

Министерство образования и науки Украины
Днепропетровский национальный университет железнодорожного
транспорта имени академика В.Лазаряна

На правах рукописи

Вакуленко Леонид Игоревич

УДК 629.4.027.5:620.19

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ
ЦЕЛЬНОКАТАНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС С ЦЕЛЬЮ
ПРЕДУПРЕЖДЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ**

05.22.07 – Подвижной состав железных дорог и тяга поездов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
Мямлин Сергей Витальевич
доктор технических наук,
профессор

Днепропетровск – 2015 г

СОДЕРЖАНИЕ

Содержание.....	2
Введение.....	5
Раздел 1. Причины вызывающие повреждения цельнокатаных железнодорожных колес.....	12
1.1. Анализ причин формирования повреждений железнодорожных колес при эксплуатации.....	12
1.2. Влияние структурного состояния углеродистой стали на свойства железнодорожных колес.....	14
1.3. Соотношение прочностных свойств металла колес и рельсов.....	18
1.4. Влияние структурных параметров на прочностные свойства стали железнодорожных колес... ..	21
1.5. Влияние степени пластической деформации на процессы зарождения повреждений металла железнодорожных колес.....	23
1.6. Влияние температуры нагрева на свойства пластически деформированной стали.....	24
1.7. Влияние пониженных температур эксплуатации на формирование повреждений железнодорожных колес.....	27
1.8. Влияние контактных явлений на усталостную прочность железнодорожных колес.....	29
1.9. Формирование повреждений на поверхности катания колеса от сил трения и циклически изменяющихся нагрузок.....	32
Выводы по разделу.....	35
Раздел 2. Материал и методики исследований.....	37
2.1. Химический состав сталей исследуемых железнодорожных колес.....	37
2.2. Анализ внутреннего строения металла.....	39
2.3. Ультразвуковые исследования металла.....	41
2.4. Фрактографические исследования изломов железнодорожных колес... ..	42
2.5. Определение механических свойств стали.....	45

Выводы по разделу.....	53
Раздел 3.Формирование повреждений на поверхности катания железнодорожных колес различного уровня прочности.....	54
3.1.Влияние внутреннего строения металла железнодорожных колес на формирование повреждений на поверхности катания.....	56
3.2.Влияние содержания углерода в стали на формирование повреждений на поверхности катания железнодорожных колес.....	63
3.3.Механизм формирования повреждений на поверхности катания железнодорожных колес различного уровня прочности.....	78
Выводы по разделу.....	82
Раздел 4. Влияние разупрочнения наклепанного металла на формирование повреждений на поверхности катания.....	84
4.1.Разупрочнение наклепанного металла обода колеса при формировании ползуна.....	84
4.2.Атермическое разупрочнение наклепанного металла колеса.....	91
Выводы по разделу.....	100
Раздел 5. Влияние неметаллических включений на формирование повреждений по поверхности катания железнодорожных колес.....	102
5.1.Формирование напряжений в металлической матрице железнодорожного колеса вблизи с неметаллическими включениями.....	102
5.2.Деформационное упрочнение металлической матрицы от присутствия неметаллических включений.....	108
5.3.Формирование очагов разрушения металла на поверхности катания..	111
5.4.Формирование выщербин металла от повреждений поверхности катания колеса.....	114
Выводы по разделу.....	123
Раздел 6. Развитие процессов изнашивания железнодорожных колес при эксплуатации.....	125

6.1.Развитие процессов изнашивания металла колеса в зависимости от уровня прочности.....	125
6.2.Расчет энергии активации процесса изнашивания железнодорожного колеса.....	130
Выводы по разделу.....	138
Выводы.....	140
Список использованных источников.....	143
Приложения.....	156
Приложение А.....	157
Приложение Б.....	158

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Интенсивное развитие промышленности сопровождается постоянным повышением требований к эксплуатационной безопасности железнодорожного транспорта. При неизменных прочностных характеристиках металла, непрерывное повышение нагрузки на ось колесной пары сопровождается неизбежным ускорением развития процессов формирования повреждений на поверхности катания. Использование упрочняющих термических обработок, в качестве технологии повышения прочностных свойств железнодорожных колес, является перспективным направлением лишь при условии объяснения механизма изменения свойств при наклепе металла по поверхности катания. Определенного влияния на характер упрочнения углеродистой стали колеса по поверхности катания и связанного с ним формирования дефектов, следует ожидать от присутствия и распределения неметаллических включений в металлической матрице.

Использование технических решений, направленных на снижение накопленных дефектов металла на поверхности катания, следует рассматривать как одно из направлений разработки концепции профилактических ремонтов железнодорожных колес в условиях промышленной базы вагонных депо.

В связи с необходимостью непрерывного повышения интенсивности эксплуатации железнодорожного транспорта, разработка предложений по совершенствованию технологии обработки цельнокатаных железнодорожных колес с целью предупреждения повреждений поверхности катания, является актуальной задачей. Полученные результаты позволят разработать мероприятия, способствующие повышению сопротивления металла колес зарождению поверхностных повреждений. Поэтому, повышение эксплуатационных характеристик железнодорожных колес увеличением сопротивления металла формированию повреждений является актуальной темой исследований для железнодорожного транспорта Украины.

Связь работы с научными программами, планами, темами. Основные этапы диссертационной работы выполнялись в соответствии с планами научно-исследовательских работ Днепропетровского национального университета железнодорожного транспорта имени академика В.Лазаряна: ГР 0110U007511 «Исследование образцов новой вагонной техники в реальных условиях эксплуатации» (2010, 2011г.), ГБ 31.00.13-15 «Разработка научных основ и промышленное опробование технологии термомеханического упрочнения при изготовлении высокопрочных цельнокатаных железнодорожных колес» 2013, 2014г., в которых автор являлся исполнителем и автором отчетов.

Цель и задачи исследования. Целью является совершенствование технологии обработки цельнокатанных железнодорожных колес для предотвращения повреждений поверхности катания.

Для достижения поставленной цели необходимо выполнить следующие задания:

- провести анализ причин, которые приводят к развитию процессов формирования выщербин на поверхности катания железнодорожных колес при эксплуатации;
- проанализировать влияние уровня упрочнения и содержания углерода в стали железнодорожных колес на сопротивление зарождению поверхностных повреждений при эксплуатации;
- провести исследования совместного влияния степени наклепа от пластической деформации, температуры нагрева и присутствия неметаллических включений на процессы формирования поверхностных повреждений при эксплуатации железнодорожных колес;
- определить возможность использования технологии разупрочнения наклепанного, по поверхности катания металла железнодорожных колес;
- оценить результат от динамических напряжений, которые возникают на границах сформированной выщербины в процессе качения железнодорожного колеса;

-определить влияние содержания углерода в стали на эффект проскальзывания железнодорожного колеса при эксплуатации;

- разработать предложения по использованию технологии разупрочнения, наклепанного металла обода колеса в результате его эксплуатации;

- разработать предложения в нормативно-техническую документацию относительно технологии изготовления железнодорожных колес, которые позволят повысить их эксплуатационные характеристики.

Объект исследования. Процессы формирования повреждений при эксплуатации железнодорожных колес различного уровня прочности.

Предмет исследования. Закономерности формирования повреждений поверхности катания железнодорожных колес, различного уровня прочности, при эксплуатации.

Методы исследований. Внутреннее строение металла колес исследовали с использованием методик световой микроскопии, рентгеновского структурного анализа, ультразвуковых исследований. Механические свойства сталей определяли, используя стандартные методики при статическом, циклическом нагружениях, в условиях контактного трения. При обработке результатов экспериментальных исследований использовались методы статистики и теории вероятности. При обобщении результатов исследований использованы методы анализа и синтеза.

Научная новизна полученных результатов. Научную новизну составляют следующие результаты исследований, которые получены в диссертации:

1. Впервые показано, что при эксплуатации железнодорожного колеса формирование участков с локальным проскальзыванием по рельсам способствует разогреву металла до температур начала фазовых превращений, а последующее ускоренное охлаждение такого металла приводит к формированию участков «белого слоя» с повышенной хрупкостью и формированию поверхностных повреждений.

2. Впервые приведено объяснение влияния повышения содержания углерода в стали на рост вероятности проскальзывания железнодорожных колес, при этом пропорционально увеличению количества участков «белого слоя» растет неоднородность наклепа металла, ускоряются процессы разупрочнения при нагреве, что вместе способствует росту количества выщербин.

3. Впервые дано объяснение эффекта разупрочнения холоднодеформированной углеродистой стали после электрической импульсной обработки, который основан на снижении накопленного количества дефектов внутреннего строения металла, при этом степень разупрочнения металла, пропорциональна величине наклепа от холодной пластической деформации поверхности катания железнодорожного колеса.

4. Впервые показано, что при компактном расположении дисперсных частиц неметаллических включений, микрообъемы металла представляют собой единое целое, с иным, по сравнению с металлической матрицей, характером деформационного упрочнения.

5. Впервые обнаружена зависимость развития процессов упрочнения, от ориентации пластического течения в матрице металла, относительно поверхности неметаллического включения. При постепенном изменении направления деформации от нормальной, которой отвечает максимальный эффект прироста твердости, к касательной по отношению к поверхности включения, обнаружено прогрессирующее разупрочнение в микрообъемах окружающей металлической матрицы.

6. Получил последующее уточнение механизм формирования поверхностных повреждений при эксплуатации железнодорожных колес, а именно: непрерывное повышение неоднородности наклепа металла от циклического изменения этапов образования экструзий и интрузий на поверхности катания является причиной образования зародышей разрушения.

7.Получили дальнейшее развитие представления относительно температурной зависимости процесса проскальзывания железнодорожного колеса по рельсам. Снижение температуры в месте контакта сопровождается уменьшением сопротивления металла процессу проскальзывания.

Практическая ценность полученных результатов.

Анализ энергосиловых параметров процесса проскальзывания углеродистой стали железнодорожных колес позволил обосновать ограничение по максимальной концентрации углерода в стали железнодорожного колеса (не более 0,6%). Использование технологии электрической импульсной обработки для разупрочнения наклепанного поверхностного слоя железнодорожных колес позволит, в условиях ремонтной базы вагонного депо снизить расходование режущего инструмента при восстановлении профиля катания колес. Результаты выполнения диссертационного исследования внедрено в условиях промышленной базы ремонтного депо «Нижнеднепровск- узел» (акт впровадження вид 09.12 2014г.), использованы при разработке новиз Технических условий и Госстандартов на производство в Украине высокопрочных железнодорожных колес нового поколения (акт використання вид 12.11.2014г.) и в учебном процессе на кафедре «Технология материалов» при изучении дисциплины «Повреждение при усталости конструкций подвижного состава».

Личный вклад соискателя. Все выносимые на защиту научные положения диссертационной работы сформулированы автором лично. Автору принадлежат: постановка и обоснование цели работы, планирование и проведение исследований, обработка и анализ результатов экспериментов, подготовка научных статей к печати, участие в промышленном опробовании результатов работы. Постановка задач и обсуждение результатов исследований выполнены совместно с научным руководителем и соавторами статей.

В публикациях в соавторстве соискателю принадлежат:

- изготовление образцов для исследований, проведение измерений микротвердости, оценка полученных экспериментальных данных, построение

кривых упрочнения для отдельных микрообъемов углеродных сталей [43-47], определение размера зерна аустенита [109];

- измерение твердости после формирования повреждений при эксплуатации высокопрочных железнодорожных колес, оценка влияния содержания углерода в стали на формирование вищербин [53, 54, 61, 65, 94, 95];

- подготовка образцов металла колес для исследований влияния температуры нагрева на эффект разупрочнения, измерение скорости распространения звуковых колебаний в металле, измерение твердости, поиск корреляционных связей между ними [59, 71, 74, 90, 91];

- измерение твердости металла на поверхности катания колеса после формирования ползуна, определение соответствующих изменений внутреннего строения металла [97, 98, 100];

- измерение распределения микротвердости в металлической матрице вблизи с неметаллическим включением, определение механизма влияния направления деформации на изменение упрочнения металла вокруг включения [101-103];

-теоретическое обоснование пониженного сопротивления высокопрочных железнодорожных колес с повышенным содержанием углерода формированию повреждений поверхности катания [109-111].

Апробация результатов диссертации. Основные научные положения и результаты работы доложены и обсуждены на Международной научно-технической конференции «Стародубовские чтения» (г.Днепропетровск, 2006 г.), на Международных научно-практических конференциях «Проблемы и перспективы развития железнодорожного транспорта» (г.Днепропетровск, 2006, 2010 – 2013 гг.), Международных молодежных научно-практических конференциях «Человек и космос» (г. Днепропетровск, 2007, 2012, 2013 г.), Відкритій науково-технічній конференції молодих науковців і спеціалістів «Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи: матеріали конференції КМН – 2013» (г. Львів, ФМІ, 2013г.), на XIV, XVI International Scientific Conference «New technologies and

achievements in metalurgy, material engineering and production engineering» (2013, 2015 Czestochowa, Poland).

В полном объеме диссертационная работа докладывалась на заседании межкафедрального семинара Днепропетровского национального университета железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна 29.01.2015г.

Публикации. Основные положения диссертационной работы изложены в 26 научных работах, среди которых 11 научных статей в специализированных научных изданиях входящих в перечень ВАК Украины, в том числе 2 в журналах, которые относятся к наукометрическим базам данных, 2 патента, 13 тезисов докладов на международных конференциях.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 6 разделов, выводов и приложений, содержит 158 страниц, включая 142 страницы основного текста, 32 рисунка, 4 таблицы и список использованных источников из 113 наименований на 13 страницах, 2 приложений на 2 страницах.

РАЗДЕЛ 1

ПРИЧИНЫ ВЫЗЫВАЮЩИЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ ЦЕЛЬНОКАТАНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

1.1. Анализ причин формирования повреждений железнодорожных колес при эксплуатации

В процессе эксплуатации железнодорожные колеса по поверхности катания подвергаются достаточно большим суммарным пластическим деформациям [1], с высокой степенью неоднородности ее распределения [2]. Накопление дефектов кристаллического строения в углеродистых сталях сопровождается возрастанием твердости металла с одновременным снижением пластических характеристик и сопротивления зарождению повреждений [3]. С учетом существования предельно допустимой концентрации накопленных дефектов кристаллического строения [4], процесс наклепа металла колеса по поверхности катания сопровождается непрерывным приближением к указанному уровню дефектности. На основании этого, повышение степени деформации (наклепа) способствует переходу металла колеса в состояние с пониженным сопротивлением зарождению повреждений. Кроме степени наклепа от деформации, на переход металла железнодорожных колес в хрупкое состояние определенное значение приобретают температура окружающей среды и режимы эксплуатации [5]. Известно, что одновременное снижение температуры деформации и повышение степени пластической деформации в значительно большей степени способствуют ускорению процессов накопления дефектов кристаллического строения и, как следствие этого, формированию очагов разрушения в металлических материалах с различным структурным состоянием [3]. Аналогичное за характером влияние наблюдается и при повышении скорости нагружения металла, например при ударных нагружениях [4].

Кроме величины пластической деформации, определенное влияние на сопротивление металла железнодорожных колес формированию дефектов по поверхности катания следует ожидать от процессов нагрева и охлаждения при эксплуатации колес. Так, при торможении подвижного состава, уже незначительные отклонения от условий одновременного срабатывания тормозных элементов, могут приводить к интенсивному нагреву приповерхностных объемов металла колеса до достаточно высоких температур [3]. Указанное повышение температуры способно достигать уровня начала развития фазовых превращений, что при достаточно высоком градиенте температур будет способствовать росту остаточных внутренних напряжений.

Процесс разогрева металла при длительном торможении может привести к локальным сдвигам одних объемов металла колеса относительно других. Дальнейшая эксплуатация колес с указанным повреждением неизбежно приведет к формированию очагов разрушения металла на поверхности катания колеса. С другой стороны, даже в случае отсутствия условий проскальзывания колеса по рельсу при торможении, после отвода тормозных колодок ускоренное охлаждение разогретого металла набегающим потоком воздуха и теплоотводом в более холодные внутренние объемы металла колеса, способны изменить механизм структурных превращений. Кроме диффузионного, превращение может развиваться по промежуточному или даже по сдвиговому механизму. Учитывая низкую способность накопления дефектов кристаллического строения, металл с указанными структурами достаточно быстро по поверхности катания перейдет в хрупкое состояние.

Следовательно, темп накопления дефектов кристаллического строения по поверхности катания железнодорожных колес, представляя собой вполне закономерное явление, является одной из характеристик, которая определяет условия формирования очагов разрушения металла. На основании этого, перспективными можно считать технические решения, направленные на снижение темпа накопления указанных дефектов в металле.

Таким образом, целенаправленное управление развитием процессов формирования требуемого внутреннего строения металла при изготовлении железнодорожных колес, с учетом условий их эксплуатации, может рассматриваться как одно из направлений повышения эксплуатационной безопасности.

1.2. Влияние структурного состояния углеродистой стали на свойства железнодорожных колес

В условиях Украины, для изготовления железнодорожных колес, используются стали с содержанием углерода от 0,55 до 0,65%. По стехиометрии объемная доля структурно свободного феррита в указанных сталях может достигать 25 – 30%, остальное – перлитная составляющая. Учитывая аддитивный характер влияния структурных составляющих на прочностные свойства стали, диспергирование фаз сопровождается закономерным увеличением прочности металла [7]. С другой стороны, не менее значительное влияние наблюдается со стороны морфологии структурных составляющих и, в первую очередь карбидной фазы. По сравнению с цементитом глобулярной формы, который остается практически неизменным после значительных пластических деформаций [4], пластинчатый - наоборот, способный выдерживать значительные пластические деформации без разрушения [8]. Указанная способность цементита определяет сопротивление металла железнодорожного колеса формированию повреждений по поверхности катания.

Так, с повышением дисперсности перлита возрастает энергия зарождения трещины [9], в результате этого момент формирования трещины, способной к росту, смещается в сторону больших суммарных деформаций. На основании этого, можно с уверенностью полагать, что повышение дисперсности структурных составляющих, сформированных по диффузионному механизму, должно способствовать росту сопротивления зарождению повреждений на

поверхности катания железнодорожных колес. Достигнуть повышения дисперсности структуры можно увеличив скорость охлаждения металла после предварительного его разогрева до температур аустенитного состояния. С целью повышения прочностных свойств, износостойкости, сопротивления зарождению трещин при эксплуатации, железнодорожные колеса подвергают термическому упрочнению. Технология упрочнения состоит из ускоренного охлаждения элементов железнодорожного колеса, с учетом их формы, сечения и условий нагружения при эксплуатации. Возрастание интенсивности теплоотвода при охлаждении обода железнодорожного колеса, сопровождается измельчением структурных составляющих металла. Одновременно с этим, изменяется соотношение количества структурных составляющих. Так, за счет формирования псевдозвтектоида можно наблюдать уменьшение объемной доли структурно свободного феррита [7].

Указанные изменения внутреннего строения металла способствуют росту прочностных характеристик, с одновременным повышением сопротивления зарождению повреждений на поверхности катания колес. Однако ресурс повышения прочностных характеристик с ростом скорости охлаждения имеет свои ограничения. Обусловлено это, прежде всего, предельно допустимой скоростью охлаждения, когда процессы структурных превращений могут еще развиваться по диффузионному механизму. Другими словами, это максимальные скорости охлаждения когда формируются наиболее дисперсные перлитные структуры. Истощение возможности повышения твердости по поверхности катания колес, требовало изыскания возможности дальнейшего повышения износостойкости и трещиностойкости железнодорожных колес. На основании проведенных исследований разрабатывались решения по повышению скорости ускоренного охлаждения до значений близких к критической.

После достижения в определенных объемах железнодорожного колеса критической скорости охлаждения, кроме продуктов превращения аустенита по диффузионному механизму, начинают встречаться участки структуры с

признаками превращения по сдвиговому механизму. Формирование структур по промежуточному или сдвиговому механизму может рассматриваться как одно из направлений дальнейшего повышения прочности металла, после исчерпания возможности упрочнения за счет использования перлитных структур.

Одним из перспективных направлений достижения высокопрочного состояния в сталях, по сравнению с закалкой с отдельного нагрева и последующим отпуском, является технология термомеханического упрочнения [10]. Указанная технология основана на наследовании влияния горячей формообразующей операции внутренним состоянием металла после термического упрочнения.

Необходимо отметить, что стали после термомеханической обработки обладают при достаточно высоком уровне прочностных свойств, относительно высоким запасом пластичности и трещиностойкости. Однако, как следует из экспериментальных данных [10,11], указанное положение может быть эффективным в первую очередь для изделий, условия эксплуатации которых ограничиваются статическими нагрузками либо областью упругих деформаций. В этом случае действительно, повышение сопротивления хрупкому разрушению может быть достигнуто за счет формирования структурного состояния металла по сдвиговому или промежуточному механизму [4,7]. С другой стороны, сама технология производства в современных условиях катаных железнодорожных колес не предусматривает реализацию технологии термомеханического упрочнения. Дело в том, что в процессе отдельного нагрева, после окончания горячей формообразующей деформации, состояние наклепа аустенита достаточно сложно сохранить. Кроме этого, с учетом значительных по размерам сечений металла (на пример обод колеса), достигнуть критической скорости охлаждения на глубинах 10 – 15% от общей толщины обода представляется спорным вопросом.

Таким образом, по толщине обода железнодорожного колеса в результате термического упрочнения (принудительное интенсивное охлаждение водой в

специальном устройстве) неизбежно будет формироваться неравномерная структура. В зависимости от условий теплоотвода от охлаждаемой поверхности, структура металла будет меняться в следующей последовательности: сформированная по сдвиговому, промежуточному и диффузионному механизмам.

Учитывая, что железнодорожные колеса, равно как бандажи и рельсы, в процессе эксплуатации подвергаются достаточно сложным воздействиям от высоких температур нагрева [12,13] и пластических деформаций [14 – 17], выбор оптимального структурного состояния для высокопрочных колес является достаточно сложным решением [18 – 20]. Обусловлено приведенное положение недостаточным сопротивлением металла со структурами, сформированными по сдвиговому механизму развитию процессов разупрочнения при нагревах до различных температур [3,4,7]. Так известно, что нагрев металла в месте контакта колесо – рельс в условиях эффективного торможения может превышать 800°С [12]. Указанные структуры достаточно нестабильны и после незначительных по величине пластических деформаций [4]. Подтверждением приведенного положения являются сведения относительно снижения прочностных свойств закаленной стали после малых степеней деформации.

Для углеродистой закаленной стали после деформации до 1%, величина снижения напряжения течения может достигать 15 – 20% [21]. Таким образом, сформированная структурная неоднородность по толщине обода железнодорожного колеса, по мере его износа в результате эксплуатации или после восстановления профиля катания, будет сопровождаться переводом металла колеса по комплексу свойств от упрочненного состояния в состояние близкое к горячекатаному. На основании этого неизбежно возникнут отклонения в поведении металла в процессе наклепа по поверхности катания, при формировании очагов разрушения и их роста. Перечисленные факторы обязательно приведут к снижению эксплуатационной безопасности колес по сравнению с комплексом свойств, полученным сразу после термического

упрочнения. На основе этого представляется более детально рассмотреть поведение металла колеса со структурами повышенного и высокопрочного состояний в сложных условиях взаимодействия с рельсом.

1.3. Соотношение прочностных свойств металла колес и рельсов

От условий взаимодействия колесо – рельс во многом определяется безопасность движения и эффективность эксплуатации подвижного состава. По сравнению с многочисленными мероприятиями конструктивного характера, направленными на снижение износа пары «колесо – рельс», изменение содержания углерода в стали для железнодорожных колес, структурного состояния металла [17] и его качества (ограничения по содержанию серы) [22, 23], представляют определенный интерес.

