повышением дисперсности перлита и уменьшением количества доэвтектоидного феррита.

Показано, что механизм образования выщербин на поверхности катания железнодорожных колес с различным содержанием углерода одинаковый и связан с формированием в результате термического воздействия в поверхностных слоях обода колеса структуры мартенсита и его последующего выкрашивания в процессе эксплуатации.

Впервые экспериментально получена зависимость, определяющая чувствительность железнодорожных колес с различным содержанием углерода к возникновению дефектов теплового происхождения, в виде уравнения второй степени. Показано, что увеличение содержания углерода в стали для железнодорожных колес приводит к снижению их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания. Повышение исходной твердости (прочности) железнодорожных колес за счет термической обработки (без увеличения содержания углерода в стали) не оказывает влияния на их чувствительность к образованию дефектов теплового происхождения.

Разработаны новые технологические параметры термической обработки колес марки «Т». Их опытно-промышленное опробование в

условиях колесопрокатного цеха ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» показало, что уменьшение интенсивности охлаждения поверхности катания ободьев колес за счет изменения конструкции спрейера и выбора оптимальных режимов термической обработки колес снижает структурную неоднородность по сечению обода и, тем самым, оказывает положительное влияние на стойкость колес к возникновению дефектов на поверхности катания (в первую очередь на их контактно-усталостную прочность).

По результатам вычислительного эксперимента и лабораторной выплавки стали разработаны рекомендации по химическому составу стали для железнодорожных колес с повышенным содержанием кремния, которые сочетают высокий уровень твердости (не менее 320 НВ) с увеличением стойкости к образованию дефектов термического воздействия на поверхности катания.

Разработаны технические условия ТУ У 35.2 - 23365425 - 657: 2011 «Колеса цельнокатанные диаметром 957 мм с повышенной устойчивостью к образованию дефектов на поверхности катания» на опытно-промышленную партию колес, изготовленных из стали марки «К» с повышенным содержанием кремния для проведения эксплуатационных испытаний.

Исследована кинетика фазовых превращений при непрерывном охлаждении аустенита стали для железнодорожных колес с повышенным содержанием кремния ($\text{Si} \geq 0,90\%$) и построена ее термокинетическая диаграмма превращения аустенита. Определены интервалы скоростей охлаждения, в пределах которых наблюдается изменение закономерностей превращения при распаде аустенита. Показано, что при скорости охлаждения до $\sim 3,8^\circ\text{C}/\text{с}$ распад аустенита происходит с образованием доэвтектоидного феррита и перлита; при $3,8^\circ\text{C}/\text{с} \dots 10^\circ\text{C}/\text{с}$ структура стали состоит из доэвтектоидного феррита, перлита и бейнита; при $10^\circ\text{C}/\text{с} \dots 13^\circ\text{C}/\text{с}$ - с доэвтектоидных феррита, перлита, бейнита и мартенсита; при $13^\circ\text{C}/\text{с} \dots 18^\circ\text{C}/\text{с}$ - с перлита, бейнита и мартенсита; при $18^\circ\text{C}/\text{с} \dots 28^\circ\text{C}/\text{с}$ - с бейнита и

мартенсита; при скорости охлаждения более $28^{\circ}\text{C}/\text{с}$ распад аустенита происходит с образованием мартенсита.

Разработан химический состав стали и режим термического упрочнения железнодорожных колес, обеспечивающие в них при содержании углерода в пределах 0,57-0,61% твердость не менее 320 НВ, высокие показатели пластичности ($\delta \geq 9\%$; $\psi \geq 16\%$), ударной вязкости ($\text{КСУ}_{\text{обода}} \geq 18 \text{ Дж/см}^2$) и повышенную устойчивость к образованию на поверхности катания дефектов типа «выщербина» по сравнению с колесами, используемыми в настоящее время на железных дорогах Украины. Проведено опытно-промышленное опробование новой технологии производства колес в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ».

В результате лабораторных исследований установлено, что стойкость к термическому воздействию сталей марок «2» и «К» отличается незначительно (примерно на 12%). В то же время стойкость к термическому воздействию стали марки «К» в сравнении со сталью марки «Т» выше примерно на 44%. Второй положительной особенностью марки «К» в сравнении с маркой «Т» является более низкий уровень микротвердости ее мартенситного слоя.

Установлено, что максимальные плотность дислокаций и искажения второго рода имеет мартенсит, образовавшийся при торможении на стенде в колесах, изготовленных из стали марки «Т», который обладает минимальным сопротивлением хрупкому разрушению.

ГЛАВА 6 ВЛИЯНИЯ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КОЛЕСНОЙ ЗАГОТОВКИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

6.1 Влияние однократной горячей пластической деформации на структурное состояние и механические свойства углеродистой стали

В лабораторных условиях были проведены опыты по исследованию влияния горячей пластической деформации и последующей термической обработки проб из углеродистой стали ($C=0,59\%$) в литом состоянии, применяемой для производства железнодорожных колес, на ее структурное состояние и механические свойства. Химический состав исследуемой стали, режимы деформационной и термической обработки приведены в главе 2., сталь №4 табл. 2.5.

Механические свойства исследуемой углеродистой стали после указанных выше обработок представлены в таблице 6.1.

На рисунках 6.1-6.4 представлены зависимости характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости исследуемой стали от величины горячей пластической деформации.

Их анализ показывает, что повышение степени деформации в пределах 0 - 60% ведет к незначительному повышению временного сопротивления и предела текучести в состоянии без термической обработки (ТО) (рис. 6.1). Основной прирост прочностных свойств в литом состоянии происходит в интервале деформаций от 0 до 30% (временное сопротивление и предел текучести повышаются соответственно на 20 и 12%). Дальнейшее увеличение степени горячей деформации практически не влияет на указанные характеристики прочности (рис. 6.1). Для состояния после термической обработки степень деформации оказывает незначительное влияние на исследуемые прочностные свойства. Термическая обработка незначительно

повышает прочностные свойства исследуемой стали в сравнении с исходным литым состоянием.

Таблица 6.1

Механические свойства углеродистой стали после деформационной и термической обработки

№ п\п	Режим деформационно- термической обработки	Предел прочности, Н/мм ²	Предел текучести, Н/мм ²	Относит. удлинение, %	Относит. сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²
1	Деформация 0%	709,2	421,2	2,1	5,4	23,5
2	Деформация 30%	852,3	470,7	10,7	16,2	32,5
3	Деформация 40%	881,1	476,2	12,8	18,2	39,4
4	Деформация 50%	865,8	471,7	14,2	29,5	34,3
5	Деформация 60%	860,7	457,7	15,9	24,7	39,6
6	Деформация 0% +ТО	892,1	493,1	13,9	23,5	43,6
7	Деформация 30% +ТО	905,8	519,8	13,6	32,9	45,1
8	Деформация 40% +ТО	909,8	521,6	16,0	46,6	47,3
9	Деформация 50% +ТО	910,6	514,3	16,3	39,5	51,4
10	Деформация 60% +ТО	887,4	514,6	17,1	39,7	53,1

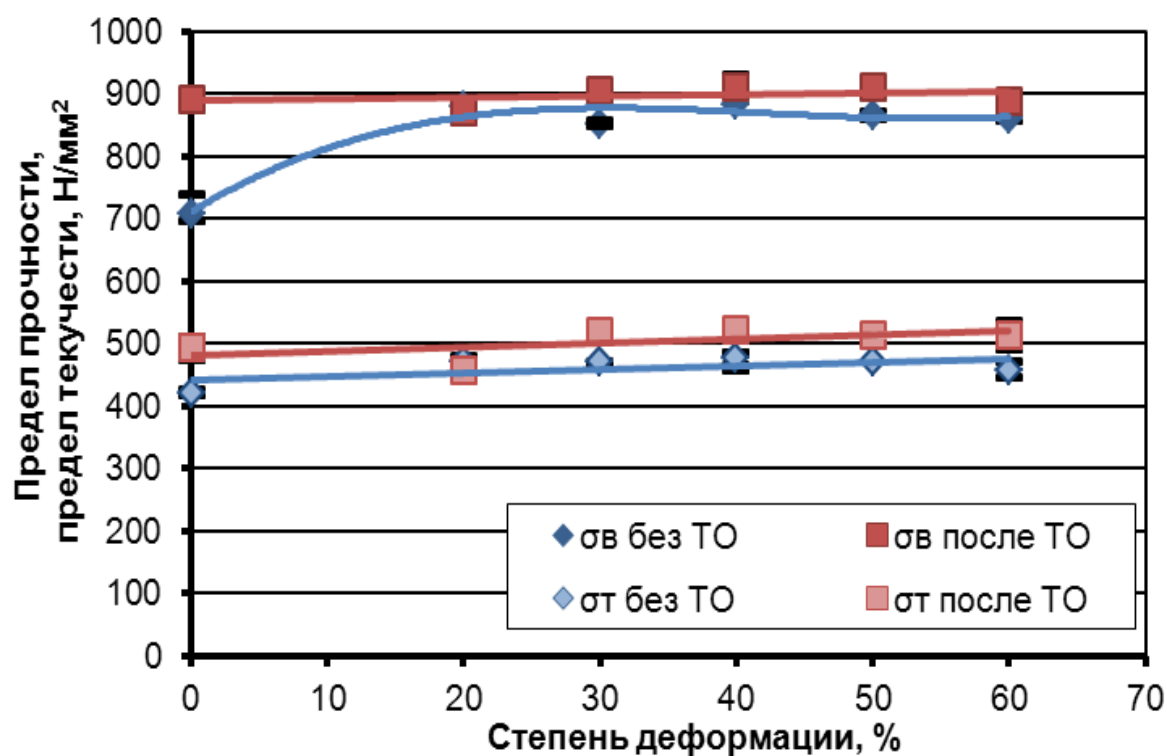


Рис. 6.1. Влияние величины деформации на характеристики прочности углеродистой стали

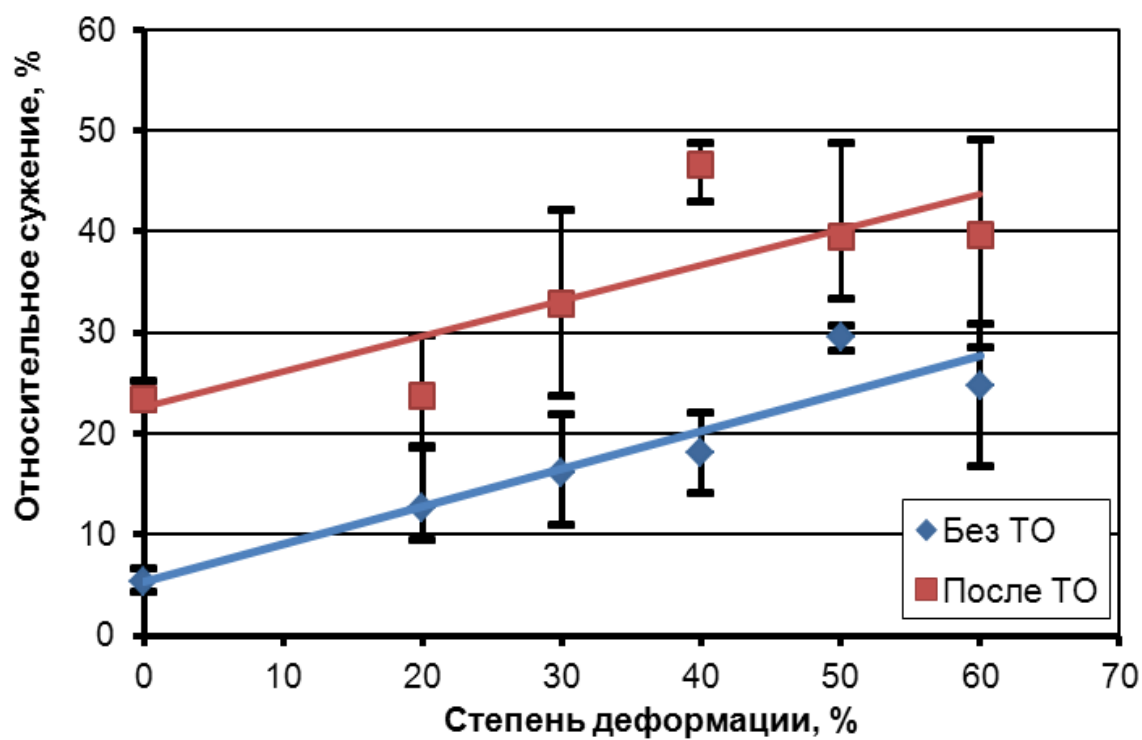


Рис. 6.2. Влияние величины деформации на относительное сужение углеродистой стали

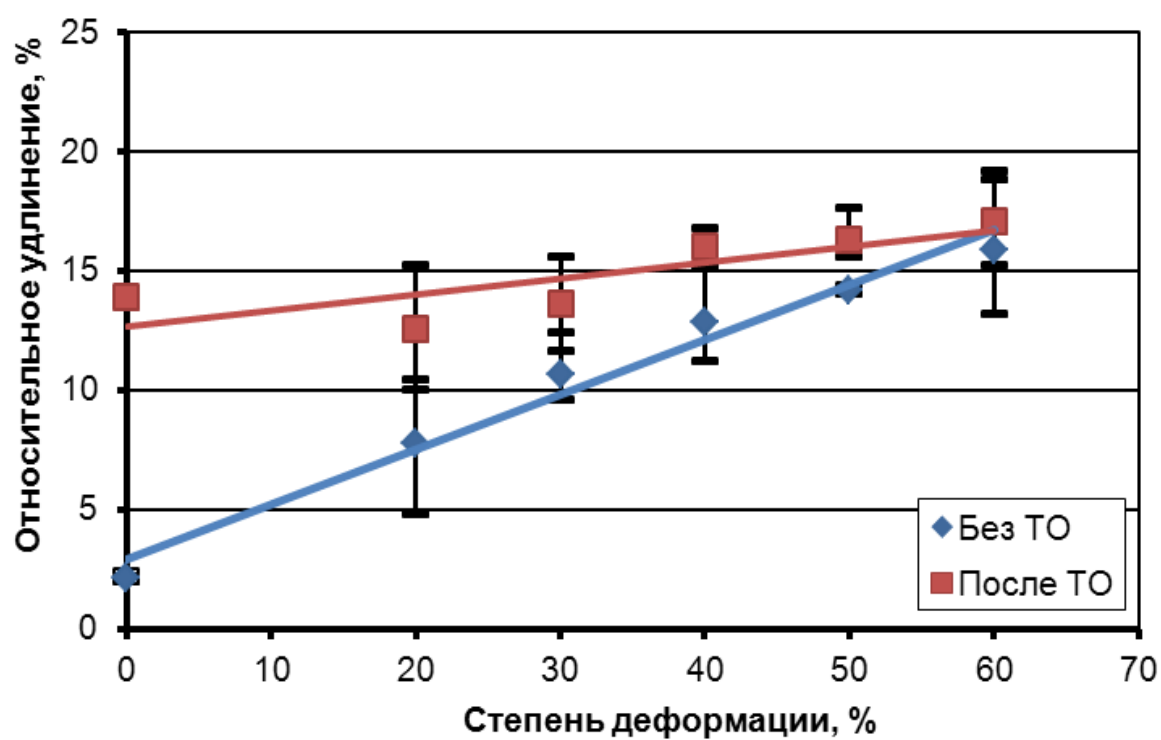


Рис. 6.3. Влияние величины деформации на относительное удлинение углеродистой стали

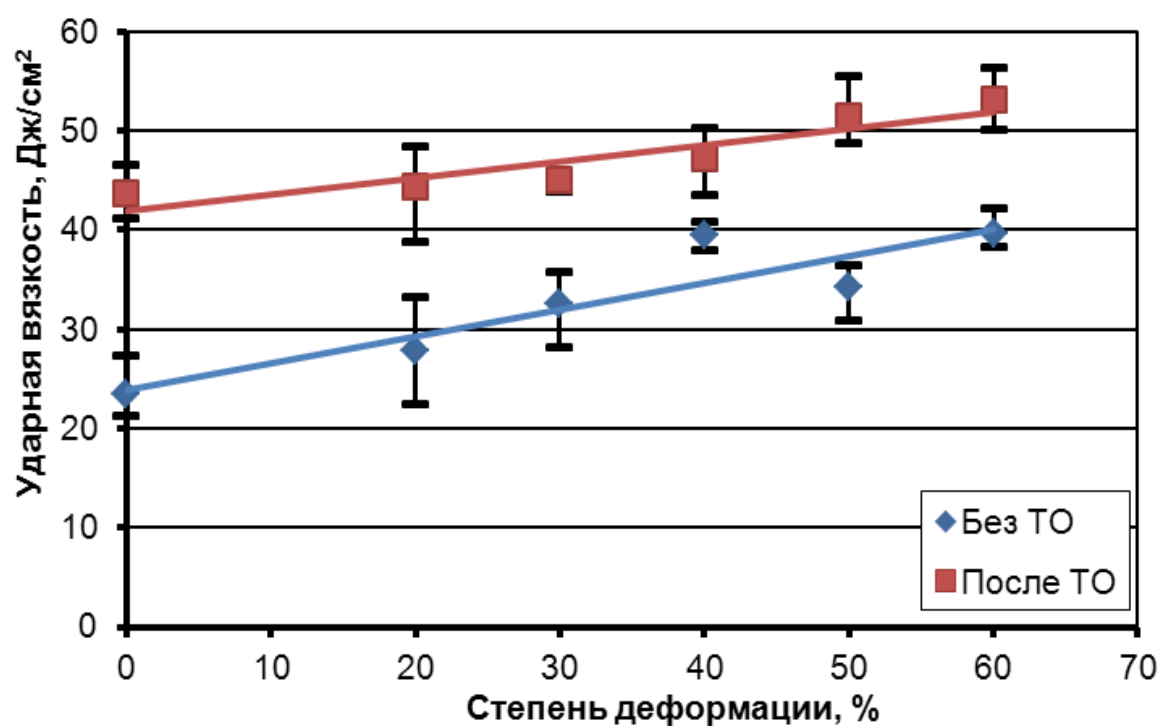


Рис. 6.4. Влияние величины деформации на ударную вязкость углеродистой стали

В отличие от характеристик прочности пластические характеристики монотонно повышаются с увеличением степени деформации (рис. 6.2 и 6.3). Примечательно, что такая зависимость характерна как для литого состояния, так и для состояния после термической обработки. При этом во всем исследуемом интервале деформаций значения относительного удлинения и относительного сужения выше в состоянии после термической обработки в сравнении с литым состоянием. Аналогично изменению характеристик пластичности от величины деформации происходит изменение и ударной вязкости (рис. 6.4).

Таким образом, горячая пластическая деформация оказывает положительное влияние на пластические свойства и ударную вязкость углеродистой стали, применяемой для производства железнодорожных колес.

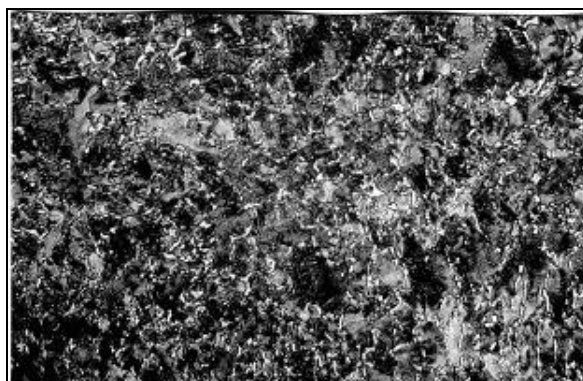
Особо следует обратить внимание на тот факт, что «эффект» влияния пластической деформации сохраняется и после последующей термической обработки. Можно предположить, что в данном случае имеет место явление наследственности, о чем свидетельствует и качественно одинаковый характер изменения таких характеристик как относительное сужение и ударная вязкость в зависимости от величины деформации в литом состоянии и после ТО. Явление наследственности, по мнению различных авторов [187, 188], может проявляться в различных формах: наследственность субструктуры, технологическая наследственность и др. По мнению авторов работы [187], наследственность является наиболее общей характеристикой взаимосвязи структуры в различных поколениях обработок металлических материалов, а металлогенетика является лишь разновидностью генетики и может трактоваться как наука о наследственности и изменчивости структуры в сплавах.

Анализ микроструктуры, которая представлена на рис. 6.5, свидетельствует о том, что в исходном литом состоянии она представляет собой перлитную структуру с пластинчатым перлитом и небольшим

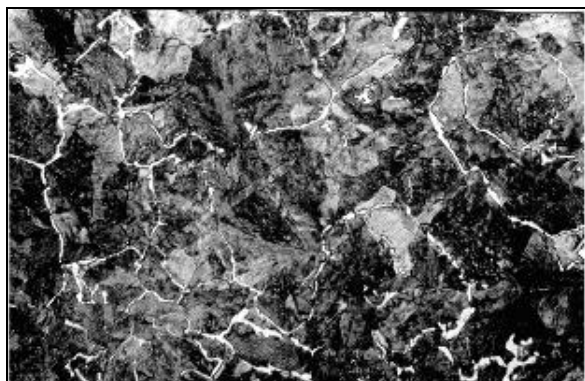
количеством феррита (~10%), который выделяется в виде прерывистой сетки по границам бывших аустенитных зерен. Для литой структуры характерно очень крупное действительное зерно (балл зерна больше -1).



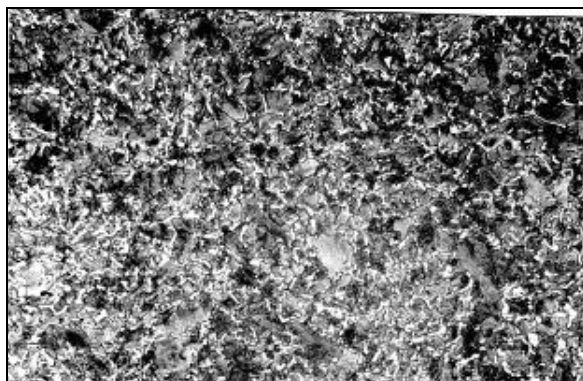
а



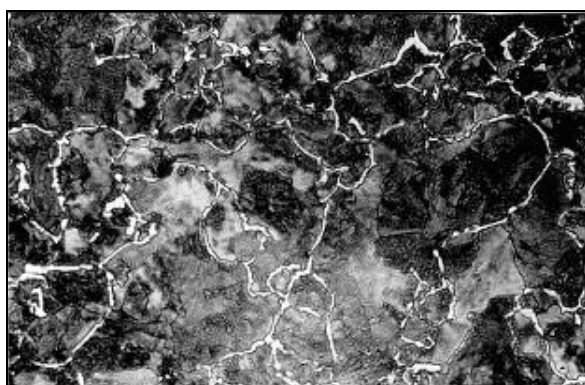
б



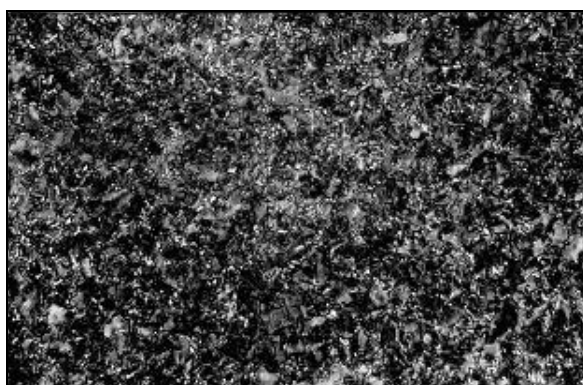
в



г



д



е

Рис. 6.5. Микроструктура углеродистой стали после деформации на различную величину: а, б – 0% ГПД; в, г – 40% ГПД; д, е – 60% ГПД; а, в, д – без ТО; б, г, е – после ТО. $\times 100$

Деформационная обработка приводит к измельчению действительного зерна в среднем до третьего балла. При этом для всех степеней деформации (в том числе и для исходного литого состояния) характерна очень большая разнотернистость (например, для деформационной обработки 60% минимальный размер зерна равен шестому баллу, а максимальный – первому – рис. 6.5, д).

При ускоренном охлаждении после отдельного нагрева до 860°C распад аустенита происходит по диффузионному механизму с образованием пластинчатого перлита и небольшого количества доэвтектоидного феррита (рис. 6.5 а, в, е). Термическая обработка приводит к значительному измельчению действительного зерна и уменьшению разнотернистости. Так при деформации 40 и 60% после термической обработки средний размер зерна равен соответственно восьмому и девятому баллу.

На рисунке 6.6 представлена зависимость среднего размера зерна от величины горячей пластической деформации. Как уже было сказано, повышение величины горячей пластической деформации приводит к измельчению размера зерна. Для стали в состоянии без термической обработки эта зависимость более ярко выражена (размер зерна уменьшается от 300 до 85 мкм). В стали после термической обработки зерно уменьшается от 35 до 20 мкм. При этом из зависимостей следует, что повышение степени деформации выше 50% не оказывает существенного влияния на величину зерна.

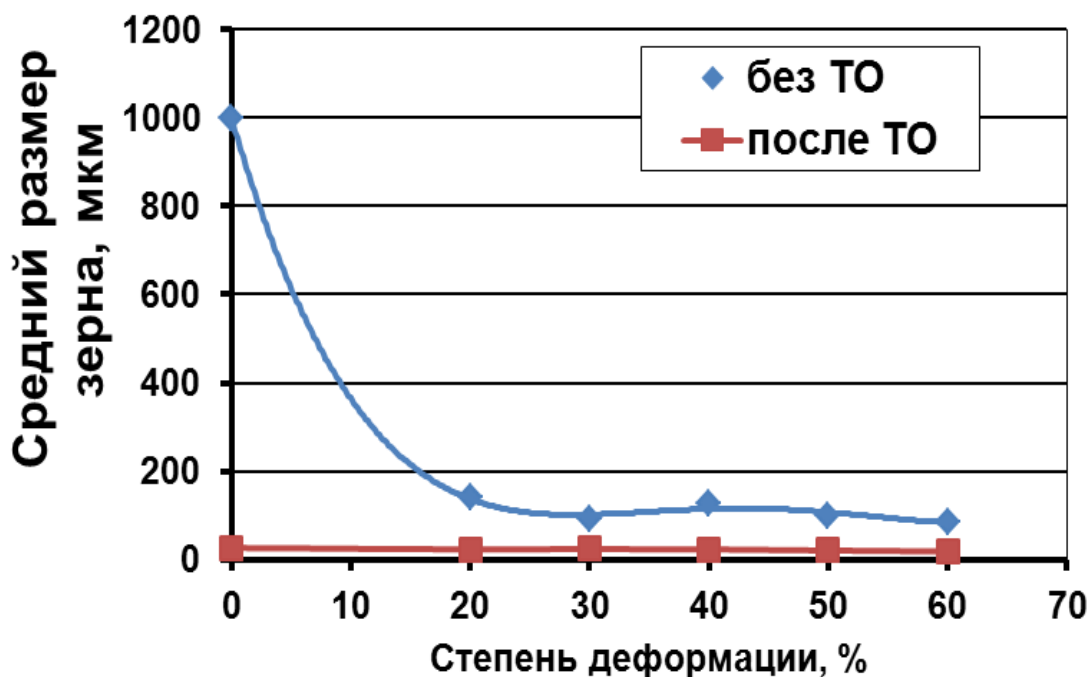


Рис. 6.6. Зависимость среднего диаметра зерна от величины горячей пластической деформации

В работе [113] было показано, что для сталей существует определенная степень деформации (в этой работе она была названа пороговая степень деформации), при достижении которой можно получить мелкое рекристаллизованное зерно. Для конструкционных сталей, по мнению автора данной работы, эта характеристика находится в пределах от 40 до 70%.

Таким образом, принимая это во внимание и проанализировав зависимость на рис. 6.6, можно утверждать, что в работе было установлено пороговое значение деформации для исследуемой углеродистой стали, которое составляет 50%.

Одной из наиболее значимых структурных характеристик для перлитных сталей является дисперсность перлита. В работах Ю.Я. Мешкова показано [154, 44], что в перлитных сталях (которые являются материалами с гетерогенной структурой) могут существовать два механизма разрушения. В работе М. Л. Бернштейна и В.А. Займовского [189] они были названы дислокационный и цементитный. Первый связан с образованием трещин в

результате скопления дислокаций у границы зерна (как у однофазных материалов); второй - с образованием трещин в результате растрескивания пластин цементита. В зависимости от соотношения между размером зерна и межпластиночным расстоянием может реализовываться один или другой механизм.

В литературе не существует единого мнения о влиянии деформации на дисперсность перлита. На рис. 6.7 представлена зависимость между величиной пластической деформации и дисперсностью перлита. Из рис. 6.7 следует, что увеличение горячей пластической деформации приводит к уменьшению межпластиночного расстояния в перлите, а высокий коэффициент корреляции позволяет говорить о тесной корреляционной связи между этими характеристиками.

Таким образом, было установлено, что пластическая деформация оказывает положительное влияние в первую очередь на пластические характеристики и ударную вязкость стали для железнодорожных колес. Учитывая выводы работы [171], где показано, что наибольшее влияние разноструктурность оказывает на механические свойства, которые определяются способностью материала к локальной пластической деформации, а также работы [154, 44] можно говорить о том, что причиной повышения пластичности и ударной вязкости в исследуемой стали является в первую очередь повышение дисперсности перлита, а также уменьшение ее разноструктурности.

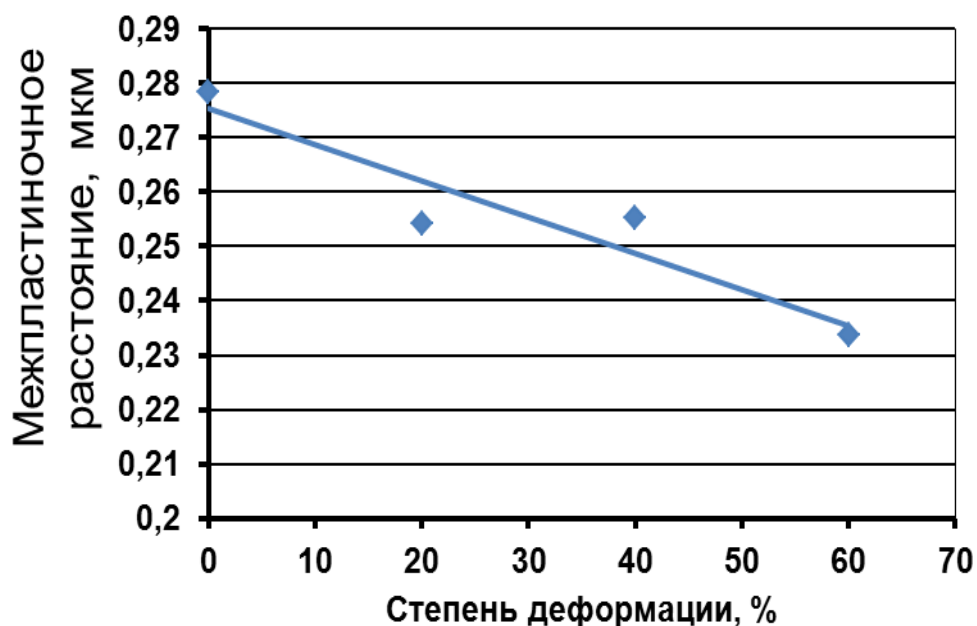


Рис. 6.7. Влияние горячей пластической деформации углеродистой стали на межпластиночное расстояние в перлите

6.2 Влияние дробной горячей пластической деформации на структурное состояние и механические свойства углеродистой стали

Перспективным направлением исследований представлялось также изучение влияния дробной деформации на структурное состояние и механические свойства исследуемой углеродистой стали (см. п. 6.1). В некоторых работах [190, 191] было показано, что применение дробной деформации вместо однократной может привести к изменению структурного состояния и механических свойств конструкционных сталей.

Методика проведения опытов по изучению дробной горячей пластической деформации была описана в главе 2.

Анализ зависимости механических свойств от величины горячей пластической деформации показывает (табл. 6.2; рис. 6.8 – 6.12), что повышение степени дробной деформации от 20 до 60% практически не влияет на временное сопротивление и предел текучести исследуемой стали

для железнодорожных колес, как в литом состоянии, так и после ускоренного охлаждения (рис. 6.8 – 6.9).

Повышение величины дробной деформации в указанных выше пределах ведет к увеличению таких служебных свойств стали для железнодорожных колес как относительное удлинение, относительное сужение и ударная вязкость (рис. 6.10 – 6.12). И если прирост относительного удлинения при повышении величины дробной деформации незначительный и составляет $\sim 10\%$, то повышение таких величин как относительного сужения и ударной вязкости гораздо более значимо и составляет примерно 40–50%.