Учитывая существование качественной зависимости износа колеса от твердости металла [24, 25], повышение твердости должно способствовать росту указанной характеристики. Однако, увеличение прочностных свойств только одной составляющей пары колесо – рельс неизбежно приведет к росту износа другой составляющей. Как показали экспериментальные исследования [17, 18], должно существовать определенное соотношение между твердостью колеса и рельса, что определяет условия их минимального износа. Для одинаковой износостойкости, соотношение по твердости металла колеса к твердости рельса должно составлять для проскальзывания до 1% примерно 1,2, а для проскальзывания до 10%: 1,0 – 1,1. На основании этого вопросы повышения твердости и прочностных свойств колес должны решаться только в комплексе с аналогичными решениями для рельсов.

Более того учитывая, что одинаковый уровень твердости и прочностных характеристик в сталях может быть достигнут при разных структурных состояниях, дополнительным условием следует считать подобие внутреннего строения металла колес и рельсов. Обусловлено приведенное положение зависимостью реакции (деформационным упрочнением) металла колес,

бандажей и рельсов в месте контакта от их структурного состояния [3,4,7,8]. Особенную актуальность приобретает указанное положение для сложных реальных условий эксплуатации, таких как циклическая смена температур, напряжений в зоне контакта, агрессивного влияния окружающей среды. Подтверждается приведенное положение опытом использования железнодорожных колес с повышенной и высокой прочностью.

Так, при замене железнодорожных колес с пределом прочности до 1000 МПа (типа КП 2) на высокопрочные с пределом прочности до 1100 – 1400 МПа (типа КП-Т), было обнаружено повышение износостойкости на 30 – 40%. Однако, как показали ходовые испытания, на колесах КП-Т существенно возросло количество дефектов по поверхности катания, таких как ползуны, выщербины и т.д. [26]. Если учесть, что высокопрочное состояние металла колеса КП-Т достигали за счет повышения содержания углерода до 0,63 – 0,67%, марганца до 0,7 – 0,8%, с одновременным микролегированием ванадием (0,09 – 0,1%), при уровне твердости 325 – 340 НВ, величина трещиностойкости, особенно при пониженных температурах, была заметно пониженной. Одно из объяснений снижения сопротивления формированию дефектов по поверхности катания в указанных колесах может быть развитие пластического течения металла в приповерхностных с ободом объемах [27].

Действительно, если учесть что в процессе торможения металл колеса в зоне контакта способен разогреваться до температур начала фазовых превращений, можно ожидать различного поведения металла после упрочнения на разный уровень. Экспериментально было установлено, что скорость снижения прочностных свойств высокопрочной стали, начиная от температур 500 – 525°С превосходит аналогичную характеристику стали КП-2 [26]. На основе приведенного объяснения подтверждается положение, что одной из причин прироста количества повреждений по поверхности катания высокопрочных колес является повышенная пластичность разогретого металла. В этом случае наблюдаемая текучесть металла обода железнодорожного колеса,

кроме повышения остаточных внутренних напряжений будет дополнительно способствовать еще и росту асимметрии цикла нагружения.

Таким образом, совместное влияние указанных факторов должно привести к вполне закономерному ускорению зарождения трещин различной природы происхождения. Дополнительными свидетельствами роста хрупкости металла являются данные по снижению сопротивления металла высокопрочных железнодорожных колес процессам зарождения трещин усталостного характера [1-3,5].

Сравнительный характер поведения металла с перлитно-ферритными структурами показал, что повышенная скорость роста усталостной трещины в высокопрочной стали может быть связана с появлением определенного объема структур, сформированных по сдвиговому механизму при торможении подвижного состава [3,26]. Учитывая негативное влияние окружающей среды на поведение металла при циклическом нагружении [27], для высокопрочных колес следует ожидать дополнительного снижения усталостной прочности. С другой стороны известно, что в результате формирования структур по сдвиговому или промежуточному механизмам на поверхности изделия возникают сжимающие напряжения.

На основании этого следует ожидать повышения сопротивления металла развитию процессов коррозии [28]. Видимо формирование системы остаточных сжимающих напряжений в приповерхностных объемах обода упрочненного колеса, может быть причиной низкого влияния коррозионной среды на циклическую трещиностойкость железнодорожных колес типа КП-2 и КП-Т [29-32].

Таким образом, с целью снижения вероятности формирования повреждений при эксплуатации железнодорожных колес с прочностными свойствами выше 1100 МПа, необходимо продолжить исследования по определению оптимального структурного состояния и граничных значений концентрации углерода в стали.

1.4. Влияние структурных параметров на прочностные свойства стали железнодорожных колес

По требованиям нормативно – технической документации (ГОСТ 10791), железнодорожные колеса на Украине производятся из углеродистой стали с содержанием углерода, находящемся в интервале значений от 0,55 до 0,65%. Для таких сталей, с перлитными структурами, объемная доля структурно свободного феррита будет составлять 25 – 30%. По требованиям же Европейских стандартов, например DIN EN13262, интервал по содержанию углерода в сталях для железнодорожных колес меняется в несколько ином диапазоне: от примерно 0,48 до 0,6%. Соответственно объемная доля перлита в таких сталях может достигать 60 – 75%.

С учетом определенной зависимости величины ударной вязкости металла колес, от объемной доли структурно свободного феррита [4], рост указанной характеристики должен способствовать повышению сопротивления зарождению хрупких трещин [33]. Правомочность приведенного положения подтверждается широким использованием, для изготовления железнодорожных колес в условиях зарубежного производства, стали с содержанием углерода около 0,56% [34]. Хотя здесь же указывается, что при увеличении объемной доли структурно свободного феррита, наряду с ростом ударной вязкости наблюдается снижение износостойкости колес.

Следовательно, одним из направлений по разработке мероприятий, направленных на одновременное повышение трещиностойкости и сопротивления износу при эксплуатации высокопрочных железнодорожных колес может быть использование сталей с пониженным содержанием углерода. При этом компенсировать снижение прочности и износостойкости представляется возможным за счет изменения структурного состояния металла. Учитывая аддитивный характер влияния структурных составляющих на конструктивную прочность углеродистых сталей [3,4], изменение соотношения количества фаз в металле и их прочностных свойств, позволит целенаправленно

достигать требуемого сочетания свойств железнодорожных колес, в зависимости от их назначения.

Так, влияние размера зерна структурно свободного феррита (d) и толщины ферритного промежутка перлитной колонии (λ) на твердость, прочностные свойства, при однонаправленном статическом или циклическом нагружении, описываются однотипным уравнением типа Холла – Петча [4]:

$$\sigma(HB) = \sigma_i + k_y \cdot d^{-\frac{1}{2}} (\lambda^{-\frac{1}{2}}), \quad (1)$$

где σ_i - напряжение трения кристаллической решетки феррита (для случая углеродистой стали), k_y - сопротивление границ раздела в стали (больше угловые для зерен структурно свободного феррита и межфазовые для перлитной колонии) распространяющемуся течению. Как следует из анализа соотношения (1), диспергирование структурных составляющих сопровождается ростом прочностных свойств углеродистой стали. Аналогичное за характером влияние сохраняется и для условий циклического нагружения [3]. Таким образом, подвергая металл отдельных элементов (обод, гребень или диск) железнодорожного колеса ускоренному принудительному охлаждению, за счет диспергирования структур перлитного типа, можно повысить прочностные свойства и износостойкость.

Учитывая, что уровень прочностных свойств колесной стали с содержанием углерода вблизи нижней границы марочного состава, практически уже достиг предельного уровня для структур перлитного типа, представляется целесообразным, с целью дальнейшего увеличения прочности колес использовать обработки, позволяющие получать более сложные структуры со сдвиговыми компонентами.

Известен опыт эксплуатации железнодорожных колес с прочностными свойствами выше 1000 МПа [34], структура металла которых представляет собой достаточно сложное сочетание структурных составляющих. Кроме составляющих бейнитного типа, в структуре стали предусматривается наличие глобулярных структур, полученных в результате отпуска. Аналогичные за характером результаты приведены в ряде работ [1,2,5]. В них указывается, что

для оценки сопротивления зарождению повреждений при эксплуатации высокопрочных железнодорожных колес (предел прочности металла более 1100 МПа) предлагается использовать характеристики циклической трещиностойкости металла.

На основе анализа зависимости указанной характеристики показано, что основные негативные проявления имеют место при росте асимметрии цикла нагружения. При этом, чем выше амплитуда цикла, тем значительнее вероятность формирования повреждения металла колеса по поверхности катания [26]. Предлагаются мероприятия по повышению циклической вязкости разрушения металла с прочностными свойствами на уровне высокопрочного состояния. Одно из решений – изменение внутреннего строения металла. На основании этого, изменяя внутреннее строение металла обода железнодорожного колеса, можно достигнуть снижения скорости наклепа стали по поверхности катания. В этом случае, за счет увеличения равномерности распределения пластической деформации на поверхности катания будет возрастать сопротивление стали развитию процессов зарождения очагов разрушения.

1.5. Влияние степени пластической деформации на процессы зарождения повреждений металла железнодорожных колес

В процессе эксплуатации металл железнодорожных колес по поверхности катания, как показано выше, подвергается значительным по величине пластическим деформациям [18-20]. Скорость накопления дефектов кристаллического строения, их расположение могут, при относительно низкой суммарной накопленной (по объему металла) плотности, приводить к достижению критической их концентрации в определенных микрообъемах и, как следствие этого, к зарождению трещин [8,12,26].

Учитывая стадийность процессов формирования повреждений железнодорожных колес [3,5], скорость перехода состояния металла от условий

зарождения трещины к этапам ее стабильного и ускоренного роста, является одной из важнейших характеристик при оценке сопротивления стали разрушению [35]. В этом случае, изменение состояния металла перед фронтом растущей трещины, должно быть связано с характером ее роста и условиями нагружения. Более того, такая характеристика может быть ценной при определении граничных значений степени перенапряжения металла до достижения этапов не контролируемого роста трещины.

Так, из соотношения между длиной растущей трещины, увеличением поверхностной энергии металла и напряжением при нагружении, была получена характеристика, которую в литературе называют коэффициентом интенсивности напряжений (K_{IC}) [9]. Указанная величина позволяет оценить интенсивность напряжения в устье трещины и определить характер ее роста. Достаточно широкого распространения величина K_{IC} получила при оценке влияния различного рода неметаллических включений на сопротивление металла хрупкому разрушению [22,23].

Использование указанной характеристики позволило, в зависимости от природы, формы, дисперсности, распределения включений в металлической матрице, определить нормы по ограничению их присутствия в металле, в том числе и для стали железнодорожных колес [23]. Кроме этого, достаточно сложное влияние степени пластической деформации, ее результирующего направления в отдельных объемах металла, с одновременным негативным влиянием на трещиностойкость от присутствия неметаллических включений, не позволяют однозначно определить суммарный эффект на процессы зарождения и роста поверхностных повреждений железнодорожных колес.

1.6. Влияние температуры нагрева на свойства стали после наклепа

Как показано выше, в процессе качения железнодорожные колеса, подвергаются не только значительным пластическим деформациям с высокой степенью неоднородности, но и существенным термическим воздействиям. На

основе известных экспериментальных данных [18-20] можно говорить о различиях в кинетике структурных изменений при эксплуатации, упрочненных на различный уровень, железнодорожных колес. Так, для колес после ускоренного охлаждения, когда повышение прочностных свойств достигается диспергированием феррито - перлитных структур, развитие процессов наклепа при качении сопровождается различным темпом накопления дефектов кристаллического строения [12,13]. Обусловлено приведенное положение ростом способности перлитных структур к пластической деформации с увеличением дисперсности [4,7,8].

Таким образом можно ожидать, что с ростом дисперсности структур перлитного типа, будет происходить смещение момента формирования первых микротрещин по поверхности катания в сторону больших накопленных деформаций. Однако, как показано в ряде работ [26,33], достижение прочностных свойств в углеродистых сталях для железнодорожных колес выше уровня 1100 МПа достаточно проблематично. Обусловлено указанное положение достаточно значительными сечениями металла в отдельных элементах колес. Так, достигнуть равномерности температурного поля по сечению обода железнодорожного колеса в процессе его принудительного охлаждения, даже в области высоких температур (выше температур фазовых превращений A_{c1}) практически невозможно. Еще больший градиент температур по сечению обода будет наблюдаться при формировании сорбитных или трооститных структур.

Таким образом, предложения по использованию изотермической закалки [26], с целью получения оптимального структурного состояния при термическом упрочнении железнодорожных колес высокой прочности, является достаточно сложным решением.

В действительности, даже в случае формирования при охлаждении структур по сдвиговому или промежуточному механизмам в приповерхностных с теплоотводом объемах, на больших расстояниях будет все же наблюдаться набор структур, определяемый уже другими соответствующими скоростями

охлаждения. Следовательно, по мере износа при эксплуатации колеса, металл по поверхности катания уже не будет иметь комплекс свойств, полученный при изготовлении. Скорей всего будет соответствовать структуре сформированной на определенной глубине, как при менее эффективном термическом упрочнения готового колеса.

На основании этого железнодорожное колесо, после износа и ремонтных работ по восстановлению профиля катания, будет иметь гарантированно более низкие прочностные свойства и твердость. Хотя при этом уровень нагрузки, на который рассчитывается высокопрочное колесо, будет неизменным. Таким образом, железнодорожное колесо со структурами явно не соответствующими высокопрочному состоянию, будет эксплуатироваться уже в условиях определенных перенапряжений. Процессы наклепа металла с качественно различными структурами по поверхности катания, с одновременным температурным влиянием, могут изменять комплекс свойств в широком диапазоне.

При пластическом деформировании углеродистой стали со структурами, полученными по сдвиговому или промежуточному механизмам, развиваются два конкурирующие процесса – упрочнения и разупрочнения [7,10]. В участках сдвиговых структур в процессе деформации, за счет перехода атомов углерода из позиций, определяющих степень тетрагональности феррита [7,35] на дислокации, происходит снижение твердости стали [21]. С другой стороны, сам переход атомов углерода на дислокации тормозит их перемещение [4,7,8], что может рассматриваться как эффект упрочнения. Далее, если углеродистую сталь со сформированной по сдвиговому механизму структурой и последующего пластического деформирования, подвергнуть нагреву до температур A_{c1} , различное сочетание процессов аннигиляции [4] и рекомбинации дефектов кристаллического строения [8], приведет к значительным изменениям прочностных и пластических свойств. Таким образом, сформированная в результате термического упрочнения структура высокопрочного колеса, после определенного периода эксплуатации (налеп по

поверхности катания с последующими этапами неконтролируемого нагрева при торможении подвижного состава), будет в значительной степени изменена. Комплекс свойств будет также другой. Кроме пониженных твердости и прочности металла по поверхности катания, изменение системы остаточных напряжений должно привести и к снижению сопротивления зарождению трещин.

После изъятия железнодорожного колеса из эксплуатации и проведения работ по восстановлению профиля катания, железнодорожное колесо уже не будет обладать структурой и комплексом свойств исходного состояния. Скорее структура будет напоминать продукты перлитного превращения. В этом случае комплекс свойств металла будет значительно ближе к аналогичным характеристикам колес, которые изначально не относятся к разряду высокопрочных.

На основании этого, представляется перспективным направление получения высокопрочных железнодорожных колес, в технологии которого используется эффект замедления развития процессов структурных изменений в металле колеса при эксплуатации.

1.7. Влияние пониженных температур эксплуатации на формирование повреждений железнодорожных колес

Учитывая суточные и сезонные колебания температур при эксплуатации подвижного состава, наклеп металла железнодорожных колес по поверхности катания происходит при различных температурах [3], что неизбежно должно отражаться на процессах накопления повреждений. По сравнению с температурами летнего периода эксплуатации железнодорожных колес в условиях Украины, снижение температур в осенне - зимний период может достигать до -40°C , а с учетом температур в других странах еще ниже. Известно, что снижение температуры ниже определенного уровня может сопровождаться сменой механизма пластической деформации [4,8,9,11].

Учитывая роль скорости нагружения в процессах зарождения повреждений в металле [11], одновременное снижение температуры и прирост скорости деформации способны существенно ускорять переход металла в более хрупкое состояние [9].

На основании этого, смена механизма пластической деформации от скольжения к двойникованию или формированию сбросов при пониженных температурах [36], значительно облегчают процесс зарождения очагов разрушения металла. Обусловлено это не столько затруднением процесса распространения деформации при нормальных температурах после формирования двойников или сбросов, сколько возникновением зародыша трещины в местах пересечения двойников или встречи полос сброса [4,36]. Аналогичным образом, по сравнению со степенью и снижением температуры деформирования, влияет скорость деформации металла. Так, увеличение скорости деформации для большинства железоуглеродистых сплавов, сопровождается снижением запаса пластических характеристик [3]. Еще большую чувствительность к структурным неоднородностям внутреннего строения металла (неметаллические частицы различной природы происхождения, ликвация химических элементов и т.д.) можно наблюдать при ударных нагружениях [8 – 10].

Действительно, при условиях статического нагружения, когда скорость деформации составляет значения на уровне $10^{-2} - 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, в металле успевают протекать процессы, направленные на снижение накопленной плотности дефектов внутреннего строения. Качественно иная картина имеет место при возрастании скорости нагружения. Увеличение скорости деформации на несколько порядков значений не позволяет уже в полной мере развиваться процессам, направленным на снижение накопленных дефектов. В результате этого наблюдается вполне закономерное снижение запаса пластических характеристик металла и, как следствие этого – переход его в хрупкое состояние. Подтверждается указанное положение ростом доли хрупкой составляющей в изломе металла при динамических разрушениях [9].

1.8. Влияние неметаллических включений на формирование повреждений по поверхности катания железнодорожных колес

Высокие скорости нагружения железнодорожных колес, значительная степень неоднородности распределения наклепа металла способствуют зарождению повреждений по поверхности катания. Из анализа литературных данных [17] следует, что на процессы формирования зародышей усталостных трещин существенное влияние оказывают неметаллические включения. Относительно самого механизма влияния включения на зарождение трещины при нагружении металлического материала, существует несколько объяснений. Широкого распространения получили представления, которые основаны на возникновении и росте внутренних напряжений вблизи с неметаллическими частицами [28,33]. На основании этого можно с уверенностью полагать, что определенное значение на величину внутренних напряжений в матрице металла вокруг неметаллического включения, должны оказывать природа и строение самого включения.

Учитывая, что стали в высокопрочном состоянии, обладая повышенным уровнем внутренних напряжений, являются достаточно чувствительными к незначительным отклонениям в равномерности их распределения, неметаллические включения должны оказывать значительное влияние на снижение сопротивления металла зарождению повреждений усталостного характера. Следовательно, различия в физических свойствах неметаллического включения и металлической матрицы должны получать дополнительный фактор влияния от формы, распределения, размера самого включения на уровень внутренних напряжений [27].

Учитывая, что величина коэффициента температурного расширения материала определяет изменение его геометрических размеров с температурой, различия в указанных характеристиках металлической матрицы стали железнодорожного колеса и неметаллического включения будут

способствовать росту внутренних напряжений вблизи с частицами. Полагая, что в большинстве случаев при эксплуатации железнодорожных колес наблюдается циклический характер смены температуры, возникновение в металле колеса внутренних напряжений вблизи с частицами должно при этом получать дополнительное увеличение. На основании этого можно полагать, что не только размах цикла температурного изменения, но и сама частота температурных воздействий будут способствовать росту концентрации внутренних напряжений в металлической матрице вблизи с неметаллическими включениями.

С другой стороны, необходимо учитывать знак возникающих внутренних напряжений [17,28]. Обусловлено указанное положение различием, либо совпадением векторов напряжений, которые возникают в металле от наклепа в результате эксплуатации железнодорожного колеса и от присутствия неметаллического включения. Естественным, что для случая приближения ориентации указанных напряжений, результирующий эффект их совместного влияния должен снижать выносливость металла в процессе циклического нагружения.

В результате анализа многочисленных исследований, посвященных изучению механизма формирования зародыша трещины от присутствия включений, возникновение зоны пластической деформации в матрице металла вблизи с частицей является одним из основных условий. Соотношение прочностных характеристик металла и неметаллического включения должно определять размер указанной зоны [23]. Действительно, при условии одинаковых размеров, для хрупких включений размер зоны пластической деформации должен существенно превышать аналогичную характеристику пластичных частиц [27].

В процессе циклического нагружения, различия в последствиях от результирующего напряжения в металлической матрице и в зоне пластической деформации вблизи с частицей, обуславливают возникновение потоков вакансий, направленных, в сторону включений [22]. Накопление вакансий в

указанных местах сопровождается процессами их коалесценции, приводя в результате к возникновению каверн. Такие образования, в действительности представляют собой несплошности металла матрицы, которые можно рассматривать как места формирования будущих очагов разрушения. Увеличение размеров таких несплошностей, по характеру своего влияния на металлическую матрицу, аналогично подрастанию сформированной трещины. Таким образом, неметаллические включения, в подавляющем большинстве случаев, следует рассматривать как своего рода источник, необходимый для стимулирования роста трещин в металле при его нагружении.

На основании анализа случаев зарождения трещин вблизи границы неметаллическое включение – матрица обнаружено, что чем в большей степени форма включения приближается к сферической, тем выше выносливость металла при циклическом нагружении. Следовательно, при неизменных условиях нагружения, для одинаковых металлических материалов формирование очагов разрушения должно всегда происходить быстрее около остроугольных частей неметаллического включения. Более того, как показано в работах [27,28], существенного ускорения процессы развития разрушения вблизи острых краев включения получают при циклической смене температуры металла. Таким образом, при значительных различиях коэффициентов температурного расширения неметаллического включения и матрицы металла, у заостренных частей частицы должны возникать более значительные внутренние напряжения.

Указанные напряжения могут достигать такого уровня, которого становится достаточно для локального развития пластического течения. В этом случае, неравномерность распределения деформации приведет к неравномерности наклепа металла при последующем нагружении в процессе эксплуатации изделия. Указанные объемы металлической матрицы становятся очагами зарождения будущих микротрещин.

По сравнению с формой, немаловажное значение на развитие процессов разрушения металла имеет размер неметаллического включения. Рассматривая

зависимость уровня возникающих внутренних напряжений в матрице вблизи с неметаллическим включением, при условии неизменности его формы, можно полагать, что чем больше объем частицы, тем выше должны возникать внутренние напряжения.

С другой стороны, уменьшение размера включения должно приводить как к снижению концентрации указанных напряжений вблизи них, так и к более равномерному распределению напряжений в объеме металла. Однако, оценка условий зарождения и роста трещин вблизи с неметаллическими включениями различной природы происхождения, указывает на более сложный характер формирования повреждений металла колес при эксплуатации. В подавляющем большинстве случаев преждевременного изъятия железнодорожных колес из эксплуатации, сложный характер развития процессов зарождения и роста повреждений не позволяет однозначно объяснить причины разрушения металла.

1.9. Формирование повреждений на поверхности катания колеса от сил трения и циклически изменяющихся нагрузок

В процессе качения железнодорожного колеса по рельсам присутствует составляющая проскальзывания, которая имея случайный характер, в значительной степени обусловлена общим состоянием элементов тележки, колесной пары и т.д. На основании этого в местах контакта с рельсом, кроме нормальных напряжений, обязательно будут возникать касательные силы, приводящие к развитию процессов трения и связанного с ними износа колеса.

Сам процесс проскальзывания, при ограниченности площади контактной поверхности колеса – рельс и высоких нормальных напряжениях, способен привести к достаточно существенному разогреву металла колеса по поверхности катания [17]. Достаточно большое число факторов, которые определяют степень разогрева металла колеса от взаимодействия с рельсом, имеют в подавляющем большинстве случаев случайный характер

возникновения. На основании этого, в отдельных объемах металла вблизи с поверхностью катания колеса, могут достигаться достаточно высокие температуры разогрева. Имеются свидетельства [18], что степени разогрева металла часто бывает достаточно для начала развития процессов структурных превращений, в том числе приводящих к изменению фазового состава стали железнодорожного колеса.

С другой стороны, неравномерность разогрева металла обода колеса и относительно повышенные скорости его охлаждения (как от потока набегающего воздуха, так и за счет теплоотвода в более холодные, отдаленные от поверхности катания объемы обода), могут приводить к формированию на поверхности катания участков с, так называемым, «белым слоем». На основании известных исследований [1,2.5], установлена природа возникновения указанных участков – это развитие структурных превращений по смешанным механизмам (за счет повышенных скоростей охлаждения), в приповерхностных объемах металла обода колеса.

Неодновременное развитие процессов нагрева и охлаждения на разных участках колеса по поверхности катания, за счет объемных эффектов приводит к формированию неоднородного распределения внутренних напряжений в металле и, как следствие этого, к зарождению трещин на указанных участках «белого слоя». Как следует из литературы, процесс формирования выщербины металла на поверхности катания может быть связан как с возникновением ползуна, при заклинивании колеса, так и в результате постепенного накопления повреждений в металле от сложного суммарного действия от напряжений с различной ориентацией [17].

При возникновении ползуна, за счет интенсивного разогрева металла и последующего быстрого охлаждения, формируется определенной толщины слой, по признакам подобный закаленному состоянию. В результате наблюдаемое резкое снижение пластических характеристик может рассматриваться как свидетельство ожидаемого быстрого перехода металла в хрупкое состояние от последующего воздействия высоких контактных

напряжений при качении колеса. Таким образом, ускоренное развитие процессов зарождения микротрещин в указанных участках, является основной причиной формирования выщербин металла по поверхности катания колеса.

Формирование повреждений на поверхности катания в отсутствие «ползунов» имеет несколько иные особенности, однако в целом связано с процессами накопления дефектов в металле колес, хотя темп накопления и однородность их распределения могут существенно различаться. Постепенное накопление дефектов обуславливает развитие процессов усталости металла колеса при эксплуатации. При этом следует учитывать, что в действительности процесс накопления повреждений по поверхности катания имеет более сложный характер, чем при простых схемах нагружения, таких как симметричный цикл или пульсирующее нагружение.

Более того, одновременно с ростом наклепа по поверхности катания, металл обода колеса может подвергаться дополнительным тепловым воздействиям. В этом случае, негативное влияние от неоднородности наклепа металла по поверхности катания получает дополнительное усиление от разогрева приповерхностных объемов обода колеса.

Суммарный эффект от указанного одновременного влияния наклепа и нагрева, как показано в литературе [5] – это более быстрое истощение ресурса накопления дефектов внутреннего строения металла. В результате этого, достаточно часто наблюдается неожиданное снижение ресурса эксплуатации железнодорожных колес.

Определенное значение на развитие процессов повреждения должна оказывать шероховатость поверхности. С другой стороны, возникновение неровностей, как на поверхности рельсов, так и на поверхности катания колеса, после определенного времени эксплуатации, может рассматриваться как момент достижения предельно допустимого уровня накопленных повреждений металлом. Незначительные проскальзывания колеса по рельсу также приводят к повышению вероятности формирования поверхностных дефектов.

Таким образом, наблюдаемое формирование выщербин на поверхности катания железнодорожных колес является результатом накопления повреждений при достаточно сложном суммарном взаимодействии с рельсом.

1.10. Выводы по разделу

1. На основе анализа процессов формирования очагов разрушения металла цельнокатаных железнодорожных колес установлено, что увеличение содержания углерода в стали 60 базового состава, выше предельно допустимой концентрации в пределах марки, способствует ускорению этапов зарождения поверхностных повреждений.

2. В процессе эксплуатации железнодорожных колес, непрерывное накопление дефектов внутреннего строения в углеродистой стали от взаимодействия колеса с рельсом, является основным условием формирования повреждений на поверхности катания.

3. Увеличение содержания углерода в стали железнодорожных колес способствует возрастанию количества ползунов, участки которых в дальнейшем превращаются в выщербины.

4. Снижение температуры окружающей среды сопровождается повышением вероятности формирования повреждений колес по поверхности катания. Одной из возможных причин наблюдаемого явления может быть смена механизма пластической деформации при наклепе металла.

5. Увеличение количества неметаллических включений различной природы происхождения в металле железнодорожных колес способствует зарождению очагов разрушения по поверхности катания.

6. Одно из наиболее распространенных объяснений механизма возникновения внутренних напряжений в металлической матрице вблизи с неметаллическими включениями основано на различиях в коэффициентах температурного расширения металлической матрицы углеродистой стали железнодорожного колеса и частицы.

7. Приближение формы неметаллического включения к шарообразной и уменьшение среднего его размера сопровождается снижением уровня внутренних напряжений в металле.

РАЗДЕЛ 2

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Химический состав сталей исследуемых железнодорожных колес

Процесс исследования начинается обязательно с изучения химического состава углеродистых сталей железнодорожных колес. Железнодорожные колеса, которые в настоящее время выпускаются промышленностью, классифицируют по уровню прочностных свойств. На основании этого представляет определенный интерес изучить механизм формирования повреждений по поверхности катания колес и, в первую очередь, высокопрочных.

Объектом для исследования служили фрагменты железнодорожных колес, производства ОАО «Интерпайп» НТЗ, Выксунского и Нижнетагильского металлургических комбинатов (Россия). Химический состав и свойства сталей колес изъятых из эксплуатации приведен в таблицах 2.1 и 2.2.

Таблица 2.1.

Химический состав исследуемых сталей железнодорожных колес.

Маркировка колеса	Содержание элементов, %							
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu
359200	0,62	0,78	0,30	0,027	0,027	0,09	0,14	0,15
045642	0,57	0,66	0,32	0,012	0,09	0,04	0,09	0,06
181732	0,55	0,74	0,33	0,009	0,01	0,06	0,1	0,08
107423	0,58	0,76	0,35	0,019	0,009	0,05	0,05	0,01
Содержание элементов по ГОСТ 10791	0,55-0,65	0,50-0,90	0,22-0,45	не более		не более 0,25 каждого		
				0,035	0,040			

В процессе механического восстановления профиля катания (в условиях депо «Нижнеднепровск – узел», Приднепровской железной дороги) исследовали распределение твердости на участках выщербин колес №026989, 47931, 359200, 045642, 181732, 107423.

Таблица 2.2.

Механические свойства сталей исследуемых железнодорожных колес.

Маркировка колеса	Временное сопротивление $\sigma_{\hat{a}}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Твердость, НВ, МПа	Ударная вязкость стали дисков при +20° $C, \frac{кгм}{мм^2}$
359200	980	12	32	3500	3,4
47931	—	—	—	3100 - 4950	—
026989	—	—	—	3360 - 4740	—
045642	975	14,5	31	2620	3,1
181732	925	9	24	2900	2,8
107423	808	19,0	39	2600	4,2
Требования по ГОСТ 10791	911-1107	8	14	2550	2

Как следует из анализа данных, приведенных в таблице 2.1 и 2.2, по химическому составу и механическим свойствам металл исследуемых железнодорожных колес не имеет отклонений от требований нормативно – технической документации (ГОСТ 10791).

2.2. Анализ внутреннего строения металла

Исследования внутреннего строения металла железнодорожных колес проводили с использованием световой микроскопии и методик количественной металлографии [37].

Приготовление объектов для исследования осуществлялось в определенной последовательности. Так, при вырезке из фрагмента железнодорожного колеса заготовки, с использованием технологии кислородной резки, была учтена возможность разогрева металла. С целью предотвращения возможного перегрева, место разреза располагали на расстоянии не менее 100 мм от объемов металла, которые в дальнейшем использовались для изготовления образцов. После этого, из заготовок механическим способом изготавливали образцы для определения комплекса свойств металла железнодорожного колеса (прочностных, пластических характеристик, ударной вязкости, твердости) в соответствии с нормативно – технической документацией на железнодорожные колеса (ГОСТ10791).

Для определения качественных показателей стали проводились испытания металла колес в рамках требований (ГОСТ 10791).

По величине и знаку остаточных напряжений можно судить о сопротивлении металла колеса формированию повреждений при эксплуатации. Для определения уровня напряженного состояния колеса, на торцевой поверхности обода (с наружной стороны колеса) наносились метки на расстоянии 100мм от места предполагаемого разреза. После этого осуществлялась разрезка колеса огневым способом, по радиусу от гребня, в направлении к ступице. Величина сходимости меток на ободу колеса должна соответствовать требованиям п.3.10. ГОСТ 10791.

2.2.1. Определение загрязненности неметаллическими включениями

Контроль общей загрязненности стали колеса на неметаллические включения проводился в соответствии с требованиями (ГОСТ 1778), с использованием специальных шкал. Представленные примеры составлены таким образом, что определенное количество включений, их расположение, дисперсность отвечают условному разделению по баллам. Сравнительным анализом, по исследуемым полям внутреннего строения металла железнодорожного колеса, подбираются наиболее соответствующие примеры по ГОСТ 1778. По соответствию приведенным шкалам, для конкретных неметаллических включений, оценивали их наличие по баллам. В таблице 2.3 приведены требования по ограничению присутствия различных неметаллических включений в стали железнодорожных колес.

Таблица 2.3.

Требования по ограничению присутствия неметаллических в металле железнодорожных колес.

Неметаллические включения, балл	Сульфидные включения	Силикаты хрупкие	Силикаты пластичные	Оксиды строчечные
Ограничения по включениям, требования ГОСТ 10791.	3,5	3,5	4	1

2.2.2. Исследования макроструктуры стали колеса

Отбор проб и изготовление образцов для контроля макроструктуры осуществляли в соответствии с требованиями (ГОСТ 10243). Оценку макроструктуры металла колеса проводили после травления темплетов (рис.2.1). При необходимости оценку макроструктуры стали колеса проводили по Бауману, для определения наличия усадочных раковин, флокенов,

расслоений, завернувшихся и утонувших корочек, характера распределения серы по сечению колеса.



Рис.2.1. Типичная макроструктура (а) и серный отпечаток (б) колеса.

2.3. Ультразвуковые исследования металла

Для оценки состояния объемов металла вблизи с поверхностью катания колеса, использовали прибор ИСП – 12 [38]. Прибор предназначен для определения скорости распространения звуковых колебаний в металлических материалах (v). Проведение исследований по определению v продиктовано необходимостью анализа металла колеса без нарушения системы внутренних напряжений, сформированных при его эксплуатации.

Прибор представляет собой излучатель импульсов акустических сигналов, их приемника и блока, который позволяет определить момент достижения условий стабильной циркуляции импульсов. После достижения указанных условий, на дисплее ИСП – 12 приводится значение минимальной частоты устойчивого сигнала, которая соответствует границе начала срыва процесса циркуляции импульсов звуковых колебаний.

Сначала для вычисления V необходимо определить длительность прохождения одного звукового импульса от приемника до излучателя. Общее время прохождения импульса в системе прибор – образец металла состоит из времени его прохождения по электрической схеме прибора, по волноводу и по металлу. Согласно инструкции на прибор, суммарная длительность прохождения сигнала по волноводу и электрической схеме принимается постоянной величиной, равной $3,5 \cdot 10^{-6}$ сек. Зная количество импульсов за одну секунду (N), определяем время прохождения одного импульса (τ):

$$\tau = \frac{1}{N} \quad (2.1)$$

С учетом постоянной прибора ($3,5 \cdot 10^{-6}$ сек), длительность прохождения импульса только по металлу образца (τ_1) будет составлять:

$$\tau_1 = \tau - 3,5 \cdot 10^{-6} \text{ сек} \quad (2.2)$$

При расстоянии между источником излучения звуковых сигналов и приемником равном 25мм, величина V может быть оценена по соотношению:

$$V = \frac{25 \text{ мм}}{\tau_1 \text{ сек}} \quad (2.3).$$

2.4. Фрактографические исследования изломов железнодорожных колес

Изучение элементов поверхностей разрушения, их строения после статических или циклических нагружений в процессе эксплуатации железнодорожных колес, позволяет выяснить характер и условия зарождения усталостных трещин. Поиск закономерностей развития усталостных явлений в

металле, в зависимости от условий нагружения, является достаточно полезным опытом, особенно при анализе случаев преждевременного разрушения железнодорожных колес. Представляют определенный интерес накопление данных, которые могут быть использованы при разработке мероприятий по повышению сопротивления металла усталости и при прогнозировании безаварийной эксплуатации колес, в том числе при условиях повышенных нагрузок на ось колесной пары.

2.4.1. Анализ строения изломов в условиях статического нагружения

По характерному строению поверхности разрушения можно обнаружить остаточные признаки, которые указывают на особенности развития процесса сопротивления металла разрушению. Так, в условиях статического нагружения поверхность разрушения в общем случае может быть разделена на три области, с качественно различными признаками [39]. Под действием, например растягивающих напряжений, разрушение начинается в области приближенной к оси образца.

Для указанной области (область I) характерным признаком является волокнистое строение, с соответствующим названием. Далее следует область II, которую называют радиальной. Обусловлено это характерным ее строением в виде радиально расходящихся гребней от волокнистой составляющей периферии. И третья область – область среза. Характерной особенностью является ее ориентация под углом действия максимальных касательных напряжений относительно оси нагружения. Таким образом, для условий статического нагружения обнаруженные последовательные этапы продвижения трещины на поверхности разрушения, позволят обнаружить расположение очага зарождения трещины.

Анализ объемов металла вблизи с очагом зарождения трещины позволяет выяснить действительную причину разрушения. Наиболее часто причиной

начала зарождения разрушения является расположение неметаллического включения вблизи с осью нагружения.

С другой стороны, в случае затруднения определения очага зарождения по волокнистой составляющей, можно по ориентации гребней в радиальной зоне судить о его расположении. Место схождения гребней указывает на расположение очага зарождения трещины [39]. В качестве примера на рис.2.2 представлен вид шевронного излома.



Рис.2.2. Фрагмент поверхности излома хребтовой балки железнодорожного вагона. Увеличение 10.

2.4.2.Строение усталостных изломов

В процессе многократных циклических нагружений, формирование поверхности разрушения имеет качественные различия по сравнению с наблюдаемыми при статических условиях. К ним прежде всего относятся линии усталости, представляющие собой места остановки и начала движения фронта усталостной трещины, храповый узор [40].

При более детальном изучении линий усталости обнаруживается их более тонкое строение – это элементы, формирование которых обусловлено условиями роста трещины, с преимущественной хрупкой или вязкой составляющими.

На рис.2.3 представленный вид поверхности разрушения железнодорожного колеса №107423. По внешним признакам, сформированная поверхность обладает элементами как усталостного характера роста трещины, так и статического разрушения. Большая часть площади разрушения соответствует различным этапам роста трещины.

Расстояния между местами остановки и продолжения роста трещины могут служить качественными показателями относительно скорости перемещения фронта трещины [40]. Так, чем больше расстояния между остановками трещины, тем выше скорость роста трещины и выше амплитуда действующего напряжения. Место пересечения перпендикуляров к касательным, проведенным к случайным линиям усталости, позволяет определить место расположения очага зарождения трещины усталости.

2.5.Определение механических свойств стали

Испытание на растяжение металла колес проводили по требованиям (ГОСТ 1497) на образцах диаметром 10мм, с расчетной длиной 50 мм. При испытаниях на ударный изгиб, с использованием маятникового копра с энергией 30 кгм, определяли величину ударной вязкости при разных температурах и на различных типоразмерах образцов. Температуры испытания составляли +20 и - 60 °С, на образцах размером 10×10×55 мм с надрезом радиусом 5мм, глубиной 2 мм и на образце с V - образном надрезом по (ГОСТ 9454).

Определение твердости металла обода колеса осуществляли по методике Бринелля (НВ), в соответствии с требованиями (ГОСТ 9012).

2.5.1. Определение усталостных характеристик металла железнодорожных колес

Определение усталостных характеристик металла колес проводили с



Рис.2.3. Внешний вид излома разрушенного железнодорожного колеса №107423.

использованием многопозиционной испытательной машины типа «Сатурн-10». Машина предназначена для одновременного испытания десяти плоских образцов по схеме нагружения изгибом в одной плоскости, при симметричном цикле. При необходимости, испытания образцов могут быть проведены при повышенных температурах: до 500°С включительно. По конструкции машина представляет собой десяти шпиндельное оборудование с общим электрическим приводом.

Кинематическая схема машины приведена на рис.2.4. После включения

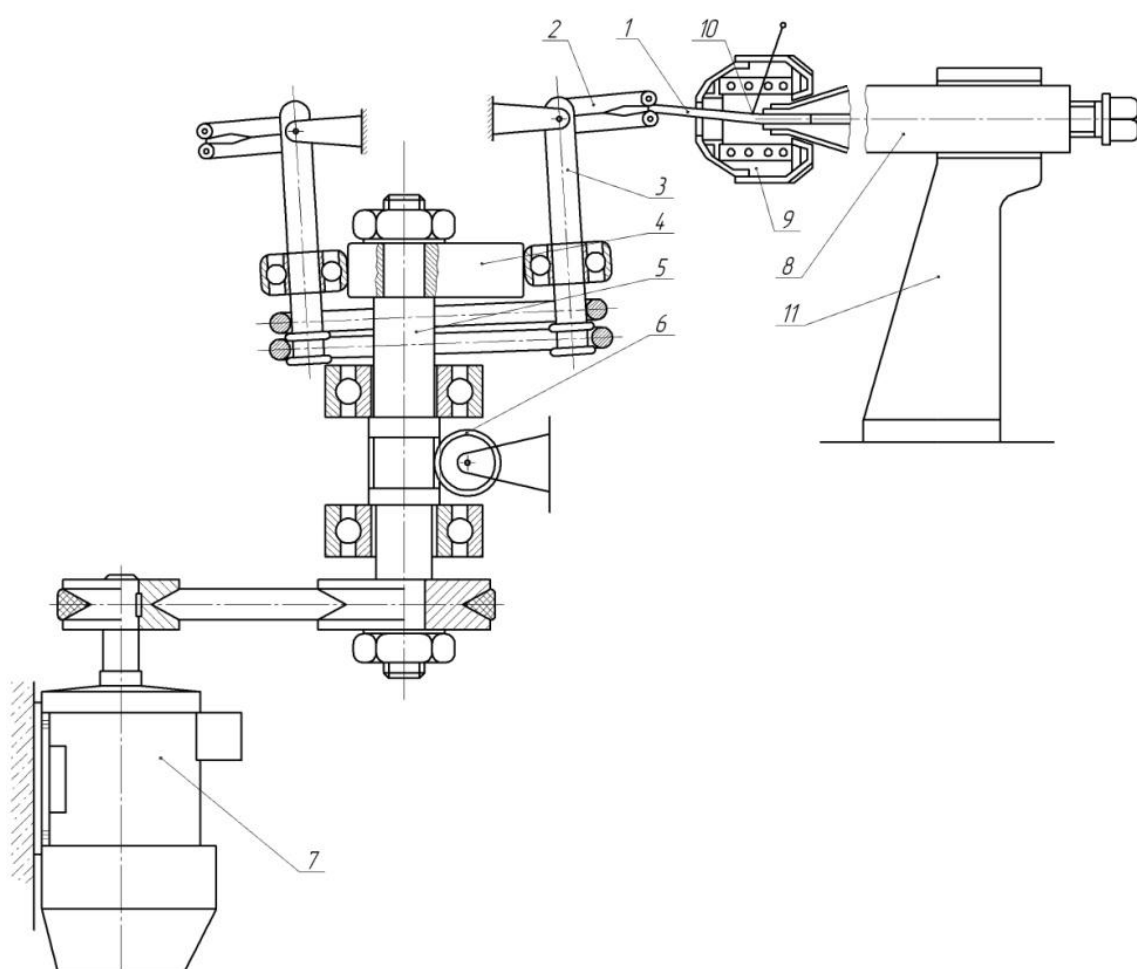


Рис. 2.4. Кинематическая схема испытательной машины «Сатурн 10»: образец (1), качалка (2), ось (3), эксцентрик (4), вал (5), шестерня счетчика импульсов (6), электродвигатель (7), пиноль (8), печь для нагрева образцов (9), термопара (10), стойка пиноли (11).

электрического двигателя (7), происходит вращение вала (5), на верхнем конце которого расположен сбалансированный эксцентрик (4), вокруг которого, в свою очередь, смонтирован механизм вибратора. Вращающийся эксцентрик охватывается десятью подшипниками, которые расположены на качалках вибратора. За одно вращение вала обеспечивается полный цикл нагружения испытываемых образцов, которые фиксируются в отдельных пинолях (8). Перемещение пинолей позволяет регулировать величину плеча нагружения образца. Изменяя длину плеча при нагружении образца, получаем требуемую амплитуду цикла. Общий вид образца, для знакопеременного симметричного изгиба при испытаниях в условиях машины «Сатурн – 10», представлен на рис.2.5.

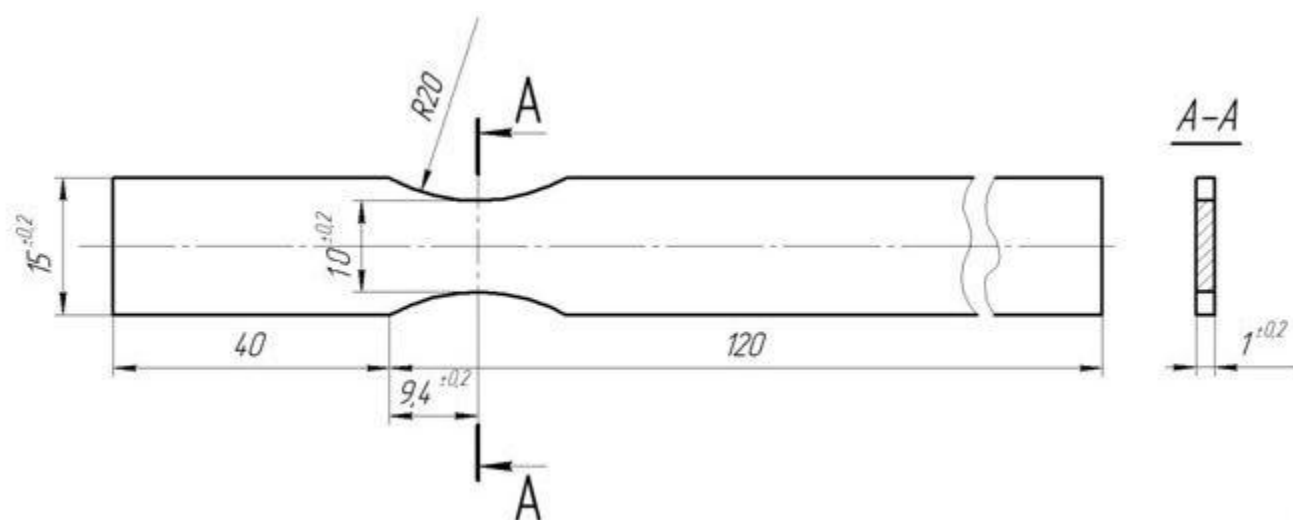


Рис.2.5. Общий вид образца для испытаний на машине «Сатурн – 10».

При проведении испытаний, образец короткой частью фиксируется в зажиме пиноли (8), рис.2.4. Длинная часть образца с размером, соответствующим длине плеча зажимается в губках качалки (2). За один оборот вала двигателя осуществляется один цикл знакопеременного нагружения изгибом.