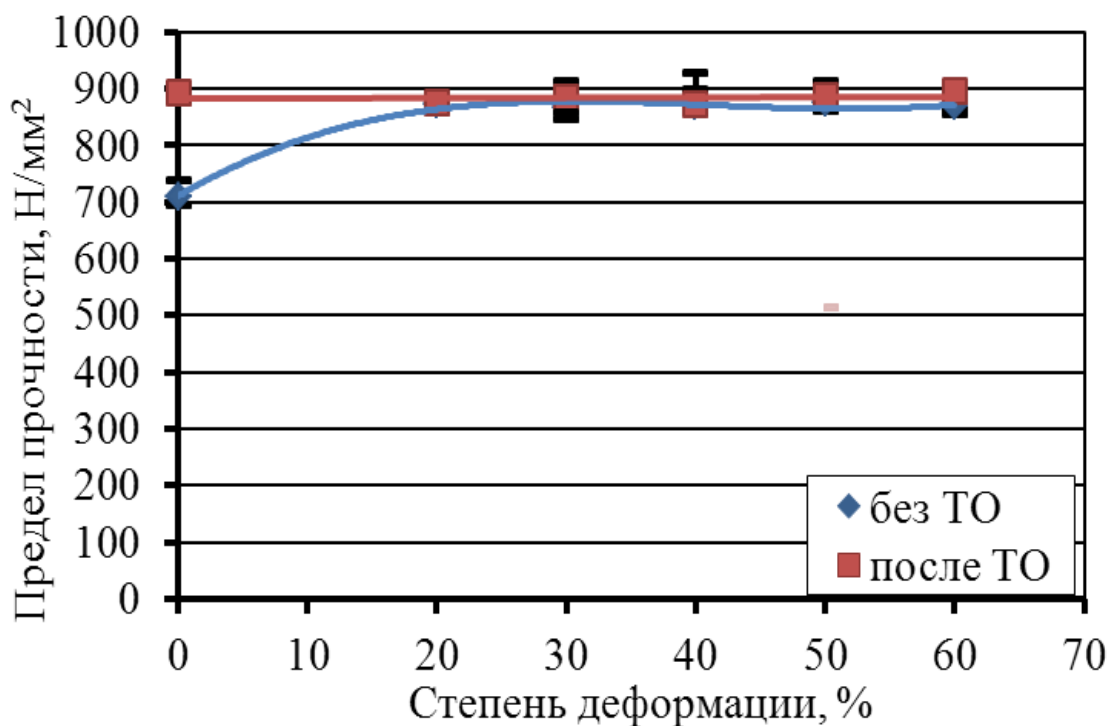


Рис. 6.8. Влияние дробной деформации на предел прочности углеродистой стали

Таблица 6.2

Механические свойства углеродистой стали после дробной деформации по различным режимам

№ п/п	Режим деформационно- термической обработки	Предел прочности, Н/мм ²	Предел текучести, Н/мм ²	Относит. удлинение, %	Относит. сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²
1	Деформация 0%	709,2	421,2	2,1	5,4	23,5
2	Дробн.деформ. 20%	873	469	10	15	21
3	Дробн.деформ. 30%	866	463	13	25	29
4	Дробн. деформ. 40%	869	452	13	21	34
5	Дробн. деформ. 50%	874	467	13	27	37
6	Дробн. деформ. 60%	868	451	13	24	35
7	Деформация 0% +ТО	892	493	14	24	44
8	Дробн. деформ. 20%+ТО	875	464	16	36	51
9	Дробн. деформ. 30%+ТО	884	482	17	34	46
10	Дробн. деформ. 40%+ТО	870	480	18	38	47
11	Дробн. деформ. 50%+ТО	887	485	16	46	41
12	Дробн. деформ. 60%+ТО	896	495	18	48	44

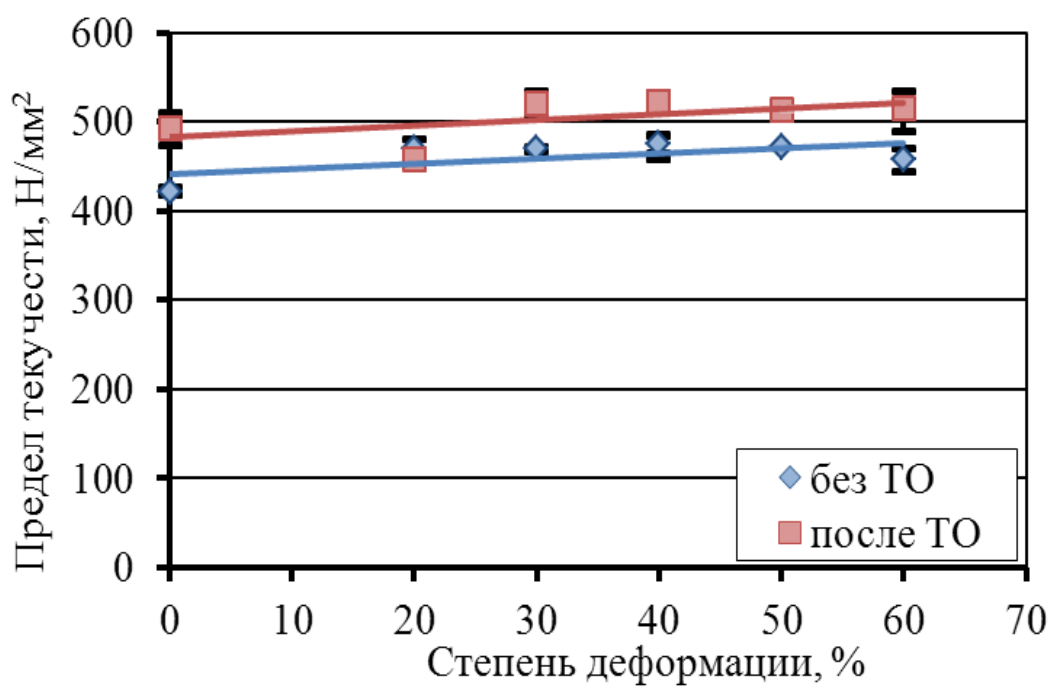


Рис. 6.9. Влияние дробной деформации на условный предел текучести углеродистой стали

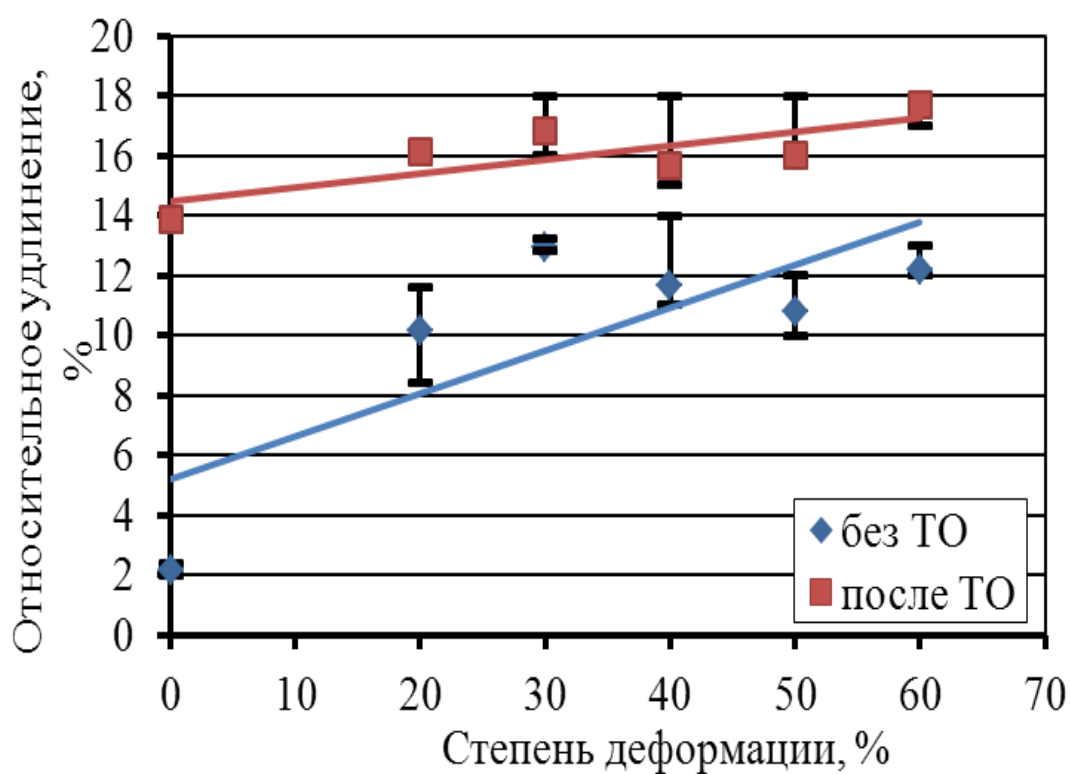


Рис. 6.10. Влияние дробной деформации на относительное удлинение углеродистой стали

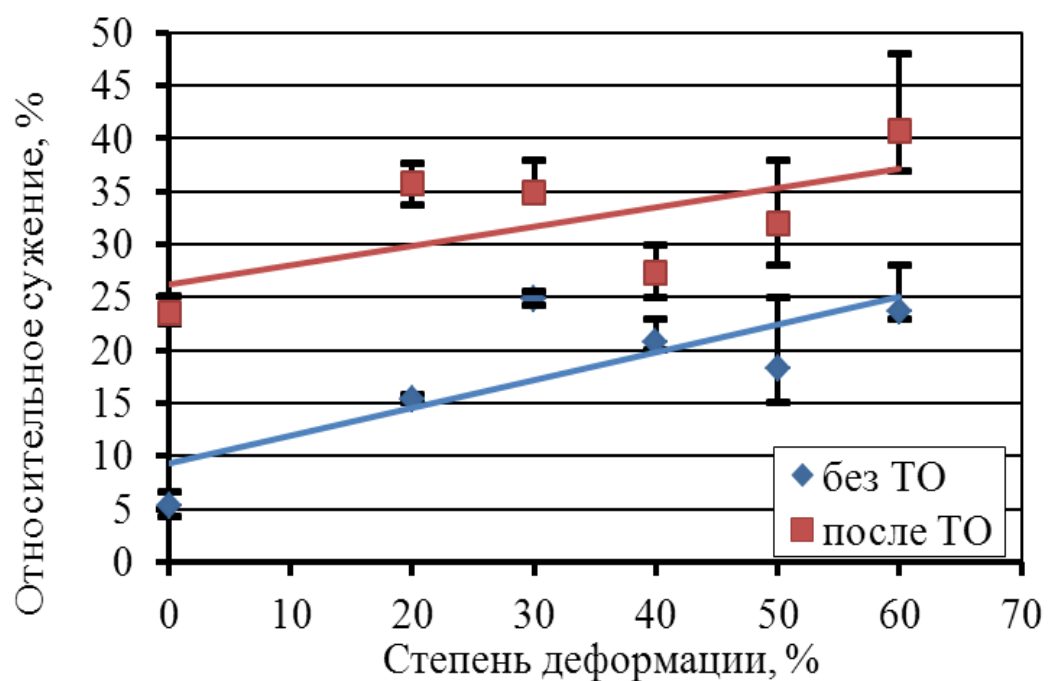


Рис. 6.11. Влияние дробной деформации на относительное сужение углеродистой стали

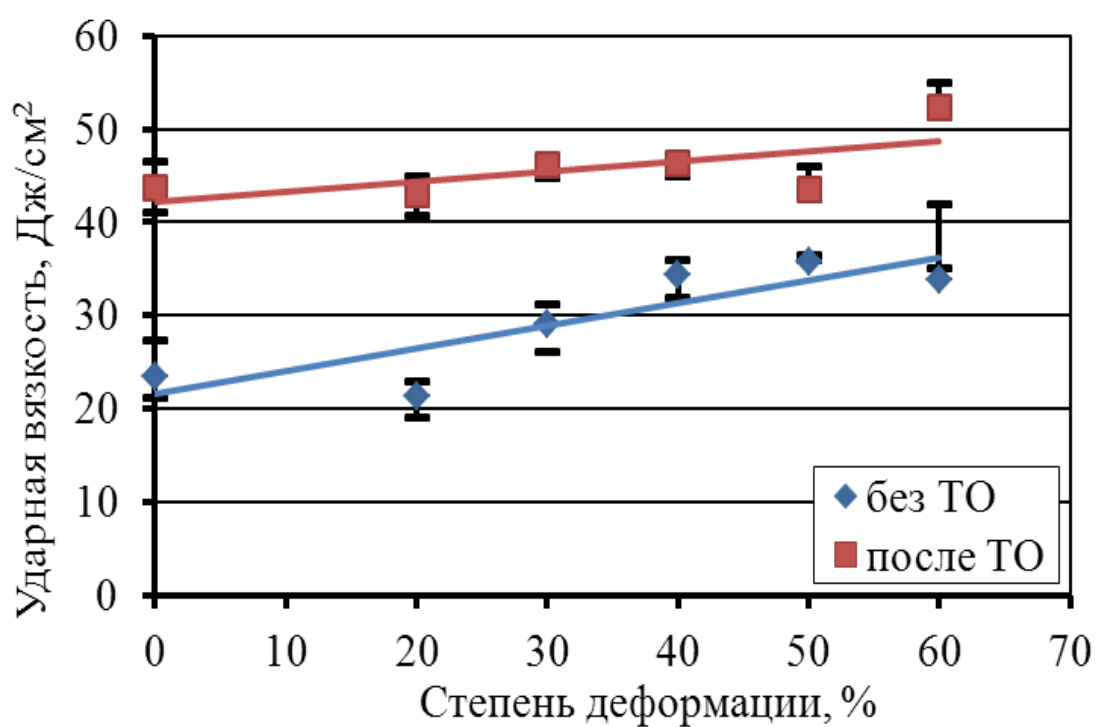


Рис. 6.12. Влияние дробной деформации на ударную вязкость углеродистой стали

Таким образом, как и в случае однократной деформации, дробная деформация оказывает положительное влияние на пластические характеристики и ударную вязкость стали для железнодорожных колес. При этом «эффект» влияния сохраняется и после ускоренного охлаждения, что подтверждает ранее выдвинутую гипотезу о явлении наследственности [187, 188], которая является наиболее общей характеристикой взаимосвязи структуры в различных поколениях обработки металлических материалов.

Сравнительный анализ механических свойств стали для железнодорожных колес показал, что дробная деформация в исследуемых пределах не оказывает положительного влияния на ее служебные свойства в сравнении с однократной деформацией (рис. 6.13, 6.14).

Исследования микроструктуры также не выявили существенного различия между структурным состоянием стали для железнодорожных колес после дробной и однократной деформации (рис. 6.15). В обоих случаях оно представляет собой перлитную структуру с небольшим количеством доэвтектоидного феррита (~10%), который выделяется по границам бывших аустенитных зерен.

Расчет средней величины действительного зерна, показал, что в состоянии без термической обработки после обоих видов деформации он равен третьему - четвертому баллу как для деформации 40%, так и 60%. При этом для всех степеней деформации характерна большая разнотернистость. Термическая обработка привела к значительному измельчению действительного зерна и уменьшению разнотернистости. Так, при деформации 40 и 60% после ТО средний размер зерна равен седьмому - восьмому баллу (рис. 6.15).

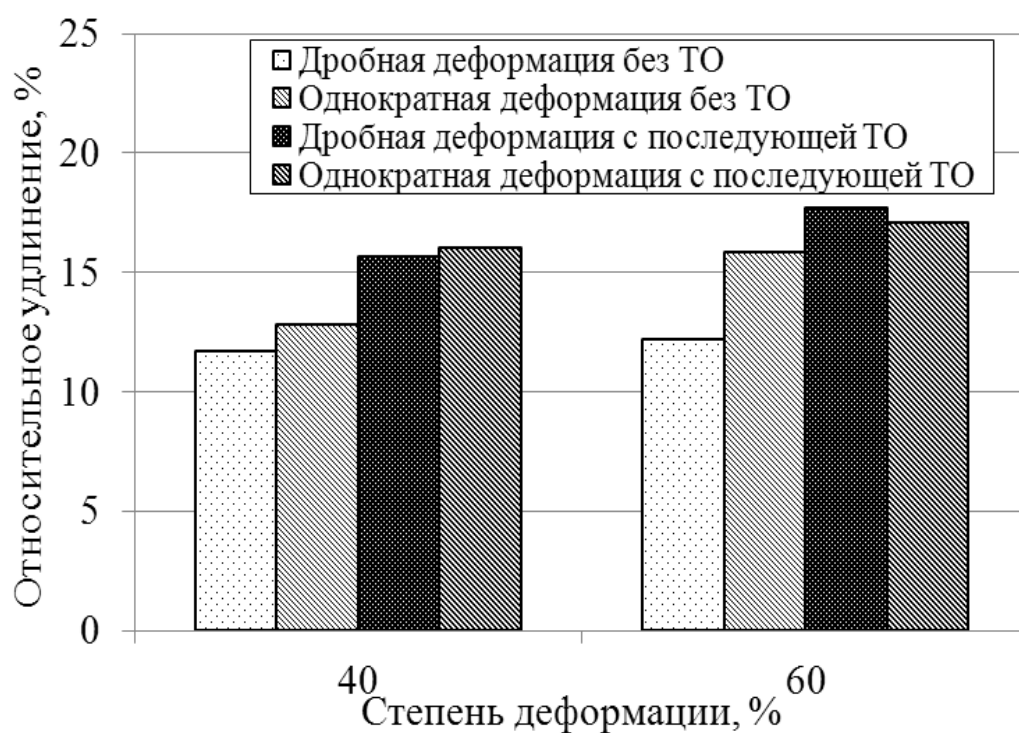


Рис. 6.13. Зависимость относительного удлинения от степени деформации углеродистой стали

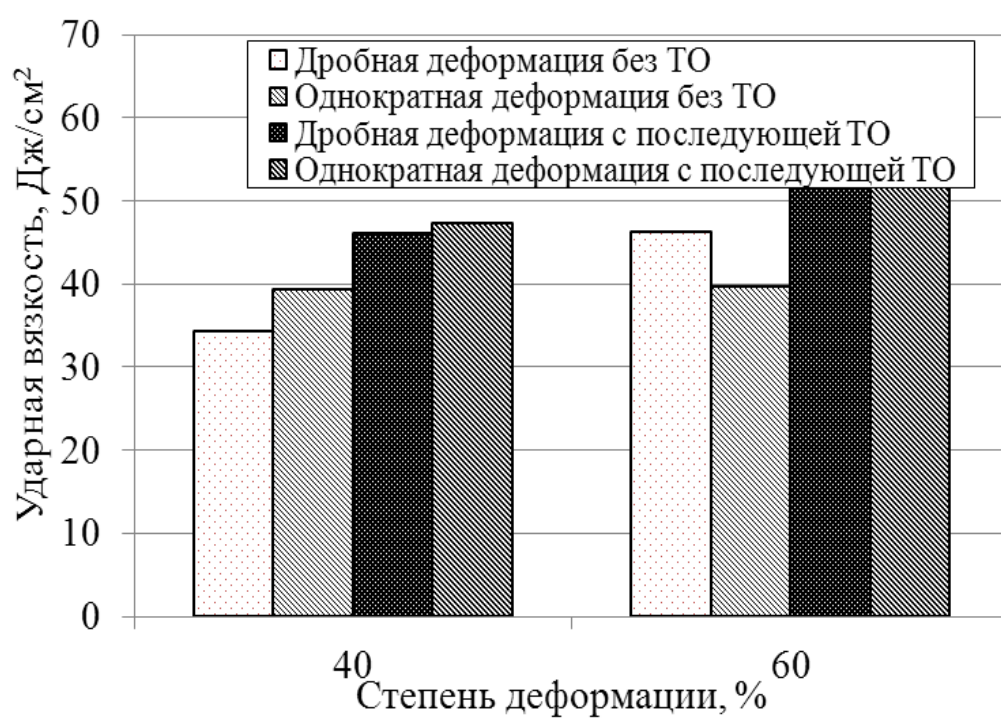


Рис. 6.14. Зависимость ударной вязкости от степени деформации углеродистой стали

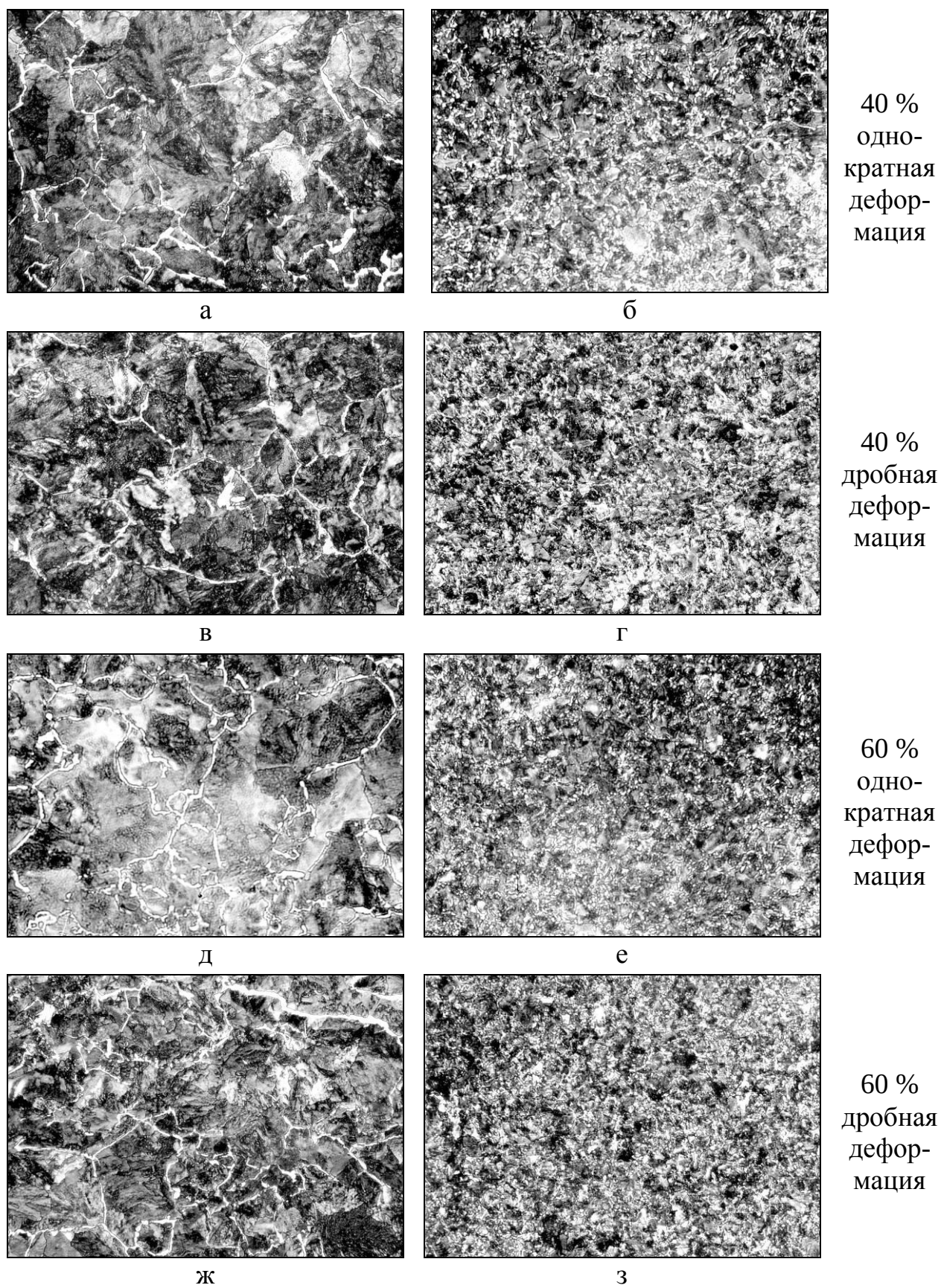


Рис. 6.15. Микроструктура углеродистой стали после различной величины дробной и однократной деформации (а, в, д, ж – без ТО; б, г, е, з – после ТО). $\times 100$

6.3 Совершенствование технологии горячей пластической деформации колесной заготовки, обеспечивающей увеличение суммарной деформации в ободе колеса и повышение его ударной вязкости и вязкости разрушения

Известно, что в настоящее время одним из наиболее проблемных элементов колеса является обод. С одной стороны вопросы экономики требуют повышения его ресурса, что связано с повышением износостойкости или ростом твердости. Повышение твердости ведет к росту прочности, что в свою очередь повышает опасность хрупкого разрушения в ободе колеса и, как следствие, ведет к необходимости нормирования его ударной вязкости и вязкости разрушения. В ряде работ было показано [190], что одной из причин возможного снижения вязких характеристик обода может быть недостаточная его прорабатываемость.

На основе результатов физического моделирования (глава 6) были разработаны предложения по изменению режимов горячей пластической деформации колесной заготовки применительно к колесопрокатному цеху ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» с целью оптимизации структурного состояния и повышения служебных свойств металла железнодорожных колес (в первую очередь вязких характеристик обода). Материалом для исследований была выбрана углеродистая сталь, химический состав которой представлен в таблице 2.5 (сталь марки «2» по ГОСТ 10791-20011).

На рис. 6.16 представлена общая схема прессо-прокатной линии колесопрокатного цеха ПАО "ИНТЕРПАЙП НТЗ". Она состоит из пяти агрегатов. На первом агрегате (пресс усилием 20 МН) производится предварительная осадка заготовки на гладких плитах. На втором агрегате (пресс усилием 50 МН) производится осадка заготовки в кольцо и разгонка пуансоном. Формовка полученной заготовки производится на следующем агрегате (пресс усилием 100 МН). Затем заготовка подается на колесопрокатный стан (агрегат №4), где производится ее раскатка. Формирование геометрии колеса завершается на последнем пятом агрегате

(пресс усилием 35 МН), где производится выгибка диска, калибровка обода прошивка отверстия ступицы.

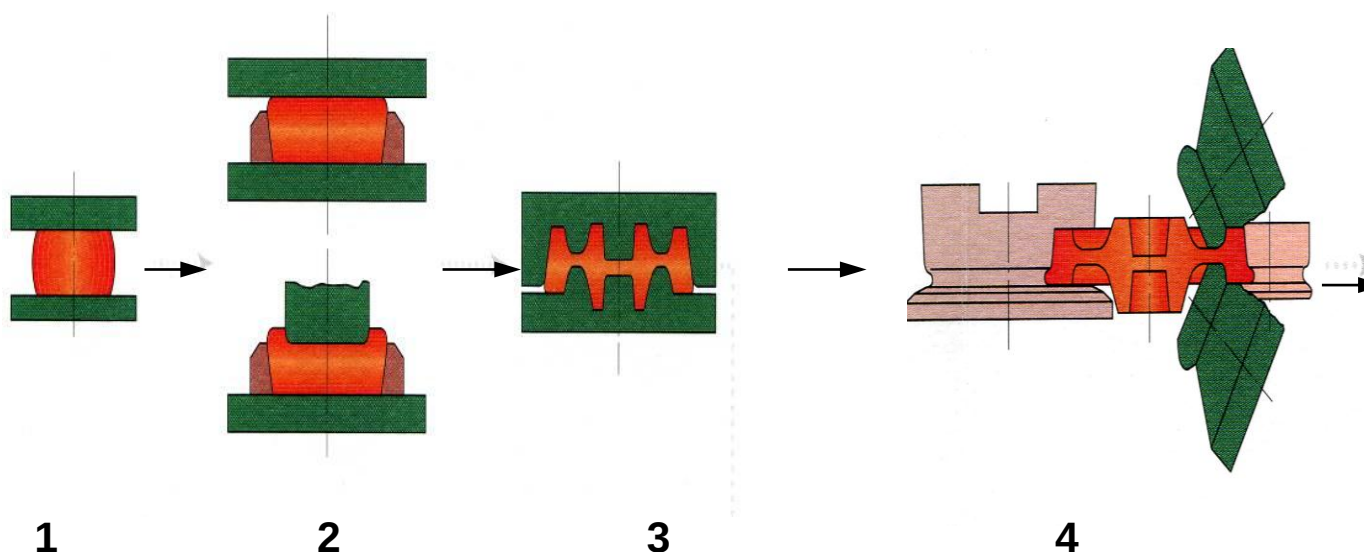


Рис. 6.16. Схема прессопрокатной линии колесопрокатного цеха:

- 1-свободная осадка на прессе 20МН,
- 2-осадка в кольце и разгонка на прессе 50МН,
- 3-штамповка на прессе 100МН,
- 4-прокатка колеса на колесопрокатном стане,
- 5-выгибка, калибровка и прошивка отверстия на прессе 35МН

Задача заключалась в повышении общей величины суммарной деформации в ободе колеса за счет ее увеличения на первых двух агрегатах прессопрокатной линии – прессе 20 МН и 50 МН. Для решения указанной задачи было предложено применить заготовку меньшего диаметра (415 мм вместо 482 мм) с увеличением ее высоты, а также использовать вместо операции осадки в кольце и разгонки пуансоном операцию черновой штамповки (опытная технология). Таким образом, были исследованы четыре варианта деформационной обработки колесной заготовки:

- действующая технология горячей пластической деформации колесной заготовки на прессопрокатной линии, заготовка диаметром 482 мм;

- действующая технология горячей пластической деформации колесной заготовки на прессопрокатной линии, заготовка диаметром 415 мм;
- опытная технология горячей пластической деформации (измененная схема деформации колесной заготовки на прессе 50МН), заготовка диаметром 482 мм;
- опытная технология горячей пластической деформации (измененная схема деформации колесной заготовки на прессе 50МН), заготовка диаметром 415 мм.

Термическая обработка железнодорожных колес с отдельного нагрева является заключительной технологической операцией, определяющей структурное состояние и уровень служебных свойств железнодорожных колес. Вместе с тем, оптимизация структурного состояния стали для железнодорожных колес (повышение плотности дендритной структуры, уменьшение размера действительного зерна и разнотерности) после горячей пластической деформации колесной заготовки на отдельных агрегатах прессопрокатной линии является необходимым условием достижения высокого уровня всех служебных свойств железнодорожных колес.

Как было показано [192], применение операции штамповки повышает прорабатываемость металла обода колеса, увеличивая в нем величину суммарной деформации примерно на 13 %. Применение заготовки диаметром 482 мм вместо 415 мм без изменения других технологических параметров деформационной обработки, в свою очередь, дает прирост величины деформации ~ 11 %. после пресса 35 МН.

6.3.1 Исследование структурного состояния и механических свойств колесной заготовки после ее деформации на различных агрегатах прессо-прокатной линии

Так как технологический процесс производства цельнокатаных колес состоит из нескольких операций пластического формоизменения, в работе были проведены исследования изменения структурного состояния и механических свойств (предела прочности, относительного удлинения и относительного сужения) металла колесной заготовки после ее деформации на отдельных агрегатах прессопрокатной линии колесопрокатного цеха - прессах 20 МН, 50 МН, 100 МН и 35 МН.

Анализ механических свойств после каждой стадии производства проводился на основе результатов испытаний на статическое растяжение (определение предела прочности, относительного удлинения, относительного сужения). Испытания на ударную вязкость проводили только на готовом колесе, т. к. схема вырезки образцов для этих испытаний строго привязана к геометрии обода.

На рисунках 6.17 и 6.18 представлена микроструктура металла колесной заготовки исследуемой стали. Ее анализ показывает, что увеличение прорабатываемости обода колеса, как за счет изменения схемы деформации на прессе 50 МН, так и за счет уменьшения размера заготовки, не оказывает качественного влияния на микроструктуру углеродистой стали. Во всех случаях она состоит из пластинчатого перлита и небольшого количества доэвтектоидного феррита, который выделяется по границам бывших аустенитных зерен. Поагрегатное возрастание величины суммарной деформации (переход от агрегата к агрегату) не зависимо от технологии деформирования ведет к уменьшению среднего диаметра зерна. Значения размера зерна металла колесной заготовки на различных стадиях производства представлены в таблице 6.3.

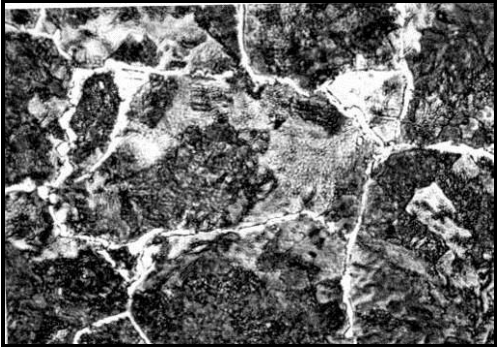
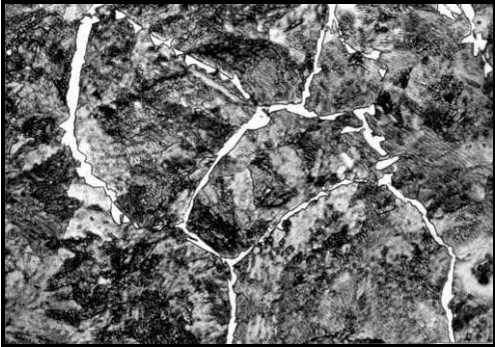
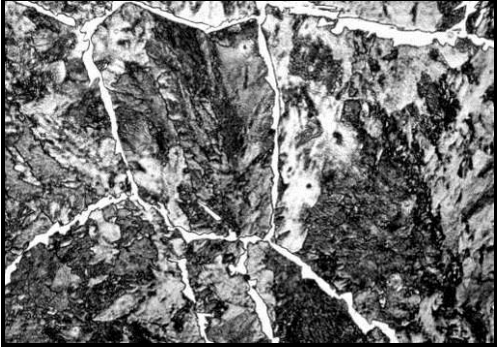
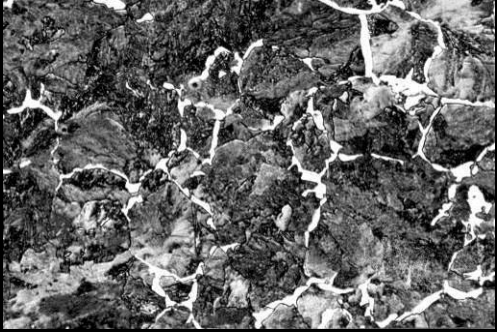
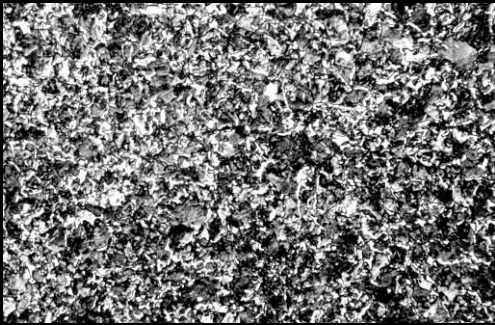
Заготовка Ø 482мм		Стадия производства
Действующая технология	Опытная технология	
		Пресс 20МН
		Пресс 50МН
		Пресс 100МН
		Пресс 35МН
		Термическая обработка

Рис. 6.17. Микроструктура металла колесной заготовки Ø482мм на различных стадиях производства

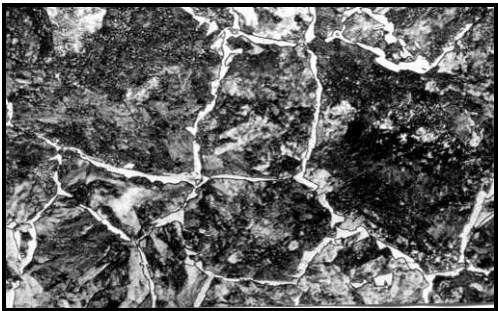
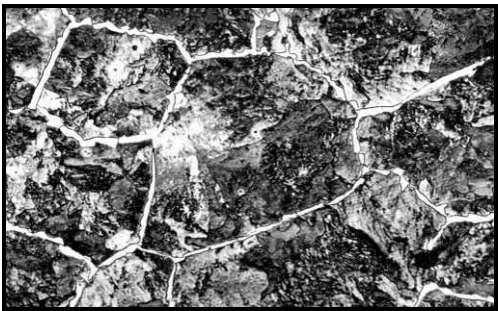
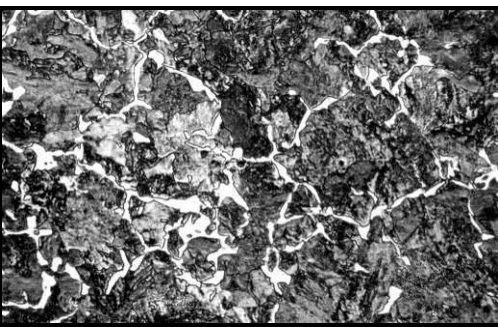
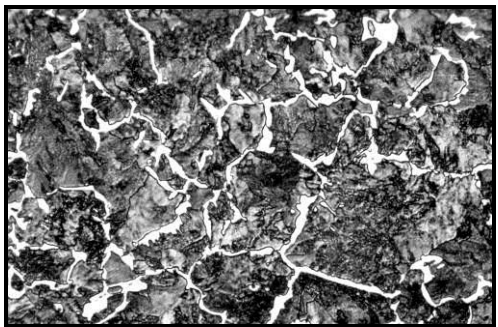
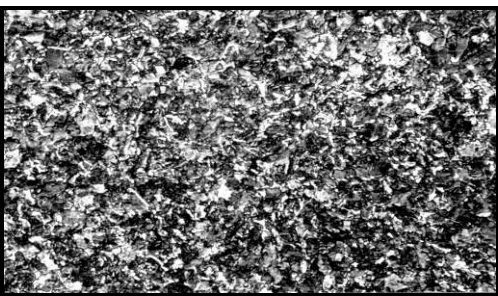
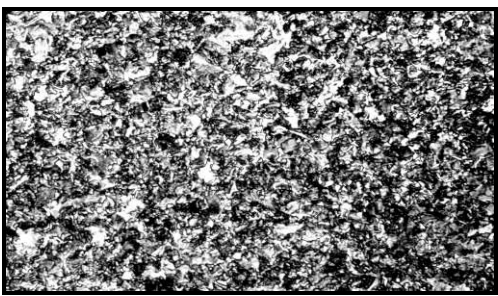
Заготовка Ø 415мм		Стадия производства
Действующая технология	Опытная технология	
		Пресс 20МН
		Пресс 50МН
		Пресс 100МН
		Пресс 35МН
		Термическая обработка

Рис. 6.18. Микроструктура металла колесной заготовки Ø415мм на различных стадиях производства

Изменение технологии горячего деформирования металла колесной заготовки значительно уменьшает его разнотернистость, о чем свидетельствуют кривые распределения зерен по размеру, приведенные на рис. 6.19.

Анализ результатов механических испытаний, приведенных в таблице 6.4 и на рисунках 6.20 – 6.22, показывает, что предел прочности после деформации литой заготовки на прессе 20 МН возрастает на 5-8% (рис. 9.5), деформация на других агрегатах оказывает незначительное влияние на эту характеристику, изменяя ее примерно на 1-4%. Общий рост предела прочности углеродистой стали после деформации заготовки на прессопрокатной линии составляет около 10%.

Таблица 6.3

Величина зерна металла колесной заготовки на различных стадиях производства железнодорожных колес

Заготовка, технология горячей деформации	Размер зерна, мм				
	Пресс 20МН	Пресс 50МН	Пресс 100МН	Пресс 35МН	Термическая обработка
Ø482 мм, действующая технология	0,3765	0,1758	0,2715	0,1461	0,0370
Ø415 мм, действующая технология	0,3821	0,1971	0,1639	0,1175	0,0381
Ø482 мм, опытная технология	0,3765	0,2382	0,2011	0,1713	0,0361
Ø415 мм, опытная технология	0,3821	0,2402	0,1530	0,1522	0,0354

Таблица 6.4

Механические свойства металла колесной заготовки на различных стадиях производства железнодорожных колес

Заготовка, технология горячей деформации	Механические свойства	Литая заготовка	Пресс 20МН	Пресс 50МН	Пресс 100МН	Пресс 35МН	Колесо после термообработки
Ø482 мм, действующая технология	Предел прочности, Н/мм ²	719,5	769,4	799	777,9	797	988,5
	Относительное удлинение, %	4,75	12,5	14,7	11,5	14,3	15,4
	Относительное сужение, %	8,7	14,5	20,7	18	22,3	42,5
Ø415 мм, действующая технология	Предел прочности, Н/мм ²	714,1	769,9	790,5	775,2	792	994,4
	Относительное удлинение, %	3,95	10,8	12,5	15	15	14,5
	Относительное сужение, %	8,2	15,5	20,25	23	21	40,4
Ø482 мм, Опытная технология	Предел прочности, Н/мм ²	719,5	759	794,7	775	792,5	1007,5
	Относительное удлинение, %	4,8	9,7	12	16	15,3	15
	Относительное сужение, %	8,7	13	17	23,8	25,5	40,8
Ø415 мм, Опытная технология	Предел прочности, Н/мм ²	714,1	772,8	783	780	786	1006,7
	Относительное удлинение, %	4,0	8,9	14	13,3	14,3	15,5
	Относительное сужение, %	8,2	10,3	19	24	20	44

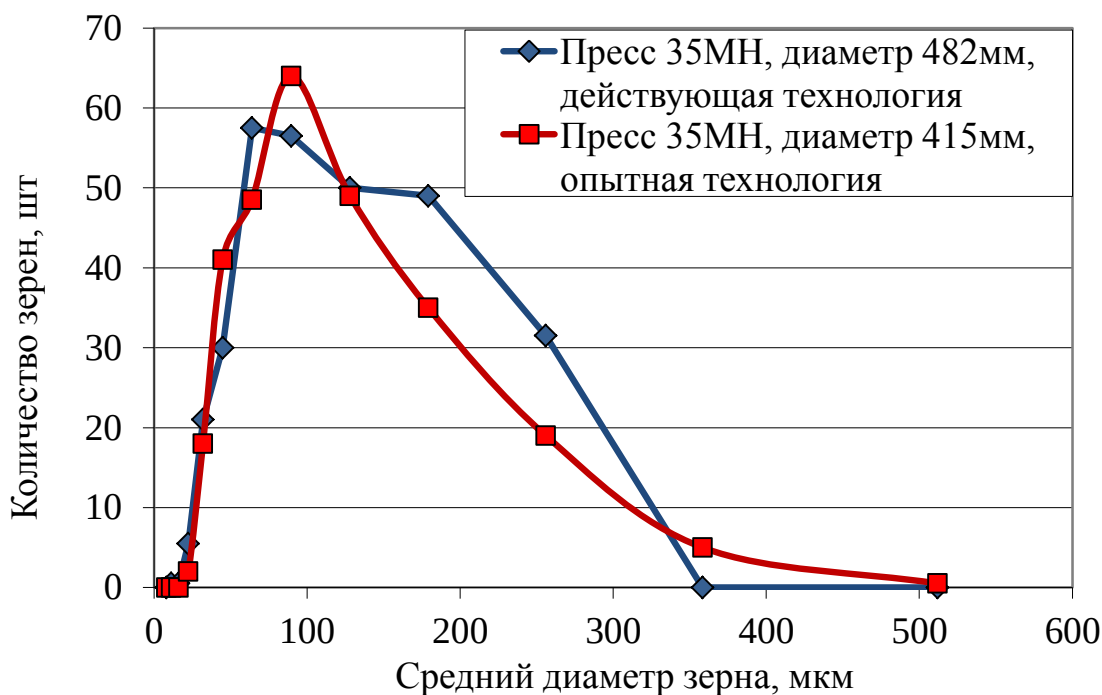


Рис. 6.19. Кривые распределения зерен по размеру в металле колесной заготовки после деформации на прессе 35 МН

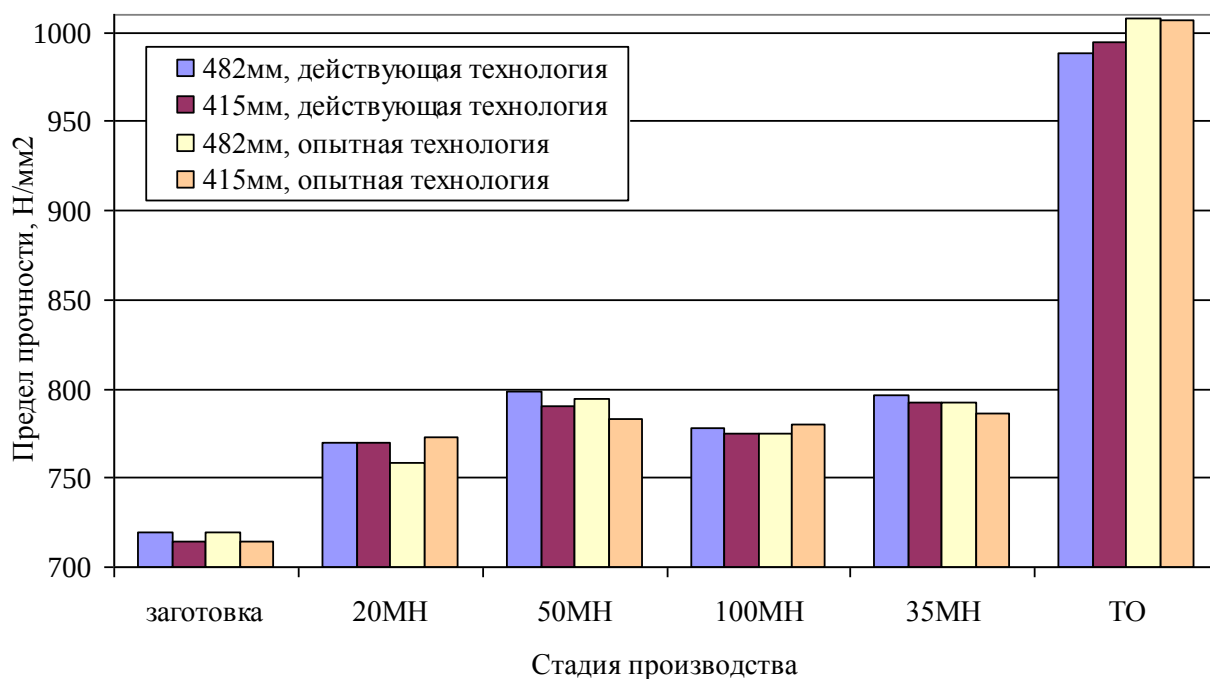


Рис. 6.20. Изменение предела прочности металла колесной заготовки после ее горячей пластической деформации на различных агрегатах прессопрокатной линии и последующей термической обработки колес

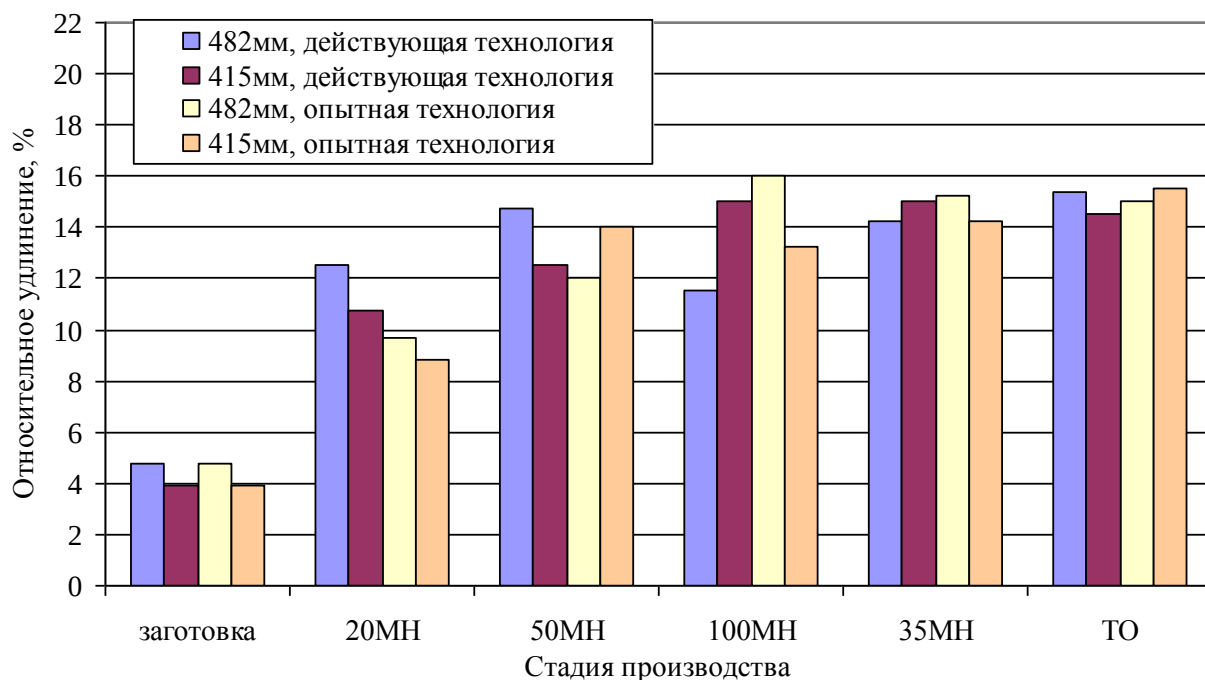


Рис. 6.21. Изменение относительного удлинения металла колесной заготовки после ее горячей пластической деформации на различных агрегатах прессопрокатной линии и последующей термической обработки колес

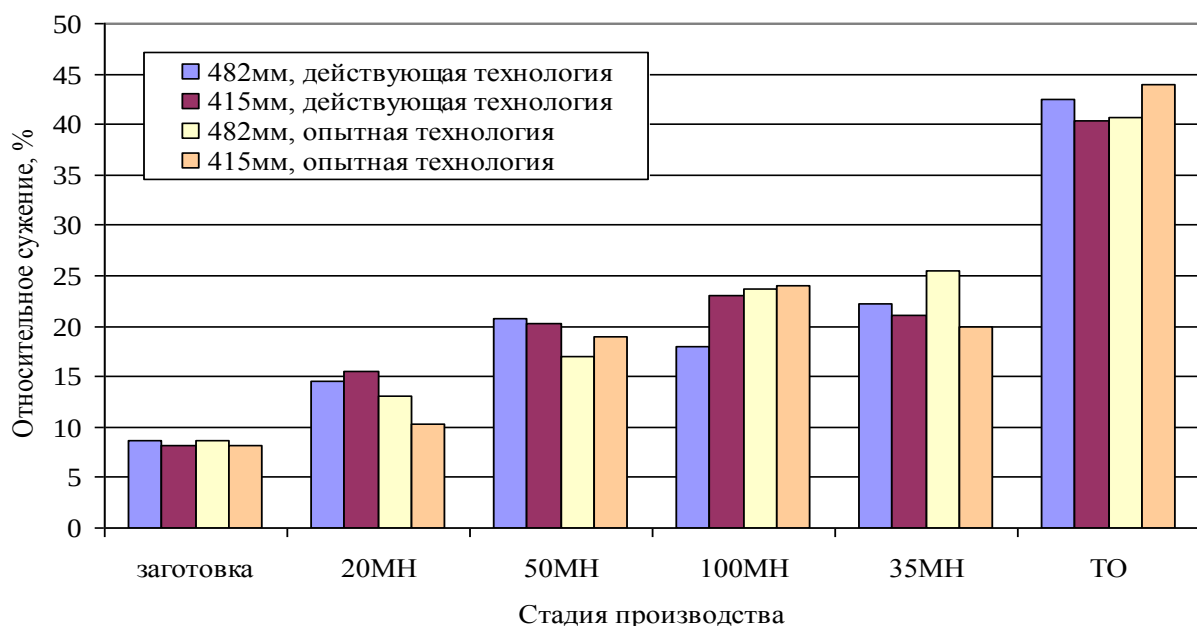


Рис. 6.22. Изменение относительного сужения металла колесной заготовки после ее горячей пластической деформации на различных агрегатах прессопрокатной линии и последующей термической обработки колес

Поагрегатная деформация металла колесной заготовки оказывает более значимое положительное влияние на его относительное удлинение (рис. 6.21). Однако эта зависимость не является монотонной. Наибольший прирост относительного удлинения наблюдается после первых двух агрегатов прессопрокатной линии (пресс 20 и 50 МН). Значения относительного удлинения на них увеличиваются в среднем в 2,7 раза. После деформации на последующих агрегатах темп роста этой характеристики замедляется.

Поагрегатная деформация металла колесной заготовки оказывает положительное влияние и на его относительное сужение (рис. 6.22). Отличительной особенностью изменения относительного сужения, в сравнении с относительным удлинением, является более равномерное влияние деформации на отдельных агрегатах на эту характеристику. Суммарное повышение относительного сужения после горячей пластической деформации на всех агрегатах прессопрокатной линии в среднем составляет 2,5 – 3 раза в сравнении с литым недеформированным состоянием.

Таким образом, было показано, что увеличение прорабатываемости металла колесной заготовки на отдельных агрегатах прессопрокатной линии оказывает положительное влияние в первую очередь на ее характеристики пластичности – относительное удлинение и относительное сужение и незначительно изменяет предел прочности. Более значимое повышение прочностных характеристик металла железнодорожных колес происходит на последующем металлургическом переделе – термической обработке колес с отдельного нагрева.

6.3.2 Сравнительные исследования структурного состояния металла термически упрочненных железнодорожных колес, изготовленных по текущей и опытной технологии

Как показано различным авторами [193-196] первичная (дендритная) структура конструкционных сталей оказывает существенное влияние на формирование ее вторичной микроструктуры и, как следствие, на служебные свойства изделий из этих сталей. Актуальна эта проблема и для углеродистых сталей, применяемых и для производства железнодорожных колес. В связи с этим в работе были проведены исследования особенностей изменения дендритной структуры обода колеса после горячей пластической деформации по различным режимам.

В настоящее время при исследовании изменений дендритной структуры применяются различные количественные характеристики [193]. В данной работе при проведении исследований в качестве критерия изменения дендритной структуры была принята такая характеристика как дисперсность следов концентрационной неоднородности. Эта характеристика определяется как отношение суммарных размеров осных участков (доля осных участков на длине линейки окуляра) к количеству осных участков, приходящихся на эту же длину линейки. Таким образом, изменение дендритной структуры зависит не только от количества осей, но и от доли осных участков в единице длины.

На рисунках 6.23 – 6.26 представлена микроструктура ободьев колес, после различных вариантов деформационной обработки колесной заготовки. Ее анализ показывает, что увеличение величины суммарной деформации в ободе колеса путем уменьшения диаметра колесной заготовки и изменения схемы ее деформации оказывает влияние на изменение первичной дендритной структуры металла обода колеса, изменяя как морфологию, так и дисперсность дендритной структуры.

Исследования показали, что в ободе существуют две области, различающиеся между собой по морфологии и дисперсности дендритной

структуры [192]. Одна из них расположена в поверхностных слоях обода колеса в среднем на глубине до 18 мм от поверхности катания и от наружной и внутренней боковой поверхности обода. Вторая расположена в центральной области обода.

Для исследования микроструктуры наружных слоев обода пробы вырезались на глубине 15 мм от поверхности катания, а также на расстоянии 12 мм от наружной и внутренней боковой поверхности обода (схема вырезки образцов на ударный изгиб в соответствии с требованиями межгосударственного стандарта ГОСТ 10791-2011). Для исследования структуры внутренних слоев обода пробы размером 20x20 мм вырезались на глубине 30 и 50 мм от поверхности катания на расстоянии 70 мм от внутренней боковой поверхности обода.

Анализ дисперсности следов концентрационной неоднородности, формирующейся при дендритной кристаллизации металла ободьев колес, показывает (таблица 6.5), что в центральных слоях ободьев колес, изготовленного по действующей технологии (заготовка диаметром 482 и 415 мм), эта характеристика соответственно на 37 и 71 % ниже в сравнении с дисперсностью дендритов поверхностной области обода. Применение опытной технологии горячей деформации привело не только к повышению дисперсности дендритной структуры всех слоев обода, но и к уменьшению структурной неоднородности между его поверхностью и центром.

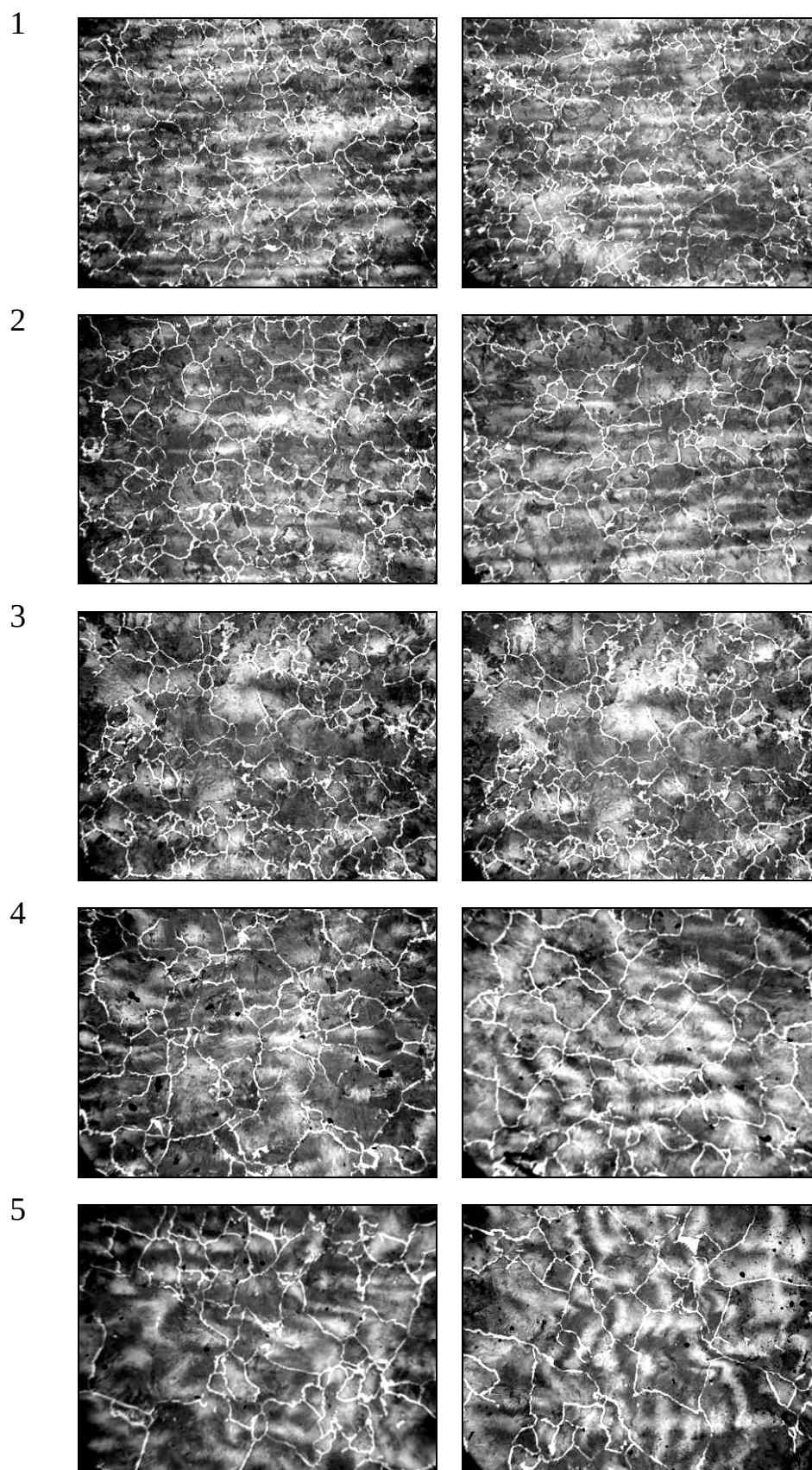


Рис. 6.23. Дендритная структура в поверхностных (1, 2, 3) и центральных (4, 5) слоях обода колеса после деформации заготовки по режиму 1, $\times 50$. Травлено пикратом натрия

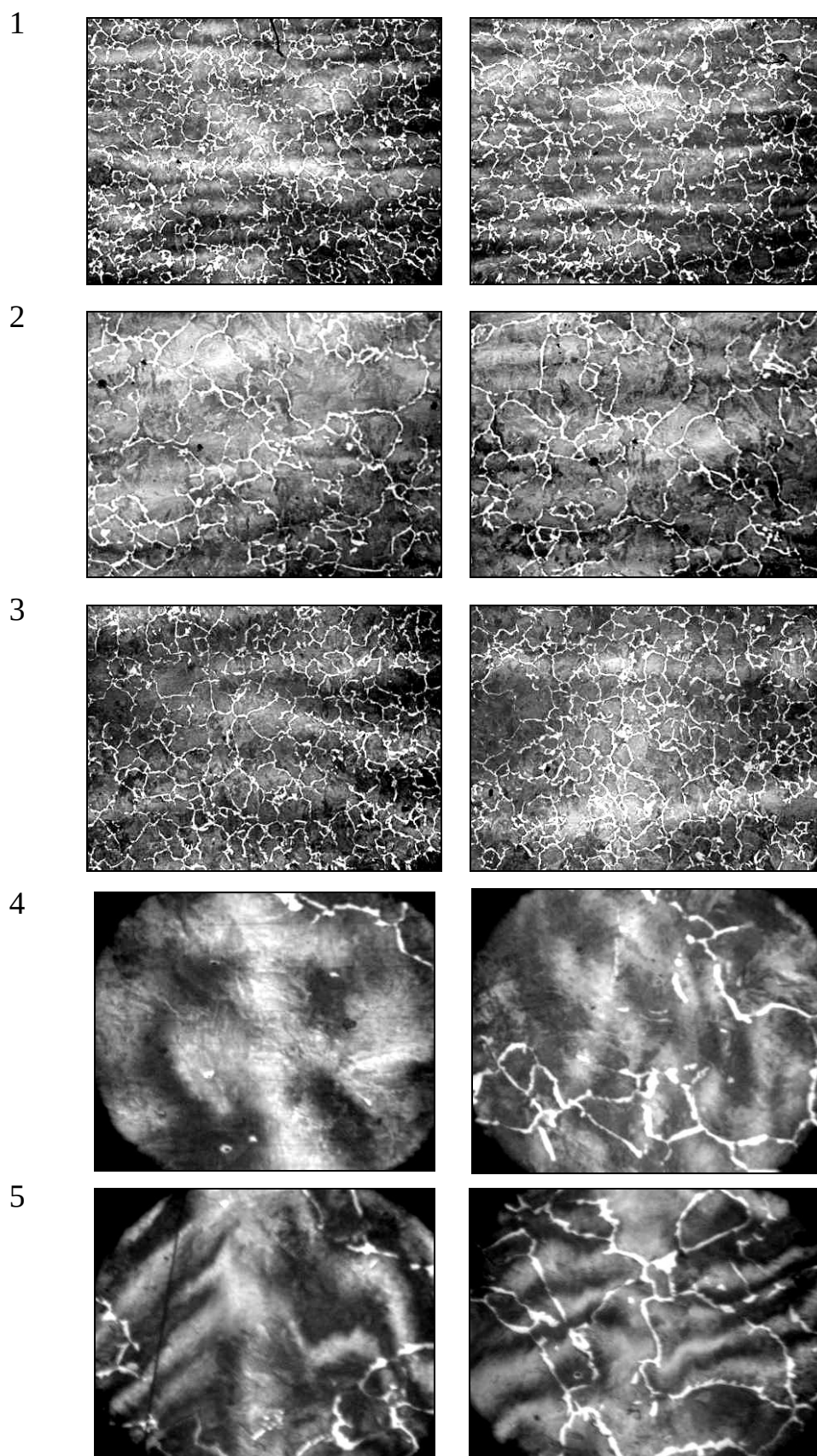


Рис. 6.24. Дендритная структура в поверхностных (1, 2, 3) $\times 50$ и центральных (4, 5) $\times 100$ слоях обода колеса после деформации заготовки по режиму 2. Травлено пикратом натрия

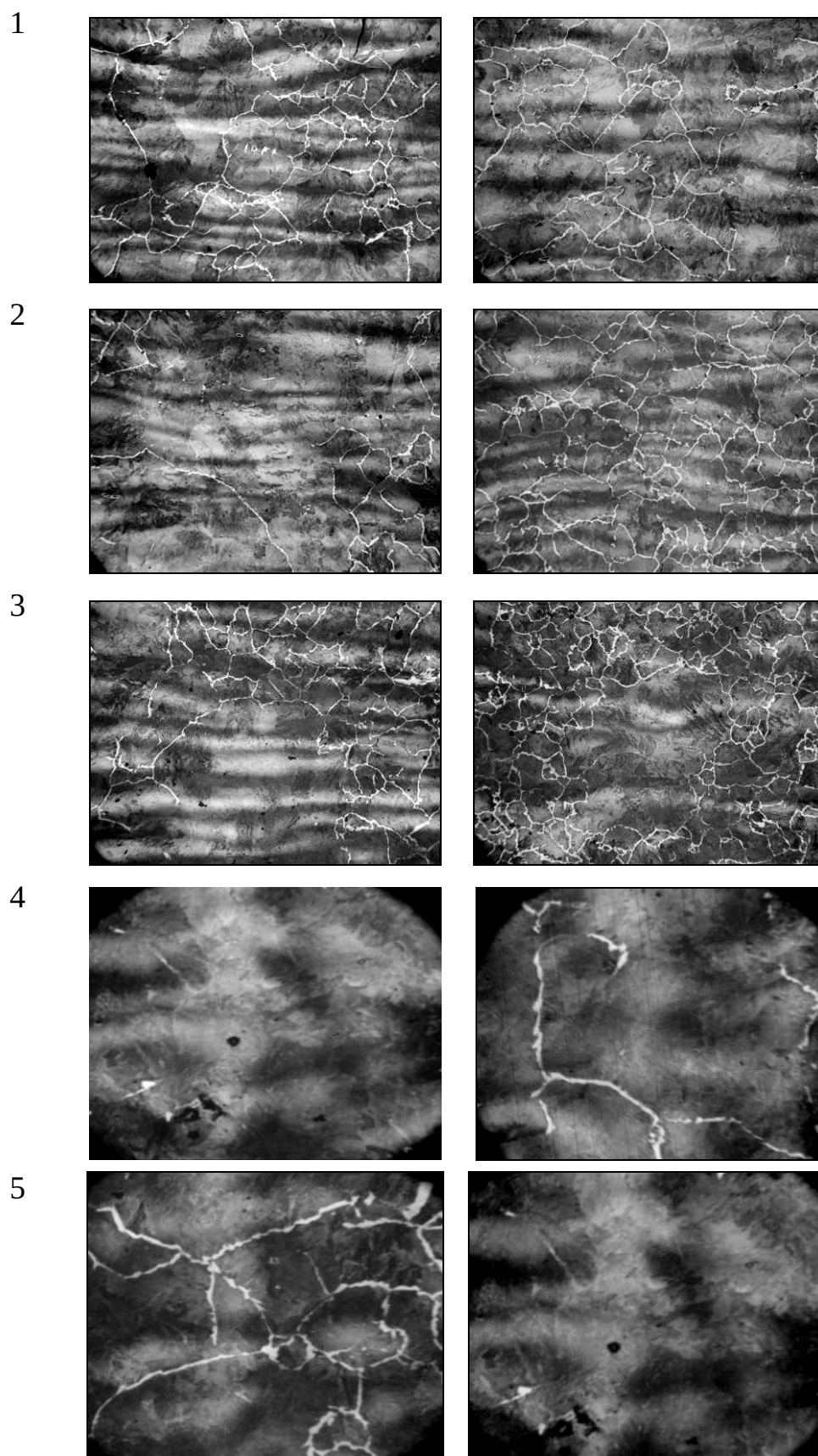


Рис. 6.25. Дендритная структура в поверхностных (1, 2, 3) $\times 50$ и центральных (4, 5) $\times 100$ слоях обода колеса после деформации заготовки по режиму 3. Травлено пикратом натрия

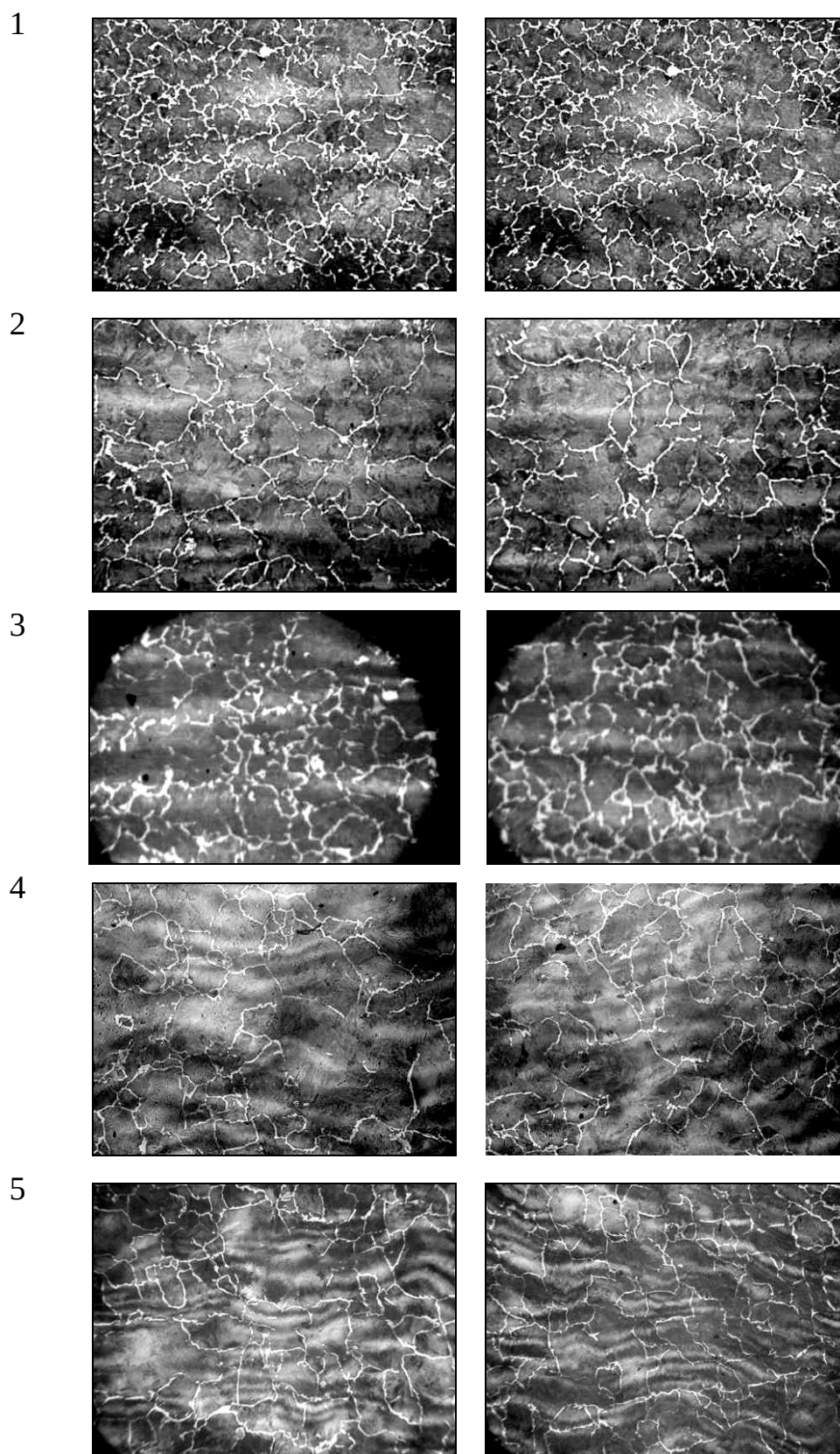


Рис. 6.26. Дендритная структура в поверхностных (1x50, 2x50, 3x100) и центральных (4, 5) x50 слоях обода колеса после деформации заготовки по режиму 4. Травлено пикратом натрия

Таблица 6.5

Параметры дендритной и зеренной структуры металла ободьев колес после различных вариантов деформационной обработки колесной заготовки

№ варианта обработки	Диаметр заготовки, мм	Технология горячей пластической деформации	Размер зерна, мм	Дисперсность следов конц. неоднородности, мм	Размер зерна, мм	Дисперсность следов конц. неоднородности, мм
			наружные слои		внутренние слои	
1	482	действующая	0,1629	0,08322	0,3989	0,1132
2	415		0,1577	0,08119	0,3097	0,0956
3	482	опытная	0,1487	0,07135	0,2238	0,1224
4	415		0,1283	0,06675	0,2194	0,04837

На рис. 6.27 и 6.28 представлена микроструктура металла ободьев термически упрочненных колес, прокатанных по опытной и текущей технологии. Как следует из этих рисунков, она представляет собой ферритно-перлитную структуру с небольшим количеством доэвтектоидного феррита (около 8%), который выделяется по границам бывших аустенитных зерен.