Величину амплитуды нагружения (σ_a) определяли по соотношению [41]:

$$\sigma_a = \frac{M}{W}, \quad (2.4)$$

где M - изгибающий момент, W - осевой момент сопротивления. Учитывая, что $M = p \cdot l$, где p - нагрузка, которая приложена в месте зажима образца в губках качалки, l - расстояние от минимального сечения образца до губок качалки. Величина осевого момента оценивается по соотношению: $W = \frac{B \cdot \delta^2}{6}$, где B и δ - соответственно ширина и толщина минимального поперечного сечения образца. После подстановки в (2.4) соотношений для M и W получим окончательную зависимость для оценки величины σ_a :

$$\sigma_a = \frac{6pl}{B\delta^2} \quad (2.5)$$

Подвергая нагружению образцы при различных амплитудах, определяли максимальное количество циклов нагружения, которое выдерживает металл до разрушения. Диаграммы строили в координатах: по оси ординат откладывали σ_a , а по оси абсцисс - $\lg N$. Из анализа диаграмм определяли характеристики развития процессов усталости

2.5.2. Определение твердости металла железнодорожных колес

С учетом известных положений [42], твердостью называют способность материала сопротивляться внедрению специального наконечника (индентора) под действием определенного нагружения. В зависимости от прилагаемой нагрузки на индентор, различают макро твердость – при нагрузках более 5кГ и микротвердость при нагрузках 5 – 500г. При испытаниях на макро твердость деформируемый объем металла под индентором в значительной степени превышает размеры структурных составляющих металла. На основании этого определяется усредненная величина твердости металла. К методам макро твердости относятся испытания металла на прессе Бринелля (HB) (индентор шарик диаметром 10мм при нагрузке 3000кг), на приборе Роквелла (HRC) (индентор алмазный конус, при нагрузке 130кг), на приборе Виккерса (HV) (индентор алмазная пирамида, при нагрузке 5 – 30кг).

С целью объяснения причин вызывающих зарождение повреждений металла колеса при эксплуатации, использовали метод оценки прочностных характеристик в микроскопических объемах металла колеса. При испытаниях на микротвердость размер отпечатка, в зависимости от выбранной нагрузки на индентор, может быть меньшим размера структурных составляющих. Это позволяет оценивать изменение твердости в микро областях металла изделия после изготовления образца для исследования.

Использование микротвердости (H_{μ}), в качестве характеристики прочности в микрообъемах металла позволит объяснить развитие процессов зарождения повреждений при эксплуатации железнодорожного колеса. Определяли микротвердость с использованием прибора ПМТ – 3. Величину нагрузки на индентор выбирали в зависимости от определяемой характеристики металла. Индентором на приборе ПМТ – 3 является алмазная четырехгранная пирамида с углом при вершине 136° .

Процесс определения микротвердости заключается, как и для макротвердости, во внедрении индентора в поверхность металла после специальной подготовки. Подготовка подобна той, которая используется при приготовлении объекта для исследования микроструктуры металла. После вдавливания индентора производится измерение диагоналей отпечатка (d), а число микротвердости определяется по соотношению:

$$H_{\mu} = \frac{P}{F}, \quad (2.6)$$

где P и F соответственно нагрузка на индентор и площадь боковой поверхности отпечатка. С учетом угла между противоположными гранями пирамиды (136°) величина F оценивается как:

$$F = \frac{d^2}{2\sin 68^{\circ}} \quad (2.7)$$

После подстановки (2.7) в (2.6) получим соотношение, которое позволит определить микротвердость металла при условии, когда нагрузка на индентор выражена в граммах, а диагональ отпечатка – в мкм:

$$H_{\mu} = \frac{1854P}{d^2} \quad (2.8)$$

Кроме расчетного метода, для выбранной нагрузки на индентор в граммах и диагонали отпечатка в мкм, с использованием специальных таблиц находится значение микротвердости.

Оценку упрочнения металла в микрообъемах металла определяли с использованием разработанного способа для оценки структурной неоднородности металла [43,44]. Методика заключается в анализе характера соотношения между напряжением и деформацией, подобно тому, как это осуществляется при анализе кривых деформации, в условиях статического нагружения. Отличительной особенностью является построение соотношения для микрообъемов металла, особенно тех, которые подвергаются механическим воздействиям при эксплуатации колеса. В качестве инструмента для определения величин напряжений и связанных с ними деформаций, использовали микротвердомер ПМТ – 3 [45]. По размеру диагонали отпечатка, для определенной нагрузки на индентор определяется значение микротвердости (обозначим как σ_i), которое представляет собой величину текущего напряжения (по аналогии с истинными диаграммами деформации). Другая характеристика – подобна истинной деформации (ε_i), которую определяли по соотношению:

$$\varepsilon_i = \ln\left(\frac{d_i}{d_0}\right), \quad (2.9)$$

где d_i - текущее значение диагонали отпечатка, а d_0 - начальное (минимальное). В качестве начального значения d_0 принимается диагональ отпечатка при минимальной нагрузке на индентор. Из анализа соотношения между σ_i и ε_i можно судить о развитии процессов наклепа металла колеса в микро объемах [46, 47].

2.5.3. Испытания металла на трение и износ

Испытания на сопротивление металла железнодорожного колеса изнашиванию имеет важное значение для оценки условий формирования повреждений на поверхности катания. Испытания проводились с использованием машины модели СМЦ – 2 (рис.2.6), на образцах диаметром 50 и толщиной 12 мм.

Образец и контр образец прижимаются друг к другу с регулируемым усилием, что обеспечивает необходимый уровень нормальных напряжений в месте контакта. Нагрузка задается нагружающим пружинным устройством.

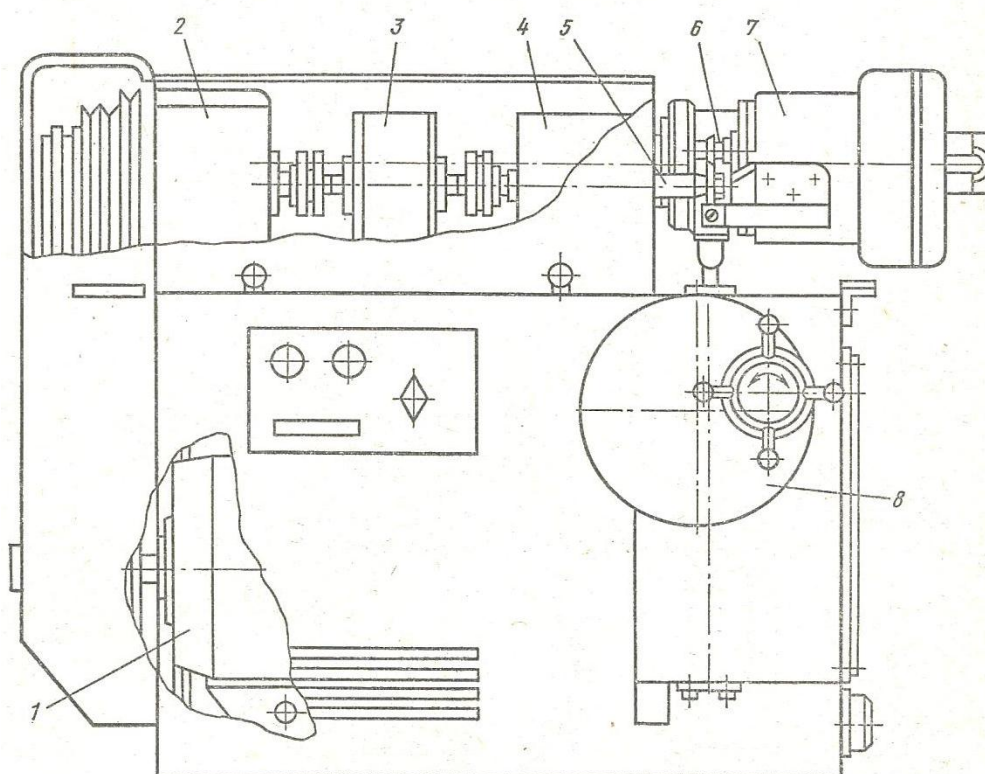


Рис.2.6.Схема испытательной машины СМЦ – 2 (1 – электрический двигатель; 2 – контр привод; 3,4 – муфты; 5 – валы; 6 – образец и контр образец; 7 – подвижная верхняя бабка; 8 – нагружающее пружинное устройство)

Величина проскальзывания регулируется изменением соотношения между скоростями вращения образца и контробразца (подбор соответствующих передаточных шестерен в редукторе). Момент трения измеряется с помощью

индуктивного датчика по скручиванию упругого элемента и непрерывно регистрируется электронным потенциометром. Износ металла оценивали по уменьшению диаметра образца за определенное число циклов, при известных значениях нормального нагружения и величины проскальзывания.

2.6. Выводы по разделу

1. Материалом для исследования служили стали фрагментов железнодорожных колес, преждевременно изъятых из эксплуатации по причине формирования повреждений поверхности катания выше нормативных ограничений.

2. Используемые в работе методики исследования позволили обнаружить изменения внутреннего строения металла железнодорожного колеса при его эксплуатации и связать их с формированием повреждений на поверхности катания.

РАЗДЕЛ 3

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ
ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС РАЗЛИЧНОГО УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ

В процессе эксплуатации железнодорожные колеса и бандажи по поверхности катания подвергаются достаточно большим суммарным пластическим деформациям [1], с высокой степенью неоднородности ее распределения [3]. Влияние деформации проявляется через возрастание твердости металла, с одновременным снижением пластических характеристик [48]. Объясняется указанное явление существованием предельно допустимой концентрации накопленных дефектов внутреннего строения, после которой происходит зарождение трещин и формирование повреждений на поверхности металлических материалов [4]. На основании этого можно с уверенностью полагать, что в процессе пластического деформирования (при приближении к указанной степени дефектности при наклепе обода колеса по поверхности катания), металл способен достаточно быстро перейти в состояние с низким сопротивлением зарождению трещины.

С другой стороны, на переход металла железнодорожных колес в хрупкое состояние, кроме степени наклепа по поверхности катания, определенное значение имеют температура окружающей среды и режимы эксплуатации [5]. Так, в случае одновременного снижения температуры и роста степени наклепа металла, происходит вполне закономерное ускорение процессов зарождения очагов разрушения на поверхности катания колеса [48]. Аналогичное за характером своего проявления, можно наблюдать влияние повышения скорости нагружения металла [4]. Кроме величины пластической деформации, определенное влияние на накопление повреждений металла железнодорожных колес наблюдается от степени разогрева и условий его охлаждения в процессе качения колес. Так, при торможении подвижного состава, уже незначительные отклонения от условий одновременного срабатывания тормозных элементов, может приводить к очень быстрому нагреву металла колеса (в объемах

вблизи с поверхностью катания) до достаточно высоких температур [49]. Указанное повышение температуры может достигать высоких значений, а с учетом градиента температур обязательно приведет к возникновению остаточных внутренних напряжений [50 – 52]. На основании этого, длительность процесса разогрева металла, либо его интенсивность при торможении, может сопровождаться локальным сдвигом одних объемов металла колеса относительно других, что при дальнейшей эксплуатации приведет к формированию очагов повреждения на поверхности катания колеса.

С другой стороны, даже в случае отсутствия условий проскальзывания колеса по рельсу, после прекращения торможения ускоренное охлаждение разогретого металла набегающим потоком воздуха и теплоотводом в более холодные внутренние объемы металла колеса, могут привести к смене механизма структурных превращений, от диффузионного, до промежуточного или даже по сдвигового. Внешними признаками проявления указанных явлений, можно считать появление визуально наблюдаемых более светлых участков металла колеса по поверхности катания. (рис.3.1). Замер твердости часто показывал превышение абсолютных значений, по сравнению с аналогичной характеристикой в соседних объемах на 10 – 20%. Если указанные предположения в действительности имеют место, то объемы металла (с повышенной твердостью), должны обладать пониженной способностью к накоплению деформации. Следовательно, при взаимодействии колеса с рельсом, с учетом ограничений по способности металла к наклепу, участок с повышенной твердостью должен быстрее перейти в хрупкое состояние. На основании этого можно полагать, что темп накопления дефектов кристаллического строения в металле железнодорожных колес при эксплуатации, являясь вполне закономерным явлением, имеет исключительно важное значение.

Более того, разработка рекомендаций по ограничению темпа накопления дефектов при эксплуатации железнодорожных колес позволит повысить ресурс безаварийной работы железнодорожного транспорта.

3.1. Влияние внутреннего строения металла железнодорожных колес на формирование повреждений на поверхности катания

Для изготовления железнодорожных колес, базовой маркой стали является сталь 60 с содержанием углерода в пределах марки 0,55 - 0,65%. Анализ внутреннего строения металла колеса показывает, что после завершения последней формообразующей горячей пластической деформации при изготовлении железнодорожного колеса на прокатном стане (температура достигает уровня 1250°C), после охлаждения на воздухе, сталь будет состоять примерно из 25 – 30% зерен феррита, а остальное – перлитная составляющая (рис.3.1).

Учитывая аддитивный характер влияния структурных составляющих на прочностные свойства стали, уменьшение их размеров сопровождается закономерным ростом прочности металла [48]. С другой стороны, не менее значительное влияние наблюдается со стороны формы фазовых составляющих стали (рис.3.1а и б). Известно [10], что цементит глобулярной формы, не способен выдерживать пластические деформации. На основании этого, после достижения определенного уровня концентрации напряжений в металле, его хрупкое разрушение является началом формирования условий зарождения микротрещины и, как следствие этого - ограничение ресурса работы железнодорожного колеса [5]. В противоположность этому, цементит пластинчатой формы, когда он является составляющей перлита, способен выдерживать значительные суммарные пластические деформации без признаков разрушения [4]. В этом случае причина зарождения трещин значительно в меньшей степени связана с хрупкостью карбида. Следовательно, чем меньше будет доля карбидов глобулярной формы, тем выше следует ожидать роста сопротивления металла железнодорожного колеса формированию повреждений на поверхности катания. Экспериментально подтверждено, что с уменьшением



а



б

Рис.3.1. Структура стали с 0,6% углерода после ускоренного охлаждения до температуры 650°С (а) и на удалении 25 мм от поверхности катания (б). Увеличение 800 – а, 1000 – б.

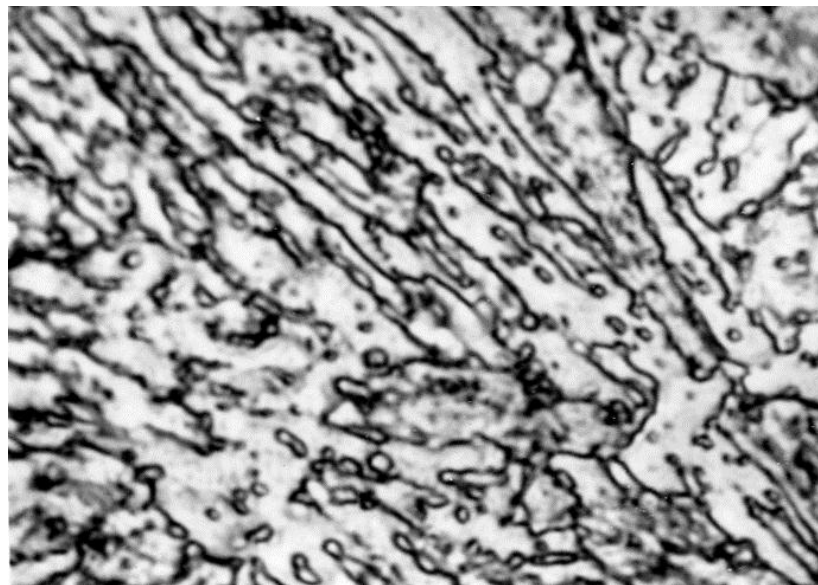
толщины пластины цементита в перлите возрастает энергия зарождения и роста трещины в стали [4]. На основании этого можно с уверенностью полагать, что

повышение способности металла выдерживать значительные пластические деформации является качественным показателем ресурса накопления повреждаемости железнодорожных колес при эксплуатации [53]. Таким образом, для среднеуглеродистых сталей с перлитной структурой, которые используются для изготовления железнодорожных колес, с целью повышения их трещиностойкости при эксплуатации необходимо уменьшать толщину карбидной прослойки перлитной колонии. Достигают указанного положения, используя ускоренное охлаждение элементов железнодорожного колеса, на окончательном этапе его изготовления - после нагрева до температур порядка 1000°C . Возрастание интенсивности теплоотвода при охлаждении обода железнодорожного колеса, сопровождается измельчением перлитных колоний, уменьшением толщины пластин цементита и ферритного промежутка перлита [4]. Перечисленные изменения приводят к одновременному возрастанию прочностных свойств и характеристик трещиностойкости металла железнодорожного колеса. Однако, увеличивать скорость охлаждения можно лишь до определенных значений. После достижения в отдельных объемах железнодорожного колеса критической скорости охлаждения [10,54], могут начинать формироваться участки с признаками превращения стали по иному механизму (рис.3.2а). По сравнению с диффузионным механизмом (получение пластинчатого перлита), формирование структур по промежуточному или сдвиговому механизмам может рассматриваться как одно из перспективных направлений дальнейшего повышения прочностных и эксплуатационных характеристик железнодорожных колес. С другой стороны, интенсивный разогрев колеса по поверхности катания, даже при отсутствии ускоренного охлаждения, может приводить к необратимым изменениям внутреннего строения металла (рис.3.2б). Локальное изменение прочностных характеристик приведет к неизбежному влиянию на сопротивление металла колеса формированию повреждения на поверхности катания. Анализ используемой в настоящее время технологии изготовления катаных железнодорожных колес

указывает на достаточные трудности в достижении высокопрочного состояния металла. Дело в том, что в процессе отдельного нагрева готового колеса,



а



б

Рис.3.2. Структура углеродистой стали с 0,6%С после ускоренного охлаждения до 575°С (а) [53] и в области формирования ползуна без ускоренного охлаждения. Увеличение 800 – а, 2000 - б.

достаточно трудно предотвратить укрупнение зерен аустенита. Увеличение

среднего размера зерна аустенита приводит не только к формированию относительно крупных по размерам продуктов превращения, но и к значительному охрупчиванию металла колеса в целом. Обусловлен эффект снижения сопротивления металла зарождению и росту трещин (особенно при ударных нагрузениях) концентрацией вредных примесей на границах зерен аустенита. Чем больше размер зерна аустенита, тем меньше суммарная площадь границ зерен аустенита. Преимущественное их расположение вблизи и на границах зерен будет неизбежно наследоваться структурами после ускоренного охлаждения.

Следовательно, при постоянной общей концентрации атомов вредных примесей в стали, их локальная концентрация на границах зерен будет тем больше, чем крупнее зерно. В этом случае увеличение концентрации вредных примесей на границах приведет к снижению сопротивления металла распространению трещин по границам бывших зерен аустенита. Приведенное положение подтверждается снижением энергии разрушения металла железнодорожных колес при ударных нагрузениях и пониженных температурах. Кроме этого, с учетом больших сечений металла (например, обод колеса) достигнуть постоянной скорости охлаждения по толщине обода, представляется достаточно трудоемким процессом. Таким образом, по толщине обода железнодорожного колеса после принудительного охлаждения водой неизбежно будут формироваться остаточные напряжения различной природы происхождения. Суммарный эффект, от градиента температур и неравномерности распределения свойств по сечению обода могут иметь непредсказуемое суммарное влияние на развитие процессов накопления повреждений металла колеса при эксплуатации. Дополнительное негативное влияние следует ожидать и от цикличности этапов нагрева и охлаждения металла колеса в результате взаимодействия с элементами тормозной системы, контакта с рельсами. В зависимости от условий теплоотвода от поверхности катания неизбежно будет меняться система внутренних напряжений. По своему характеру воздействия, циклическое изменение температуры адекватно

малоцикловой усталости [26]. Учитывая сложную суммарную схему воздействия высоких температур нагрева и пластических деформаций [1-3], выбор оптимального структурного состояния для высокопрочных колес является достаточно сложным решением. Обусловлено приведенное положение повышенным разупрочнением металла со сдвиговыми структурами при незначительных нагревах и пластических деформациях. Кроме этого, сформированная структурная неоднородность по толщине обода железнодорожного колеса, по мере его износа в результате эксплуатации или после восстановления профиля катания, будет неизбежно сопровождаться переводом металла колеса по комплексу свойств от упрочненного состояния в состояние близкое к горячекатаному. Таким образом, после операции восстановления поверхности катания, обязательно возникнут отклонения в поведении металла в процессе наклепа при эксплуатации. Можно с уверенностью ожидать изменения и в развитии процессов формирования очагов разрушения и последующего их роста. Перечисленные факторы приведут к снижению эксплуатационной безопасности колес по сравнению с комплексом свойств, полученным сразу после изготовления. На основе этого представляется целесообразным более детально рассмотреть поведение металла колеса со структурами повышенного и высокопрочного состояний в сложных условиях взаимодействия с рельсом. Учитывая существование качественной зависимости износа колеса от твердости металла, повышение твердости должно способствовать снижению указанной характеристики. Однако, увеличение прочностных свойств только одной составляющей пары колесо – рельс неизбежно приведет к росту износа другой составляющей. Анализ экспериментальных данных [3] указывает на существование определенного соотношения между твердостью колеса и рельса, что определяет условия их минимального износа. Для условий минимального износа, соотношение по твердости металла колеса к твердости рельса должно составлять при проскальзывании до 1% примерно 1,2, а для проскальзывания до 10%: 1,0 – 1,1. На основании этого вопросы повышения твердости и прочностных свойств

колес должны решаться только в комплексе с аналогичными решениями для рельсов. Более того учитывая, что одинаковый уровень твердости и прочностных характеристик в сталях может быть достигнут при разных структурных состояниях, дополнительным условием может быть стремление к подобию внутреннего строения металла колес и рельсов. Объяснить приведенное положение можно с точки зрения необходимости поддержания одинаковой скорости наклепа (деформационное упрочнение) металла колес и рельсов в местах их контакта [1,3].

Особенную актуальность приобретает указанное положение для сложных реальных условий эксплуатации, таких как циклическая смена температур, напряжений в зоне контакта, агрессивного влияния окружающей среды. Подтверждается это опытом использования железнодорожных колес с повышенной и высокой прочностью. Сравнительный анализ опыта эксплуатации железнодорожных колес с пределом прочности металла до 1000 МПа (тип КП-2) и высокой прочности (КП-Т) показал достижение роста износостойкости примерно на 30 – 40% для колес типа КП-Т. С другой стороны, было обнаружено увеличение количества возникающих ползунов и выщербин [26]. Как показал анализ, высокопрочное состояние металла в колесах типа КП-Т достигалось за счет повышения содержания углерода, по сравнению с марочным составом стали 60, до 0,63 – 0,67%, марганца до 0,7 – 0,8%, с одновременным микролегированием ванадием (0,09 – 0,1%). При уровне твердости стали колес КП-Т 325 – 340 НВ, величина трещиностойкости, особенно при отрицательных температурах, была заметно пониженной [1,55]. Одно из объяснений снижения сопротивления формированию дефектов по поверхности катания, может быть связано с пониженным сопротивлением металла приповерхностных с ободом объемов, пластическому течению при разогреве металла [56]. Действительно если учесть, что в процессе торможения тонкий слой металла в зоне контакта колесо – рельс способен разогреваться до температур приводя к высокой пластичности, можно ожидать различного его поведения при высокотемпературной деформации. Подтверждается это

качественными изменениями внутреннего строения металла колеса после разогрева при возникновении ползуна (рис.3.2б). При выполнении исследований было установлено, что скорость снижения прочностных свойств высокопрочной стали, начиная от температур нагрева $500 - 525^{\circ}\text{C}$ превосходит аналогичную характеристику стали КП-2. На основе этого становится понятным, что одной из причин прироста количества повреждений по поверхности катания высокопрочных колес является повышенная пластичность разогретого металла. Рост указанной характеристики в значительной степени облегчает развитие такого явления как проскальзывание колеса. Если учесть, что пропорционально повышению температуры нагрева металла должна возрасти площадь пятна контакта колесо – рельс, величина удельного давления на рельс должна снизиться. На основании этого, следует говорить о возможном снижении напряжения трения в месте контакта, в следствии чего возрастает вероятность проскальзывания колеса. Такое взаимное влияние способствует формированию площадок на поверхности катания. В результате наблюдается неравномерность распределения пластической деформации металла обода по поверхности катания.

Таким образом, металл колеса КП-Т кроме ускоренного разупрочнения с разогревом будет дополнительно подвергаться воздействию асимметричного цикла нагружения. Совместное влияние указанных факторов должно привести к вполне закономерному ускорению зарождения трещин различной природы происхождения. Дополнительными свидетельствами правомочности приведенных положений могут служить данные по снижению сопротивления металла высокопрочных железнодорожных колес процессам зарождения трещин усталостного характера [3,26].

3.2 Влияние содержания углерода в стали на формирование повреждений на поверхности катания железнодорожных колес

При одновременном повышении удельной нагрузки на ось колёсной пары

и скорости движения, наблюдается рост повреждаемости железнодорожных колёс в процессе эксплуатации. Обусловлено указанное явление изменениями состояния металла колеса в месте контакта с рельсом. Особенно важное значение приобретают процессы проскальзывания при движении на участках с ускорением, где указанные эффекты, как показано в [58], просто неизбежны. В зависимости от интенсивности высвобождаемой энергии величина проскальзывания может достигать значительных значений. В этом случае в площади контакта колесо – рельс, кроме нормальной составляющей, дополнительно возникают касательные напряжения. Соотношение и уровень указанных напряжений обуславливают развитие процессов трения и износа железнодорожных колёс при эксплуатации. Ограниченные размеры пятна контакта колесо – рельс, уже при незначительном проскальзывании способно обеспечивать резкий разогрев металла в тонком поверхностном слое до повышенных температур [55, 56]. В указанных локальных объёмах обода колеса развитие процессов разупрочнения металла должно сопровождаться неизбежным снижением сцепления колеса с рельсом. Приведенное объяснение подтверждается полученными результатами [59]. В зависимости от интенсивности выделяемой энергии в месте проскальзывания, длительности события и скорости охлаждения металла, изменения свойств в приповерхностном слое обода колеса будут иметь различные последствия [2].

Учитывая разнообразие возникающих дефектов по поверхности катания колес, представляет определенный интерес анализ условий возникновения повреждений железнодорожных колес в местах так называемого «белого слоя» [3]. Проведенными исследованиями установлена природа формирования указанных участков – это развитие процессов структурных превращений при охлаждении металла колеса по сдвиговому либо промежуточному механизмам. Неизменным условием их формирования является достижение высоких температур нагрева при значительных по величине контактных напряжениях. Учитывая, что одинаковый уровень прочности в углеродистой стали можно достигнуть за счет диспергирования структурных составляющих [4,10], либо от

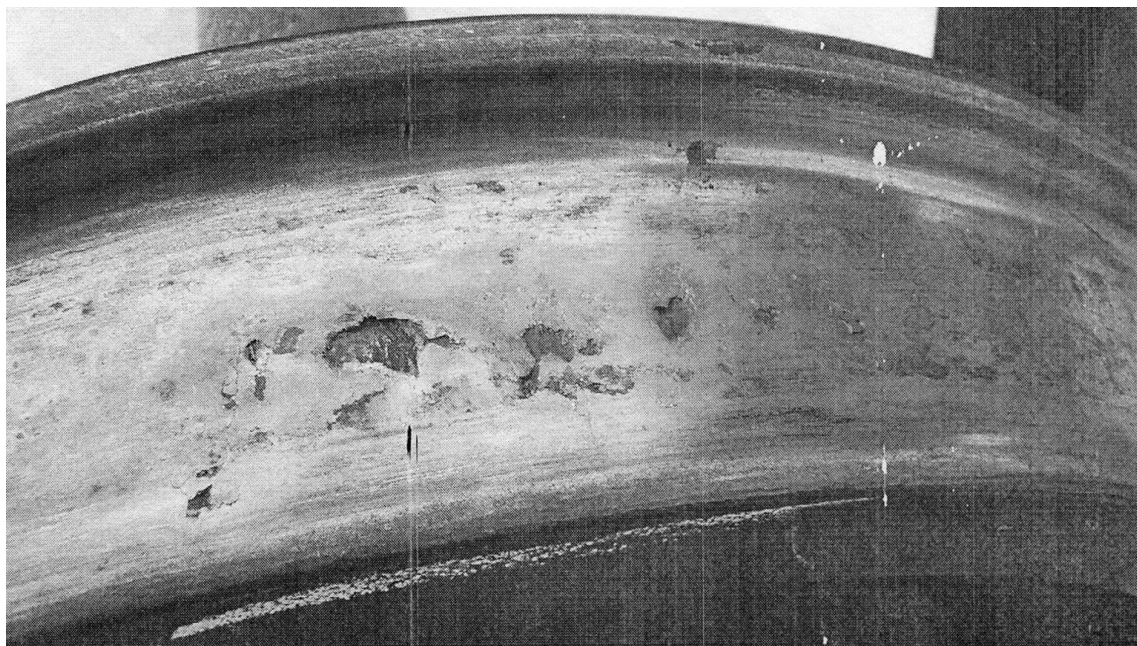
увеличения содержания углерода в стали [48], определение характера указанных влияний позволит объяснить различия в сопротивлении железнодорожных колес, разного уровня прочности, формированию ползунов и выщербин при эксплуатации.

Проведенными исследованиями на фрагментах железнодорожных колёс КП-2 и КП-Т, с характерными поверхностными повреждениями в виде выщербин после эксплуатации (рис.3.3а,б) было установлено, что содержание углерода в колёсной стали КП-2 составляло 0,6%, а в КП-Т достигало значений 0,69%. Полагая, что момент формирования выщербины по поверхности катания должен соответствовать достижению внутренними напряжениями уровня временного сопротивления разрушению металла, анализ факторов приводящих к приросту указанных напряжений позволит объяснить причины, способствующие возникновению повреждений колес.

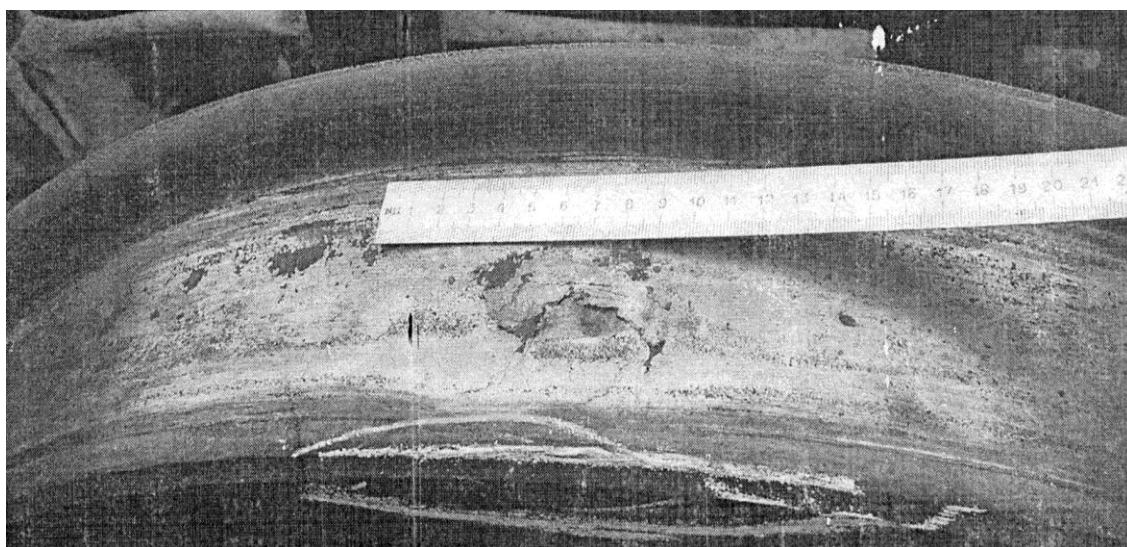
Так, если блокировать объёмные изменения металла при нагреве, будет наблюдаться неизбежный прирост внутренних напряжений. Кроме термической природы, дополнительное увеличение напряжений при нагреве следует ожидать от изменения фазового состава стали. Так, после превышения температурной нагрева уровня начала фазовых превращений, неизбежные объёмные изменения в углеродистой стали будут способствовать дополнительному приросту внутренних напряжений [4]. Кроме этого, необходимо учитывать их изменение и от условий последующего охлаждения металла.

В случае принудительного охлаждения, со скоростями близкими критическому значению, резко возрастает вероятность формирования структур по сдвиговому или промежуточному механизмам. Все указанные факторы по своему характеру имеют приблизительно одинаковую направленность: прирост прочностных свойств, при одновременном снижении сопротивления зарождению трещин [2,26]. Учитывая высокие значения градиента деформаций и контактных напряжений в приповерхностных объемах обода колеса,

возникновение даже незначительного по величине проскальзывания, способно вызвать повышение температуры до уровня достаточного для начала



а



б

Рис.3.3. Внешний вид сформированных выщербин на поверхности катания железнодорожных колес КП-Т (а) и КП-2 (б).

формирования аустенитной фазы. Таким образом, в тонком приповерхностном слое металла обода появляются участки способные превращаться по

сдвиговому механизму.

Действительно, если считать, что основной теплоотвод от нагретого участка обода, даже без учета его обдува набегающим потоком воздуха, обеспечивается присутствием соседних холодных объемов, условия указанных превращений в действительности могут быть достигнуты.

Так, из анализа диаграммы железо – углерод следует, что завершение превращения перлитных участков в аустенит наблюдается уже при температурах незначительно превышающих 723°C (A_{c1}) [60]. Для стали с 0,6%С нагрев выше 766°C (температура A_{c3}), обеспечивает практически полный переход металла в аустенитное состояние. Дальнейшее повышение содержания углерода, до значений как для колёс типа КП-Т (0,69%), будет ускорять фазовое превращение колесной стали при нагреве до аналогичных температур. Во-первых, объёмная доля аустенита после нагрева колеса КП-Т выше A_{c1} будет примерно на 10% больше аналогичной величины для стали с 0,6% С. Следовательно, после нагрева до одинаковых температур (выше A_{c1}), в стали колеса КП-Т доля аустенита будет составлять более 86%, против 75% для стали с 0,6%С. Кроме этого следует учитывать, что с ростом содержания углерода в стали температура завершения превращения аустенита (A_{c3}) снижается.

Таким образом, увеличение содержания углерода в стали для колёс типа КП-Т до 0,69%С, по сравнению с 0,6%С, будет сопровождаться не только опережающим приростом количества аустенита, но и одновременным снижением температуры завершения аустенитного превращения (для стали с 0,69% A_{c3} составляет значение лишь 743°C [57]). На основании представленного анализа следует ожидать, что при прочих равных условиях, прирост содержания углерода, при проскальзывании колеса по рельсу будет способствовать увеличению количества аустенита. Проведенными исследованиями по изменению характера распределения микротвердости от поверхности ползуна в глубь металла, было обнаружено формирование более толстого слоя с повышенной твердостью в колесах КП-Т по сравнению с КП-2

(рис.3.3б). Следующее, немаловажное значение на изменение свойств металла колеса, приобретают условия его охлаждения.

После завершения проскальзывания, скорость охлаждения обеспечивается теплоотводом от нагретой поверхности набегающим потоком воздуха (при качении колеса) и холодными, более удаленными от поверхности катания объемами металла. Учитывая повышенную склонность стали к формированию «белого слоя» с ростом содержания углерода, представляет определенный интерес анализ условий его формирования.

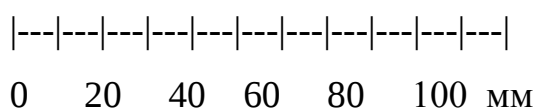
Так, с ростом содержания углерода в стали стабильность аустенита при охлаждении возрастает [10,60]. На основании этого, критическая скорость охлаждения, необходимая для достижения условий закалки металла будет снижаться. Как показано в [57], для содержания углерода на уровне исследуемых сталей, критическая скорость охлаждения составляет значения порядка 20-25°C/сек. Сначала осуществим оценку скорости охлаждения нагретого металла на спокойном воздухе. Для условий охлаждения в воде (v_1) в температурном интервале 650-550°C, указанная характеристика составляет значение примерно 550°C/сек. Учитывая, что эффективность охлаждения на воздухе (v_2) по сравнению с водой составляет примерно 0,03 [51], v_2 в указанном температурном интервале, будет составлять на уровне 16°C/сек. Для температур начала формирования закаленного слоя в колесной углеродистой стали (200-300°C), v_2 будет составлять значения около 10°C/сек. Однако, с учетом уже незначительного набегающего потока воздуха при движении подвижного состава, с учетом сезонных изменений температуры окружающей среды и дополнительного теплоотвода в более глубокие холодные слои металла обода, скорость охлаждения может дополнительно возрасти, достигнув критических значений. На основании этого можно полагать, что увеличение содержания углерода на уровне концентраций, как в стали колес типа КП-Т, будет существенно повышать вероятность формирования по поверхности катания участков «белого слоя».

Наблюдаемые качественные изменения внутреннего строения металла подтверждаются результатами, полученными при изучении возникновения повреждений железнодорожных колёс различного уровня прочности [56,58]. Кроме зависимости числа ползунов с ростом содержания углерода в стали [55] (эффект пластификации металла при повышенных температурах нагрева), следует учитывать и различия в степени разупрочнения наклепанного металла при нагреве.

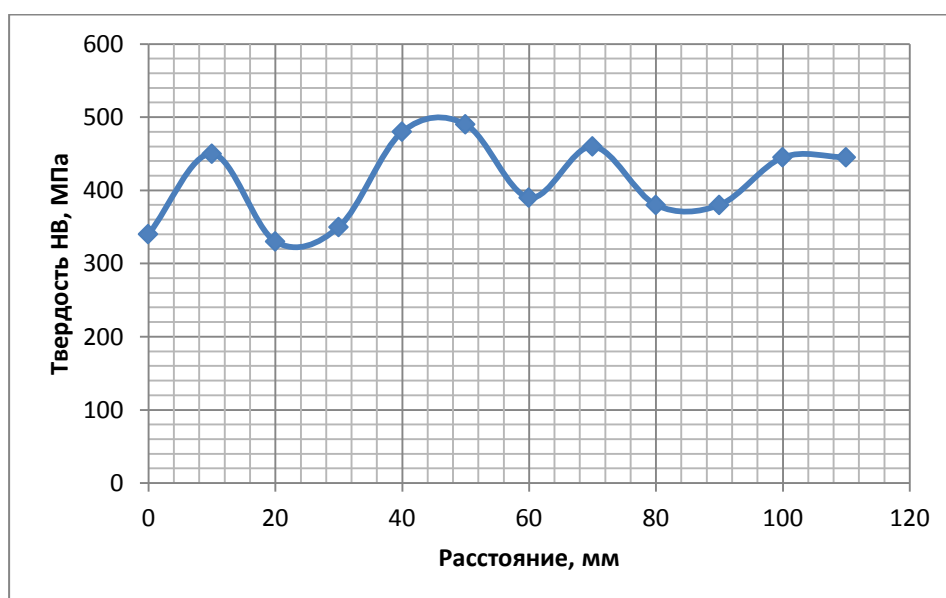
Учитывая, что при формировании выщербины на поверхности катания колеса должно происходить изменение системы внутренних напряжений, наблюдаемое явление обязательно найдет отражение на свойствах стали с разным содержанием углерода.

Если рассматривать объемы металла, которые подвергаются значительным нагревам (ползуны – светлые участки, рис.3.4а) с последующим их ускоренным охлаждением, изменение свойств позволит качественно судить о изменениях внутреннего строения металла. На рис.3.4б представлено изменение твердости металла вдоль выщербины, сформированной на поверхности катания железнодорожного колеса КП-Т. Экстремальный характер изменения твердости металла указывает на изменение системы внутренних напряжений в ободке колеса после возникновения выщербины. Совместный анализ внешнего вида выщербины и распределение твердости показал, что максимальные значения соответствуют поверхности металла на границе с ползуном, минимальные – на дне выщербины. Полученные значения твердости указывают, что в результате ускоренного охлаждения металла после возникновения ползуна, происходит формирование структур с элементами сдвигового механизма. Последующий наклеп металла колеса по поверхности катания на указанном участке, приводит к достаточно быстрому исчерпанию ресурса накопления дефектов, в результате происходит формирование выщербины [61].

Таким образом, если при возникновении ползуна температура разогрева металла возрастает от периферийных участков к середине, то при последующем



а



б

Рис.3.4. Внешний вид выщербины, сформированной при эксплуатации железнодорожного колеса с содержанием углерода 0,69% (а) и соответствующее продольное изменение твердости металла (б).

быстром охлаждении должно произойти монотонное повышение твёрдости от границы к середине ползуна. Указанное положение нашло экспериментальное подтверждение (рис.3.4б). Более того, отсутствие металла после формирования выщербины будет сопровождаться развитием процессов разупрочнения

наклепанного металла по поверхности катания.

Как показано в [59], содержание углерода в колесной стали оказывает определенное влияние на изменение твердости металла в середине ползуна. При одинаковых условиях нагрева и охлаждения, в железнодорожных колёсах с повышенным содержанием углерода (выше максимального значения марочного состава стали 60), наблюдается более высокий прирост твёрдости в середине ползуна по сравнению с колесом КП-2. Следовательно, развитие процессов разупрочнения, на участке металла с «белым слоем», приобретает не менее важное, по сравнению с эффектом упрочнения, значение на формирование повреждений поверхности катания колеса.

На основании полученных экспериментальных результатов предложено объяснение характера изменения твёрдости металла обода, после возникновения выщербины. Так, во-первых, металл на поверхности катания железнодорожного колёса после возникновения ползуна и формирования выщербины, имеет пониженные значения твердости по сравнению с участками без повреждений. При этом, чем выше содержание углерода и степень наклепа в результате эксплуатации колеса, тем большее снижение твёрдости металла наблюдается в середине выщербины. Для высокопрочных колёс типа КП-Т максимальное снижение твёрдости, от значений на границе ползуна (выщербины) до середины выщербины, достигало уровня 30-40%, в то время как для колёс типа КП-2 указанная величина примерно в 2 раза меньше.

Дальнейшими исследованиями подтвержден рассмотренный механизм формирования повреждений по поверхности катания железнодорожных колес типа КП-Т. Учитывая, что величина скорости распространения звуковых колебаний в металлических материалах является достаточно чувствительной характеристикой к уровню внутренних повреждений [62-64], поиск корреляционных связей с распределением твердости позволил расширить представления о процессе формирования выщербины.

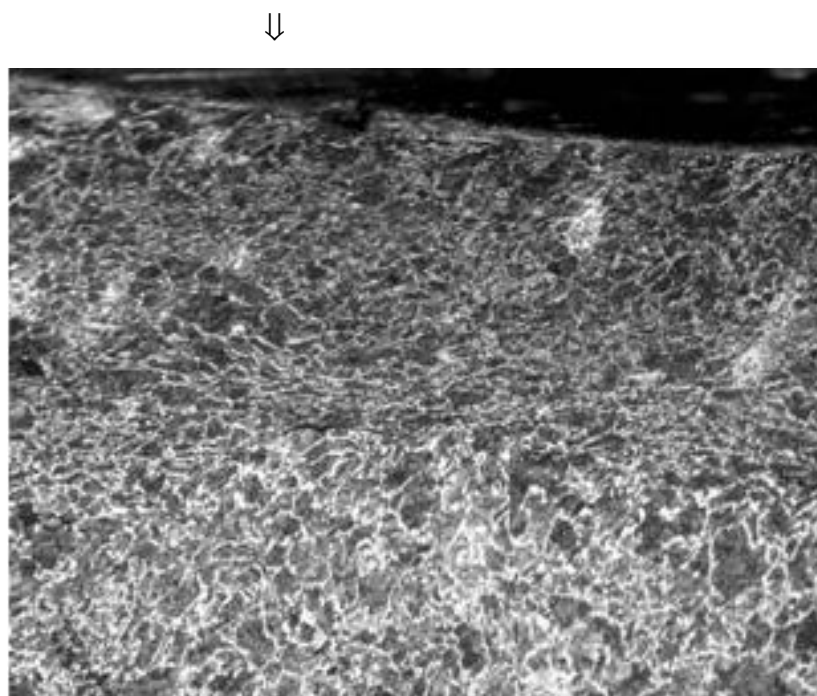
Учитывая усталостный характер зарождения трещины, преимущественное направление её роста должно совпадать с максимально действующими

касательными напряжениями. Возникающая сдвиговая составляющая в площади контакта колесо – рельс будет дополнительно способствовать ускорению роста трещины. Подтверждение приведенного положения иллюстрируется рис.3.5а. По мере приближения к поверхности катания степень наклепа металла колеса возрастает. Более того, присутствие объемов металла с преимущественной ориентацией, которая отличается от нормали к поверхности катания, могут рассматриваться как свидетельства возникающей сдвиговой составляющей при наклепе.

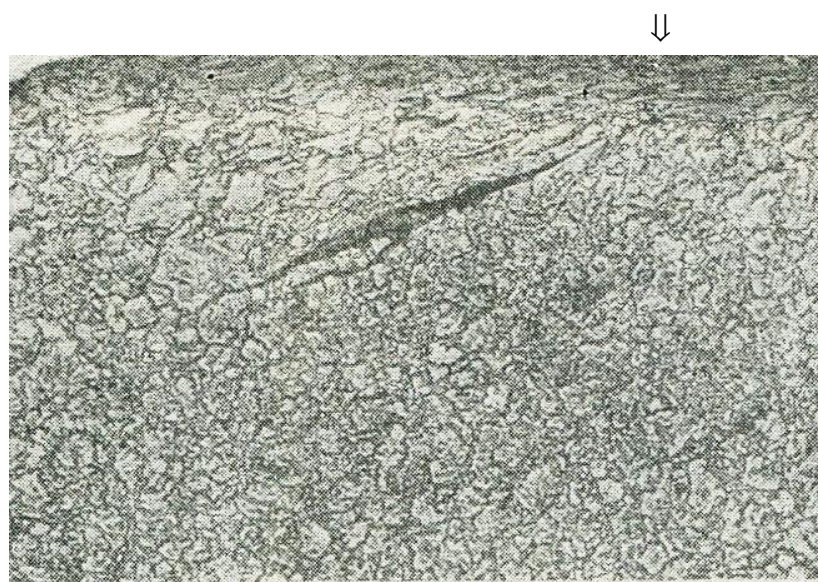
Детальный анализ показывает, что металл, который практически образует поверхность катания, подвергается деформации с достаточно высокой степенью турбулентности [35]. Однако, это не мешает определить угол преимущественной ориентации следов от распространяющегося течения. В первом приближении, можно говорить о совпадении с направлением действия максимальных касательных напряжений.

По мере удаления от поверхности катания колеса угол, который определяет направление распространяющегося течения относительно поверхности катания, уменьшается. Как следует из рис.3.5б, наблюдаемая локализация течения металла может рассматриваться как своего рода ориентир, определяющий направление распространения трещин (зародыш трещины отмечен на рис.3.5а стрелкой). Из анализа направления роста трещины можно судить о степени совпадения с направлением локализованного течения металла (рис.3.5б). Последующее увеличение расстояния от поверхности катания, сопровождается приближением направления распространения локализованного течения ближе к параллельному относительно поверхности катания колеса.