Рис. 6.27. Микроструктура металла обода колеса (текущая технология, заготовка $\varnothing 415$ мм). $\times 400$.

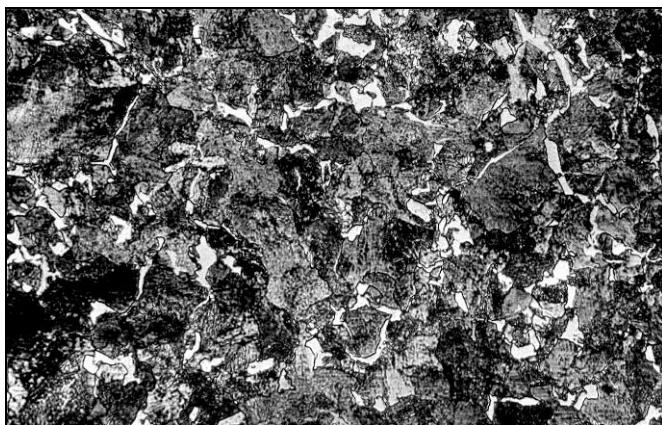


Рис. 6.28. Микроструктура металла обода колеса (опытная технология, заготовка $\varnothing 415\text{мм}$). $\times 400$

Анализ вторичной микроструктуры металла обода колеса во взаимосвязи с его первичной (дендритной) микроструктурой показывает (табл. 6.5), что повышение плотности следов концентрационной неоднородности, формирующейся при дендритной кристаллизации металла, путем горячей пластической деформации колесной заготовки ведет к формированию более мелкозернистой структуры в ободе.

6.3.3 Сравнительные исследования механических свойств металла ободьев термически упрочненных железнодорожных колес, изготовленных по текущей и опытной технологии

В работе были проведены исследования влияния указанных выше режимов горячей пластической деформации колесной заготовки на служебные механические свойства железнодорожных колес, определяемых в ободе колеса. В соответствии с требованиями ГОСТ 10791-2011 такими являются предел прочности, относительное удлинение, относительное сужение, ударная вязкость и твердость. В связи с тем, что между пределом прочности и твердостью углеродистых сталей наблюдается тесная корреляционная связь [197], что подтверждают результаты проведенного

эксперимента, данные по твердости в работе не приведены. Отбор проб для проведения этих исследований проводился в соответствии с требованиями межгосударственного стандарта на железнодорожные колеса ГОСТ 10791-2011.

Анализ результатов механических испытаний, приведенных в таблице 6.6 на рисунках 6.29 – 6.31 показывает, что уменьшение диаметра колесной заготовки и применение опытной технологии оказывает незначительное влияние на предел прочности (рис. 6.29) и относительное удлинение (рис. 6.30) образцов, вырезанных из обода колеса. Несколько иная картина наблюдается для такой характеристики как ударная вязкость (рис. 6.31). Эта характеристика оказалась наиболее чувствительной к изменению схемы деформации. Изменение схемы деформации применительно к заготовке большого диаметра (варианты 1 и 3 табл. 6.6) приводит к повышению ударной вязкости обода колеса от 43,2 до 48,3 Дж/см² т.е. на 14%. Изменение схемы деформации на заготовке малого диаметра (варианты 2 и 4 табл. 6.6) также оказывает положительное влияние на ударную вязкость обода, повышая ее от 42,3 до 47,9 Дж/см², т.е. на 13%.

Для объяснения причин такого изменения ударной вязкости необходимо принять во внимание результаты макро- и микроструктурных исследований (п. 6.3.2), где установлено положительное влияние изменения схемы деформации и размера колесной заготовки на изменение дендритной и зеренной структуры поверхностных и внутренних слоев обода, а также рассмотреть схему отбора проб на ударную вязкость из обода колеса (рис. 6.32). Из этого рисунка следует, что две пробы на ударную вязкость отбираются на расстоянии 12 мм от наружной и внутренней боковой поверхности обода, а третья – на расстоянии 15 мм от поверхности катания, т.е. из поверхностных слоев обода. Изменение схемы деформации способствует формированию в поверхностных слоях обода более дисперсной дендритной структуры и, как следствие, более мелкого зерна. Известно, что измельчение зерна, оказывает наиболее значимое положительное влияние на

ударную вязкость углеродистых сталей [198, 134]. Это и является основной причиной повышения ударной вязкости при изменении схемы деформации.

Таблица 6.6

Механические свойства обода железнодорожного колеса после различных режимов деформационной обработки

Вариант технологии. Диаметр заготовки	Механические свойства обода			
	Предел прочности, Н/мм ²	Относит. удлинение, %	Относит. сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²
Действующая технология. Заготовка Ø482 мм. (вариант 1)	989	15,4	42,5	43,4
Действующая технология. Заготовка Ø415 мм. (вариант 2)	995	14,7	41,2	42,3
Опытная технология. Заготовка Ø482 мм. (вариант 3)	1008	15,1	40,8	48,5
Опытная технология. Заготовка Ø415 мм. (вариант 4)	1007	15,5	44	47,9

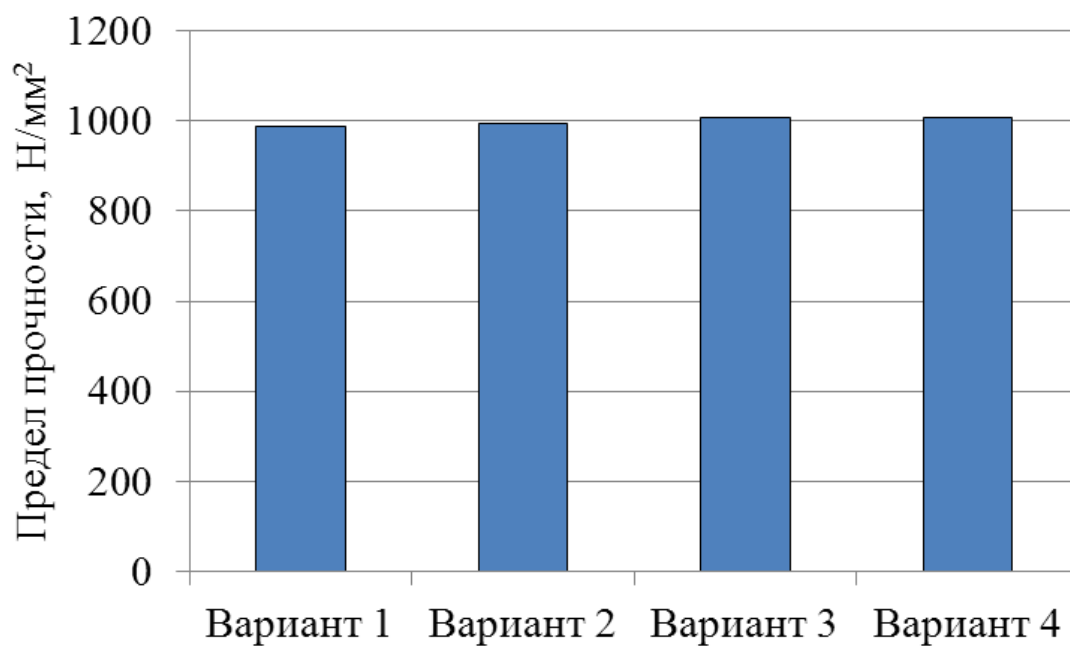


Рис. 6.29. Влияние деформационной обработки колесной заготовки на предел прочности металла железнодорожных колес

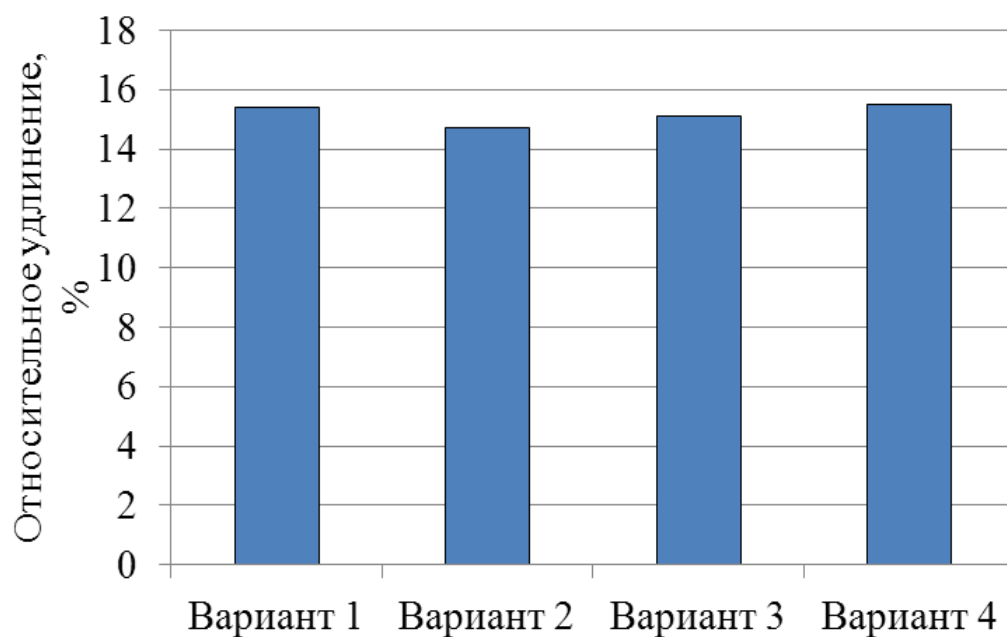


Рис. 6.30. Влияние деформационной обработки колесной заготовки на относительное удлинение металла железнодорожных колес

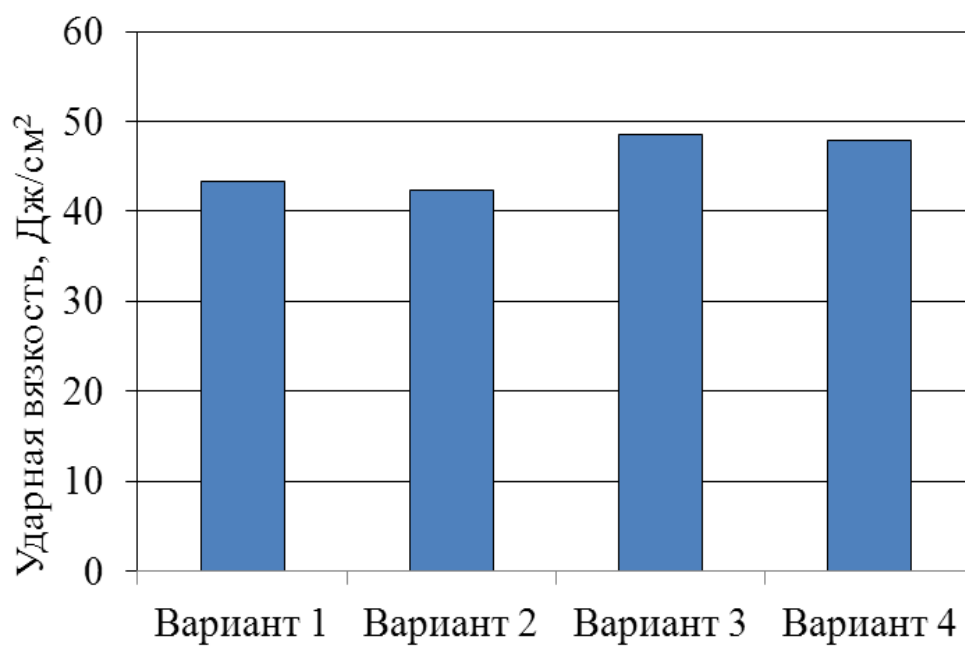


Рис. 6.31. Влияние деформационной обработки колесной заготовки на ударную вязкость металла железнодорожных колес

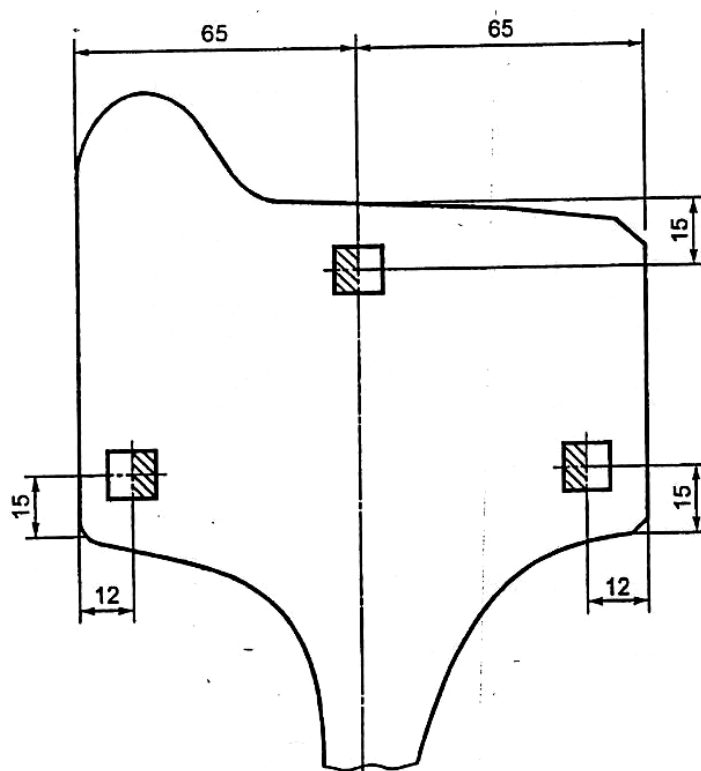


Рис. 6.32. Схема вырезки образца для испытаний на ударную вязкость

6.3.4 Влияние горячей пластической деформации колесной заготовки на вязкость разрушения K_{Ic} ободьев железнодорожных колес

Отдельно необходимо рассмотреть вопрос об исследованиях такой сложной характеристики надежности конструкционных сталей как критический коэффициент интенсивности напряжений (вязкость разрушения) K_{Ic} . Относительно небольшой срок использования этой характеристики для оценки надежности металлопроката из конструкционных сталей массового производства (и особенно для углеродистых сталей) и небольшое количество исследований по влиянию на этот показатель различных параметров структуры определяют научную значимость проблемы. С другой стороны, повышение служебных характеристик обода колеса имеет в настоящее время огромное практическое значение. И одной из наиболее важных из этих характеристик является вязкость разрушения K_{Ic} . Техническими требованиями межгосударственного стандарта ГОСТ 10791-2011 предусмотрено проведение испытаний на вязкость разрушения железнодорожных колес. Более того, всеми европейскими международными стандартами на железнодорожные колеса (EN 13262, ISO1005-6 др.) предусмотрено проведение сдаточных испытаний на вязкость разрушения.

Исследования проводились на образцах, вырезанных из железнодорожных колес, как в горячекатаном состоянии, так и после последующей термической обработки.

На рисунке 6.33 показано влияние различных вариантов деформационной обработки колесной заготовки на вязкость разрушения K_{Ic} . Его анализ показывает, что повышение величины суммарной деформации в ободке колеса оказывает положительное влияние на его вязкость разрушения.

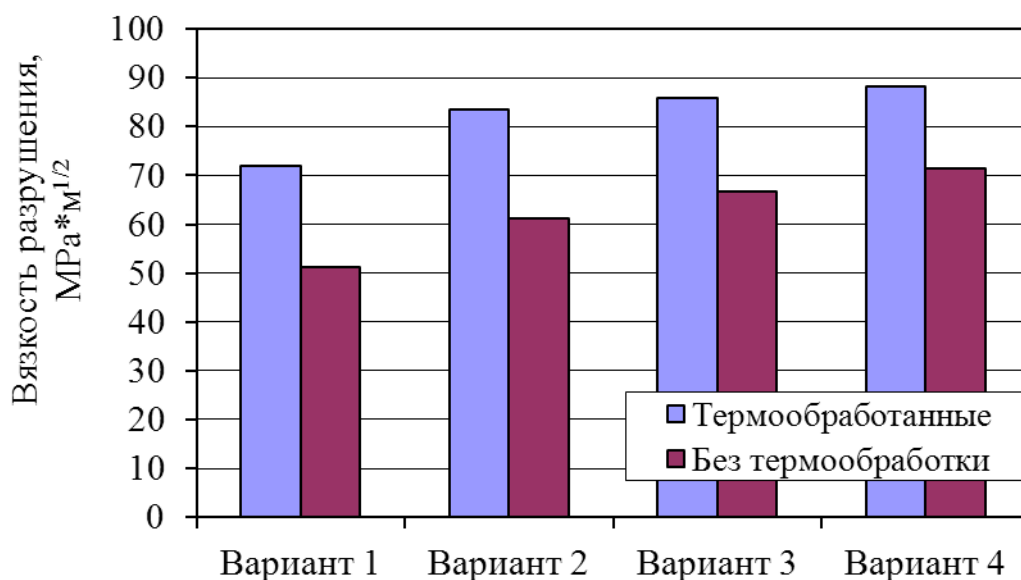


Рис. 6.33. Вязкость разрушения железнодорожных колес после различных режимов деформационной обработки колесной заготовки

В ранее проведенных исследованиях [199; 146] было показано, что вязкость разрушения является структурно чувствительной характеристикой. В данной работе были проведены исследования влияния, как первичной дендритной структуры углеродистой стали, так и ее вторичной структуры (в первую очередь величины зерна) на ее вязкость разрушения.

Геометрические размеры пробы для определения этой характеристики (толщина 30 мм) обеспечивают присутствие в сечении этого образца как поверхностных слоев обода (на глубину ~ 18 мм), так и его внутренних участков. Схема вырезки образца на вязкость разрушения толщиной 30 мм из обода колеса Ø 957 мм (ширина обода 135 мм) представлена на рисунке 6.34.

Путем несложных математических расчетов с использованием данных, представленных на рис. 6.34, было определено, что в рабочем сечении образца (фигура abcg) доля площади, соответствующей наружным (фигура abcdef) и внутренним (фигура gfed) слоям обода составляет соответственно 72% и 28%. С учетом этих данных, а также средней дисперсности следов концентрационной неоднородности, формирующейся при дендритной кристаллизации каждого из исследуемых участков обода (внутреннего и

наружного слоев; см. табл. 6.5) было определено среднее приведенное значение дисперсности следов концентрационной неоднородности, формирующейся при дендритной кристаллизации рабочего сечения образца для всех вариантов деформационной обработки.

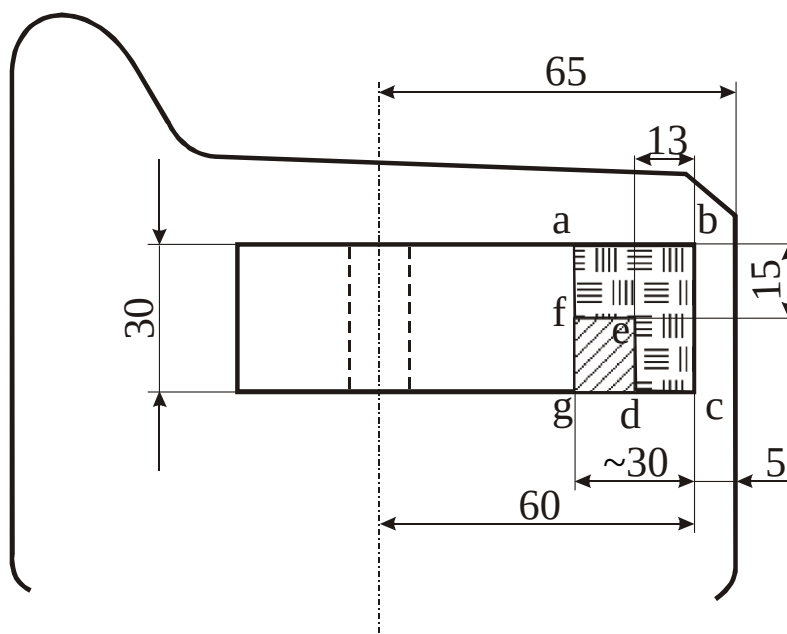


Рис. 6.34. Схема вырезки образца для испытаний на вязкость разрушения K_{IC}

Анализ зависимости вязкости разрушения K_{IC} железнодорожных колес от среднего приведенного значения дисперсности следов концентрационной неоднородности, формирующейся при дендритной кристаллизации рабочего сечения образца, приведенной на рис. 6.35, показывает, что повышение дисперсности дендритной структуры в ободке колеса оказывает положительное влияние на его вязкость разрушения K_{IC} . Эта закономерность в одинаковой мере наблюдается как для горячекатаного, так и для термически упрочненного состояния. Независимо от вариантов горячей пластической деформации, ускоренное охлаждение ободьев колес с повторного нагрева оказывает положительное влияние на ее вязкость разрушения K_{IC} .

Таким образом, результаты исследований показали, что разная прорабатываемость внутренних и наружных слоев обода колеса приводит к различным изменениям в них первичной дендритной структуры. Повышение плотности следов концентрационной неоднородности, формирующейся при дендритной кристаллизации, в исследуемой углеродистой стали повышает ее сопротивление хрупкому разрушению, что выражается в повышении вязкости разрушения K_{Ic} .

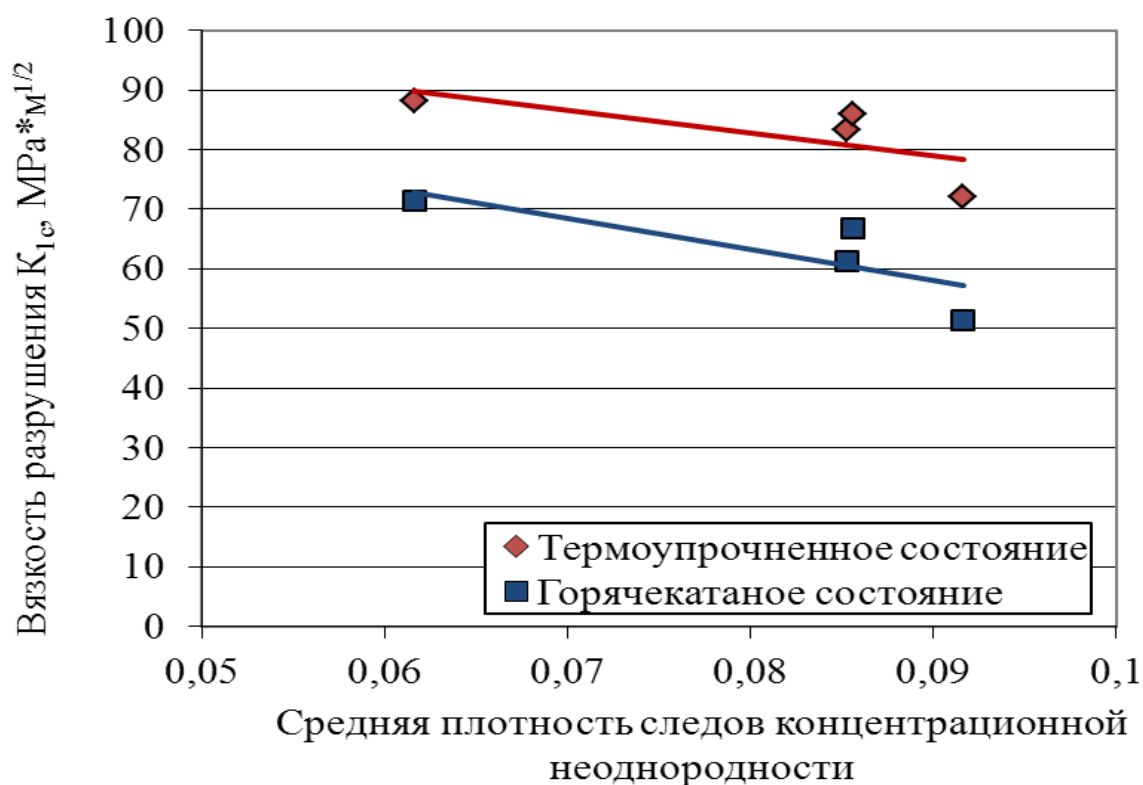


Рис. 6.35. Влияние дисперсности следов концентрационной неоднородности металла обода колеса на вязкость разрушения K_{Ic}

В ранее проведенных исследованиях было установлено, что одними из основных структурных параметров, определяющим величины вязкости разрушения, является величина зерна и дисперсность перлита. Исследования дисперсности перлита в ободе колеса показали, что при исследуемых вариантах деформационной обработки колесной заготовки изменение этой характеристики не значимое, что дало возможность получить зависимость

вязкости разрушения от величины зерна. На рис. 6.36 и 6.37 представлены зависимости вязкости разрушения от величины зерна при различной дисперсности перлита, что соответствует горячекатаному и термически упрочненному состоянию.

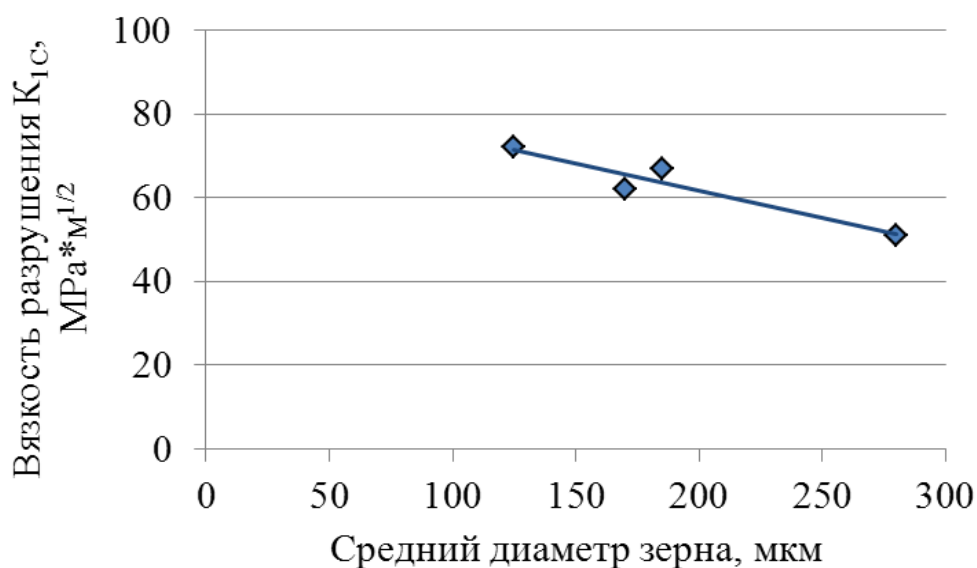


Рис. 6.36. Зависимость вязкости разрушения K_{Ic} от величины зерна ($S_0=0,3154$ мкм)

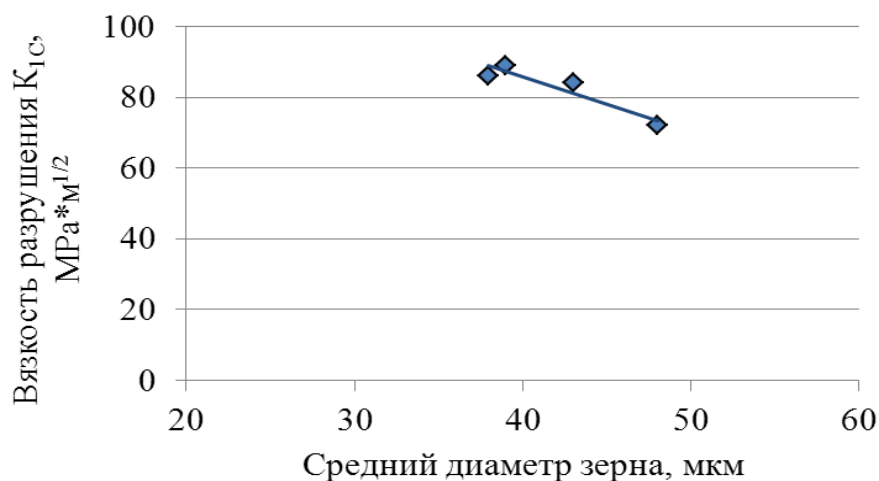


Рис. 6 37. Зависимость вязкости разрушения K_{Ic} от величины зерна ($S_0=0,2453$ мкм)

Было установлено, что измельчение зерна ведет к повышению вязкости разрушения K_{Ic} . Проанализировав расположение указанных зависимостей относительно оси ординат можно сделать вывод, что уменьшение межпластиночного расстояния в перлите также положительно влияет на вязкость разрушения.

Рекомендации по изменению режимов горячей пластической деформации колесной заготовки были также опробованы на ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» при производстве железнодорожных колес большего диаметра ($\varnothing 1098$ мм по индийскому стандарту IRS - R-34-03) в сравнении с колесами $\varnothing 957$ мм по ГОСТ 10791-2011. Химический состав стали представлен в табл. 2.1.4, сталь №5.

Колеса были произведены по действующей (диаметр колесной заготовки равен 482 мм) и опытной (диаметр колесной заготовки равен 415 мм) технологиям без изменения технологии термической обработки колес. Увеличение суммарной деформации в ободе колеса достигалось путем уменьшения диаметра колесной заготовки и изменения схемы ее деформации. Дополнительный положительный эффект достигался за счет увеличения диаметра готового колеса.

Результаты сравнительных исследований механических свойств этих сталей, в том числе и вязкости разрушения K_{Ic} , приведены в таблице 6.7.

Приведенные в таблице 6.7 данные однозначно свидетельствуют о более высоком уровне всего комплекса исследованных механических свойств готовых железнодорожных колес, изготовленных с применением колесной заготовки уменьшенного диаметра и опытной технологии горячей пластической деформации колесной заготовки, что явилось результатом более глубокой деформационной проработки ободьев колес и наблюдаемого при этом измельчения действительного зерна в ободе колеса.

Особое значение имеет тот факт, что наряду с повышением прочностных характеристик железнодорожных колес, достигнуто повышение

и таких важных показателей их эксплуатационной надежности, как пластических и вязких свойств металла обода колес.

Таблица 6.7 - Механические свойства и вязкость разрушения железнодорожных колес диаметром 1098 мм (стандарт IRS - R-34-03), произведенных с применением колесных заготовок различного диаметра

Заготовка	Предел прочности, Н/мм ²	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Работа удара, Дж	Вязкость разрушения K_{IC} , МПа*м ^{1/2}	Средний размер зерна, мм
Заготовка Ø 415 мм Опытная технология	1012	10,2	25,1	16,4	66,7	0,0351
Заготовка Ø 482 мм Действующая технология	1010	9,3	21,6	12,7	52,1	0,0385

Таким образом, при исследовании влияния горячей пластической деформации колесной заготовки на структурное состояние и механические свойства железнодорожных колес показано, что повышение степени горячей пластической деформации углеродистой стали до 60% приводит к повышению ее предела прочности и предела текучести в состоянии без термической обработки на 21% и 8% соответственно, и не оказывает влияния на эти характеристики после последующей термической обработки с отдельного нагрева. Установлено, что эффект влияния горячей деформации на механические свойства исследуемой углеродистой стали сохраняется после последующей термической обработки для таких характеристик механических свойств как относительное удлинение, относительное сужение

и ударная вязкость. При увеличении степени деформации до 60% их рост составляет 23%, 69% и 22% соответственно в сравнении с недеформированным состоянием.

Экспериментально получена зависимость размера зерна в исследуемой углеродистой стали от величины ее горячей пластической деформации, и на этой основе определено пороговое значение горячей деформации аустенита, при достижении которой в этой стали образуется мелкое рекристаллизованное зерно.

Установлено влияние горячей пластической деформации углеродистой стали на дисперсность перлита. Впервые экспериментально получена зависимость межпластиночного расстояния в перлите углеродистой стали от величины ее горячей пластической деформации.

Впервые экспериментально получена зависимость вязкости разрушения K_{Ic} от дисперсности следов концентрационной неоднородности, формирующейся при дендритной кристаллизации и величины зерна исследуемой углеродистой стали. Установлено положительное влияние повышения этих параметров структуры на вязкость разрушения K_{Ic} .

Опытно-промышленное опробование новых технологических решений в условиях прессопрокатной линии колесопрокатного цеха ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ», которые были разработаны с учетом полученных новых научных результатов, показало, что применение опытной технологии горячей пластической деформации колесной заготовки (штамповка с помощью специального штампа на прессе 50МН вместо осадки в кольцо и разгонки пуансоном совместно с уменьшением диаметра колесной заготовки от 482 до 415 мм) привело к уменьшению структурной неоднородности между поверхностью и центром обода колеса и, как следствие, к повышению его вязкости разрушения от $72 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ до $88,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и от $52 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ до $67 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ для колес Ø957 мм та Ø1098 мм соответственно в сравнении с существующей технологией.

ГЛАВА 7 РАЗРАБОТКА И ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПО ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БАНДАЖЕЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕНИЕ ИХ ТВЕРДОСТИ И СНИЖЕНИЕ ЭНЕРГОЗАТРАТ НА ПРОИЗВОДСТВО

Анализ повреждаемости бандажей в процессе эксплуатации свидетельствует, что основной причиной их обточек являются повреждения гребня в форме износа, подреза и остроконечного наката. Согласно статистическим данным, вследствие интенсивного износа гребня производится до 75 % всех обточек бандажей тепловозов и до 50 % – электровозов. Вторая по важности причина обточек – повреждение поверхности катания дефектами контактно-усталостного происхождения (преимущественно у бандажей электровозов). Анализ динамики общего количества обточек локомотивных бандажей на сети железных дорог свидетельствует о том, что сложившаяся ситуация не меняется уже в течение многих лет.

В настоящее время бандажи локомотивов уступают по механическим свойствам (в частности, по твердости) вагонным колесам и рельсам, а также их зарубежным аналогам. Например, в международный стандарт на бандажи ISO 1005-1 еще в 1994 году была включена сталь марки «C77GT» с содержанием углерода 0,77-0,80 % и прочностью 1050-1200 Н/мм². Прочность отечественных бандажей из стали марки «2», изготавливаемых по ГОСТ 398-96, не превышала 1100 Н/мм². Относительно невысокая и твердость этих бандажей (не менее 269 НВ на глубине 20мм от поверхности катания). При этом наблюдается большой перепад ее по сечению, что обусловлено низкой прокаливаемостью стали для железнодорожных бандажей марки «2» и недостатками существующей технологии закалки в стопах.