Таким образом, распространение трещины вдоль поверхности катания завершает этап формирования выщербины металла. Полученные результаты достаточно однозначно подтверждаются изменением скорости распространения звуковых колебаний (v) в металле. Использование ультразвуковых исследований продиктовано необходимостью оценки изменения прочностных свойств без последовательного послойного удаления металла.



а



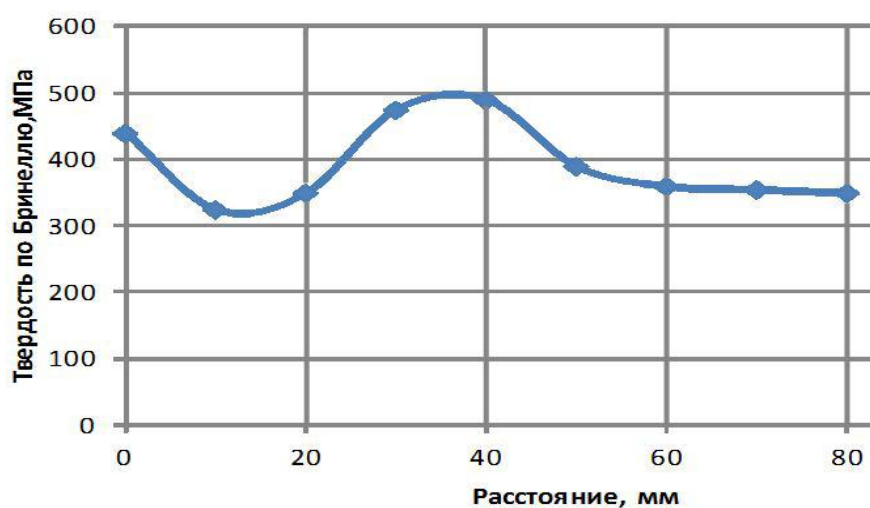
б

Рис.3.5. Структура металла по сечению обода колеса в зависимости от расстояния от поверхности катания (а- обозначение места зарождения поверхностного дефекта, б-тербулентность пластического течения металла) Увеличение 100.

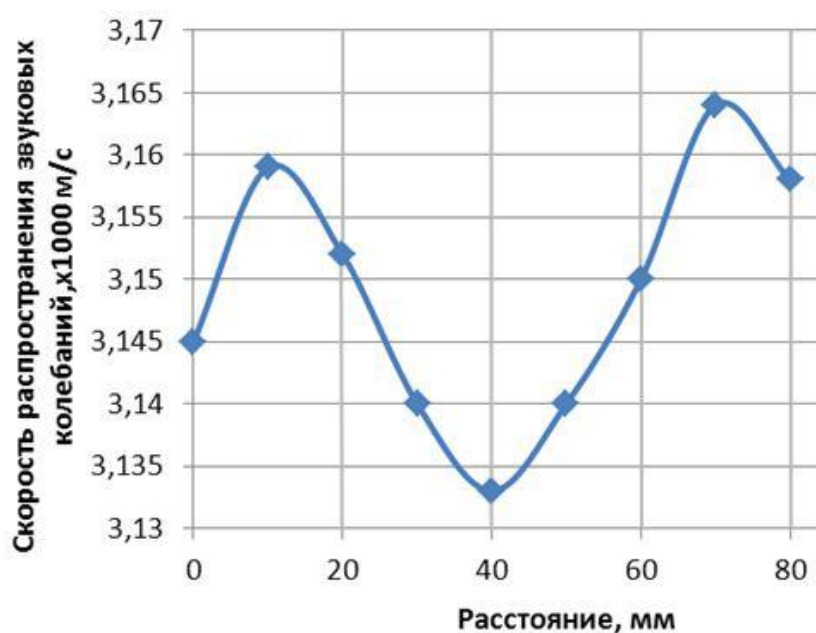
Действительно, если удалить часть металла с целью исследования внутренних объемов от поверхности катания, можно исказить действительную картину распределения внутренних напряжений и, как следствие этого,

свидетельств структурных изменений. Следовательно, анализ характера изменения скорости распространения звуковых колебаний позволит, в приповерхностном слое определенной толщины металла обода, оценить изменение прочностных свойств после формирования повреждения.

Сравнительный анализ характера изменения твёрдости (рис.3.6а) и скорости распространения звуковых колебаний (рис.3.6б) на поверхности катания колеса



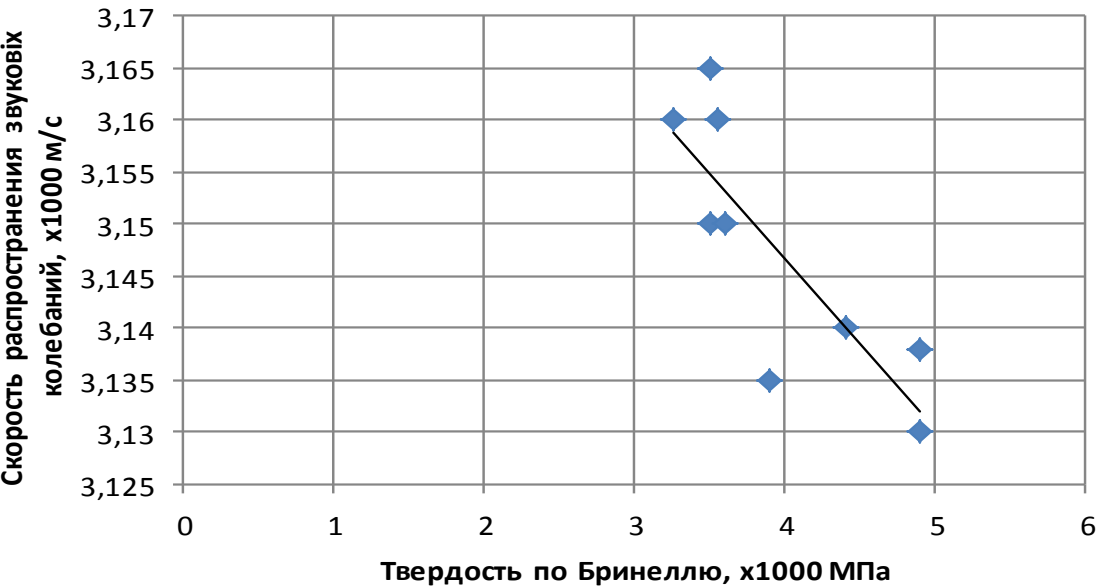
а



б

Рис. 3.6. Изменение твердости после формирования выщербины (а) и соответствующее изменение скорости распространения звуковых колебаний (б).

вдоль сформированной выщербины, указывает на существование взаимосвязи между НВ и v (рис.3.7). Полученное соотношение, достаточно однозначно подтверждается ранее полученными результатами [63,64].



а



б

Рис.3.7. Взаимное изменение твердости металла колеса и скорости распространения звуковых колебаний после формирования выщербины (а) и оценки степени разупрочнения металла (б).

Наблюдаемый характер изменения прочностных свойств металла после

формирования выщербины, объясняется развитием процессов разупрочнения при последовательном росте трещины вплоть до полного удаления участка металла (рис.3.7б). Следовательно, после формирования выщербины, металл формирующий поверхность ее дна, обладая пониженными значениями прочностных характеристик, будет уже представлять очаг последующего зарождения вторичной трещины [65].

Схематически последствия формирования выщербины на приповерхностные объемы металла обода колеса при последующей эксплуатации, представлены на рис.3.8. После удаления металла в области выщербины, в площади контакта колесо-рельс возникают немонотонности в периодичности контактных напряжений. При чем, как показано на рис.3.8, на краях выщербины (обозначение А) возникающие напряжения имеют ориентацию в направлении к центру колеса, в середине (обозначение Б) – в противоположном направлении. Таким образом, при последующей эксплуатации колеса возникают циклически меняющиеся напряжения: в точках А пульсирующего характера, т. Б – с изменением знака нагружения.

Учитывая, что знакопеременные циклические напряжения более благоприятны для развития процессов усталостного повреждения металла по сравнению с пульсирующими [66,67], рост амплитуды нагружения должен дополнительно способствовать снижению выносливости металла.

Как следует из литературных данных [68], величина возникающих динамических напряжений при прохождении колесом немонотонности на поверхности рельса зависит от нескольких факторов, основные из которых это скорость движения транспортного средства, его масса, размер самой немонотонности.

Принимая в первом приближении, что по характеру своего влияния на условия качения колеса по рельсу, выщербина достаточно близка к влиянию стыкового соединения рельсов, можно воспользоваться аналогичным, как в [68], анализом для оценки уровня динамических напряжений возникающих на

границе выщербины. Так, по указанным расчетам, для выщербин размером 25 – 30 мм, при глубине до 5 мм коэффициент ударного нагружения может

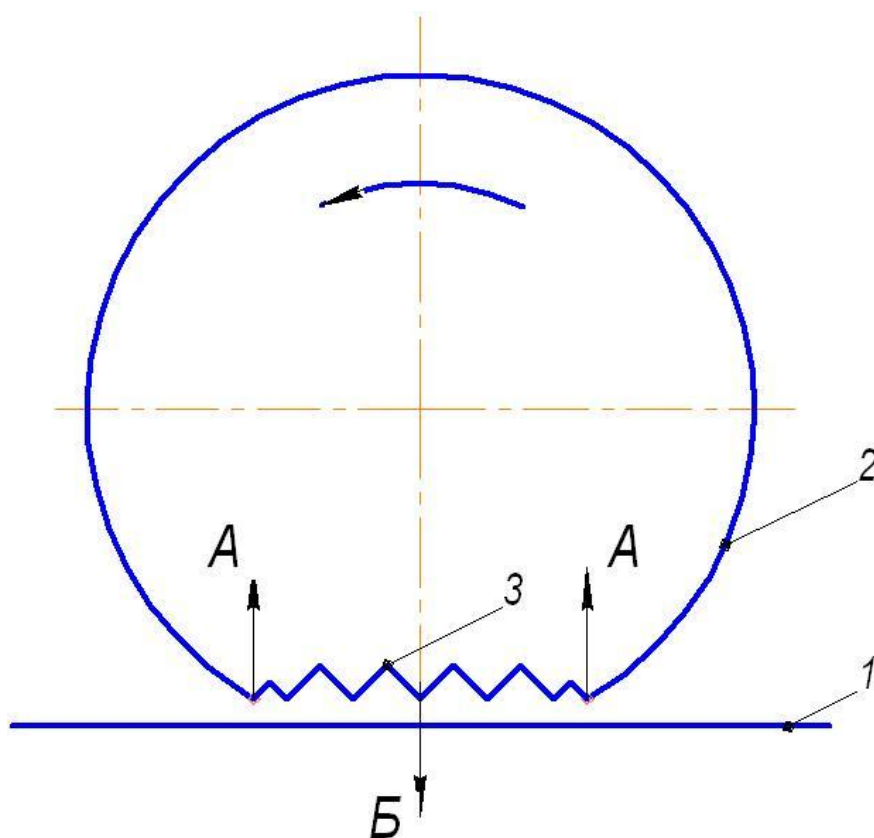


Рис.3.8. Схема распределения нормальных напряжений после формирования выщербины на поверхности катания железнодорожного колеса (1,2,3 – поверхности катания рельса, колеса и выщербины соответственно).

достигать значений порядка 1,81 [69]. С другой стороны, рассматривая схему рис.3.8 можно обнаружить, что прирост площади удаленного металла должен сопровождаться не только ударным напряжением на границе выщербины, но и вполне закономерным увеличением изгибающего момента металла в области ее середины. Таким образом, наблюдаемое снижение твердости металла на дне выщербины может рассматриваться как свидетельство развития разупрочнения в металле колес с различной исходной прочностью (КП-Т и КП-2).

Полученные данные, указывающие на увеличение количества выщербин с ростом содержания углерода в стали железнодорожных колес [1,2,26,32], а

также существование определенного соотношения между количеством выщербин и ползунов [70] могут рассматриваться как доказательства, что степень разогрева металла в площади контакта колесо-рельс для колес КП-Т должна быть выше по сравнению с колесами КП-2. В первом приближении можно полагать, что рост температуры нагрева металла может быть обеспеченный лишь за счет увеличения размера ползуна [71].

Следовательно, в колесах с повышенным содержанием углерода, при всех прочих равных условиях, рост площади ползуна должен способствовать формированию выщербин больших размеров. Схема формирования выщербины (рис.3.8) и качественное соотношение между ее площадью и глубиной [72] объясняют, что высокопрочные колеса типа КП-Т в значительно большей степени подвержены формированию повреждений по поверхности катания, чем колеса КП-2. Несвоевременное изъятие колеса из эксплуатации, даже после незначительных по величине повреждений поверхности катания (например, закатывание выщербины), может привести к более значительным повреждениям металла на поверхности катания.

3.3. Механизм формирования повреждений на поверхности катания железнодорожных колес различного уровня прочности

В процессе качения железнодорожного колеса, металл обода подвергается воздействию циклически изменяющихся напряжений. На основании этого, при изготовлении колес, на поверхности катания специально формируется система остаточных напряжений сжатия, которая должна обеспечивать необходимый уровень сопротивления металла зарождению повреждений. Учитывая, что величина и знак указанных напряжений в значительной степени определяются напряженным состоянием диска, возникающие боковые напряжения от взаимодействия гребня колеса с головкой рельса могут приводить к изменению внутренних напряжений. На основании этого, следует ожидать существования

зависимости развития процессов формирования повреждений на поверхности катания от возможного изменения системы указанных напряжений.

Циклический характер смены напряжения на поверхности катания обуславливает развитие процессов усталости металла колеса [1, 40]. С другой стороны известно, что развитие усталостных явлений в металлических материалах имеют необратимый характер уже при напряжениях значительно более низких чем при появлении первых признаков пластической деформации [4, 48].

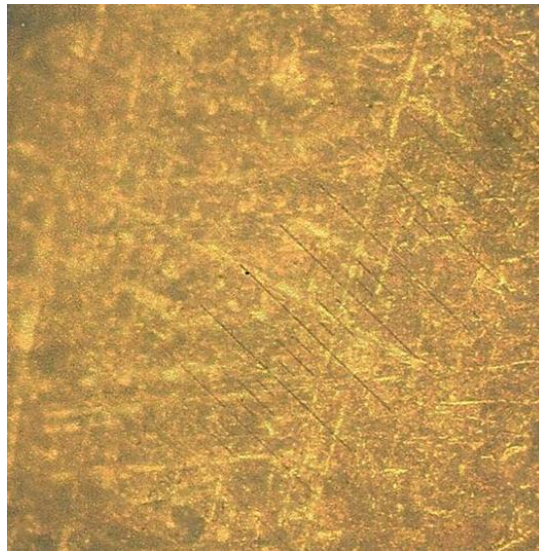
Таким образом, уже незначительного влияния возникающих напряжений в месте контакта колесо – рельс должно быть достаточно для начала развития процессов, которые приведут к формированию повреждений железнодорожного колеса в процессе эксплуатации. Исходя из положения, что система остаточных напряжений сжатия на поверхности катания определяется напряжениями растяжения в диске колеса, возникающая радиальная составляющая должна приводить к появлению дополнительных напряжений растяжения в ободу колеса. С целью оценки сложного характера нагружения металла колеса по поверхности катания и возможных последствий, которые приводят к возникновению повреждений металла, возникающее напряжение следует разделить на две составляющие.

Первая – от циклически изменяющихся нормальных напряжений в площади контакта с рельсом, вторая – от напряжений растяжения по всему ободу, как реакция на изменение напряжений в диске. Различная частота и величина указанных напряжений в сумме приводят к воздействиям, которые по своему характеру следует отнести к циклическим меняющимся, с асимметричным циклом. С целью объяснения механизма формирования повреждений на поверхности катания колеса, рассмотрим развитие и возможные последствия процессов усталости в металле при отсутствии других факторов, таких как неметаллические включения, дефекты коррозионного происхождения, локальные механические повреждения и т.д.

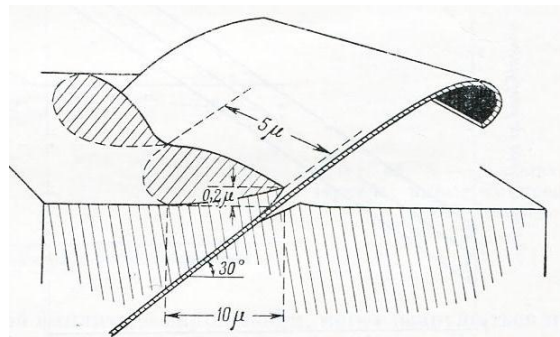
На основании известных объяснений [67,73], механизм формирования очага усталостной трещины связывается с возникновением элементарных сдвигов в приповерхностных объемах металла, в направлении действия максимальных касательных напряжений. При анализе внутреннего строения металла железнодорожного колеса, в граничных с поверхностью катания объемах, были обнаружены свидетельства, подтверждающие формирование указанных сдвигов (рис.3.9а). Угол разориентации указанных сдвигов по отношению к поверхности катания находится вблизи с направлением действия максимальных касательных напряжений.

В [73] показано, что возникновение локальных сдвигов предшествует возникновению экструзий и интрузий на поверхности циклически нагружаемых металлов. Схематически процесс формирования экструзии представлен на рис.3.9б. На основании этого, экспериментально наблюдаемые объемы металла, вблизи с поверхностью катания, в которых наблюдаются взаимно пересекающиеся линии сдвиговой деформации (рис.3.9а), могут рассматриваться как необратимые изменения локального характера на поверхности катания колеса (рис.3.9в). В верхней части рис.3.8в (обозначение стрелками) представлены объемы металла, которые соответствуют профилю поверхности катания колеса с явными признаками углублений (интрузий) и выдавленного металла (экструзий).

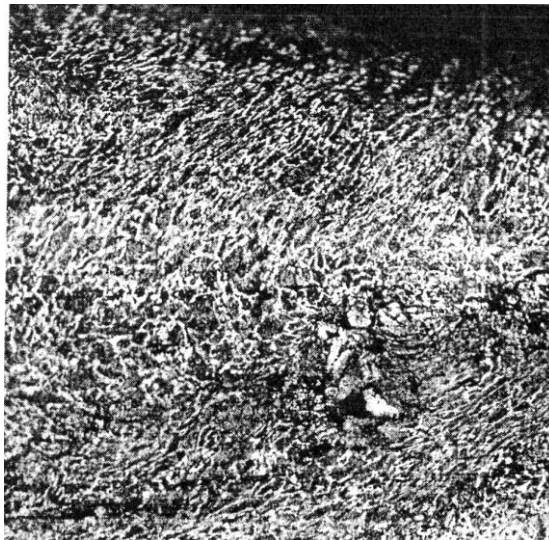
Как следует из литературы [67, 73], области с локально выдавленным металлом и сформированной впадиной могут рассматриваться как потенциальные места зарождения трещин усталостного характера. Действительно, впадина (интрузия) на поверхности катания после изменения знака нагружения может временно захлопнуться, однако при этом восстановления внутреннего строения металла, подобно наблюдаемым явлениям как при нагреве до высоких температур [57, 60], ожидать не следует. Обусловлено это недостаточной скоростью диффузионного массопереноса при температурах окружающей среды и определенным рельефом берегов самой интрузии.



а



б



в

Рис.3.9. Примеры элементарных сдвигов в приповерхностном слое обода колеса (а), схема формирования экструзии (б) по [73] и строение профиля поверхности катания железнодорожного колеса после эксплуатации (в). Увеличение 250 (а), 100 (в).

Следовательно, при последующем цикле нагружения затрачиваемая энергия

уже не должна расходоваться на формирование впадины, а будет только способствовать ее росту в более удаленные от поверхности объемы металла. Таким образом, появление интрузии может расцениваться как начальный этап зарождения усталостной трещины. Более того, учитывая ее выход на поверхность катания, следует ожидать дополнительного стимула росту интрузии, в том числе и от абсорбционных явлений [26-30].

Выход на поверхность катания выдавленных объемов металла (рис.3.9б), по характеру своего влияния несколько отличается от влияния интрузий на зарождение повреждений железнодорожного колеса. Обусловлено это тем, что выдавленный объем не может быть полностью возвращенным на свое место, как до формирования экструзии, хотя бы по причине развития процессов упрочнения и перераспределения дефектов внутреннего строения металла [4,8,11]. Более того, при последующем цикле нагружения (качении колеса), выдавленный объем или хотя бы его часть, должны неизбежно подвергнуться значительной пластической деформации.

На основании этого, наблюдаемые поверхностные изменения в металле колеса при циклическом нагружении будут иметь только накопительный характер. В процессе эксплуатации железнодорожных колес, неизбежные изменения на поверхности катания в виде экструзий и интрузий в дальнейшем превращаются в очаги формирования повреждений усталостного характера

3.4. Выводы по разделу

1. Анализ изменений в металле, на поверхности катания железнодорожных колес при эксплуатации, позволил предложить объяснение механизма формирования повреждений.

2. Процесс формирования повреждений на поверхности катания является результатом суммарного воздействия от неоднородности наклепа, формирования экструзий и интрузий на поверхности катания и разупрочнения наклепанного металла при нагреве.

3.Проскальзывание в месте контакта колесо – рельс, приводя к ускоренному локальному разогреву и последующему охлаждению металла, является причиной формирования участков «белого слоя».

4.Повышенное содержание углерода в стали железнодорожных колес, способствуя проскальзыванию по поверхности катания, приводит к росту неоднородности наклепа, ускоряет развитие разупрочнения при нагреве.

5.Превышение по содержанию углерода выше марочного состава стали 60, является одной из основных причин увеличения случаев преждевременного изъятия железнодорожных колес, типа КП-Т из эксплуатации.

РАЗДЕЛ 4

ВЛИЯНИЕ РАЗУПРОЧНЕНИЯ НАКЛЕПАННОГО МЕТАЛЛА НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ

В условиях эксплуатации железнодорожных колес различной прочности, наклеп металла является неизбежным результатом взаимодействия колеса и рельса. Указанное явление сопровождается не только изменением твердости металла, но и формированием достаточно неоднородного распределения самого наклепа на поверхности катания. На основании этого, как показано в главе 3, возникновение повреждений усталостного характера (интрузий и экструзий) являются причиной снижения сопротивления металла зарождению микротрещин. В результате происходит формирование повреждений на поверхности катания. С другой стороны, предотвращая достижение равенства действующих напряжений в элементах колеса, до уровня временного сопротивления разрушению [7], либо снижая темп накопления необратимых повреждений, можно повышать выносливость металла.

Разработка мероприятий по снижению негативного влияния наклепа может рассматриваться как направление по снижению вероятности формирования таких повреждений как выщербины.