Большие проблемы возникают в связи с несчастными, но очень опасными случаями разрывов локомотивных бандажей в эксплуатации в результате образования усталостных трещин в гребне (около 80 % всех разрушений). Фактический пробег до разрушения таких бандажей, как правило, не превышает 100 тыс. км, что приводит к необходимости преждевременной их замены и дополнительным финансовым затратам на локомотивное хозяйство.

В связи с этим задача повышения эксплуатационной долговечности локомотивных бандажей, а в первую очередь их износостойкости и контактно-усталостной выносливости является весьма актуальной. Снижение числа разрушений бандажей вследствие возникновения трещин в гребне или полное их исключение позволит значительно повысить безопасность движения и средний срок службы бандажей.

7.1 Технология термической обработки железнодорожных бандажей

Служебные свойства железнодорожных бандажей, их эксплуатационная надежность и долговечность определяются режимами их термической обработки, которая включает противфлокенную обработку (ПФО) и последующую упрочняющую обработку. Оптимизация режимов термической обработки этих изделий с одной стороны обеспечивает повышение их эксплуатационной надежности и долговечности, а с другой – снижение затрат на производство [200].

Противфлокенная обработка железнодорожных бандажей предназначена для снижения в них содержания водорода и, таким образом, предотвращения образования таких дефектов как флокены. ПФО бандажей производится стопами и представляет собой изотермическую выдержку в шахтных печах в течение 4-8 часов при температуре 600-650 °С. Подвергнутые ПФО стопы бандажей либо охлаждаются на воздухе, либо в горячем состоянии передают на участок упрочняющей термической обработки [201].

Поскольку флокены приводят обычно к разрушению изделий и представляют собой места концентрации напряжений, от которых развиваются усталостные трещины, нормативно-технической документацией предусмотрен обязательный контроль изделий на наличие флокенов либо ультразвуковым методом, либо металлографическим, либо обоими методами. Металлографический анализ позволяет надежно идентифицировать природу несплошности, но чрезвычайно трудоемок, и связан со значительным расходом металла на изготовление макрошлифов.

Результаты многих исследований показывают, что для образования флокенов содержание водорода в готовом изделии должно превышать некоторый критический уровень. Исследования, проведенные в работе [202] показали, что крупные поковки из углеродистой стали поражаются флокенами при содержании водорода $3-4 \text{ см}^3/100 \text{ гр. металла}$. С уменьшением размера изделий появление флокенов обнаруживается при более высоких значениях остаточного водорода.

Результаты исследований, полученные в работе [203] позволяют утверждать, что критический уровень содержания водорода в стали, превышение которого приводит к флокенообразованию, составляет $2 \text{ мл}/100 \text{ гр. металла}$.

Таким образом, для предотвращения образования флокенов в металлопрокате, поковках, штамповках значительных сечений из флокеночувствительных сталей, необходимо чтобы содержание водорода в стали было ниже $2-4 \text{ см}^3/100 \text{ гр. металла}$.

Известно, что процесс производства стали в условиях мартеновского цеха ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ», которая используется для производства железнодорожных бандажей, наряду с другими технологическими операциями включает в себя и ее дегазацию с помощью камерного вакууматора [204].

Анализ содержания водорода в стали производства ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» на большом количестве плавов показал, что оно не

превышает 2 ppm [201]. Таким образом, для бандажей, произведенных из вакуумированной стали является актуальным проведение исследований о возможности отмены ПФО.

Упрочняющая термическая обработка железнодорожных бандажей производится с отдельного нагрева. Наибольшее распространение в мире получили следующие технологии упрочняющей термической обработки бандажей: поштучное или стопами ускоренное охлаждение бандажей в баке с водой; поштучное охлаждение вращающегося в горизонтальной плоскости бандажа струями воды или водо-воздушной смесью [138]. На Украине наибольшее распространение получила технология ускоренного охлаждения бандажей стопами в баке с водой, которая в настоящее время применяется на ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ».

7.2 Разработка новых технологических решений по термической обработке железнодорожных бандажей, обеспечивающих повышение их твердости

7.2.1 Опробование различных технологических схем термической обработки железнодорожных бандажей с целью повышения их твердости

Анализ литературных данных, а также опыт разработки технологии производства железнодорожных колес повышенной прочности и износостойкости специалистами Института черной металлургии НАНУ показывали, что оптимальное сочетание прочностных, пластических и вязких свойств бандажей может быть достигнуто при использовании углеродистой стали, микролегированной ванадием или ниобием [205-207, 165].

Анализ ранее проведенных исследований свидетельствует о том, что минимальный суммарный износ в системе «колесо-рельс» при существующих твердости рельса 360 – 400 HB обеспечивается при твердости колеса не менее 320 HB [165, 208]. С учетом этих результатов было

рекомендовано твердость бандажа выбрать не ниже 320 НВ. На основании результатов исследований были разработаны химический состав стали для железнодорожных бандажей повышенной прочности и требования к этим изделиям по механическим свойствам. Эти требования были включены в технические условия ТУ У ТУ У 35.2-23365424-628:2008 «Бандажи черновые локомотивные повышенной твердости и износостойкости.», разработанные специалистами ИЧМ НАНУ [209]. Кроме обязательных требований по механическим свойствам необходимым условием при производстве бандажей повышенной прочности было отсутствие трещин бурта при выполнении технологической операции посадки бандажа на центр и прокатка бурта бандажа после установке на нем укрепляющего кольца. Для успешного выполнения этой технической операции необходимо чтобы твердость внутренней поверхности бандажа была не менее чем на 30-35 единиц ниже, чем нормируемая техническими условиями твердость высокопрочного бандажа (т.е. она должна быть равна не более 285 -290 НВ). Для получения такого распределения твердости по сечению бандажей были опробованы три способа их термического упрочнения с отдельного нагрева: поштучное охлаждение бандажей на горизонтальной закалочной машине (ГЗМ) и вертикальной закалочной машине (ВЗМ) с вращением бандажа вокруг своей оси в горизонтальной и вертикальной плоскости соответственно, а также объемное охлаждение стопы бандажей в баке с водой.

Для охлаждения бандажей на ГЗМ и ВЗМ были использованы модернизированные устройства для термической обработки железнодорожных колес (рис. 7.1 и 7.2).

Для объемного охлаждения стопы бандажей в баке с водой было разработано специальное приспособление термозащиты внутренней поверхности бандажа (рис. 7.3). Указанное устройство было изготовлено в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ»

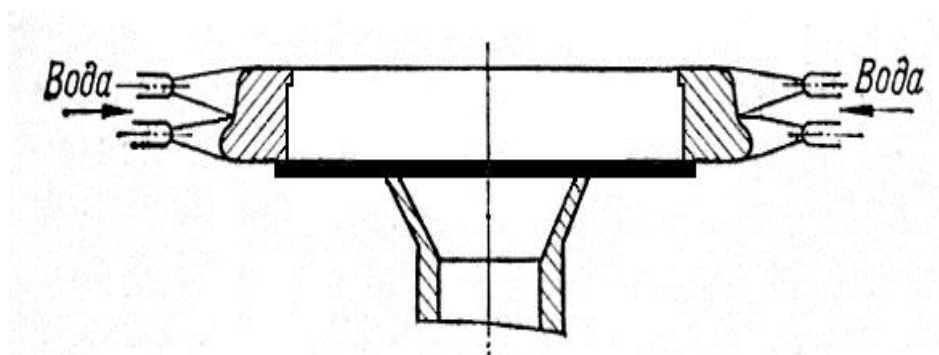


Рис. 7.1. Принципиальная схема горизонтальной закалочной машины

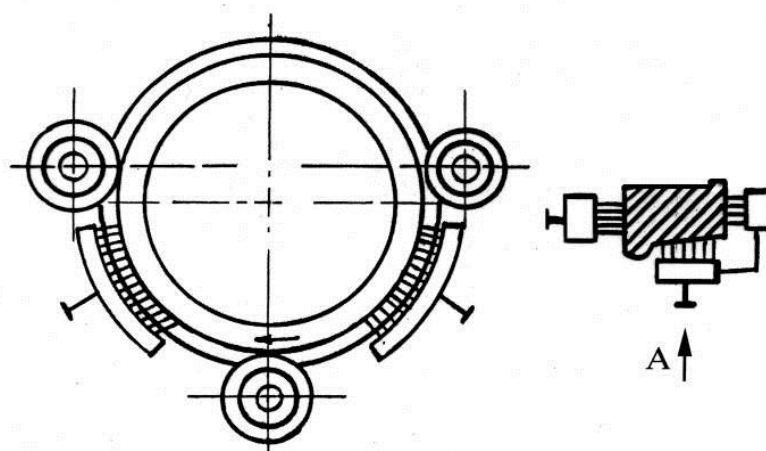


Рис. 7.2. Принципиальная схема вертикальной закалочной машины

Для проведения исследований в мартеновском цехе ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» были выплавлены опытные плавки №№22474, 21757, 52085, микролегированные ванадием. Химический состав этих плавок представлен в таблице 2.6. Из указанных плавок по существующей на ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» технологи на кольце-бандажной линии колесопрокатного цеха были прокатаны бандажы $\varnothing 1060$ мм. Для проведения термической обработки опытных плавок бандажей была разработана соответствующая техническая документация.

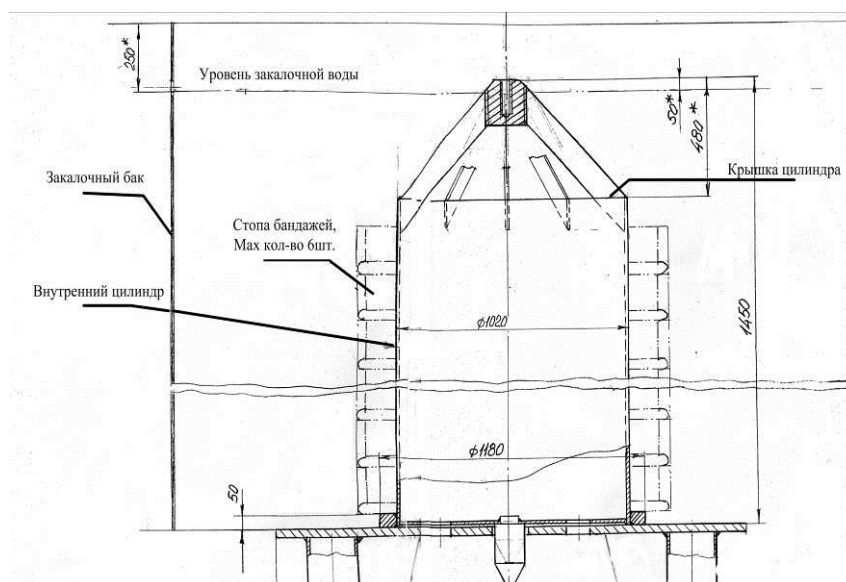


Рис. 7.3. Принципиальная схема закалочного бака с устройством термозащиты внутренней поверхности бандаж

7.2.1.1 Поштучная термическая обработка опытной плавки бандажей на ГЗМ

Для проведения исследований по термической обработке бандажей на ГЗМ была использована плавка №22474 (см. табл. 2.6). Термическую обработку бандажей проводили по опытным режимам, которые представлены в таблице 7.1.

Опытные режимы термической обработки бандажей на ГЗМ отличались между собой только продолжительностью охлаждения (см. табл. 7.1). Результаты исследований механических свойств показали (табл. 7.2), что термическая обработка бандажей по всем опытным режимам обеспечивает достижение в них механических свойств, соответствующих требованиям ТУ У 35.2-23365425-641:2009. Увеличение длительности охлаждения бандажей приводит к повышению их твердости и предела прочности, а также оказывает положительное влияние на ударную вязкость.

Таблица 7.1

Параметры термической обработки опытной партии бандажей на ГЗМ

Маркировка бандажа	Температура и время нагрева в печи.	Температура бандажа на ГЗМ	Время охлаждения, сек.	Температура и время отпуска.
1	920°C, 2 часа.	880°C	120	520°C, 2 часа.
2			150	
6			180	
9			240	

Таблица 7.2

Механические свойства опытных бандажей после ускоренного охлаждения на ГЗМ

Условная маркировка бандажа	Предел прочности, σ_B , Н/мм ²	Относит. удлинение, δ_5 , %	Относит. сужение, ψ , %	Ударная вязкость, КСU ⁺²⁰ , Дж/см ²	Твердость, НВ
1	1180	10.5	19.0	20	331
2	1170	12.0	27.0	20	331
6	1200	10.5	24.0	25	337
9	1210	9.2	26.0	37	341
ТУ У 35.2-23365425-641:2009	≥ 1078	$\geq 8,0$	$\geq 12,0$	≥ 20	≥ 320

Анализ распределения твердости по сечению бандажа показывает (рис. 7.4), что на глубине 20 мм (в соответствии с требованиями нормативного документа) твердость всех бандажей является удовлетворительной, т.е. больше 320 НВ. Однако данный способ термической обработки не

обеспечивает формирования более низкой твердости внутренней поверхности бандажа в сравнении с его наружной поверхностью.

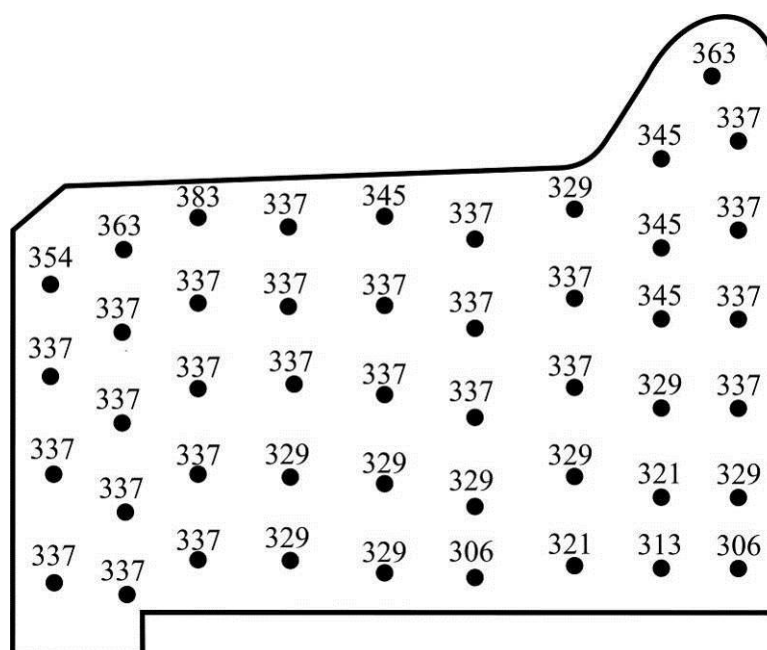


Рис. 7.4. Распределение твердости по сечению высокопрочного бандажа после ускоренного охлаждения на ГЗМ (бандаж №2)

7.2.1.2 Термическая обработка опытной партии бандажей методом объемной закалки

Для проведения исследований по термической обработке бандажей методом объемной закалки была использована плавка №21757 (см. табл. 2.7). Термическую обработку бандажей проводили стопами в баке с водой с использованием специального устройства термозащиты (рис. 7.3). Каждая стопа собиралась из пяти бандажей. Режимы термической обработки опытной партии бандажей представлены в таблице 7.3.

Анализ механических свойств опытных бандажей показывает (таблица 7.8), что, как и в случае ускоренного охлаждения на ГЗМ, объемная закалка в баке с водой обеспечивает формирование механических свойств, соответствующих требованиям ТУ У 35.2-23365425-641:2009.

Сравнительный анализ результатов, приведенных в таблицах 7.3 и 7.4 показывает, что технология объемной закалки бандажей с использованием способа термозащиты обеспечивает более оптимальное сочетание всех нормируемых механических свойств в сравнении с закалкой на ГЗМ. Так, при закалке на ГЗМ 50% всех исследуемых бандажей имеют минимально допустимый уровень ударной вязкости (20 Дж/см²). В то же время объемная закалка стабильно обеспечивает для всех бандажей значения ударной вязкости, превышающие требования нормативного документа практически в два раза.

Таблица 7.3

Параметры объемной закалки опытной партии бандажей в баке с водой

Маркировка стопы и бандажа	Температура и время нагрева в печи	Температура бандажа перед охлаждением, °C	Время охлаждения , сек.	Температура и время отпуска
7-1 7-2 7-3* 7-4 7-5	900°C, 5 час.	855 - 853 - 820	150	500°C, 5 час.
8-1 8-2 8-3* 8-4 8-5		860 - 860 - 850	180	
9-1 9-2 9-3* 9-4 9-5		860 - 860 - 850	120	

* бандаж, от которого отбирались пробы для исследования механических свойств.

Таблица 7.4

Механические свойства опытных бандажей после объемной закалки в баке с водой

Условная маркировка бандажа	Предел прочности, σ_b , Н/мм ²	Относит. удлинение, δ_5 , %	Относит. сужение, ψ , %	Ударная вязкость, КСУ ₊₂₀ , Дж/см ²	Твердость НВ
7-3	1147	10,5	25	38,2	324
8-3	1156	11,5	27	41,2	341
9-3	1156	11,5	26	42,1	327
ТУ У 35.2-23365425-641:2009	≥ 1078	$\geq 8,0$	$\geq 12,0$	≥ 20	≥ 320

Анализ распределения твердости по сечению опытных бандажей показывает, что закалка стопы с использованием устройства термозащиты внутренней поверхности бандажа оказывает минимальное влияние на снижение твердости внутренней поверхности бандажа (рис. 7.5), на которой происходит обкатка (пластическая деформация) бандажа при его монтаже на центр.

спрейеру типа 2, охлаждение с помощью которого обеспечивает более высокие значения пластичности и ударной вязкости.

Таблица 7.5

Параметры поштучной термической обработки бандажей на ВЗМ

Маркировка бандажей	Температура бандажа перед охлаждением на ВЗМ, °С	Время охлаждения на ВЗМ, сек.	Температура и время отпуска	Тип спрейера
1-1	830	180	520°С, 3 час	Охлаждение поверхности катания
101*	850	200		
111*	860	90		Охлаждение поверхности катания и боковых граней
2-2	860	90		
121*	860	120		
2-4	860	120		

* бандажи, от которых отбирались пробы для определения механических свойств.

Таблица 7.6

Механические свойства опытных бандажей после ускоренного охлаждения на ВЗМ

Условная маркировка бандажа	Предел прочности, σ_b , Н/мм ²	Относит. удлинение, δ_5 , %	Относит. сужение, ψ , %	Ударная вязкость, КСУ ₊₂₀ , Дж/см ²	Твердость НВ
101	1186	11	28	29,4	352
111	1098	13	32	29,5	324
121	1137	12	31	36,3	328
ТУ У 35.2-23365425-641:2009	≥ 1078	$\geq 8,0$	$\geq 12,0$	≥ 20	≥ 320

Анализ распределения твердости по сечению бандажа после закалки на ВЗМ показал (рис. 7.6), что при данной схеме охлаждения независимо от режимов термической обработки обеспечивается необходимый градиент по твердости между глубиной 20 мм и внутренней поверхности бандажа.

Таким образом, результаты опробования различных способов охлаждения бандажей с целью получения в них твердости ≥ 320 НВ и необходимого уровня пластичности, ударной вязкости и заданного распределения твердости по сечению бандажа показали, что наиболее эффективным способом является их ускоренное их охлаждение на вертикальной закалочной машине с последующим отпуском.

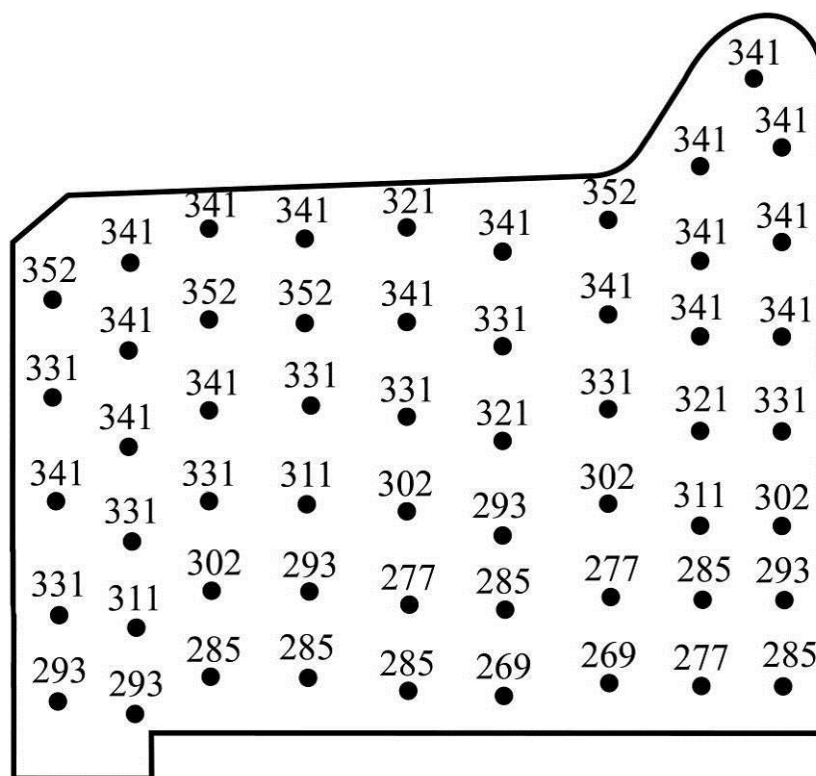


Рис. 7.6. Распределение твердости по сечению высокопрочного бандажа после ускоренного охлаждения на ВЗМ (бандаж №121)

7.2.2 Разработка технологии термической обработки и выпуск опытной партии бандажей Ø1060 мм с повышенной твердостью

Для выпуска опытной партии бандажей Ø1060 мм в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» в соответствии с требованиями технических условий ТУ У 35.2-23365425-641:2009 была отлита опытная плавка №31033. Ее химический состав представлен в таблице 2.8.

Прокатка бандажей опытной плавки была произведена на участке проката кольце-бандажной линии КПЦ согласно действующей технической документации.

С использованием результатов исследований, приведенных в пункте 7.2.1, для обеспечения необходимого комплекса механических свойств опытной партии бандажей были разработаны технологические параметры их термической обработки и проведена термическая обработка.

Результаты механических испытаний бандажа №663 (пл. 31033) показали (таблица 7.7), что по всем механическим свойствам опытная партия бандажей соответствует требованиям ТУ У 35.2-23365425-641:2009.

Таблица 7.7

Сдаточные характеристики механических свойств опытной партии бандажей

Номер бандажа	Предел прочности, σ_b , Н/мм ²	Относит. удлинение, δ_5 , %	Относит. сужение, ψ , %	Ударная вязкость, КСU ₊₂₀ , Дж/см ²	Твердость НВ (на глубине 20 мм)
663	1186	9,8	14	29,4	337
ТУ У 35.2-23365425-641:2009	≥1078	≥8,0	≥12,0	≥20	≥320

Анализ распределения твердости по сечению бандажа опытной партии показал (рис. 7.7), что в них обеспечивается необходимый градиент по твердости между поверхностью катания и внутренней поверхностью бандажа.

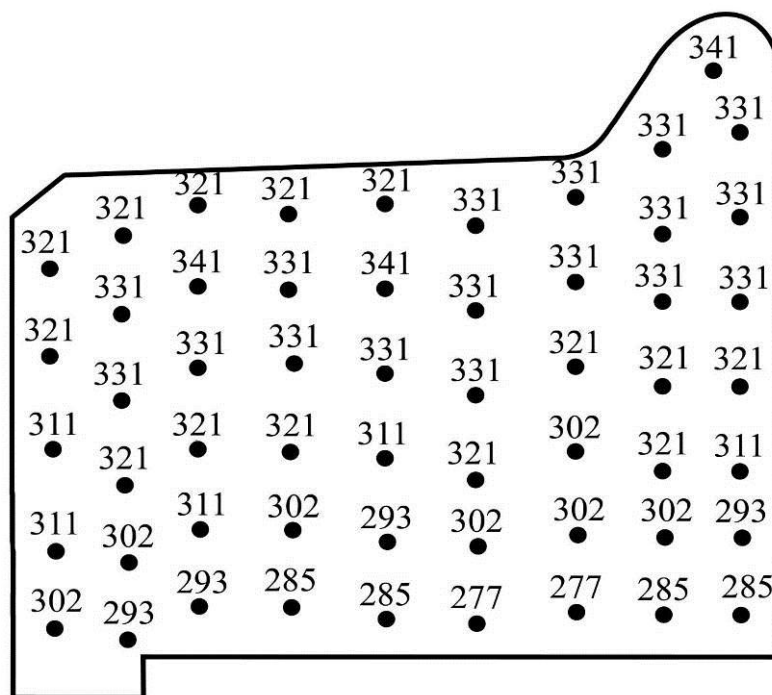


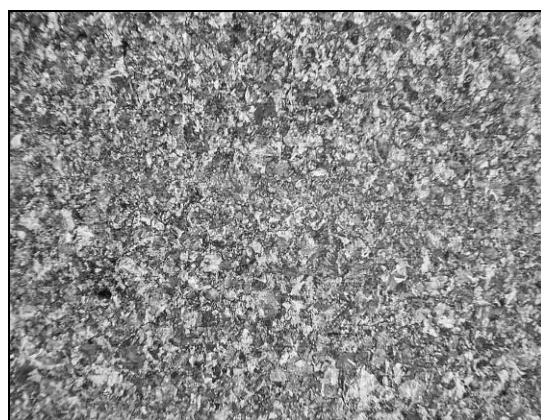
Рис. 7.7. Распределение твердости по сечению высокопрочного бандажа №663 опытной партии (пл. 31033)

Металлографическими исследованиями было установлено, что загрязненность стали (по среднему баллу) опытной партии бандажей соответствует требованиям ТУ У 35.2 – 23365425 – 641: 2009. Макроструктура бандажей опытной партии удовлетворительная.

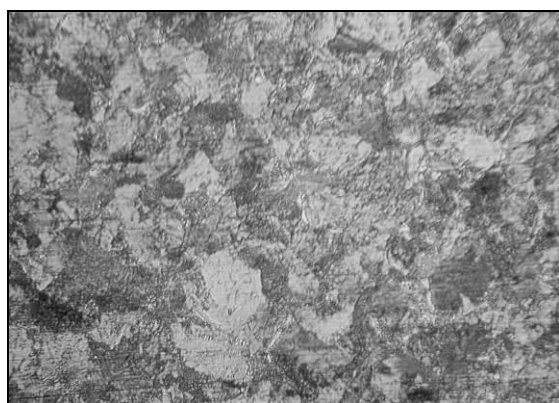
Микроструктура опытных бандажей представляет собой перлитную структуру с небольшим количеством доэвтектоидного феррита, который выделяется по границам аустенитных зерен (рис. 7.8).

Таким образом, в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» была разработана технология термической обработки бандажей Ø1060 мм, обеспечивающая в них твердость больше 320 НВ и необходимый уровень пластичности и

ударной вязкости в соответствии с требованиями ТУ У 35.2 – 23365425 – 641: 2009. По указанной технологии была произведена опытная партия бандажей.



×100



×400



×1000

Рис. 7.8. Микроструктура бандажей опытной партии

7.3 Исследование влияния противоблоксной обработки бандажей, изготовленных из вакуумированной стали на их механические свойства, макро- и микроструктуру

Для проведения исследований влияния противоблоксной обработки на механические свойства, макро- и микроструктуру бандажей, произведенных из вакуумированной стали, в условиях колесопрокатного цеха ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» была проведена термообработка опытных стоп бандажей Ø1060 мм, изготовленных из стали 2 по ГОСТ 398-96 без ПФО.

Исследования проводились на шести плавках вакуумированной стали для железнодорожных бандажей текущего производства. Химический состав исследуемых плавок представлен в таблице 2.1.

В каждой из опытных плавок одна стопа бандажей (7 шт.) была произведена без операции ПФО. Остальные бандажи опытных плавок были произведены по существующей технологии (т.е. ПФО 6 часов).

Результаты исследований микроструктуры опытных бандажей показали (рис. 7.9–7.14), что флоконы в них отсутствуют.

В результате ультразвукового контроля опытных бандажей были забракованы бандаж №2 плавки №21656 и бандаж №4 плавки №21680. Результаты ручного УЗК подтвердили наличие дефектов в бандажах опытной партии. Для установления типов дефектов, по которым были забракованы указанные бандажи, были проведены дополнительные исследования с вырезкой поперечных темплетов в месте предполагаемого расположения дефекта. В результате анализа микроструктуры, флоконы не обнаружены.



Рис. 7.9. Макроструктура биндажа № «1» без ПФО (плавка 22675)

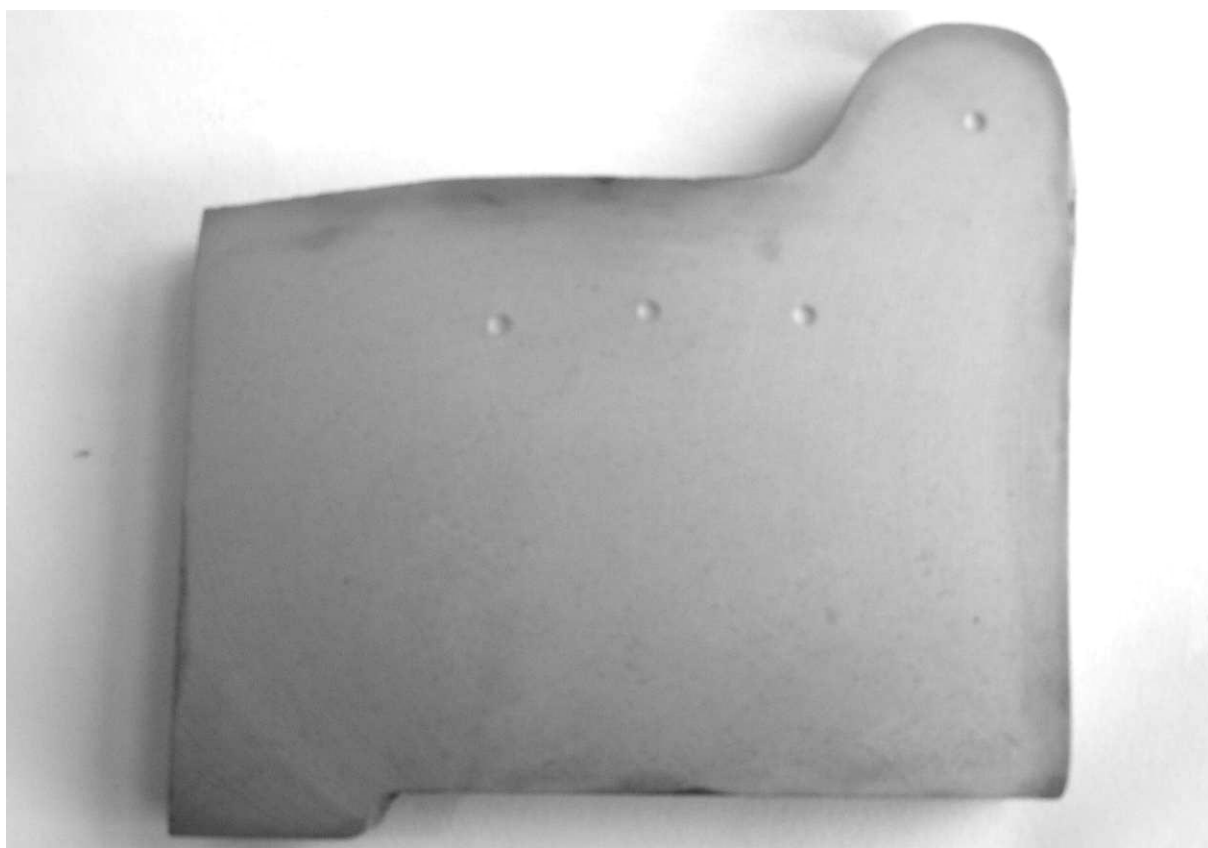


Рис. 7.10. Макроструктура биндажа № «2» без ПФО (плавка 21756)



Рис. 7.11. Макроструктура бандажа № «3» без ПФО (плавка 22670)

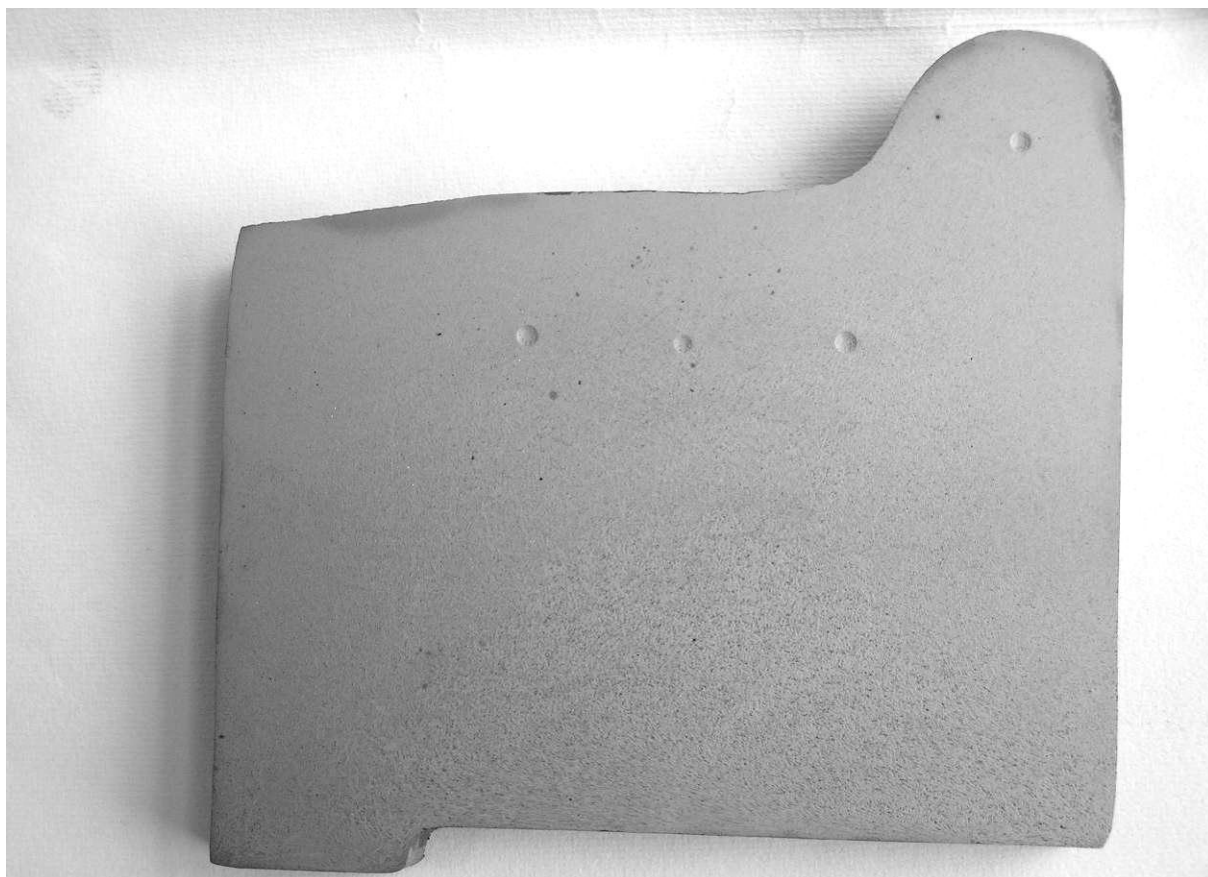


Рис. 7.12. Макроструктура бандажа № «4» без ПФО (плавка 21680)