4.1. Разупрочнение наклепанного металла обода колеса при формировании ползуна

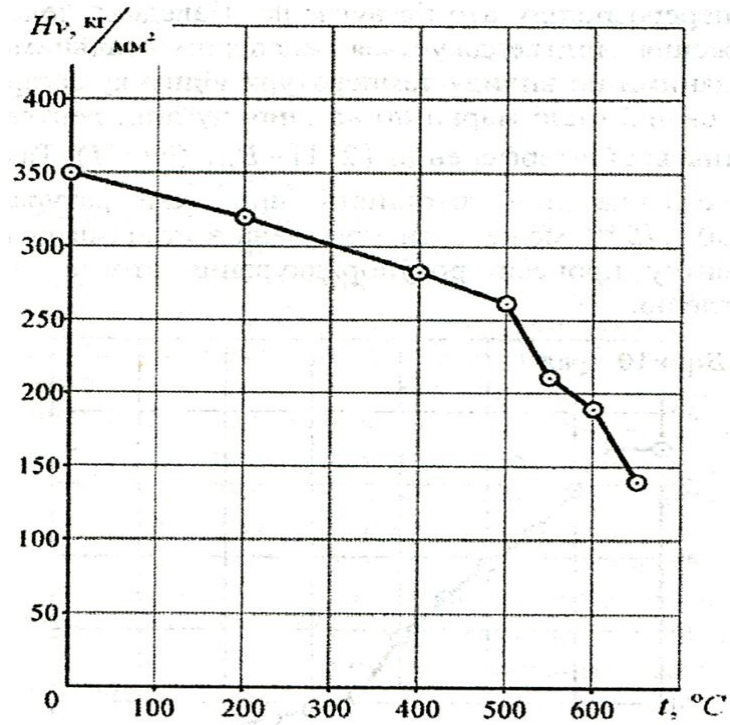
Известно, что повышение температуры нагрева, предварительно закаленной либо холоднодеформированной углеродистой стали, позволяет снизить количество накопленных внутренних дефектов [60,74]. Полагая, что количество и распределение дефектов в металле определяют сопротивление зарождению необратимых повреждений, можно за счет контролируемого разогрева участка обода колеса с ползуном уменьшить его охрупчивающее влияние. На основании этого, представляется целесообразным оценить

возможность осуществления подобного разупрочнения.

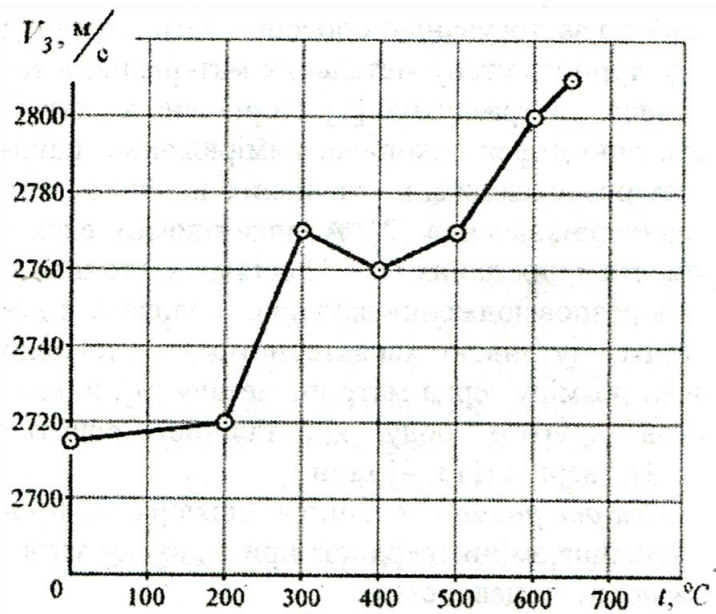
Так, подвергая нагреву углеродистую сталь железнодорожного колеса после наклепа, можно достигать, варьируя параметрами отпуска, требуемой степени разупрочнения металла (рис.4.1а) [59]. По мере роста температуры отпуска наблюдается прогрессирующее снижение твердости предварительно наклепанной стали. С другой стороны, независимо от исходного уровня прочностных свойств [75,76], при формировании ползуна, как температура разогрева металла на поверхности обода, так и глубина распространения термического влияния изменяются в достаточно широких пределах [59,77]. Следовательно, по мере продвижения от поверхности ползуна более удаленным слоям металла должны соответствовать более низкие температуры нагрева. Если при последующем ускоренном охлаждении на поверхности ползуна и формируются участки «белого слоя» (мартенситные или бейнитные структуры), то для более удаленных объемов, когда температуры нагрева недостаточно для развития фазовых превращений, могут даже отсутствовать признаки изменения прочности.

Таким образом, представляет определенный интерес оценить толщину слоя металла после формирования участка «белого слоя», который может определять глубину возникающей выщербины, а также возможные последствия от его последующего нагрева. Кроме прямого определения твердости по толщине слоя под поверхностью ползуна, когда послойное удаление металла приведет к неизбежному искажению действительного распределения твердости, можно воспользоваться методом измерения скорости распространения звуковых колебаний. Это позволит оценить степень структурных изменений в изучаемом объеме металла.

Как показано в главе 3, скорость распространения звуковых колебаний (V_3) является достаточно чувствительной характеристикой к наклепу металла [62,63]. Поиск возможных корреляций V_3 с прочностными свойствами позволит оценить состояние металла колеса в приповерхностном слое обода после формирования ползуна. Характер изменения величины V_3 , в зависимости



а



б

Рис.4.1. Изменение твердости по Виккерсу (а) и скорости распространения звуковых колебаний (б) от температуры отпуска наклепанной на поверхности катания стали 60.

от температуры отпуска предварительно закаленной стали 60, представлен на рис. 4.1б. Как и предполагалось, низким температурам нагрева закаленной стали отвечают пониженные значения V_3 . С другой стороны полагая, что

прогрессирующему росту температуры при последующем нагреве (закаленного слоя) соответствуют менее удаленные участки от поверхности катания, повышение скорости распространения звуковых колебаний должно быть вполне оправданным.

Наблюдаемая немонотонность, в изменении величины V_3 в области температур нагрева 250 - 350°С, обусловлена особенностями развития процессов разупрочнения закаленного металла [7,60]. Однако, учитывая возможность разогрева металла в плоскости контакта колесо- рельс до 400°С и более высоких температур [78,79], можно ожидать роста скорости разупрочнения. Действительно, дальнейший рост температуры нагрева выше 400 – 450°С, подтвердил ускоренное снижение твердости упрочненного металла (рис. 4.1а).

Совместный анализ изменения H_v и V_3 указывает на возможность существования связи между ними. В результате парного нанесения соответствующих значений указанных характеристик, можно говорить о существовании взаимосвязи между ними (рис.4.2). Правомочность наблюдаемой корреляции подтверждается существованием взаимной связи между количеством накопленных дефектов внутреннего строения металла и величиной скорости распространения звуковых колебаний [74]. Полученные результаты указывают на возможность оценки различия в уровне твердости наклепанного приповерхностного слоя металла обода железнодорожного колеса после эксплуатации и после формирования ползуна. На основании этого, можно с уверенностью полагать, что снижая разность в твердости металла по площади ползуна и наклепанного по поверхности катания, можно достигнуть роста ресурса работы колеса до момента формирования поверхностного повреждения. Одно из возможных направлений - это использование равномерного нагрева тонкого приповерхностного слоя металла колеса после механического восстановления профиля катания.

Оценка влияния температуры нагрева по поверхности катания на развитие процессов разупрочнения металла колеса после эксплуатации, позволит

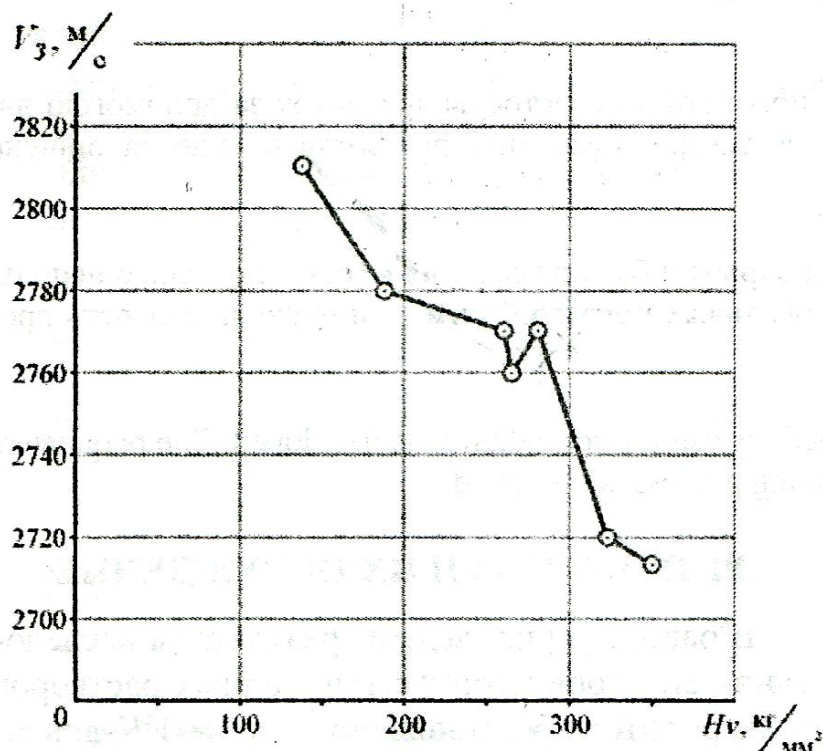


Рис.4.2. Взаимное изменение твердости после отпуска закаленной стали 60 и скорости распространения звуковых колебаний [59].

объяснить характер развития разупрочнения закаленной и наклепанной стали (колеса КП-Т и КП-2).

Из анализа зависимостей твердость - температура нагрева для закаленной (рис.4.1а) и наклепанной (рис.4.3, 4.4) стали железнодорожного колеса следует, что не только форма, но и дисперсность карбидов в значительной степени определяют эффект разупрочнения стали. Обусловлено это тем, что независимо от технологии изготовления железнодорожного колеса, после определенного периода эксплуатации металл по поверхности катания подвергается достаточно большим пластическим деформациям [79-82], при высокой степени ее турбулентности [33,35]. На основании этого, способность металла выдерживать повышенные пластические деформации до формирования поверхностных повреждений должна быть основным фактором, определяющим ресурс эксплуатации железнодорожного колеса.

С другой стороны, исходным структурным состоянием металла колеса после его изготовления уже закладывается механизм развития процессов упрочнения и разупрочнения при эксплуатации, хотя условия эксплуатации могут также оказывать значительное влияние [83,84].

Так, за счет способности цементита пластинчатой формы пластически деформироваться [3,4,7,8], прирост твердости в стали железнодорожного

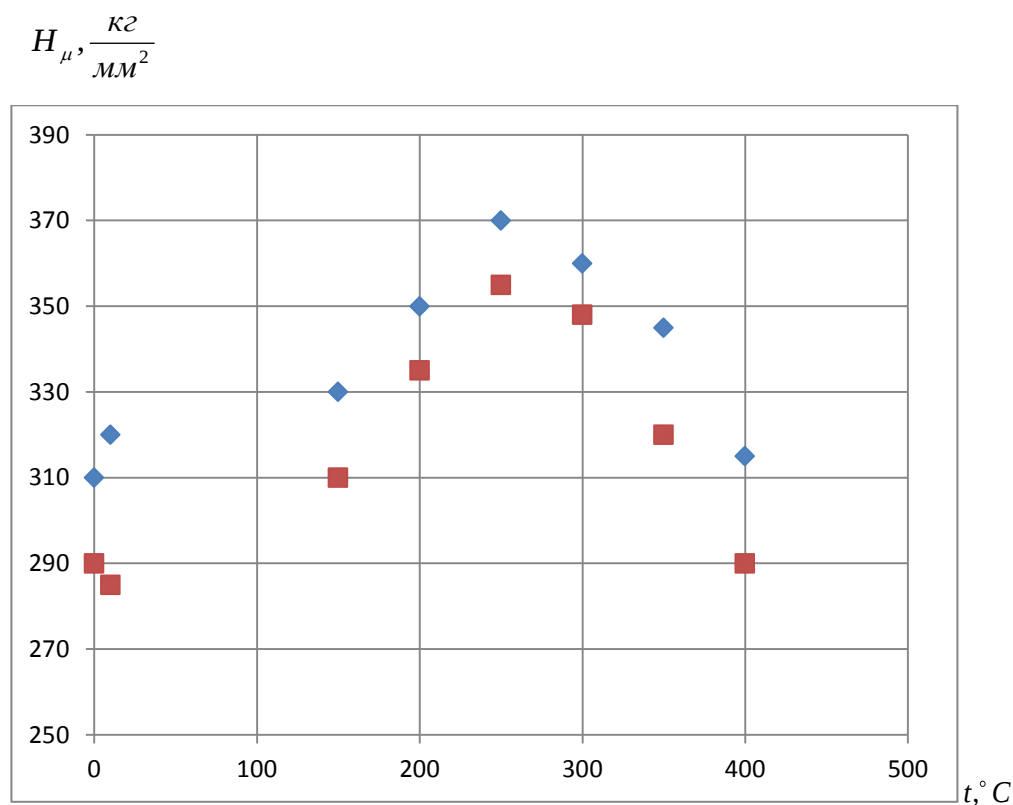


Рис.4.3. Влияние температуры нагрева на твердость деформированной на 75% стали 60 с грубо пластинчатым (♦) и глобулярным цементитом (■).

колеса с пластинчатым цементитом после одинаковой степени деформации будет выше по сравнению с глобулярной формой карбидной составляющей (рис.4.3). Последующий нагрев приповерхностного слоя металла обода колеса будет сопровождаться неизменным развитием процессов разупрочнения (рис.4.3, 4.4). Действительно, если сравнивать влияние дисперсности цементита пластинчатой формы можно видеть, что чем более мелко пластинчатый цементит, тем ниже разупрочнение металла после одинакового нагрева.

С другой стороны учитывая, что при одинаковых условиях интенсивного нагрева и охлаждения вероятность формирования мартенситных либо бейнитных структур (участков «белого слоя») на поверхности катания колес типа КП-Т выше по сравнению КП-2, выше будет и уровень прочности на указанных участках (пропорционально содержанию углерода растет твердость мартенсито-бейнитных структур[7,8,10]). Однако, развитие разупрочнения с

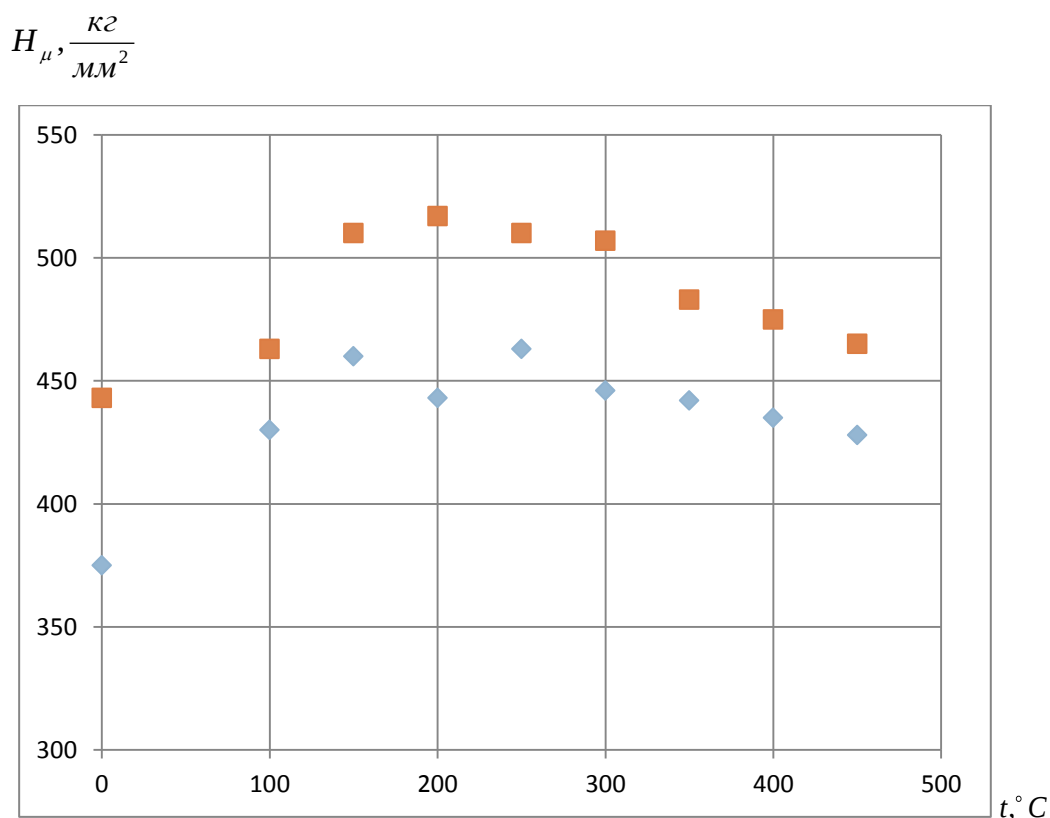


Рис.4.4. Влияние температуры нагрева на твердость деформированной на 25 – ($\blacklozenge$) и 75% - ($\blacksquare$) стали 60 с тонкопластинчатым цементитом.

наклепанными (без фазовых превращений) объемами. На основании этого, с учетом данных главы 3, следует ожидать роста повреждаемости колес с повышением содержания углерода в стали.

Действительно, как следует из известных экспериментальных данных, увеличение содержания углерода в подавляющем большинстве случаев способствовало повышению чувствительности металла бандажей [85,86] и железнодорожных колес к формированию выщербин при эксплуатации

[1,2,86,87]. Дополнительным подтверждением приведенных положений являются результаты статистической обработки количества ползунов и выщербин [70]. Показано, что рост количества выщербин находится в прямо пропорциональной зависимости от числа ползунов.

4.2. Атермическое разупрочнение наклепанного металла колеса

При качении колеса по рельсу, накопление дефектов кристаллического строения сопровождается снижением запаса пластических свойств, что проявляется в ускорении формирования повреждений на поверхности катания. На основании этого, разработка технических решений по разупрочнению наклепанного металла может являться направлением, позволяющим повысить ресурс безаварийной работы железнодорожного колеса.

При нагреве деформированного металла, пропорционально температуре наблюдается ускорение процессов диффузионного массопереноса. Это приводит к снижению количества накопленных дефектов. В результате происходит рост пластических свойств и трещиностойкости, с одновременным снижением прочности [48]. Кроме термических способов разупрочнения, достаточного распространения получили обработки, основанные на использовании иных воздействий, таких как обработка магнитным полем [88], пропускание через металл импульсов электрического тока [89].

Объектом для исследования являлся фрагмент железнодорожного колеса №181732, изъятого из эксплуатации по причине износа обода до минимально допустимой нормы. Анализ внутреннего строения металла не выявил признаков термического упрочнения при изготовлении колеса. Обусловлено это износом и последующими обточками колеса при восстановлении профиля катания. Однако, как и следовало ожидать, в результате эксплуатации колеса была выявлена не только высокая степень деформации в приповерхностных объемах обода, но и достаточно неоднородное ее распределение.

В результате анализа внутреннего строения металла было обнаружено, что

в зависимости от участка на поверхности катания (вблизи с гребнем, обозначим I, в области максимального проката - II и около боковой поверхности с внешней стороны колеса – III, (рис.4.5), величина наклепа металла изменяется в довольно широком интервале значений. Указанное положение подтверждается изменением твердости металла колеса в зависимости от исследуемого участка. Абсолютные значения твердости по Виккерсу (Hv) составляли от 7000 – 7700 для области I и III, 5500 – 6000 МПа для области II.



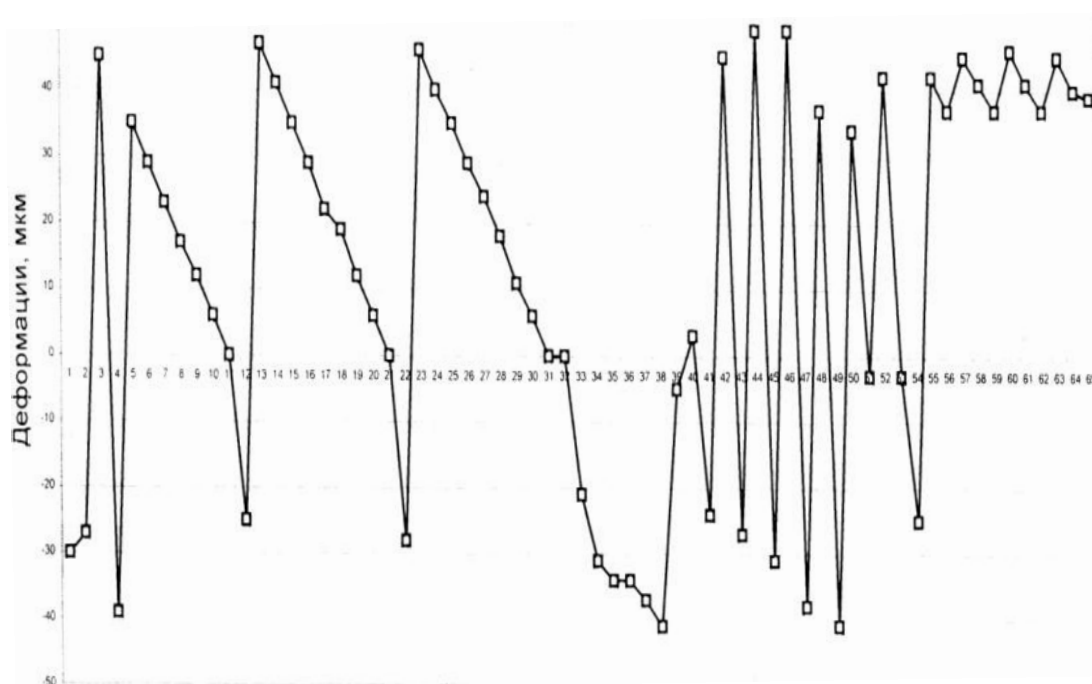
Рис.4.5. Вид фрагмента обода железнодорожного колеса с условным делением на области исследования изменения твердости после электрической импульсной обработки.

Уровень твердости на участке II может быть связан с повышенным разогревом обода колеса на этапах торможения подвижного состава. Действительно, если полагать, что области II должен соответствовать максимальный прокат, следовательно и степень пластической деформации должна быть выше по сравнению с другими участками обода. Однако, как следует из [4], чем выше величина наклепа металла при пластической деформации, тем следует ожидать более высокого уровня развития процессов разупрочнения.

Полученные минимальные значения твердости в области II по поверхности

катания колеса после наклепа, являются подтверждением указанного положения.

Подвергая образец фрагмента обода колеса воздействию электрической импульсной обработке (ЭО), экспериментально наблюдали изменение геометрических размеров образца в зависимости от числа циклов (рис.4.6). На



Импульсы электрического тока

Рис.4.6. Зависимость знака и величины деформации образца от числа импульсов электрического тока.

основании этого можно полагать, что сам характер влияния электрического импульса на металл может быть представлен как своего рода механическое воздействие, подобно пластическому деформированию.

Известно, что независимо от природы металлических материалов, для широкого интервала значений пластической деформации, в случае несовпадения по направлению либо по виду последующего нагружения с предыдущим, наблюдается развитие процессов разупрочнения [4,48]. На основании этого можно, подвергая наклепанный металл обода колеса после

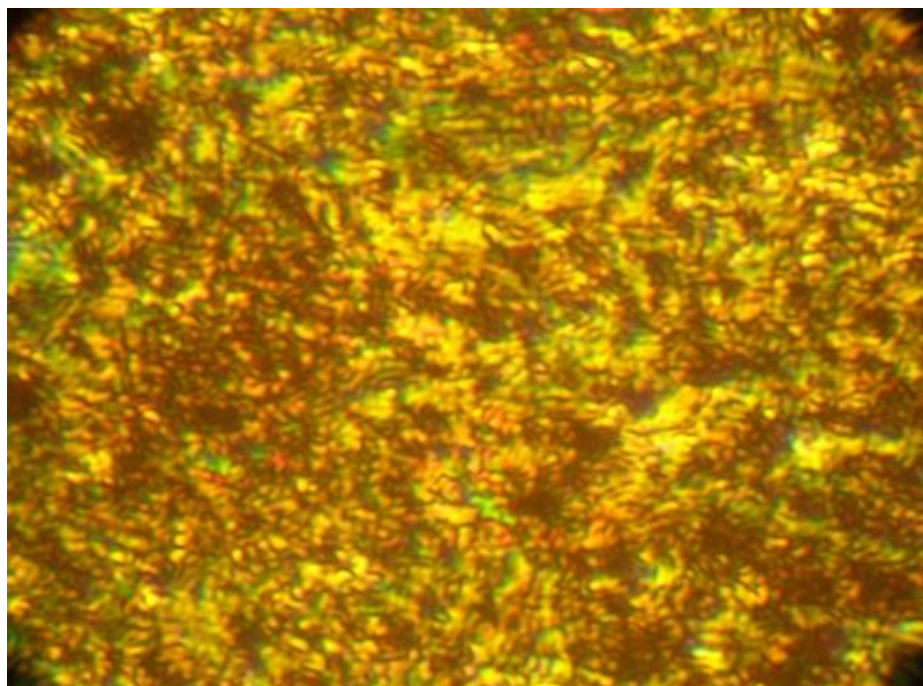
эксплуатации малым деформациям за счет электрической импульсной обработки, достигнуть определенной степени развития процессов разупрочнения [4,36].