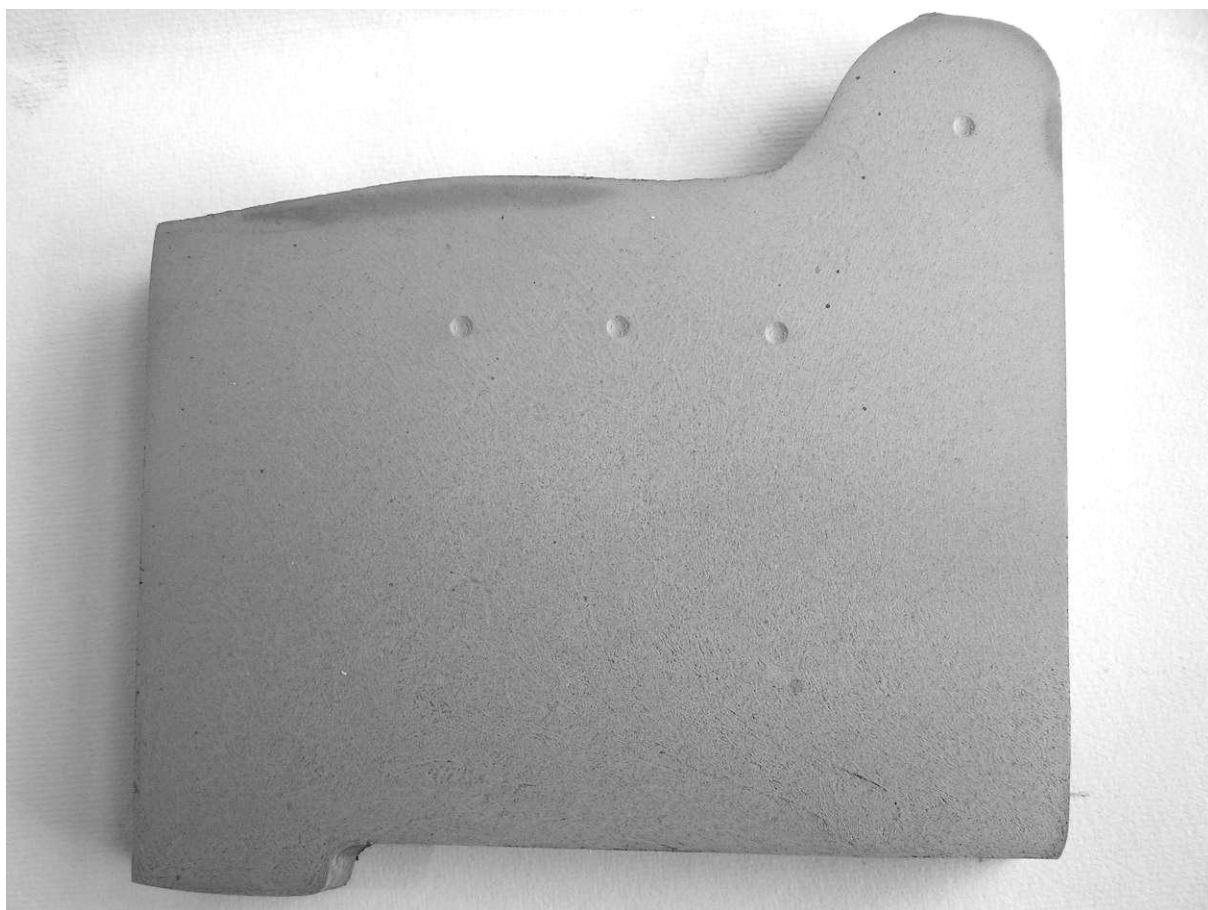


Рис. 7.13. Макроструктура бандажа № «5» без ПФО (плавка 31187)

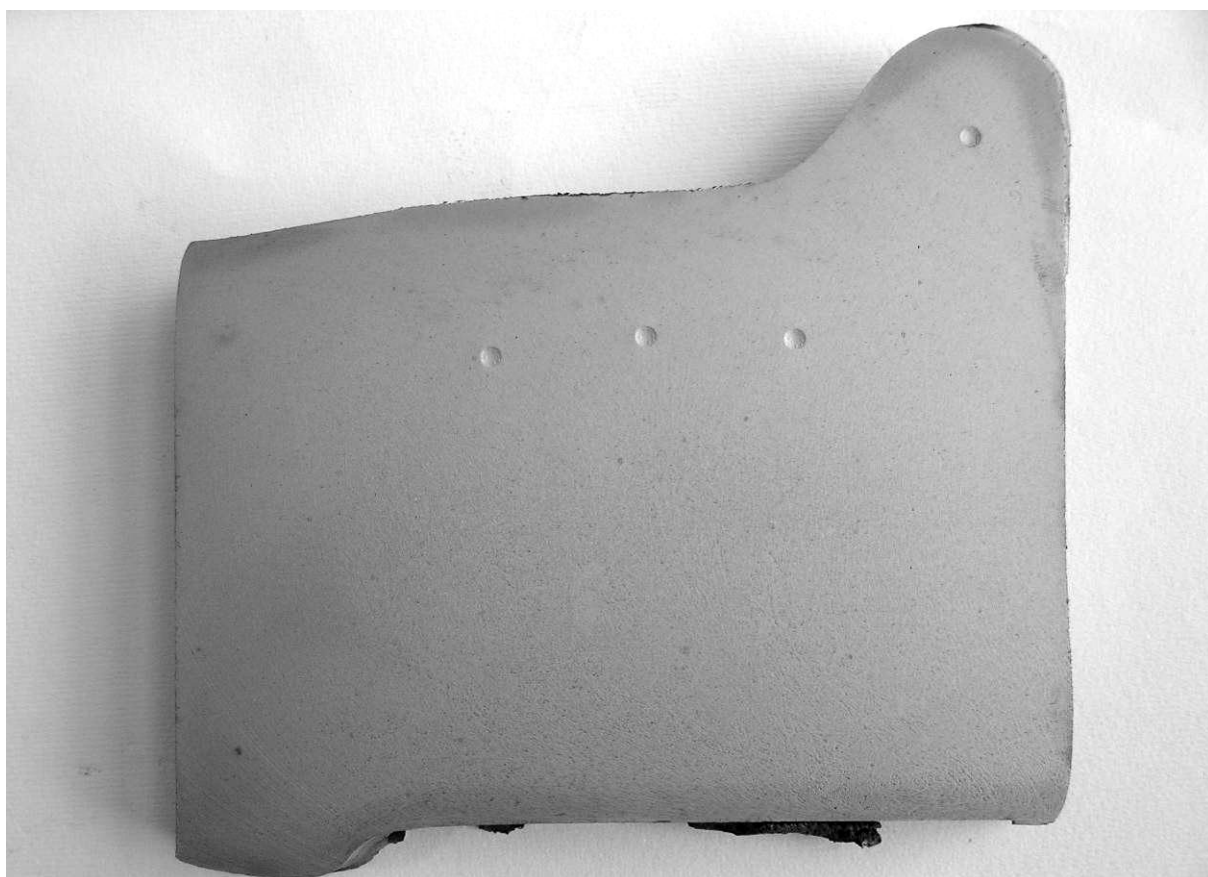


Рис. 7.14. Макроструктура бандажа № «794» без ПФО (плавка 22632)

Результаты механических испытаний показали, что все опытные бандажи без ПФО по своим механическим свойствам соответствуют требованиям ГОСТ 398-96 (таблица 7.8).

Сравнительные исследования механических свойств бандажей с ПФО и без ПФО одной из опытных плавов (№22632) показали, что отмена ПФО не приводит к снижению механических свойств, нормируемых указанным выше стандартом (рис. 7.15-7.19). Не были выявлены различия и в микроструктуре металла бандажей с ПФО и без ПФО указанной плавки (рис. 7.20). Она представляет собой перлитную структуру с небольшим количеством доэвтектоидного феррита, который выделяется по границам бывших аустенитных зерен.

Таблица 7.8

Механические свойства опытных бандажей без ПФО

Номер плавки	Предел прочности, Н/мм ²	Относит. удлинение, %	Относит. сужение, %	Ударная вязкость*, Дж/см ²	Твердость**, НВ
22675	1010	16	38	41/73	285/293
21656	1010	14	34	38/79	293/293
22670	1030	15,5	39	35/90	293/302
21680	980	13,5	28	49/15	290/302
31187	990	15	36	42/24	290/302
22632	1060	17,5	45	40/24	302/302
ГОСТ 398-96	930-1110	10	14	25/15	269/не более 321

Примечание:

* числитель – ударная вязкость при температуре (+20°C), знаменатель – (-60°C);

** числитель – твердость бандажа на глубине 20 мм, знаменатель – твердость гребня.

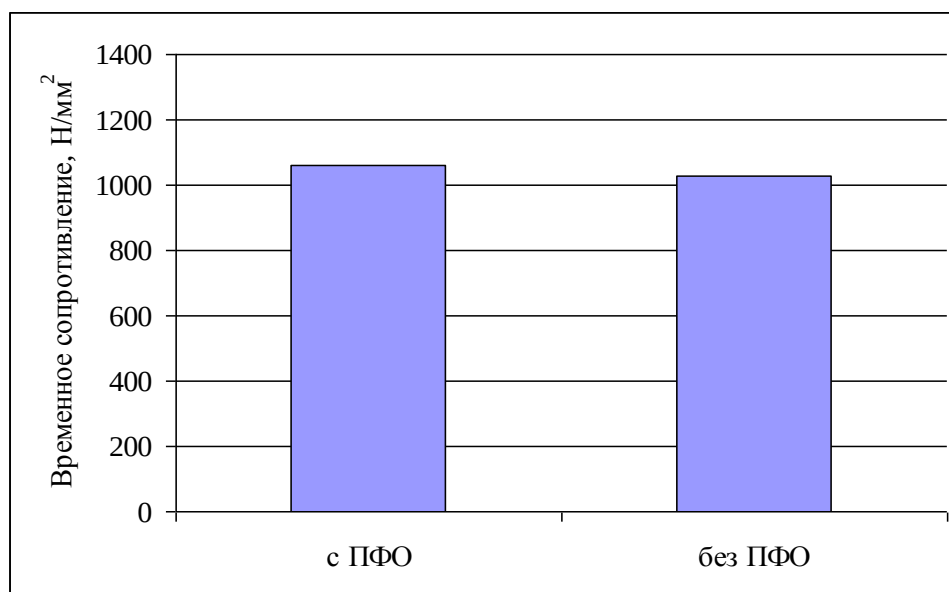


Рис. 7.15. Временное сопротивление опытных бандажей без ПФО и с ПФО (плавка №22632)

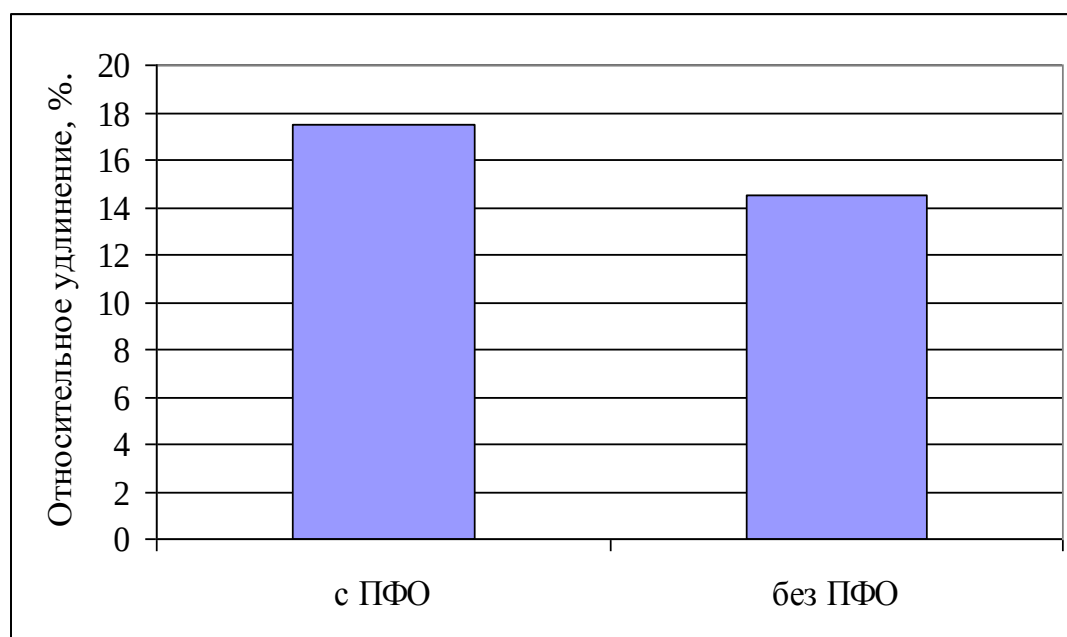


Рис. 7.16. Относительное удлинение опытных бандажей без ПФО и с ПФО (плавка №22632)

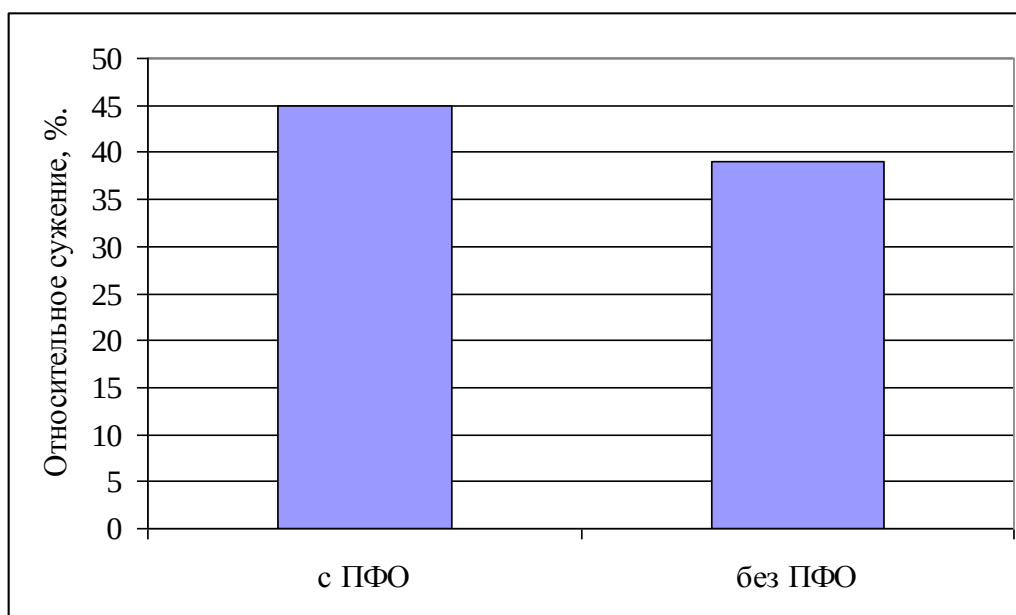


Рис. 7.17. Относительное сужение опытных бандажей без ПФО и с ПФО. (плавка №22632)

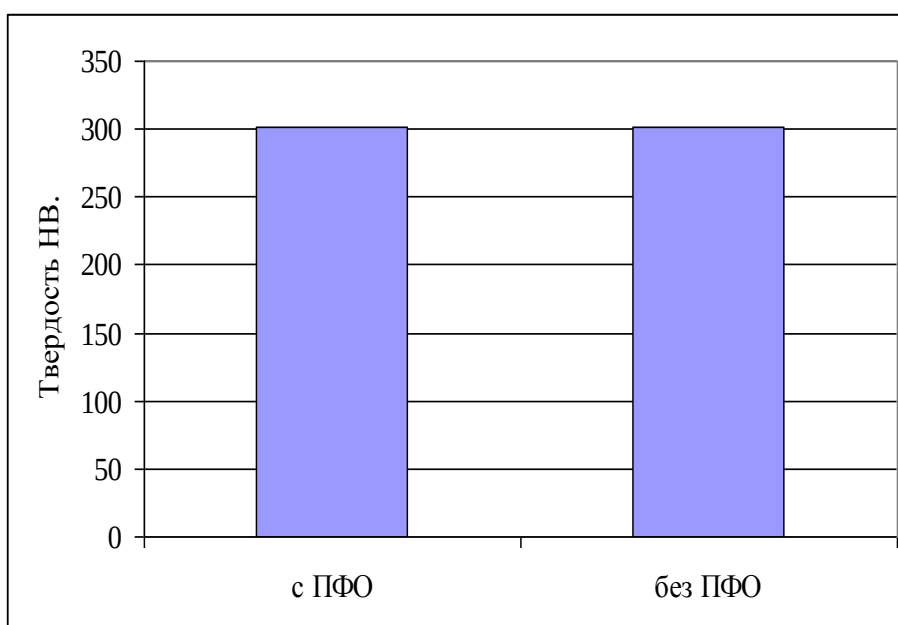


Рис. 7.18. Твердость на глубине 20 мм от поверхности катания опытных бандажей без ПФО и с ПФО (плавка №22632)

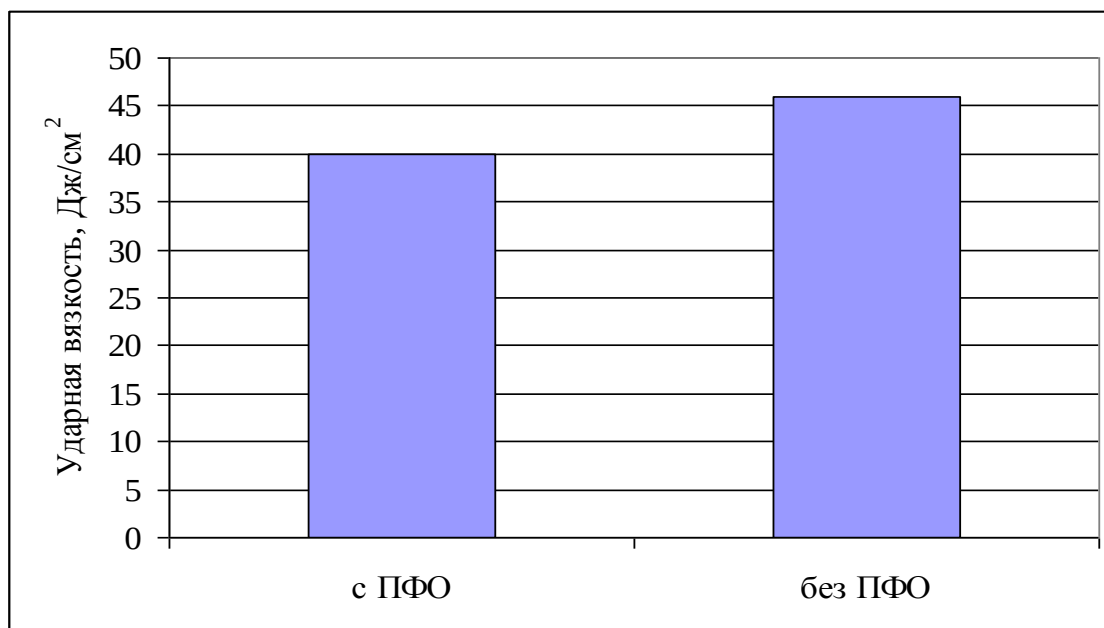


Рис. 7.19. Ударная вязкость при температуре испытаний +20°C опытных бандажей без ПФО и с ПФО (плавка №22632)

Анализ содержания водорода в готовом изделии на образцах, отобранных на глубине 30 – 40 мм от поверхности катания показал, что его содержание находится в пределах 0,14 - 0,43 ppm и 0,12 - 0,34 ppm для бандажей, прошедшей ПФО и произведенных без нее соответственно (табл. 7.9).

Таким образом, результаты исследований показали, что во всех исследуемых плавках не зависимо от проведения операции ПФО происходит снижение содержания водорода в готовом изделии в сравнении с жидкой сталью (ковшевой пробой). Статистический анализ полученных результатов показал (рис. 7.21, табл. 7.10), что между содержанием водорода в жидкой стали и в готовом изделии существует линейная корреляционная зависимость (коэффициент корреляции R равен 0,7 и 0,74 для бандажей с ПФО и без ПФО соответственно), которую в соответствии со шкалой Чеддока можно определить как высокая [210]. Эти зависимости описываются линейными уравнениями.

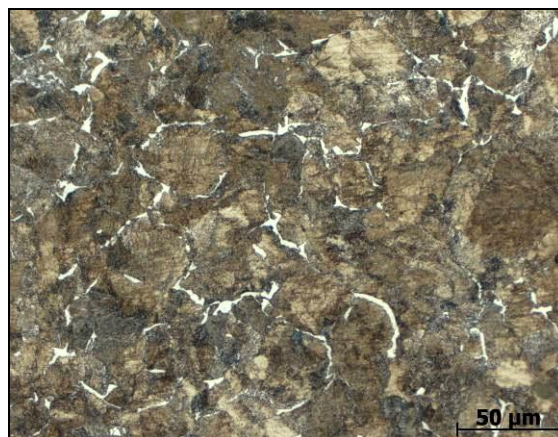
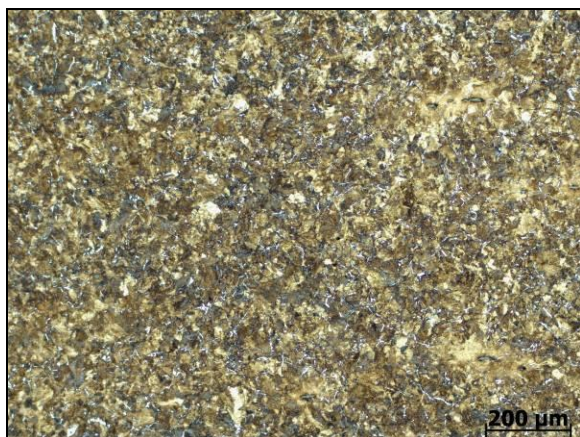
$$H_{\text{бан.1}} = 0,15H_{\text{жид.}} \quad (7.1)$$

$$H_{\text{бан.2}} = 0,16H_{\text{жид.}} \quad (7.2)$$

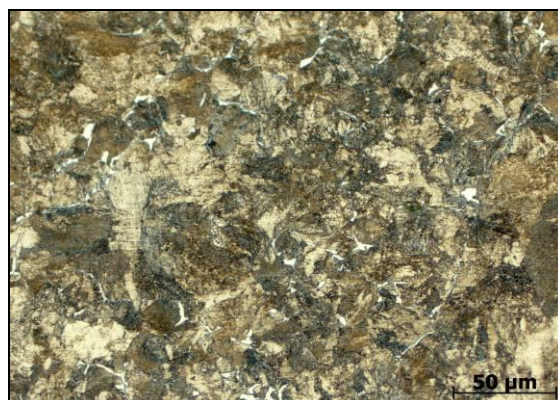
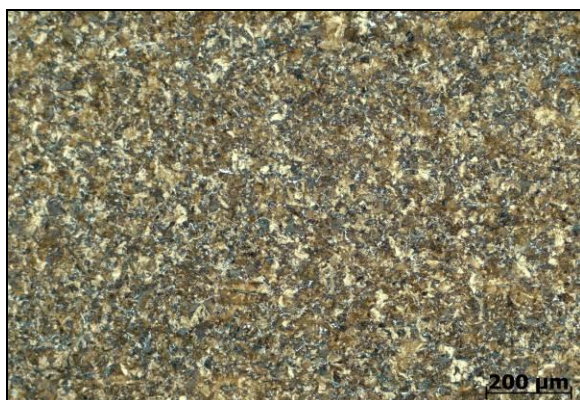
где: $H_{\text{бан.1}}$ – содержание водорода в бандаже с ПФО;

$H_{\text{бан.2}}$ – содержание водорода в бандаже без ПФО;

$H_{\text{жид.}}$ – содержание водорода в жидкой стали.



без ПФО



ПФО 6 часов

Рис. 7.20. Микроструктура металла опытных бандажей после различных режимов термической обработки (пл. №22632)

Таблица 7.9

Содержание водорода в бандажах опытных плавов

Номер плавки	Содержание водорода, ppm		
	В жидкой стали	В готовом изделии без ПФО	В готовом изделии с ПФО
22675	1,3	0,16	0,13
21656	1,4	0,26	0,31
22670	2,0	0,43	0,34
21680	1,1	0,19	0,18
31187	1,8	0,22	0,24
22632	1,3	0,14	0,12

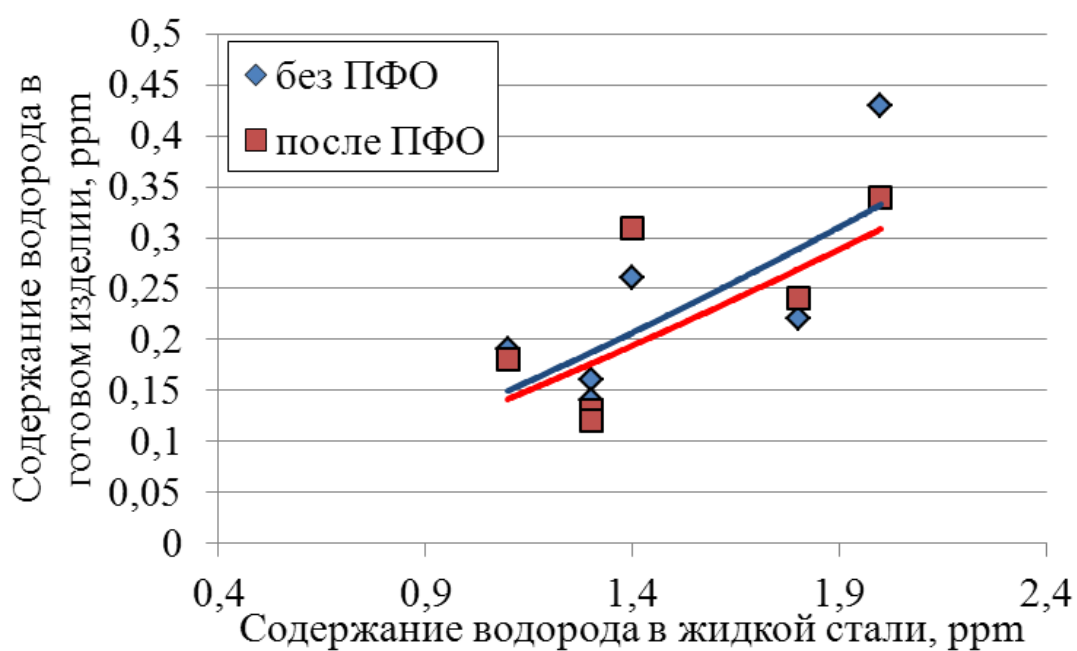


Рис. 7.21. Влияние содержания водорода в жидкой стали на его количество в готовом бандаже

Таблица 7.10

Параметры статистической обработки результатов определения водорода в железнодорожных бандажах

Состояние бандажей	Линейное уравнение	Коэффициент корреляции R	Доверительный интервал коэффициентов линейного уравнения	Расчетное значение F-критерия	Значение $F_{кр.}$ -критерия по таблице
С ПФО	$y = 0,150x$	0,70	0,104 - 0,197	66,75	0,0012
Без ПФО	$y = 0,161x$	0,74	0,112 – 0,210	71,04	0,0010

О достоверности полученных линейных уравнений (высокой адекватности полученной линейной модели) свидетельствуют расчетные значения F-критериев (66,75 и 71,04 для бандажей с ПФО и без ПФО), что значительно превышает табличные значения $F_{кр.}$ (0,0012 и 0,001 соответственно).

Анализ доверительных интервалов коэффициентов полученных линейных уравнений (диапазон, в котором могут находиться истинные значения указанных коэффициентов при заданном уровне вероятности 0,95) показывает, что они пересекаются. Это означает, что уравнения, описывающие указанные зависимости между собой не отличаются, т.е. ПФО железнодорожных бандажей, изготовленных из вакуумированной стали, не оказывает влияние на содержание в них водорода.

7.4 Опробование и внедрение технологии производства бандажей из вакуумированной стали без противофлокеной обработки

Опробование технологии производства железнодорожных бандажей из вакуумированной стали без ПФО проводили в условиях колесопрокатного цеха ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ». Для проведения опробования опытной технологии были выбраны две плавки бандажей Ø890 мм (№ 41062 и 42062)

и девять плавов бандажей Ø1060 мм (№№52118, 52124, 51124, 52121, 52127, 51127, 52159, 5115, 52115), изготовленные из стали марки «2» по ГОСТ 398-96.

Выплавка и разливка стали для железнодорожных бандажей производилась согласно действующей технологии. После вакуумирования содержание водорода в жидкой стали находилось в пределах 1,2 – 1,8 ppm. Прокатка бандажей опытных плавов была произведена на участке проката кольце-бандажной линии КПЦ согласно действующей технической документации. После прессо-прокатной линии бандажи опытных плавов не подвергались ПФО.

Упрочняющая термообработка всех бандажей опытных плавов проводилась по действующей технологии. 100 % бандажей подвергались ультразвуковому контролю на автоматизированной установке "БАНДАЖ". УЗК бандажей проводился в осевом направлении: с внутренней боковой поверхности с настройкой на эталонный дефект диаметром 3 мм.

При проведении ультразвукового контроля были забраковано бандажи следующих плавов: пл. №41062 - 3 бандажа; пл. №42062 - 2 бандажа; пл. №52127 – 1 бандаж; пл. №52124 – 1 бандаж.

Для подтверждения результатов автоматического УЗК отбракованные бандажи проконтролировали в ручном режиме дефектоскопом Krautkramer USN – 52 R. Эталонный рефлектор представляет собой плоскодонное отверстие диаметром 3 мм.

При проведении ультразвукового контроля в ручном режиме 3 бандажа пл. №41062 и 2 бандажа пл. №42062 разбракованы, и отмечены как годные. На бандажах плавов №№52124 и 52127 брак подтвержден. Для установления типов дефектов, по которым были забракованы указанные бандажи, были проведены дополнительные исследования с вырезкой поперечных темплетов в месте предполагаемого расположения дефекта. В результате анализа макроструктуры, флокены не обнаружены.

От одного бандажа каждой опытной плавки были отобраны образцы (поперечные темплеты) для проведения контроля на содержание водорода в готовом изделии и анализа макроструктуры.

Макроструктурный анализ на радиальных и поперечных образцах от бандажей флокенов не выявил (рис. 7.22-7.28).

Анализ содержания водорода в готовом изделии на образцах, отобранных на глубине 30 – 40 мм от поверхности катания, показал следующее: пл. №41062 – 0,59 ppm, пл. №42062 – 0,49 ppm, пл. №52118 – 0,46 ppm, пл. № 52121 – 1,07 ppm, пл. №52127 - 0,51 ppm, пл. №51127 - 0,60 ppm, пл. №52159 - 0,60 ppm, пл. №51124 - 0,45 ppm, пл. №52124 - 0,49 ppm, пл. 51115 – 0,49 ppm, пл. 52115 – 0,53 ppm.

Таким образом, для всех исследуемых плавок отмечено снижение содержания водорода в готовом изделии в сравнении с соответствующими показателями по ковшевой пробе.

На основании результатов химического анализа, макро - и микроструктурного анализов, механических испытаний (временное сопротивление, относительное удлинение, относительное сужение, твердость гребня и на глубине 20 мм, ударная вязкость при комнатной температуре) установлено соответствие сдаточных характеристик бандажей опытных плавок требованиям ГОСТ 398 (табл. 7.11).

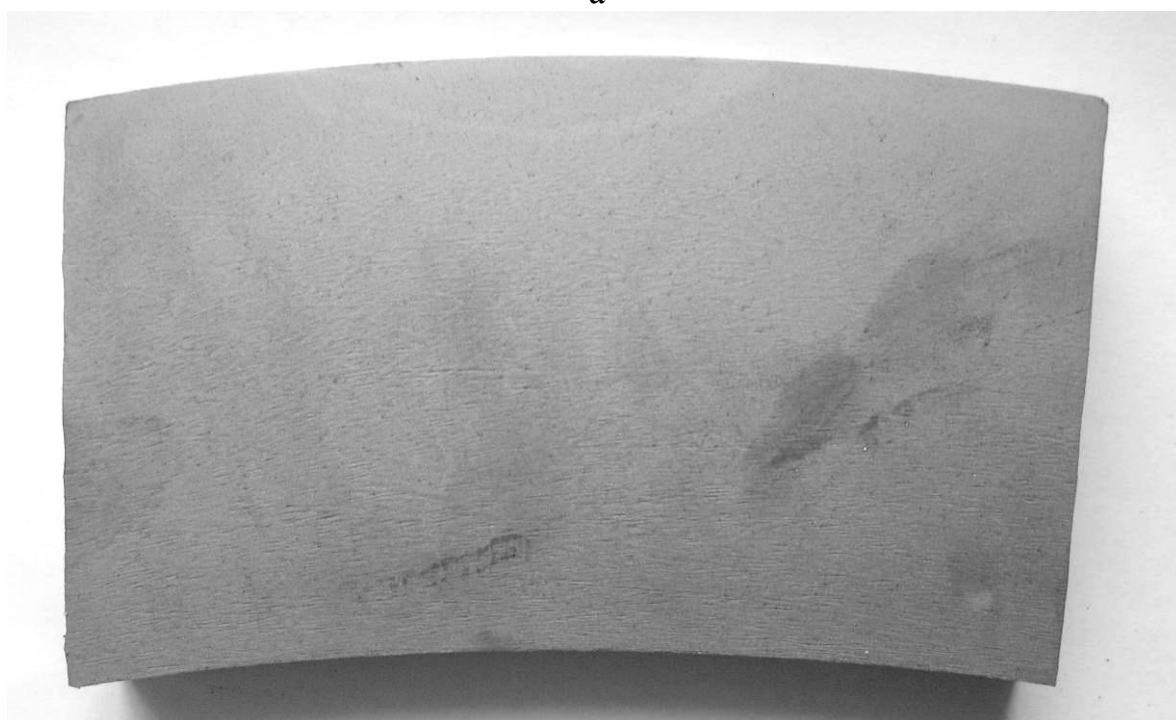
Таблица 7.11

Механические свойства бандажей опытных плавок без ПФО

№ пл./ № б-жа	σ_b , Н/мм ²	δ_5 , %	Ψ , %	KCU ₊₂₀ , Дж/см ²	KCU ₋₆₀ , Дж/см ²	НВ _{20мм}	НВ _{гр.}
52127/ 4681	950	13	32	41	73	285	285
51127/ 4827	970	13	28	46	85	280	293
52159/ 4982	970	12,5	31	46	70	285	285
52121/ 4195	1050	10	20	46	70	290	293
52124/ 4511	990	16,5	36	56	70	280	293
52115/ 2998	1050	12,5	31	40	73	285	293
51115/ 2793	1010	13,0	31	43	72	277	285
52118/ 4040	1030	13,5	35	49	70	285	293
51124/ 4351	1020	15	38	55	71	285	293
41062/ 2385	1000	14,5	32	3,9	71	299	311
42062/ 2590	1040	13,5	29	3,9	70	302	311
ГОСТ 398	930-1110	≥10	≥14	≥2,5	≥1,5	≤321	≥269



а



б

Рис. 7.22. Макроструктура поперечного (а) и продольного (б) темплетов бандажа №4040 опытной вакуумированной плавки №52118 без ПФО

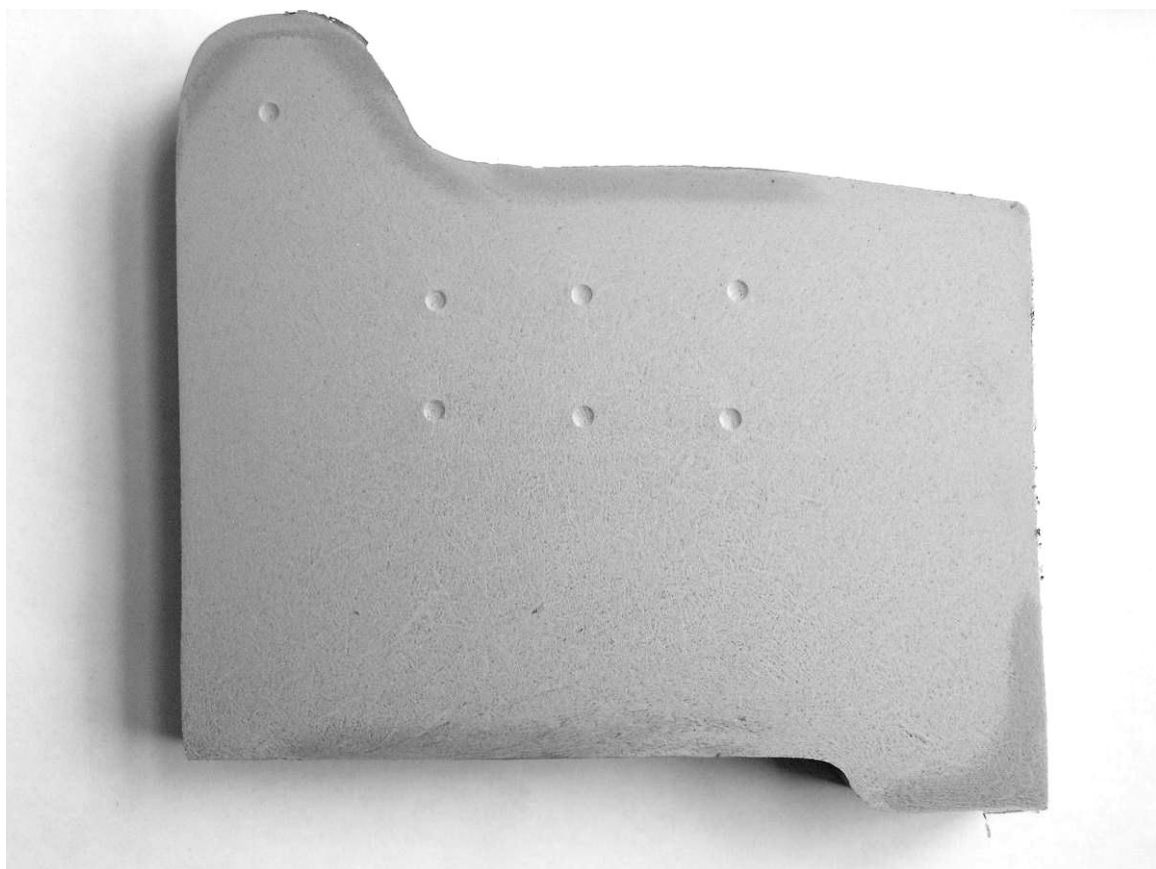


а

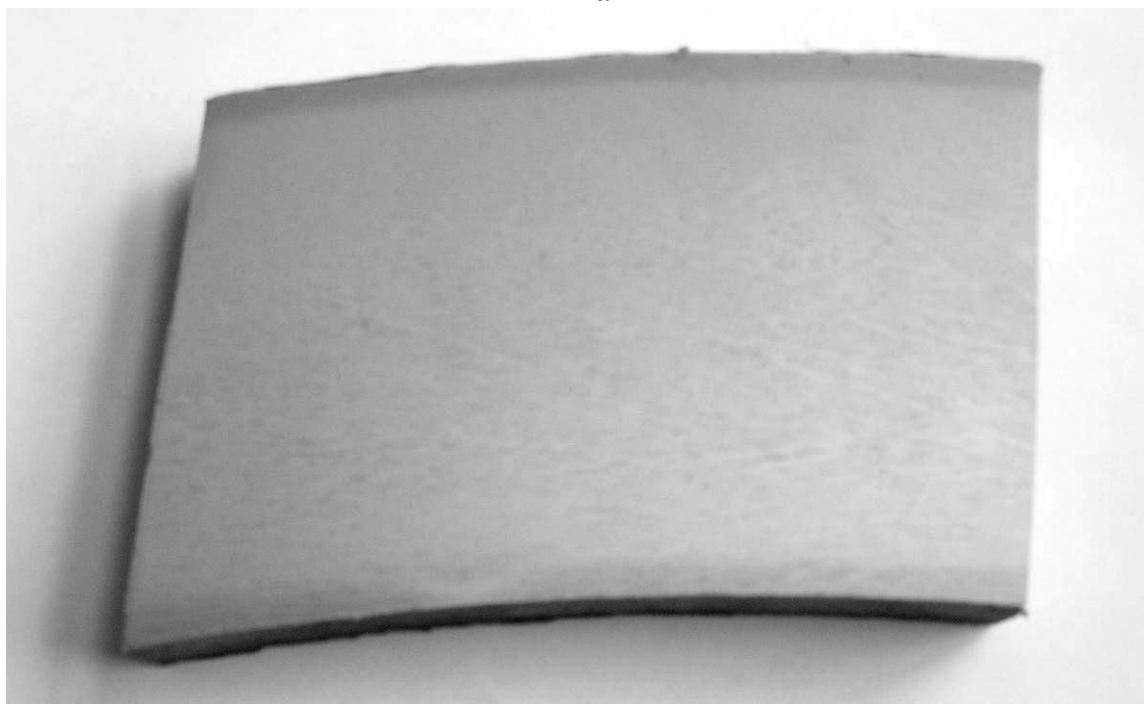


б

Рис. 7.23. Макроструктура поперечного (а) и продольного (б) темплетов бандажа №4195 опытной вакуумированной плавки № 52121 без ПФО



а



б

Рис. 7.24. Макроструктура поперечного (а) и продольного (б) темплетов бандажа №4351 опытной вакуумированной плавки №51124 без ПФО

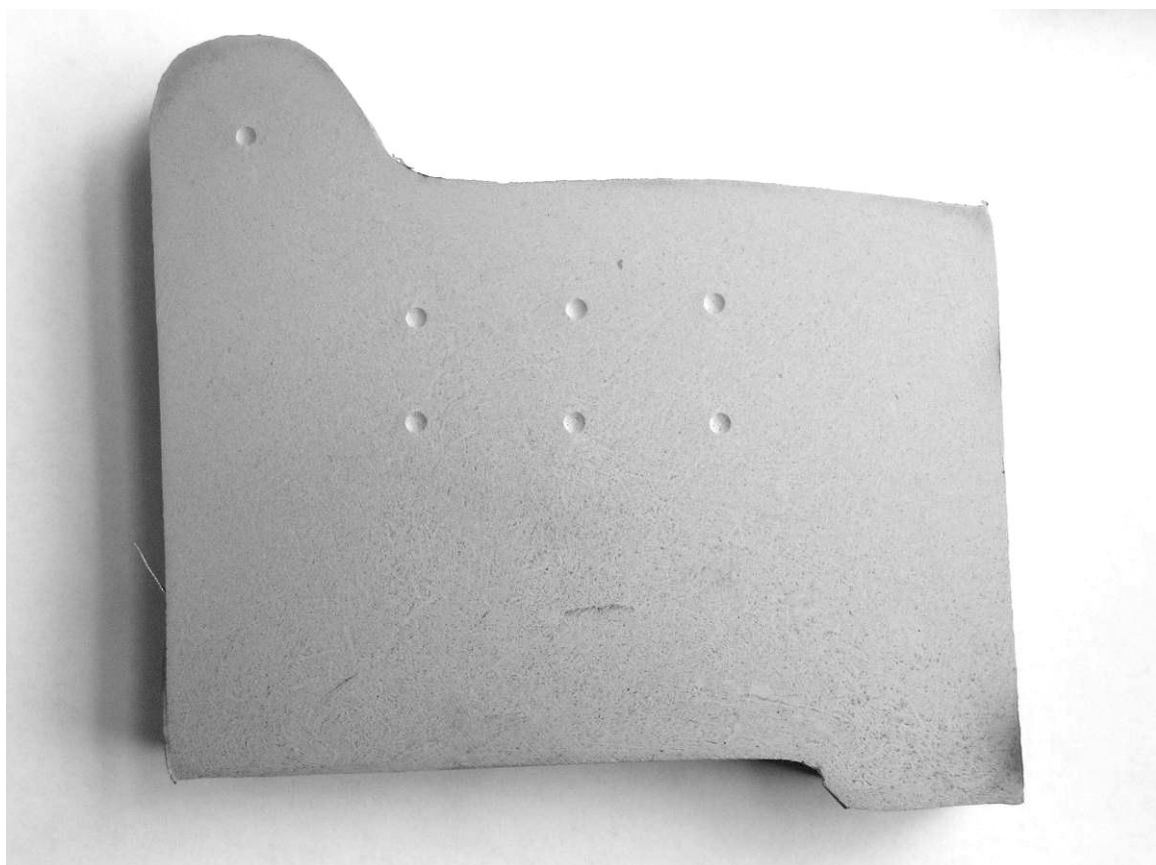


а

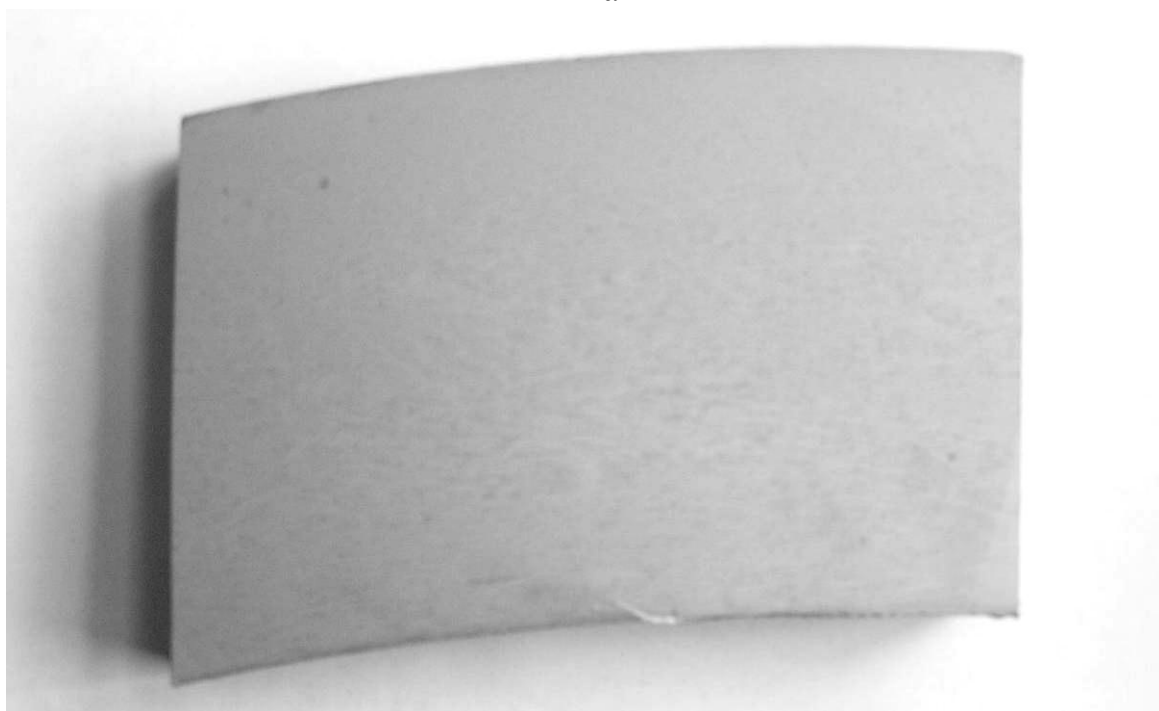


б

Рис. 7.25. Макроструктура поперечного (а) и продольного (б) темплетов бандажа №4355 опытной вакуумированной плавки №51124 без ПФО



а

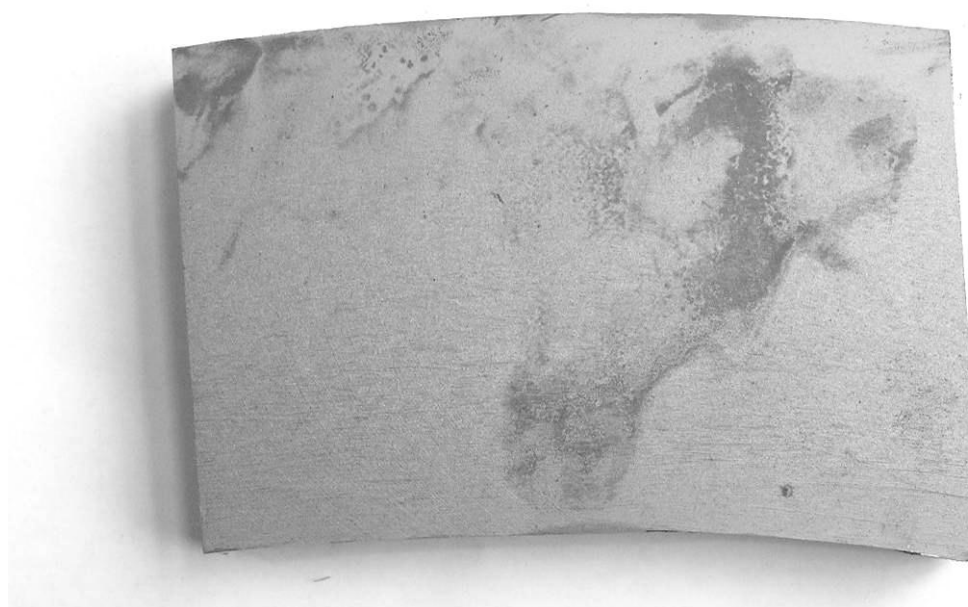


б

Рис. 7.26. Макроструктура поперечного (а) и продольного (б) темплетов бандажа №4511 опытной вакуумированной плавки №52124 без ПФО

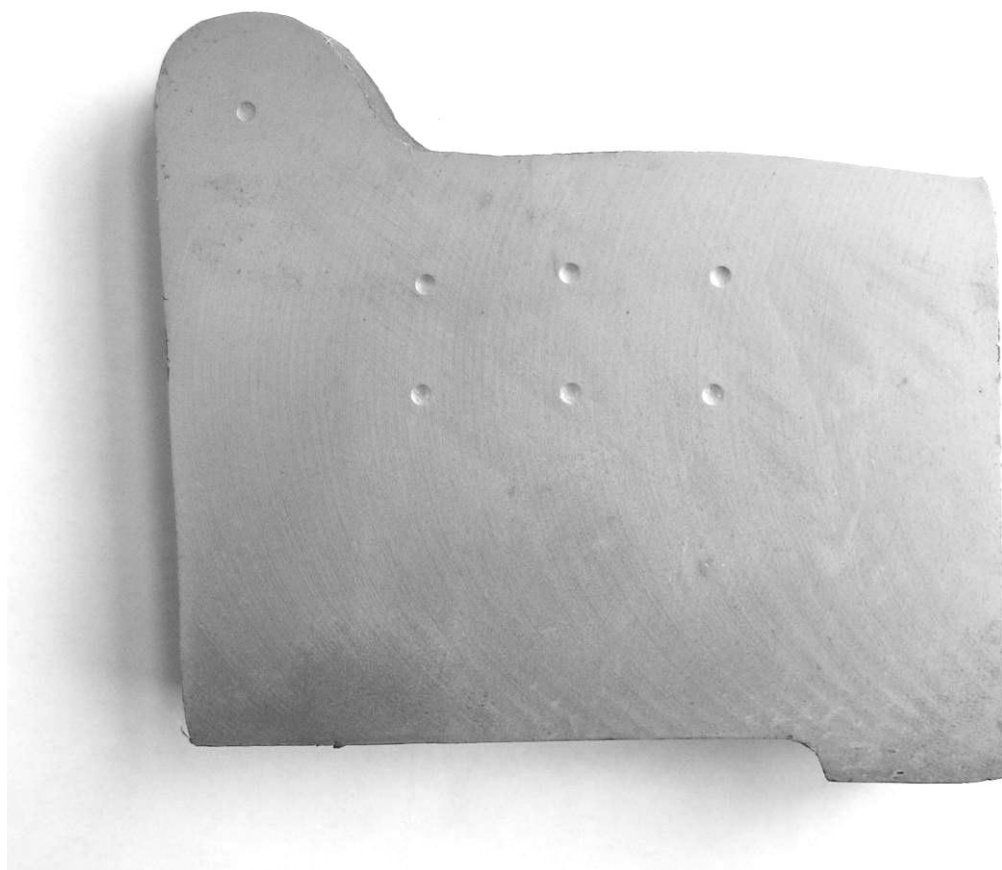


а



б

Рис. 7.27. Макроструктура поперечного (а) и продольного (б) темплетов бандажа №4514 опытной вакуумированной плавки №52124 без ПФО



а



б

Рис. 7.28. Макроструктура поперечного (а) и продольного (б) темплетов бандажа №4681 опытной вакуумированной плавки №52127 без ПФО

Таким образом, в процессе выполнения исследований по повышению твердости железнодорожных бандажей и снижению энергозатрат на их производство, в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» опробованы три способа термической обработки бандажей Ø1060 мм, обеспечивающие в них уровень твердости ≥ 320 НВ. Установлено, что наиболее эффективно обеспечивает получение необходимого комплекса механических свойств бандажей повышенной прочности технологический процесс термической обработки с применением вертикальной закалочной машины (ВЗМ) и последующего отпуска. Данный способ рекомендован для промышленного применения. С применением технологии термической обработки бандажей на ВЗМ произведена опытная партия бандажей повышенной твердости. Результаты сдаточного контроля показали, что по всем показателям бандажи опытной партии соответствуют требованиям ТУ У 35.2 – 23365425 – 641: 2009.

Установлено, что противоблоксная обработка бандажей, произведенных из вакуумированной стали, не оказывает влияние на содержание в них водорода, а анализ результатов механических испытаний, исследований макро- и микроструктуры, контроля УЗК всех опытных бандажей (пл. №№ 22675, 21756, 22670, 21680, 31187, 22632), произведенных из вакуумированной стали без ПФО, свидетельствует об отсутствии в них флокенов.

С учетом полученных результатов, опытная технология производства бандажей Ø1060 мм и Ø890 мм из вакуумированной стали марки «2» без применения операции противоблоксной обработки была внедрена в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» при содержании водорода в стали (по ковшевой пробе) не более 2 ppm и 100% УЗК готовых изделий.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе получили развитие научные положения о закономерностях влияния структурного состояния ферритно-перлитных сталей, применяемых для производства железнодорожных колес и бандажной, на их служебные и эксплуатационные механические свойства (в том числе и показатели механики разрушения при статическом и циклическом нагружении). На основе этих научных результатов разработаны, опробованы и внедрены в промышленных условиях предложения по совершенствованию технологии производства колесо-бандажной продукции, обеспечивающие повышение ее надежности и долговечности и снижение энергозатрат на производство.

Построены кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) ферритно-перлитных сталей с содержанием углерода 0,48-0,64%. Получены зависимости параметров КДУР исследуемых сталей от скорости охлаждения из аустенитной области (1-10°C/с) и содержания углерода ($C=0,48-0,64\%$). Установлено, что повышение прочности за счет увеличения скорости охлаждения в указанном интервале приводит к росту критического коэффициента интенсивности напряжений K_{fc} в среднем на 25%, а пороговый коэффициент интенсивности напряжения K_{th} при этом повышается в среднем на 60%. Это связано с различным влиянием уменьшения количества доэвтектоидного феррита на эти показатели. Повышение прочности за счет увеличения содержания углерода в стали приводит к снижению критического коэффициента интенсивности напряжений K_{fc} в среднем на 39% и не влияет на пороговый коэффициент интенсивности напряжений K_{th} .

Установлена различная чувствительность к изменению действительного зерна в ферритно-перлитных сталях ($C=0,48-0,64\%$) порогового K_{th} и критического K_{fc} коэффициентов интенсивности напряжений. Показано, что уменьшение действительного зерна от 0,139 мм до 0,0232 мм приводит к повышению циклической вязкости разрушения K_{fc}

в среднем на 30% и не оказывает влияния на пороговый коэффициент интенсивности напряжений K_{th} .

Изучены особенности развития трещин в ферритно-перлитных сталях различных уровней прочности со структурой пластинчатого перлита. Показано, что при содержании углерода в стали 0,44-0,64% ее развитие происходит по ферритным участкам (в том числе и перлита), либо по границе перлитной колонии (в зависимости от направления максимальных растягивающих напряжений) без разрушения пластин цементита.

Показано, что образование выщербин на поверхности катания железнодорожных колес связано с формированием в результате термического воздействия в поверхностных слоях обода колеса хрупкой структурной составляющей – мартенсита, и его последующего выкрашивания в процессе эксплуатации. На основе экспериментальных результатов получена зависимость глубины мартенситного слоя в ободке колеса от содержания углерода в пределах 0,46-0,66%, определяющая чувствительность железнодорожных колес к возникновению на поверхности катания дефектов теплового происхождения. Установлено, что изменение этой характеристики в зависимости от содержания углерода в стали имеет нелинейный характер.

Исследована кинетика фазовых превращений при непрерывном охлаждении аустенита стали для железнодорожных колес с повышенным содержанием кремния ($Si \geq 0,90\%$) и построена ее термокинетическая диаграмма превращения аустенита. Определены интервалы скоростей охлаждения, в пределах которых наблюдается изменение закономерностей структурообразования при распаде аустенита. Показано, что при скоростях охлаждения до $\sim 3,8^\circ\text{C}/\text{с}$ распад аустенита происходит с образованием доэвтектоидного феррита и перлита; при $3,8^\circ\text{C}/\text{с} \dots 10^\circ\text{C}/\text{с}$ структура стали состоит из доэвтектоидного феррита, перлита, бейнита та мартенсита; при $13^\circ\text{C}/\text{с} \dots 18^\circ\text{C}/\text{с}$ – из перлита, бейнита и мартенсита; при $18^\circ\text{C}/\text{с} \dots 28^\circ\text{C}/\text{с}$ –

бейнита и мартенсита; при скорости охлаждения более $28^{\circ}\text{C}/\text{с}$ распад аустенита происходит с образованием мартенсита.

Разработан химический состав стали и режим термического упрочнения железнодорожных колес, которые обеспечивают в них при содержании углерода в пределах 0,57-0,61% твердость не менее 320 НВ, высокие показатели пластичности ($\delta \geq 9\%$; $\psi \geq 16\%$), ударной вязкости ($KCU_{\text{обода}} \geq 18 \text{ Дж/см}^2$) и повышенную стойкость к образованию на поверхности катания дефектов типа «выщербина» в сравнении с колесами, которые в настоящее время эксплуатируются на железных дорогах Украины. Проведено опытно-промышленное опробование новой технологии производства колес в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» и получены положительные результаты.

Разработаны технические условия ТУ У 35.2 – 23365425 – 657: 2011 «Колеса цельнокатанные диаметром 957 мм с повышенной стойкостью к образованию на поверхности катания» на опытно-промышленную партию колес, изготовленных из стали марки «К» с повышенным содержанием кремния для проведения эксплуатационных испытаний.

В работе проведены исследования влияния параметров наведения усталостной трещины в образце на величину вязкости разрушения K_{Ic} железнодорожных колес. Установлена тесная корреляционная связь между максимальной нагрузкой цикла при наведении усталостной трещины в образце и уровнем его вязкости разрушения в виде уравнения парной регрессии. Показано, что увеличение максимальной нагрузки цикла приводит к повышению вязкости разрушения K_{Ic} .

Установлено, что при различной внешней нагрузке определяющее влияние на критическую длину усталостной трещины ферритно-перлитных сталей оказывает количество доэвтектоидного феррита. Возрастание его объемной доли приводит к увеличению критической длины усталостной трещины и тем, самым оказывает, положительное влияние на надежность изделий из этих сталей.

Экспериментально получены зависимости статической вязкости разрушения K_{Ic} и критической длины усталостной трещины железнодорожных колес от содержания в них углерода в виде линейных уравнений. Установлено, что увеличение содержания углерода в железнодорожных колесах, повышая прочностные характеристики, приводит к снижению вязкости разрушения K_{Ic} и критической длины усталостной трещины ободьев колес.

Определено нормативное значение величины K_{Ic} для колес марки «2» по ГОСТ 10791-20011. Значение показателя $K_{Ic} \geq 50 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ включено в технические требования на железнодорожные колеса в новой редакции ГОСТ 10791-2011.

Показано, что увеличение степени горячей пластической деформации ферритно-перлитной стали до 60% приводит к повышению характеристик прочности, пластичности, ударной вязкости и вязкости разрушения. С учетом полученных результатов разработана технологическая схема горячей пластической деформации колесной заготовки на прессо-прокатной линии, которая обеспечивает при производстве железнодорожных колес различных размером (диаметром 957-1098 мм) уменьшение структурной неоднородности по сечению обода железнодорожного колеса и, как следствие, повышение его вязкости разрушения K_{Ic} на 23%-30%.

Установлено, что противоблоксная обработка бандажей, произведенных из вакуумированной стали с содержанием водорода (по ковшевой пробе) не более 2 ppm, не оказывает влияние на содержание в них водорода, микроструктуру и механические свойства. С учетом полученных результатов в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» разработана и внедрена технология производства бандажей из вакуумированной стали без применения операции противоблоксной обработки при содержании водорода в стали (по ковшевой пробе) не более 2 ppm и 100% УЗК готовых изделий.

Опробование в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» различных способов термического упрочнения бандажей показало, что наиболее эффективно обеспечивает получение необходимого комплекса механических свойств технологический процесс охлаждения на вертикальной закалочной машине (ВЗМ) с последующим отпуском. Данный процесс рекомендован для промышленного применения. Разработаны технические условия ТУ У 35.2 – 23365425 – 641: 2009 «Бандажи черновые локомотивные повышенной прочности и износостойкости. Технические условия» на опытно-промышленную партию бандажей. С применением разработанной технологии термической обработки бандажей на ВЗМ произведена опытно-промышленная партия бандажей повышенной твердости, которые по всем показателям соответствуют требованиям ТУ У 35.2 – 23365425 – 641: 2009.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние неоднородности структуры и неметаллических включений на вязкость разрушения колесной стали / М. Е. Гетьманова, А. С. Гриншпон, А. В. Сухов [и др.] // Сталь. – 2007. – № 9. – С. 96–99.
2. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов / Золоторевский В. С. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
3. Броек Д. Основы механики разрушения / Броек Д. – М.: Высшая школа, 1980. – 368 с.
4. Структура та опір руйнуванню залізовуглецевих сплавів / [Осташ О. П., Волчок І. П., Колотілкін О. Б. та ін.]. – Львів : НАНУ ФМІ, 2001. – 272 с.
5. Гешелин В. Г. Сертификация и качество металлопродукции. Методы, средства и метрологическое обеспечение механических испытаний / Гешелин В. Г. – Х.: Факт, 2004. – 480 с.
6. Влияние углерода и структурного состояния стали на критическое раскрытие трещины / Кондратенко В. М., Гешелин В. Г., Падун Н. И. [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1978. – № 7. – С. 81–82.
7. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенной температурах: ГОСТ 9454-78. – [Действующий от 1979-01-01] М.: Издательство стандартов, 1990. – 12 с. – (Межгосударственный стандарт).
8. Сафта В. Связь между характеристиками динамической вязкости разрушения / Сафта В., Бернат А., Мойса Т. // Заводская лаборатория. – 1981. – Т. 47, № 7. – С. 72–75.
9. Маслюк В. М. Определение ударной вязкости низколегированных сталей с учетом трапецевидности излома образцов / В. М. Маслюк // Заводская лаборатория. – 1995. – Т. 61, № 6. – С. 48–51.

10. Маслюк В. М. Оценка стали массового производства ответственного назначения по характеристикам ударной вязкости / В. М. Маслюк // *Металлург.* – 2006. – № 6. – С. 54–56.
11. Гуляев А. П. Разложение ударной вязкости на ее составляющие по данным испытания образцов с разным надрезом / А. П. Гуляев // *Заводская лаборатория.* – 1967. – Т. 33, № 4. – С. 473–475.
12. Оценка ресурса цельнокатанного колеса при малоцикловом термоупругопластическом деформировании с учетом режимов торможения вагона / С. Н. Киселев, В. Г. Иноземцев, Р. И. Зайнетдинов [и др.] // *Вестник ВНИИЖТ.* – 1995. – № 4. – С. 40–43.
13. Циклическая прочность колесной стали с учетом условий эксплуатации / Н. И. Данченко, О. Н. Перков, С. Е. Подольский [и др.] // *Производство и свойства термически обработанного проката: Сб. тр.* – М., 1988. – С. 101–102.
14. Трощенко В. Т. Исследование закономерностей усталостного разрушения сталей X18H10T, X16H6, 15Г2АФДпс и алюминиевого сплава АМг6 в условиях низких температур / В. Т. Трощенко, В. В. Покровский // *Стали и сплавы криогенной техники.* – К., 1977. – С. 157–164.
15. Поведение стали при циклических нагрузках / [под ред. В. Даля, пер. с нем. В. А. Федоровича]. – М.: *Металлургия*, 1983. – 562 с.
16. Черепанов Г. П. Механика хрупкого разрушения / Черепанов Г. П. – М.: *Наука*, 1974. – 640 с.
17. Paris P. C. A critical analysis of crack propagation laws / P. C. Paris, F. A. Erdogan // *Trans. ASME D.* – 1963. – 85. N3. – P. 528–536.
18. Методические рекомендации. МР-95. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: *Междуна. ин-т безопасности сложных технических систем*, 1995. – С. 83–180.
19. Панасюк В. В. Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие: в 4 т. / В. В. Панасюк, А. Е. Андрейкив,

- В. З. Партон. – К.: Наукова думка, 1984. – Т. 1 : Основы механики разрушения. – 1984. – 487 с.
20. Ярема С. Я. Исследование роста усталостных трещин и кинетическая диаграмма усталостного разрушения / С. Я. Ярема // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1977. – № 4. – С. 3–22.
 21. Иванова В. С. Усталостное разрушение металлов с позиции физики и механики прочности / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев, И. С. Коган // Металлофизика. – 1983. – Т. 5, № 1. – С. 53–58.
 22. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. / [Под общ. ред. В. В. Панасюка]. – К. : Наук. думка, 1988-1990. – 680 с.
 23. Романів О. М. Термомеханічне зміцнення сталі / О. М. Романів, Г. І. Черепанова. – К. : Наукова думка, 1966. – 219 с.
 24. Трощенко В. Т. Исследование характеристик вязкости разрушения при циклическом нагружении / В. Т. Трощенко, А. В. Прокопенко, В. В. Покровский // Проблемы прочности. – 1978. – № 2. – С. 8–15.
 25. Kawasaki T. Fracture toughness and fatigue crack propagation in highstrength steel from temperature to -180°C / T. Kawasaki // Eng. Fract. Mech. – 1975. – № 7. – P. 465–472.
 26. Kitsunai Y. Ductile-brittle transition behavior of structural steel in fatigue crack growth under low temperature / Y. Kitsunai // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. – 1986. – A 52 (476). – P. 896–901.
 27. Трощенко В. Т. Исследование характеристик вязкости разрушения при циклическом нагружении / В. Т. Трощенко, А. В. Прокопенко, В. В. Покровский // Проблемы прочности. – 1978. – № 3. – С. 3–8.
 28. Трощенко В. Т. Исследование закономерностей нестабильного развития трещины при циклическом нагружении / В. Т. Трощенко, П. В. Ясний, В. В. Покровский // Проблемы прочности. – 1980. – № 6. – С. 3–7.
 29. Тушинский Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Тушинский Л. И., Батаев А. А., Тихомирова Л. Б. – Новосибирск: ВО «Наука». Сибирская издательская фирма, 1993. – 280 с.

30. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах / Б. И. Костецкий. – К.: Техніка, 1970. – 396 с.
31. Крагельский И. В. Трение и износ / И. В. Крагельский. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
32. Марченко В. А. О природе разрушения поверхности металлов при трении/ В. А. Марченко. – М.: Наука, 1979. – 116 с.
33. Тененбаум М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин / М. М. Тененбаум. – М.: Машиностроение, 1966. – 331 с.
34. Garbar I. I. Metal surface layer structure formation under eliding friction / I. I. Garbar, J. V. Skorinin // Wear. – 1978. – v. 51, № 2, p. 327–336.
35. Сорокин Г. М. О критериях выбора износостойких сталей и сплавов / Г. М. Сорокин // Заводская лаборатория. – 1991. – № 9. – С. 55–59.
36. Кузьменко А. Г. изнашивание как процесс зарождения и развития трещин/ А. Г. Кузьменко, Я. Н. Гладкий // Проблемы трибологии. – 1997. – № 2. –С. 46–64.
37. Узлов И. Г. Прогрессивные процессы производства и качество железнодорожных колес / И. Г. Узлов // Сталь. – 2003. – № 5. – С. 69–72.
38. Edel K. O. Bruchzahigkeitseigenschaften gewalzter Eisenbahnvollrader / K. O. Edel, R. Ortmann, M. Kaulfurst // Neue Hutte. – 1985. – Bd. 30, N 12. – P. 463–467.
39. Fortmann J.-C. Revue Generale des Chemins de Fer/ J.-C. Fortmann // Железные дороги мира. – 2004. – № 4. – С. 31–35.
40. Стоун Д. Х. Дефекты колес из-за нагрева при торможении / Д. Х. Стоун // Железные дороги мира. – 1986. – № 7. – С. 19–22.
41. Муртазин В. Н. Термические дефекты разрушают колеса / В. Н. Муртазин, А. С. Шишмаков // Вагоны и вагонное хозяйство. – 2007. – № 3. – С. 25–27.
42. Оценка ресурса цельнокатанного колеса при малоцикловом термоупругопластическом деформировании с учетом режимов

- торможения вагона / С. Н. Киселев, В. Г. Иноземцев, Р. И. Зайнетдинов [и др.] // Вестник ВНИИЖТ. – 1995. – № 4. – С. 40–43.
43. К вопросу оценки качества термически упрочненных цельнокатаных колес / А. Ф. Гринев, Н. И. Данченко, О. Н. Перков [и др.] // Термическая обработка металлов : Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1980. – № 9. – С. 70–72.
44. Мешков Ю. Я. Физические основы разрушения стальных конструкций / Ю. Я. Мешков. – К.: Наукова думка, 1981. – 240 с.
45. Дж. Коллинз. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ, предсказание, предотвращение / Дж. Коллинз; [пер. с англ. А. М. Васильева]. – М.: Мир, 1984. – 624 с.
46. Дж. Ф. Нотт. Основы механики разрушения / Дж. Ф. Нотт; [пер. с англ. Д. В. Лаптева]. – М.: «Металлургия», 1978. – 256 с.
47. Пустовой В. Н. Metallokonstrukcii gruzopod'nykh mashin. Razrusheniye i prognozirovaniye ostatochnogo resursa / В. Н. Пустовой. – М.: Транспорт, 1992. – 256 с.
48. Микляев П. Г. Кинетика разрушения / Микляев П. Г., Нешпорт Г. С., Кудряшов В. Г. – М.: «Металлургия», 1979. – 279 с.
49. Mitura K. Influence of some factors on the fractures toughness with respect to other properties / K. Mitura, P. Matušek, A. Bil // 7th Int. Wheelst congress, Dobrá, Czechoslovakia. – 1982. – № 2. – P. 1–7.
50. Эдель К. О. Механика разрушения цельнокатаных колес / К. О. Эдель, М. Шапер // Железные дороги мира. – 1994. – № 2. – С. 22–28.
51. S. Sivaprasad, S. Tarafder, V. R. Ranganath and N. Parida Fatigue and fracture behaviour of forged and cast railway wheels //National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur 831007, India.
52. Усталость и хрупкость металлических материалов / [В. С. Иванова, С. Е. Гуревич, И. М. Копьев и др.]. – М.: Наука. – 196. – 216 с.

53. Иванова В. С. К определению циклической вязкости разрушения в условиях подобия предельного состояния / В. С. Иванова // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1978. – № 4. – С. 77–85.
54. Колесная сталь / [Узлов И. Г., Гасик М. И., Есаулов А. Т. и др.]. – К.: Техник, 1985. – 168 с.
55. Ларин Т. В. Исследование механизма износа, усталостного выкрашивания, образования выщербин и наволакивания на поверхности катания цельнокатанных колес // Повышение надежности и долговечности деталей подвижного состава и пути: Тр. ВНИИЖТ / Т. В. Ларин. – М., 1977. – С. 51–68.
56. Дружинін М. О. Особливості структури білих шарів на поверхні катання залізничних коліс / М. О. Дружинін, В. І. Сухомлин, А. М. Нестеренко [та ін.] // Металознавство та обробка металів. – 2008. – № 2. – С. 3–7.
57. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А. И. Бабаченко, А. А. Кононенко, Ж. А. Дементьева [и др.] // Залізничний транспорт України. – 2010. – № 5. – С. 35–38.
58. Бабаченко А. И. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А. И. Бабаченко // Международная научно-практическая конференция «Современное состояние и проблемы взаимодействия подвижного состава и пути «Рельс-колесо 2010»: Сб. докладов, 7–8 декабря 2010 г. – Одесса, 2010.
59. Babachenko A. I. Investigation of cause of defect formation on the tread of harness improved wheels / A. I. Babachenko, I. G. Uzlov, A. A. Kononenko, A. V. Knysh, O. M. Shapovalova // Proseedings of the «16th International Wheelset Congress». – Cape Town, 14th–18th Marth 2010.
60. Бабаченко А. И. Совершенствование химического состава стали для железнодорожных колес, обеспечивающего повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания / А. И. Бабаченко,

- П. Л. Литвиненко, А. В. Кныш [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. науч. тр. – Днепропетровск: Візіон, 2011. – Вып. 23. – С. 226–233.
61. Узлов І. Г. Закономірності утворення дефектів на поверхні кочення коліс різних рівней міцності / І. Г. Узлов, К. І. Узлов, А. В. Книш [та ін.] // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту: 71 міжн. наук.-практ. конф., 14-15 квітня 2011 р.: Тези доповідей. – Дніпропетровськ: ДНУЗТ, 2011. – С. 91–92.
 62. Богданов В. М. Современные проблемы системы колесо-рельс / В. М. Богданов, С. М. Захаров // Железные дороги мира. – 2004. – № 1. – С. 57–62.
 63. Новые марки колесной стали // Железные дороги мира. – 2004, № 1 С. 53–56 // цитировано по I. Poschmann, C. Heermant. Eisenbahningenieur, № 8, P. 47–51.
 64. Богданов В. М. Об износе колес и рельсов / В. М. Богданов, Л. И. Бертенева // Железнодорожный транспорт. – 1999. – № 7. – С. 48–50.
 65. Про причини тріщеноутворення в металі бандажів коліс локомотивів / Л. І. Маркашова, М. Л. Валеви́ч, Г. М. Григоренко [та ін.] // Металознавство та обробка металів. – 2006. – № 4. – С. 29–35.
 66. Причины и предотвращение изломов гребней колес // Железные дороги мира. – 1995. – № 5. – С. 12–16 // цитировано по М. Т. Gallagher et al. Railway Technology International, 1994, P. 107–114.
 67. Муртазин В. Н. Термические дефекты разрушают колеса / В. Н. Муртазин, А. С. Шишмаков // Вагоны и вагонное хозяйство. – 2007. – № 3. – С. 26–28.
 68. Перспективные материалы для изготовления колес // Железные дороги мира. – 2002. – № 5. – С. 39–41 // цитировано по Ph. Cassidy. International Railway Journal. – 2001. – № 12. – P. 40–41.
 69. Кассіді Ф. Д. Леговані метали можуть подовжити життя коліс / Ф. Д. Кассіді // Залізничний транспорт України. – 2002. – № 5. – С. 69–70.

70. Кёллер К.-У. Применение стали для современных транспортных систем / К.-У. Кёллер, К.-Д. Зардеман // Черные металлы. – 2000. – Ноябрь. – С. 42–49.
71. Чичин А. В. Тенденции развития колес нового поколения / А. В. Чичин // Вагоны и вагонное хозяйство. – 2007. – № 3. – С. 22–24.
72. Узлов И. Г. Влияние состава и термообработки на износостойкость и усталостную прочность среднеуглеродистой стали / И. Г. Узлов, В. И. Школа // Термическое упрочнение проката : Сб. науч. тр. – М.: Металлургия, 1959. – Выпуск № 30. – С. 120–122.
73. Износостойкость углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита / В. М. Счастливцев, Т. И. Табатчикова, А. В. Макаров [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 1. – С. 27–30.
74. Перлит в углеродистых сталях / [Счастливцев В. М., Мирзоев Д. А., Яковлева И. Л. и др.]. – Екатеринбург : УрО РАН, 2006. – 311 с.
75. Явойский В. И. Неметаллические включения и свойства стали / Явойский В. И., Рубенчик Ю. И., Окенко А. П. – М. : Металлургия, 1980. – С. 174.
76. Шефер К. Поведение кислорода в стали от выпуска до затвердевания / К. Шеффер // Черная металлургия. – 1979. – № 8. – С. 24–32.
77. Неоднородность колесной стали по химическому составу, механическим свойствам и один из путей ее уменьшения / Н. И. Данченко, О. Н. Перков, В. М. Бурдонос [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1979. – № 8. – С. 28–30.
78. Влияние остаточного содержания водорода в металле готовых колес на их механические свойства / В. М. Кирсанов, З. И. Холявко, З. М. Босис [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, № 8, 1979, С. 28–30.
79. Влияние вакуумирования колесной стали на ее свойства / Ю. С. Ахматов, А. Г. Лисняк, О. Н. Перков [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М. : Металлургия, 1978. – № 7. – С. 41–42.

80. Структура и свойства термически упрочненных колес, изготовленных из металла, продутого аргоном / В. В. Озими́на, Ю. А. Башнин, М. И. Староселецкий [и др.] // Производство термически обработанного проката : Сб. тр. – М. : Металлургия, 1986. – С. 79–81.
81. Микролегирование колесной стали карбонитридообразующими элементами / А. М. Арсенкин, А. Ю. Далматов, К. Ю. Демин [и др.] // Сталь. – 2007. – № 9. – С. 29–30.
82. Легированная сталь для колес скоростного железнодорожного транспорта / И. Г. Узлов, Н. Г. Мирошниченко, М. В. Кузмичев [и др.] // Термическая обработка металлов : Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1977. – № 5. – С. 56–60.
83. Кассиди П. Новый колесный материал для нового поколения колес / П. Кассиди // Материалы конференции: «7th International Wheelset Congress». – Рим, 2001.
84. ОАО «Нижнеднепровский трубопрокатный завод» в свете современных мировых тенденций развития производства железнодорожных колёс / А. И. Козловский, В. П. Есаулов, А. В. Шрамко [и др.] // Metallurgical and Mining Industry. – 2004. – № 1. – С. 8–13.
85. Козловский А. И. Производство и качество железнодорожных колес / А. И. Козловский, И. Г. Узлов // Metallurgical and Mining Industry. – 2001. – № 7. – С. 66–69.
86. Пашолок И. Л. Повышение твердости колес / И. Л. Пашолок, В. Н. Цюренко, Е. Н. Самохин // Железнодорожный транспорт. – 1999. – № 7. – С. 40–43.
87. Влияние температуры и условий охлаждения при прокатке на структуру и свойства цельнокатаных железнодорожных колес / И. Г. Узлов, Г. А. Блажнов, Ю. В. Андреев [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М: Металлургия, 1974. – № 3. – С. 29–31.

88. Исследование влияния условий деформации на механические свойства цельнокатаных колес / В. А. Паршин, О. А. Ганаго, М. И. Староселецкий [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. – 1968. – № 10. – С. 8–9.
89. Шифрин М. Ю. Влияние деформации заготовки на прессах и в колесопрокатном стане на механические свойства диска и обода цельнокатаных колес / М. Ю. Шифрин, Ю. В. Андреев, В. А. Лихошвай // Кузнечно-штамповочное производство. – 1970. – № 8. – С. 7–11.
90. Производство железнодорожных колес / [Бибик Г. А., Иоффе А. М., Праздников А. В., Староселецкий М. И.]. – М. : Metallurgiya, 1982. – 232 с.
91. Паршин В. А. Совершенствование технологии производства железнодорожных колес / В. А. Паршин, О. А. Ганаго // Материалы 1-й Российской конференции по кузнечно-штамповочному производству "Кузнецы Урала-2005" Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие. – Екатеринбург, 2005. – С. 884.
92. Влияние условий деформирования при прокатке на величину зерна стали цельнокатаных колес / И. Г. Узлов, Г. А. Блажнов, Ю. В. Андреев [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Metallurgiya, 1977. – № 5. – С. 106–108.
93. Исследование влияния температурных параметров деформации заготовок на структуру и свойства цельнокатаных колес // Отчет по НИР. – Днепропетровск: ИЧМ, 1975. – 46 с.
94. Исследование условий деформирования заготовок для колес на новом прессовом оборудовании колесопрокатных цехов заводов Выксинского металлургического и им. К. Либкнехта // Отчет по НИР. – Днепропетровск: ИЧМ, 1977. – 125 с.
95. Влияние температуры нагрева заготовок под прокатку на структуру и свойства металла цельнокатанных колес / Ю. В. Андреев, В. И. Узлов, В. К. Бабиц [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Metallurgiya, 1978. – № 7. – С. 35–36.

96. Малиночка Я. Н. Формирование структуры цельнокатанных колес в зависимости от исходного состояния металла / Я. Н. Малиночка, Л. А. Моисеева, Л. П. Гребенюк // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1979. – № 8. – С. 26–28.
97. Особенности пластических свойств колесной стали при высоких температурах / И. П. Федорова, В. А. Тарасова, В. И. Демченко [и др.] // Производство и свойства термически обработанного проката: Сб. тр. – М.: Металлургия, 1988. – С. 102–104.
98. Совершенствование режимов термической обработки цельнокатанных колес / Г. А. Блажнов, Н. И. Данченко, О. Н. Перков [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1978. – № 7. – С. 33–35.
99. Наугольникова Л. М. Влияние величины аустенитного зерна низкоуглеродистых сталей на ударную вязкость / Л. М. Наугольникова // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1977. – № 5. – С. 89–91.
100. Данченко Н. И. Структура и свойства колесной стали в зависимости от температуры нагрева / Н. И. Данченко, О. Н. Перков, Е. С. Романенко // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1977. – № 5. – С. 101–104.
101. Приходько Э. В. К вопросу о выборе режимов термического упрочнения цельнокатанных колес / Э. В. Приходько, Н. И. Данченко, О. Н. Перков // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1980. – № 9. – С. 30–32.
102. Отпуск цельнокатанных колес / Н. И. Данченко, О. Н. Перков, Г. А. Блажнов [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1977. – № 5. – С. 72–75.
103. Мирошниченко Н. Г. Зависимость ударной вязкости диска цельнокатанных колес от условий охлаждения и структуры /

- Н. Г. Мирошниченко, З. М. Босис, В. И. Школа // Производство термически обработанного проката : Сб. тр. – М.: Металлургия, 1986, С. 81–84.
104. Напряженное состояние и усталостная прочность термически обработанных цельнокатаных колес / И. Г. Узлов, Н. И. Данченко, С. Е. Подольский [и др.] // Производство термически обработанного проката: Сб. тр. – М.: Металлургия, 1986. – С. 86–88.
105. Рентгеноструктурный анализ материала диска колес, термически обработанных по различным режимам / О. Н. Перков, М. А. Дружинин, А. М. Жолудев [и др.] // Производство термически обработанного проката: Сб. тр. – М.: Металлургия, 1986. – С. 84–85.
106. Гусев С. А. Оптимизация температур нагрева бандажей при термическом упрочнении / С. А. Гусев, А. Н. Смирнов // Производство и свойства термически обработанного проката: Сб. тр. – М.: Металлургия, 1988. – С. 104–106.
107. Гусев С. А. Взаимосвязь между различными вариантами подачи охладителя на грани бандажа и скоростями охлаждения внутренних слоев/ С. А. Гусев, Г. А. Блажнов // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1979. – № 8. – С. 33–34.
108. Влияние скорости охлаждения при термическом упрочнении на распределение твердости по сечению бандажей / В. А. Паршин, Г. А. Блажнов, С. А. Гусев [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М. : Металлургия, 1978. – № 7. – С. 31–32.
109. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей: Справ. изд. / // [Бернштейн М. Л., Добаткин С. В., Капуткина Л. М., Прокошкин С. Д.]. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.
110. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов / Новиков И. И. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
111. Большаков В. И. Термическая обработка стали и металлопроката / Большаков В. И., Долженков И. Е., Долженков В. И. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2002. – 271 с.

112. Узлов И. Г. Исследование влияния действительного зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению углеродистой стали / И. Г. Узлов, А. И. Бабаченко, Ж. А. Дементьева // *Металлургическая и горная промышленность*. – 2002. – № 5. – С. 21–23.
113. Вернер Р. Измельчение зерна при горячей деформации / Р. Вернер // *Черные металлы*. – 1969. – № 7. – С. 34–44.
114. Францевич И. Н. Деформация сталей при совместной тепловой и механической обработке и физико-химические свойства их при высоких температурах / Францевич И. Н. – М.: Стальиздат, 1933. – 141 с.
115. Фридман Д. С. Исследование сопротивления деформации металлов при периодическом деформировании / Фридман Д. С., Ериклинцев В. В. // *Известия АН СССР: серия Металлы*. – 1969. – № 5. – 125–128.
116. Трещиностойкость перлитных эвтектоидных сталей. Разрушение сталей при циклическом нагружении / О. Н. Романив, Е. А. Шур, В. Н. Симицькович [и др.] // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. – 1983. – № 2. – С. 37–45.
117. Романив О. Н. Структура и припороговая усталость сталей / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, В. Н. Симицькович // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. – 1983. – № 4. – С. 19–33.
118. Биверс К. Некоторые особенности роста усталостных трещин в металлах и сплавах // *Механика разрушения. Разрушение конструкций: пер. с англ.* – М.: Мир, 1980. – С. 51–80.
119. Ritchie R. O. Near threshold fatigue crack propagation in steels / R. O. Ritchie // *Int. Met. Rev.* – 1979. – № 245. – P. 205–230.
120. Masounave J. Effekt of grain size on the threshold stress intensity faktor in fatigue of a ferritic steel / J. Masounave, J. R. Bailon // *Scr. Met.* – 1976. – N 10, N 2. – P. 165–170.
121. Tanaka K. Fatigue growth threshold of small cracks / K. Tanaka, Y. Nakai, M. Yamashita // *Int. J. Fract.* – 1981. – 17, N 5. – P. 519–533.

122. Benson J. P. Influence of grain size and yield strength on threshold fatigue behavior of low-alloy steel / J. P. Benson // *Metal. Sci.* – 1979. – 13, N 9. – P. 535–539.
123. Mutoh Y. An analysis of grain size and yield stress effects on stress at fatigue limit and threshold intensity factor / Y. Mutoh, V. M. Radhakrishna // *Trans. ASME.* – 1981. – 103, N 7. – P. 229–239.
124. Харцберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Р. В. Харцберг ; пер. с англ. – М. : Metallurgia, 1989. – 576 с.
125. Masounawe J. The dependence of the threshold stress intensity factor on the cyclic stress ratio in fatigue of ferritic - pearlitic steels / J. Masounawe, J-P. Bailon // *Scripta Metal.* – 1975. – 9. – P. 723–730.
126. Романив О. Н. Влияние структурных факторов на кинетику трещин усталости в конструкционных сталях / О. Н. Романив, Я. Н. Гладкий, Ю. В. Зима // *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* – 1978. – N 2. – С. 3–15.
127. Вязкость разрушения стали с мартенситно-ферритной структурой / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, Я. Н. Гладкий [и др.] // *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* – 1977. – N 3. – С. 31–36.
128. Rodriguez Ibabe J. M. Fatigue crack propagation in ferrite - pearlite railway wheels / J. M. Rodriguez Ibabe, M. Fuentes Perez, J. Gil Sevillano // *Fracture prevention in energy and transport systems: Proc. Conf.* – Rio de Janeiro, 1984. – P. 102.
129. Влияние дисперсности перлита на усталостную прочность средне- и высокоуглеродистых сталей / И. А. Вакуленко, О. Н. Перков, В. Г. Раздобреев [и др.] // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2006. – № 8. – С. 26–28.
130. Hamberg K. Crack propagation in coarse 138 two-phase steels / K. Hamberg, B. Karlson // *Strength Metals and Alloys: Proc. 5th Int. Conf. (Aachen, 1979).* – Toronto, 1979. – V. 2. – P. 1261–1266.

131. Зотов В. С. Влияние термической обработки на циклическую прочность и микроструктуру малоуглеродистых сталей // Механическая усталость металлов / В. С. Зотов. – Киев: Наукова думка, 1983. – С. 175–183.
132. Shih Tzu-Ye The effect of non-metallic inclusions and microstructures on the fatigue crack initiation and propagation in high strength carbon steels / Tzu-Ye Shih, Toru Araki // Transactions of the Iron and Steel institute of Japan. – 1973. – v. 13, N 1. – P. 11–19.
133. Влияние углерода и структурного состояния стали на критическое раскрытие трещины / В. М. Кондратенко, В. Г. Гешелин, Н. И. Падун [и др.] // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. – М.: Металлургия, 1978. – № 7. – С. 81–82.
134. Пиккеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пиккеринг Ф. Б.; [пер. с англ. А. П. Башенко]. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
135. Узлов И. Г. Зависимость свойств "белого" слоя от химического состава стали / И. Г. Узлов, Н. Г. Мирошниченко // МиТОМ. – 1969. – № 8. – С. 62–63.
136. Штейнберг С. С. Металловедение / С. С. Штейнберг.– М.: ОНТИ–НКТП–СССР, 1935.– Том III: Специальные стали. – 1935. – 264 с.
137. Кристаллизация и первичная структура конструкционных сталей / [А. И. Яценко, В. Е. Хрычиков, Т. С. Хохлова и др.]. – Днепропетровск: Журфонд, 2010. – 226 с.
138. Узлов И. Г. Термическая обработка проката / Узлов И. Г., Савенков В. Я., Поляков С. Н. – К.: Техніка, 1981. – 159 с.
139. Формирование структурного состояния высокопрочных микролегированных ванадием колес в процессе их отпуска / И. Г. Узлов, А. М. Нестеренко, К. И. Узлов [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. науч. тр. – Днепропетровск: Візіон, 2007. – Выпуск 14. – С. 223 – 228.

140. Сухомлин Г. Д. Строение и свойства большеугловых специальных внутрифазных и межфазных границ в металлах и сплавах промышленного производства: автореф. дис. на соискание науч. степени докт. техн. наук: 05.02.01 «Материаловедение» / Г. Д. Сухомлин. – Днепропетровск, 2007. – 36 с.
141. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник в трех томах / [ред. Бернштейн М. Л. и Рахштадт А. Г.]. – М.: Металлургия, 1983– . – Т. 1: Методы испытаний и исследования. – 1983. – 352 с.
142. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. – М.: «Металлургия», 1970. – 366 с.
143. Влияние различных факторов на ударную вязкость стали для цельнокатаных железнодорожных колес / И. Г. Узлов, Н. Г. Мирошниченко, М. И. Староселецкий [и др.] // Сталь. – 1988. – № 9. – С. 90 – 93.
144. Зависимость предела прочности от структуры перлитной стали / В. Н. Гринев, Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко [и др.] // Проблемы прочности. – 1972. – № 1. – С. 66-69.
145. Вязкость разрушения среднеуглеродистой стали в различных структурных состояниях / И. Г. Узлов, Л. А. Моисеева, Н. Г. Мирошниченко [и др.] // Сталь. – 1996. – № 4. – С. 51–54.
146. Исследование влияния термической обработки среднеуглеродистых сталей на вязкость разрушения / И. Г. Узлов, А. И. Бабаченко, Н. А. Умеренкова [и др.] // Сталь. – 1997. – № 5. – С. 57–60.
147. Diener M. Bruchmechanische und metallkundliche Untersuchungen an Gutterwagern / M. Diener, R. Muller, W. Kunnes // ZEV+DET Glas. Ann. – 1992. – № 6, Juni. – P. 179–191.
148. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / [Б. Н. Арзамасов, И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапов и др.] ;

- под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – [2-е изд.]. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
149. Олик А. П. Циклическая трещиностойкость листовых судокорпусных алюминиевых сплавов / А. П. Олик // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1990. – № 4. – С. 60–64.
 150. Кинетика и механизм роста усталостной трещины в железе / О. Н. Романив, Е. А. Шур, А. Н. Ткач [и др.] // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1981. – № 2. – С. 57–66.
 151. Данченко Н. И. Влияние структурного состояния при термическом упрочнении на комплекс свойств при статическом, динамическом и циклическом нагружении сталей для железнодорожных колес: автореф. дис. на соискание науч. степени канд. техн. наук: спец. 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов» / Н. И. Данченко. – Днепропетровск, 1972. – 23 с.
 152. Распространение усталостных трещин в сталях с феррито-перлитной структурой / М. Н. Георгиев, В. Н. Данилов, В. Ю. Догадушкин [и др.] // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – № 4. – 1972. – С. 86–92.
 153. Мак Лин Д. Механические свойства металлов : Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
 154. Мешков Ю. Я. Структура металла и хрупкость стальных изделий / Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко. – К. : Наукова думка, 1985. – 208 с.
 155. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
 156. Glodman T. Some aspects of the structure-property relationships in high-carbon ferrite-pearlite steels / T. Glodman, I. D. Mcivor, F. V. Pickering // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1972. – № 12. – С. 916–930.
 157. Стандартный метод испытаний для определения вязкости разрушения в условиях плоской деформации металлических материалов : ASTM E 399-90. – [Действующий от 1990-11-30]. ASTM Committee E-8, 1990. – 30 с. – (Международный стандарт).

158. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении: ГОСТ 25.506-85. – [Действующий от 1986-01-01]. – М. : Издательство стандартов, 1990. – 38 с. – (Межгосударственный стандарт).
159. Статическая прочность и механика разрушения сталей: [сб. научных трудов / пер. с нем., под ред. В. Даля, В. Антона]. – М.: Металлургия, 1986. – 566 с.
160. Вязкость разрушения высокопрочных материалов : [сб. статей / пер. с англ., под ред. М. Л. Бернштейна]. – М. : Металлургия, 1973. – 304 с.
161. Контактно-усталостные повреждения колес грузовых вагонов / [ред. С. М. Захаров]. – М.: Интекст, 2004. – 160 с.
162. Ветенкамп Г. Р. Разрушение колес железнодорожного вагона диаметром 836 мм, обусловленное тепловыми и рельсовыми нагрузками / Г. Р. Ветенкамп, Р. М. Кипп // Конструирование и технология машиностроения. – 1978. – 100, № 3. – С. 184–192.
163. Эдель К. О. Анализ разрушения цельнокатаных колес / К. О. Эдель // Железные дороги мира. – 1992. – № 10. – С. 41–47.
164. Гудков А. А. Трещиностойкость стали / А. А. Гудков. – М.: Металлургия, 1989. – 376 с.
165. Высокопрочная металлопродукция и эффективное ее использование на железнодорожном транспорте / И. Г. Узлов, К. И. Узлов, А. Д. Лашко [и др.] // Залізничний транспорт України. – 2003. – № 3. – С. 27–30.
166. Diner M. Reliability and Safety in Railway Products : Part 1 / M. Diner, A. Ghidini. – Lucchini, 2008. – 118 p.
167. Мирошниченко Н. Г. Влияние термической обработки на износостойкость колесной стали / Н. Г. Мирошниченко, М. А. Дружинин // Повышение свойств и эксплуатационной надежности термически обработанного проката : Сб. научн. тр. – М.: Металлургия, 1988. – С. 81–83.

168. Шур Е. А. Структура и контактно-усталостная прочность стали / Е. А. Шур // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1978. – № 8. – С. 37–43.
169. Полухин И. И. Физические основы пластической деформации / Полухин И. И., Горелик С. С., Воронцов В. К. – М: Металлургия, 1982. – 584 с.
170. Влияние различных факторов на ударную вязкость стали для цельнокатаных железнодорожных колес / И. Г. Узлов, Н. Г. Мирошниченко, М. И. Староселецкий [и др.] // Сталь. – 1988. – № 9. – С. 90–93.
171. Пашков П. О. Растяжение и разрыв металлов / П. О. Пашков. – Ленинград : Судпромгиз, 1952. – 116 с.
172. Влияние углерода на эксплуатационную стойкость колесной стали / И. Г. Узлов, В. К. Бабич, Н. Г. Мирошниченко [и др.] // Вестник ВНИИЖТ. – 1989. – № 1. – С. 43–45.
173. Рыбакова Л. М. Структура и износостойкость металла / Л. М Рыбакова, Л. И. Куксенова. – М. : Машиностроение, 1982. – 212 с.
174. Інструкція з формування, ремонту та утримання колісних пар тягового рухомого складу залізниць України колії 1520 мм : ВНД 32.07.001-2001. – Краматорськ : ЗАТ «Мінетек» : М-во транспорту України, 2001. – 152 с.
175. Minicucci D. J. Fracture toughness test in railway wheels / D. J. Minicucci, M.G. Rocha Milagres, R. L. Villas Boas // Proseedings of the «16th International Wheelset Congress». – Cape Town, 14th-18th Marth 2010.
176. Demilly F. G. Increasing heavy haul wheel set capability using metallurgical and dimensional technological improvements / F. G. Demilly, C. Owen, P. Dufrenoy [et al.] // Proseedings of the «10th International Heavy Haul Association Conference». – New Delfi, India, 4th-6th February 2013. – Vol. II. – P. 513–519.
177. Срок службы железнодорожных колес // Железные дороги мира. – 2003. – № 7. – С. 47–52.

178. Приходько Э. В. Металлохимия многокомпонентных систем / Э. В. Приходько. – М.: Металлургия, 1995. – 320 с.
179. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования стали и сплавов / Э. В. Приходько. – К.: Наукова думка, 1995. – 292 с.
180. Попов А. А. Изотермические и термомеханические диаграммы распада переохлажденного аустенита : Справочник термиста / А. А. Попов, Л. Е. Попова. – М. : Металлургия, 1965. – 496 с.
181. Романов П. В. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали: Атлас термокинетических диаграмм / П. В. Романов, Р. П. Радченко. – Новосибирск: Изд-во СО АН СССР, 1960. – 404 с.
182. Винокур Б. В. Структура конструкционной легированной стали / Винокур Б. В., Пилюшенко В. Л., Касаткин О. Г. – М.: Металлургия, 1973. – 215 с.
183. Махненко В. И. Компьютерное моделирование сварочных процессов // Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя / В. И. Махненко. – К.: Наукова думка, 1998. – С. 108–127.
184. Приходько Э. В. Выявление скрытых закономерностей при прогнозировании критических температур доэвтектоидных сталей / Э. В. Приходько, Л. А. Головкин // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. – 2003. – № 6. – С. 237–244.
185. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К.: Техніка, 1975 – 304 с.
186. Лысак Л. И. Роль несовершенств кристаллического строения и изменения ударной вязкости при термической обработке сталей 18ХГН и 30ХГСА / Л. И. Лысак, В. Н. Воякин // Металлофизика. – 1971. – Вып. 38. – С. 66–70.
187. Егоров Н. Г. Наследственность и аустенитизация низколегированных сталей / Н. Г. Егоров, В. И. Алимов // Металлы и литье Украины. – 2001. – № 3–4. – С. 32–35.

188. Садовский В. Д. Структура и наследственность в стали / В. Д. Садовский. – М.: Металлургия, 1973. – 205 с.
189. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка стали / Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
190. Евстратов В. А. Теория обработки металлов давлением / В. А. Евстратов. – К.: Вища школа, 1981. – 248 с.
191. Фридман Д. С. Исследование сопротивления деформации металлов при периодическом деформировании / Д. С. Фридман, В. В. Ериклинцев // Известия академии наук. Металлы. – 1969. – № 5. – С. 125–128.
192. Исследование влияния деформационной обработки колесной заготовки на механические свойства железнодорожных колес / И. Г. Узлов, А. И. Бабаченко, А. В. Шрамко [и др.] // Металл и литье Украины. – 2005. – № 9–10. – С. 54–57.
193. Браун М. П. Методы количественной оценки плотности дендритной структуры / М. П. Браун, В. С. Коваленко, Е. Л. Зац // Заводская лаборатория. – 1969. – № 1. – С. 36–39.
194. Структура и наследственность низкоуглеродистых конструкционных сталей / А. И. Яценко, Г. В. Левченко, Н. И. Репина [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. науч. тр. – К.: Наукова думка, 2002. – Выпуск 5. – С. 242 – 249.
195. Кондратюк С. Є. Структуроутворення сталі в залежності від умов кристалізації виливків / С. Є. Кондратюк, О. М. Стоянова // Металознавство та обробка металів. – 1999. – № 1–2. – С. 3–9.
196. Кондратюк С. Є. Спадковість зеренної структури литої сталі / С. Є. Кондратюк, О. С. Ніконоров, О. А. Кузін // Металознавство та обробка металів. – 2004. – № 1. – С. 3–7.
197. Марковец М. П. Определение механических свойств металлов по твердости / М. П. Марковец. – М.: Металлургия, 1979. – 191 с.

198. Георгиев М. Н. Вязкость малоуглеродистых сталей / М. Н. Георгиев. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.
199. Моделирование взаимосвязи вязкости разрушения с прочностными и пластическими характеристиками и микроструктурой углеродистой стали / Л. А. Моисеева, И. Г. Узлов, А. И. Бабаченко, В.А. Химиченко // Металлофизика и новейшие технологии. – 1997. – № 2-3. – С. 5–8.
200. К вопросу о качестве термически обработанных бандажей / Я. Н. Малиночка, Н. Т. Мирошниченко, Л. А. Моисеева [и др.] // «Теория и практика термической обработки проката». – М. : «Металлургия», 1984. –С. 50–52.
201. Современные тенденции производства железнодорожных колес и влияние внепечной обработки стали на их свойства / В. В. Тягний, А. П. Стовпченко, Л. В. Чуприна [и др.] // Металлург. – 2006. – № 8. – С. 56–60.
202. Склюев П. В. Водород и флокены в крупных поковках / П. В. Склюев. – М.: Машгиз, 1963. – 188 с.
203. Морозов А. Н. Водород и азот в стали / А. Н. Морозов. – М.: Металлургиздат, 1968. – 281 с.
204. Вакуумированные углеродистые стали для производства колёс и бандажей с высоким комплексом служебных характеристик / Л. В. Чуприна, В. А. Кравченко, А. Г. Петриченко [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2001. – № 7. – С. 49–51.
205. Курасов Д. А. Повышение долговечности бандажей колесных пар подвижного состава / Д. А. Курасов. – М. : Транспорт, 1981. – 160 с.
206. Голиков И. Н. Ванадий в стали / Голиков И. Н., Гольдштейн М. И., Мурзин И. И. – М.: Металлургия, 1968. – 320 с.
207. Ниобийсодержащие низколегированные стали / [Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И. и др.]. – М. : СП Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
208. Узлов І. Г. Науково-технічні положення і технологічні рішення щодо створення високоміцних залізничних коліс / І. Г. Узлов, К. І. Узлов //

- Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин : Збірник наукових статей. – К.: Інститут електрозварювання ім. Е.О. Патона НАН України, 2006. – С. 445–449.
209. Розробка технології, нормативної документації та процесів створення високоміцних, стійких до спрацювання, локомотивних бандажів / І. Г. Узлов, К. І. Узлов, О. І. Бабаченко, А. М. Хулін // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збірник наукових статей. – К. : Інститут електрозварювання ім. Е.О. Патона НАН України, 2009. – С. 417–423.
210. Вадзинский Р. Статистические вычисления в среде Excel. Библиотека пользователя / Р. Вадзинский. – Санкт-Петербург: ПитерЮ, 2008. – 606 с.