Действительно, в результате указанной обработки было обнаружено снижение уровня твердости металла для области I на 20; для II на 8 и для III на 11% относительно наклепанного состояния. Учитывая, что в процессе электроимпульсной обработки температура металла не превышала 50-60°С, термическим характером разупрочнения достаточно сложно объяснить наблюдаемый эффект. Более того из литературы известно, что подвергая наклепанную холодно деформированную сталь даже незначительным нагревам (до температур 250°С), наблюдается увеличение прочностных свойств [3,59]. На основании этого, вместо ожидаемого упрочнения от незначительного нагрева холоднодеформированной по поверхности катания стали, обнаруживается однозначное снижение твердости металла.

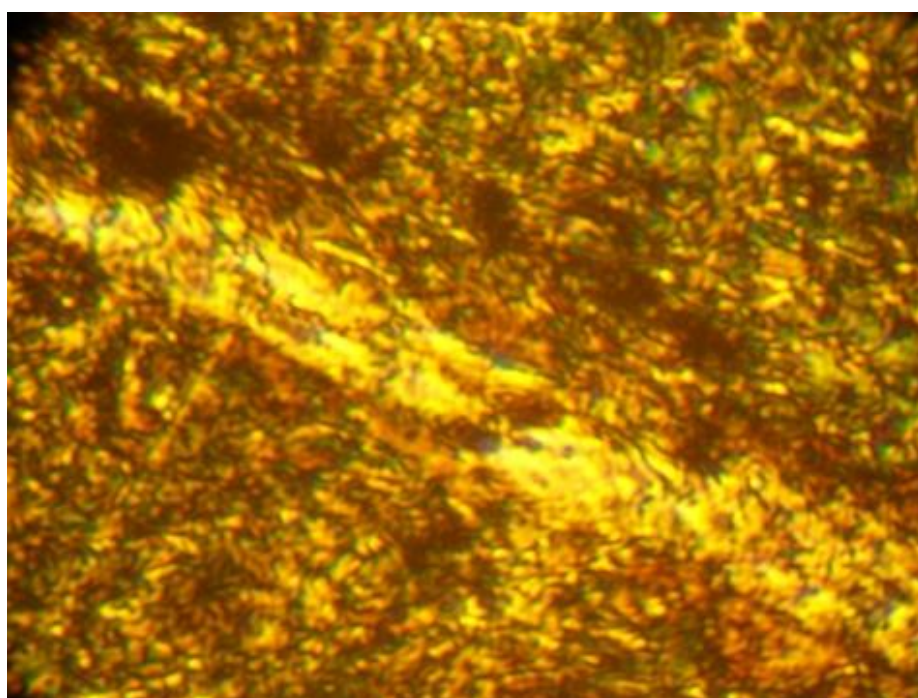
С целью объяснения наблюдаемого явления, были проведены исследования внутреннего строения металла железнодорожного колеса после указанной обработки. Сравнительный анализ показал, что в результате электрической импульсной обработки в наклепанном металле обода колеса происходят качественные изменения внутреннего строения.

На рис.4.7а представлена наиболее типичная структура стали колеса по поверхности катания на момент изъятия его из эксплуатации. Высокая степень наклепа по поверхности катания обуславливает достижение достаточно высокой степени турбулентности структуры в целом. Указанное положение убедительно подтверждается наблюдаемыми изменениями структуры в слое металла, непосредственно прилегающем к поверхности катания (верхняя часть структуры на рис.4.7а).

С другой стороны, анализ формы структурных составляющих указывает, что по характерным признакам качественные изменения внутреннего строения металла в результате ЭО подобны температурному воздействию на наклепанный металл. Об этом свидетельствуют сформированные протяженные



а

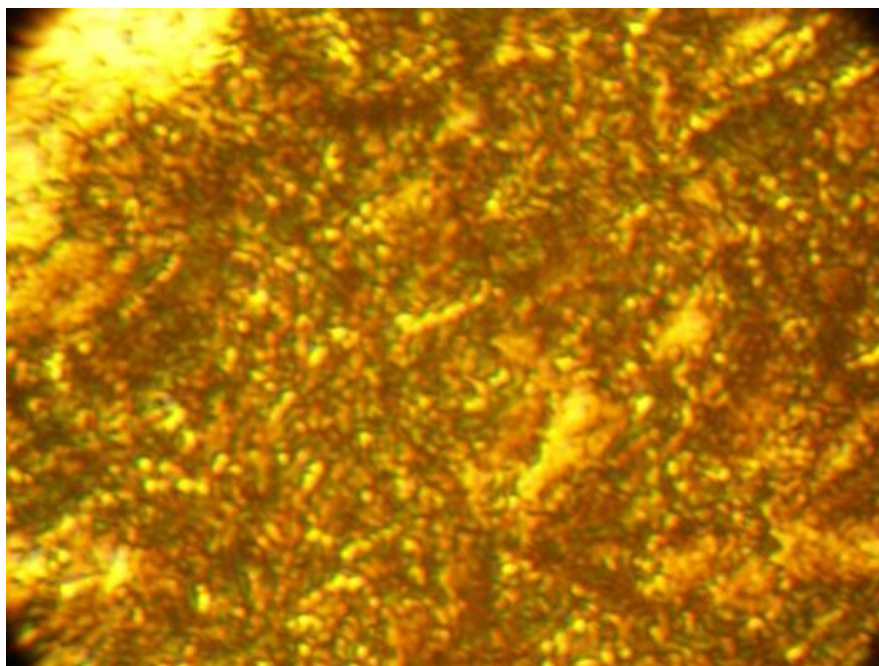


б

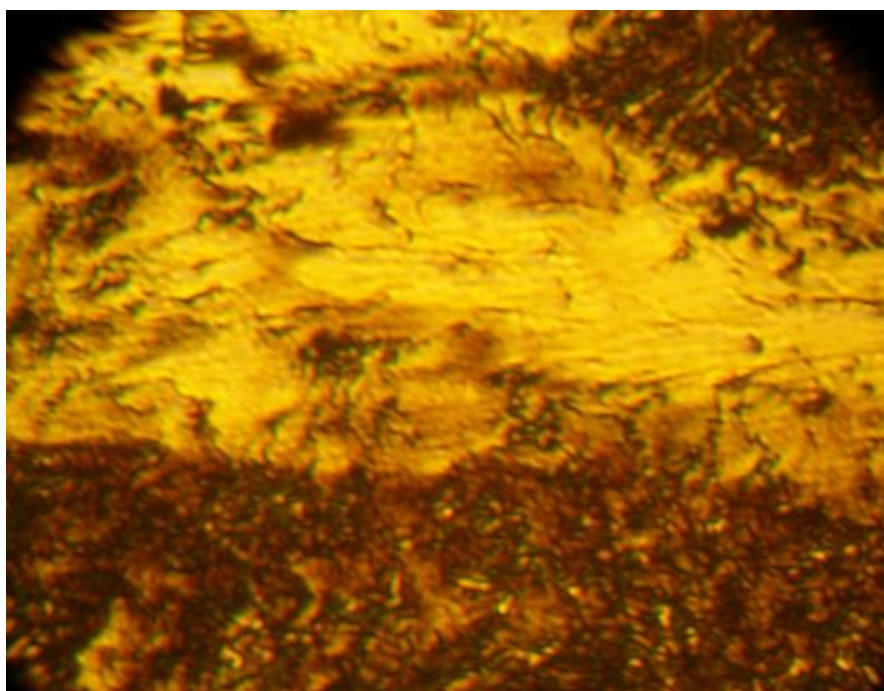
Рис.4.7. Структура стали обода колеса после наклепа при эксплуатации. Увеличение 250.

участки структурно свободного феррита (рис.4.7б), которые отсутствуют в объемах металла колеса, без следов наклепа. После электрической импульсной обработки, в стали обнаруживаются свидетельства развития процессов,

подобных влиянию термического воздействия на наклепанный деформацией металл (рис.4.8). Во-первых, по сравнению со структурным состоянием металла



а



б

Рис.4.8. Структура стали обода колеса после электрической импульсной обработки. Увеличение 250.

колеса после эксплуатации, электрическая импульсная обработка приводит не только к огрублению структурных составляющих (рис.4.7а и 4.8а), но и к некоторому изменению их распределения. Сравнительный анализ участков феррита (светлая фаза) для состояния металла до и после электроимпульсной обработки, подтверждает существование указанных качественных различий.

Действительно, если рассматривать участки структурно свободного феррита, то обнаруживаемые границы раздела внутри них (рис.4.8б) можно рассматривать как свидетельства термического воздействия на металл обода при эксплуатации. В металле же колеса после электрической импульсной обработки, кроме того, что сами участки структурно свободного феррита являются более протяженными, по внешним признакам можно говорить и о качественных различиях в их строении. Например, наблюдаемые продольные следы в участках структурно свободного феррита (рис.4.8б), по внешним признакам подобны следам от пластической деформации [4,48]. Учитывая, что аналогичные участки в металле обода колеса до электрической импульсной обработки не были обнаружены, формирование следов с преимущественной ориентацией внутри феррита должно быть связано с воздействием импульсов электрического тока. Одно из подтверждений, которое указывает на имеющее место воздействие (подобное от пластической деформации) – это изменение геометрических размеров обрабатываемого фрагмента обода (рис.4.6). Циклической смене размеров фрагмента в целом, должна соответствовать вполне реальная величина пластической деформации. Однако учитывая, что при номинальном уровне возникающих напряжений в металле начинается в первую очередь деформирование наиболее мягких структурных составляющих, возникающая в результате этого релаксация напряжений может и не позволить деформироваться более прочным составляющим. На основании того, что абсолютные величины деформации достаточно малы (рис.4.6), а твердость феррита примерно в 3 – 4 раза меньше перлита, вся пластическая деформация должна быть сконцентрирована в ферритных участках. Таким образом, следует полагать, что основная часть эффекта разупрочнения железнодорожного колеса

по поверхности катания должна быть обусловлена развитием процессов разупрочнения в участках структурно свободного феррита [90].

С другой стороны, как показано выше, низкие температуры разогрева металла, при электроимпульсной обработке не могут объяснить величину наблюдаемого эффекта разупрочнения только за счет процессов диффузионного массопереноса.

Исследованиями тонкокристаллического строения металла фрагмента железнодорожного колеса до и после электроимпульсной обработки было обнаружено снижение, накопленной в результате эксплуатации колеса плотности дефектов кристаллического строения, огрубление микро областей феррита (табл.4.1) в зависимости от расположения участков металла обода по поверхности катания (рис.4.5).

Таблица 4.1. - Влияние электроимпульсной обработки (числитель – данные до электроимпульсной обработки, знаменатель, обозначение *, после электроимпульсной обработки) на параметры внутреннего строения стали железнодорожного колеса.

Маркировка	Внутренние напряжения ($\sigma_1 + \sigma_2$), $\frac{кг}{мм^2}$	Плотность дислокаций, линия (211), $\times 10^{10} см^{-2}$	Искажения II рода, $\times 10^{-3}$	Размер областей когерентного рассеивания, Å
I	-6,4	36/28*	1,09/0,84*	289/327*
II	-12,8	39/21,9*	1,22/0,87*	277/370*
III	+21	39/30*	1,18/0,97*	277/316*

На основании анализа полученных результатов следует считать, что эффект разупрочнения в большей мере обусловлен перемещениями дефектов кристаллического строения, которые были введены в металл при эксплуатации

железнодорожного колеса. Вопрос о природе наблюдаемого явления и о степени изменений внутреннего строения углеродистой стали после электроимпульсной обработки, требует дополнительных исследований [91].

Учитывая, что в процессе эксплуатации металл железнодорожного колеса по поверхности катания подвергается достаточно сложным суммарным температурным и деформационным воздействиям, осуществим сравнение достигаемого разупрочнения в результате ЭО и в результате термической технологии, например при отпуске.

Действительно, если воспользоваться данными таблицы 4.1 и оценивать степень разупрочнения металла железнодорожного колеса после ЭО по плотности дислокаций, для областей I, II и III снижение указанной характеристики составило значения 22, 43 и 23% соответственно. По данным рис.4.1а, например для закаленной стали 60, полученный эффект разупрочнения должен соответствовать нагреву до температур 400 – 500°С. Качественное подтверждение величины разупрочнения получено и по данным искажений II рода: 23, 28 и 20% для соответствующих областей поверхности катания обода колеса (табл.4.1). Хотя полученные результаты соответствуют разупрочнению закаленной стали при отпуске, можно ожидать аналогичного эффекта и для наклепанной, в результате холодной пластической деформации по поверхности катания стали железнодорожного колеса.

Действительно как показано в [4], для стали с содержанием углерода близким стали 60 (0,7%С), после холодной пластической деформации 25%, разупрочнение на уровне 20% достигается отпуском 400°С. Снижение же твердости на 10% после холодной пластической деформации на 25% следует ожидать уже после нагрева металла до 300 – 350°С. Аналогичные результаты получены и для более высоких степеней пластической деформации. Так, для стали с 0,7%С, деформированной на 90% волочением, эффект разупрочнения на 20% достигается в результате отпуска 380°С, а снижение твердости на 10% - отпуском при 300°С [4]. На основании этого, можно говорить об определенной перспективности использования электрической импульсной обработки для

разупрочнения наклепанного металла обода железнодорожного колеса после эксплуатации.

С другой стороны, как показано выше, за счет поскользывания колеса по рельсу, на поверхности катания может наблюдаться формирование закаленных участков с «белым слоем». Последующий разогрев металла, на пример в результате торможения подвижного состава, может приводить к различному разупрочнению закаленных и холоднодеформированных участков обода колеса. Действительно, выдержка при 600°С в течение 1ч. закаленной стали 60, приводит к разупрочнению на уровне 50%. Для холоднодеформированной стали эффект разупрочнения после аналогичного нагрева будет выше. Для деформированной стали на 25%, снижение твердости составляет до 60%, а для деформированной на 90%, итого выше – на 70%.

Следовательно, после формирования ползуна на поверхности катания, наблюдаемые различия в уровне твердости металла будут получать дополнительное усиление в процессе неизбежного последующего нагрева при эксплуатации железнодорожного колеса. Более того, полученные результаты можно рассматривать как, своего рода, дополнительное объяснение пониженного сопротивления зарождению поверхностных повреждений железнодорожных колес типа КП-Т, по сравнению с колесами КП-2.

4.3. Выводы по разделу

1. Увеличение содержания углерода в стали железнодорожного колеса способствует росту вероятности формирования участков «белого слоя» на поверхности катания.

2. В результате электрической импульсной обработки обнаружено изменение геометрических размеров образца холоднодеформированной стали железнодорожного колеса.

3. Достигаемая степень разупрочнения после электроимпульсной обработки, пропорциональна величине наклепа металла по поверхности

катания колеса.

4.В процессе электрической импульсной обработки обнаружено снижение количества дефектов внутреннего строения металла, введенных при холодной пластической деформации по поверхности катания железнодорожного колеса.

5.По характеру своего влияния на прочностные свойства углеродистой стали железнодорожного колеса после наклепа, электрическая импульсная обработка сравнима с отпуском металла в среднем интервале температур.

РАЗДЕЛ 5

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ
ПОВРЕЖДЕНИЙ ПО ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ
КОЛЕС

Рассматривая зависимость уровня возникающих внутренних напряжений вблизи с неметаллическими включениями, при условии неизменности их формы, экспериментально обнаружено [27], что чем больше объем частицы, тем большие по величине должны возникать напряжения. С другой стороны, приведенное положение не может быть справедливым без учета природы самого включения. Действительно, как показано в ряде исследований [33,35], различия в способности к термическому расширению металла и присутствующих в структуре неметаллических включений, может приводить не только к изменению величины остаточных напряжений, но и достаточно часто их знака [92,93]. Определить степень влияния неметаллических включений, можно рассматривая соотношение объемов включения и матрицы металла, на который распространяется действие внутренних напряжений.

На основании этого следует ожидать, что характер развития процессов упрочнения в объемах металлической матрицы, вблизи с включением, может объяснить механизм зарождения повреждений на поверхности катания железнодорожного колеса.

5.1.Формирование напряжений в металлической матрице
железнодорожного колеса вблизи с неметаллическими включениями

Основной причиной формирования поверхностных повреждений при эксплуатации железнодорожных колес является накопление и распределение дефектов внутреннего строения в металле. Анализ результатов многочисленных исследований [27,40,92] указывает на существование качественной зависимости роста поверхностной повреждаемости колес от

количества и среднего размера неметаллических включений в стали.



а



б

Рис.5.1. Фрагмент обода колеса (№045642) с неметаллическими включениями. Выщербина на поверхности катания (а) и область металла между включением и трещиной (б). Увеличение 50 (б).

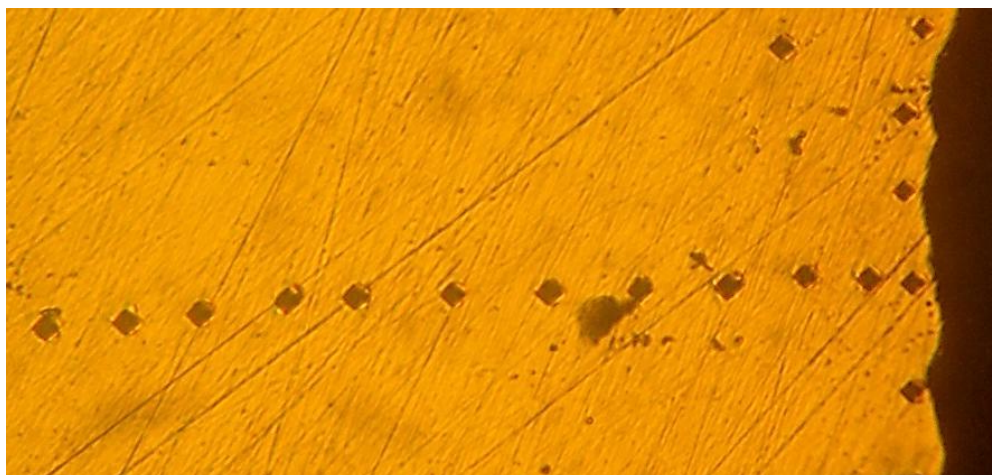
Действительно, рассматривая объем обода колеса (рис.5.1а) вблизи с включением можно полагать, что уровень возникающих в нем внутренних напряжений будет определяться способностью металла накапливать дефекты

внутреннего строения, без нарушения своей сплошности. Наблюдаемый ряд неметаллических включений глобулярной формы, при нахождении на определенном расстоянии от поверхности катания колеса, не приводил к формированию внутренних напряжений, достаточных для зарождения трещины (рис.5.1а). Указанное положение подтверждается несколькими признаками относительного расположения трещины вблизи с поверхностью катания колеса. Во-первых, начало роста трещины достаточно сложно связать с поверхностью раздела неметаллическое включение – металлическая матрица, так как в действительности берега трещины отделены от частицы слоем металла определенной толщины (рис.5.1б).

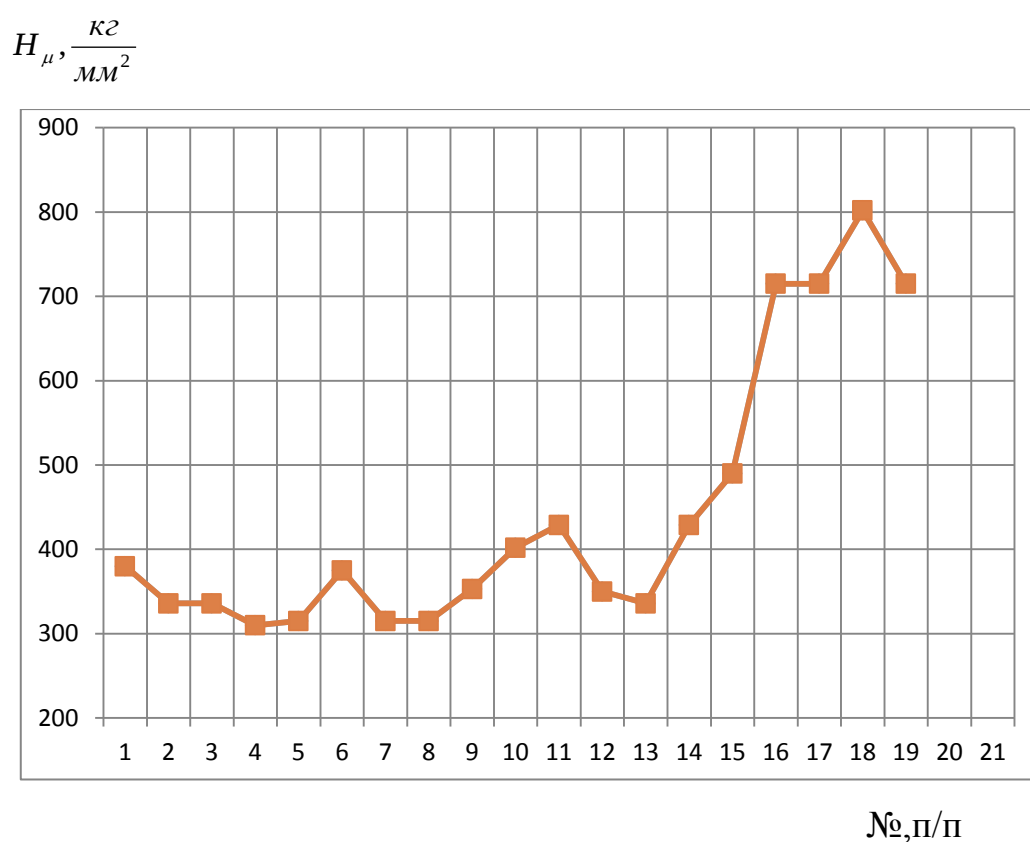
Уже после формирования трещины, когда износ обода колеса уменьшил толщину прослойки отделяющей включение от поверхности катания, пластическое течение металла привело к заполнению пустоты, образованной трещиной. В этом случае, следует ожидать незначительного упрочнения металла со стороны включения. Неизменность его формы указывает, что уровень твердости включения в значительной степени превышает твердость металлической матрицы, даже после наклепа ее в результате холодной пластической деформации (по поверхности катания колеса).

По характеру распределения микротвердости в прослойке металлической матрицы в направлении от трещины к неметаллическому включению (рис.5.2), можно судить о механизме, определяющем процессы зарождения и роста трещины при эксплуатации железнодорожного колеса. Так, начиная от поверхности сформированной трещины (слева на право, рис.5.2а) отмечается практически неизменный уровень твердости металла (рис.5.2б). По мере приближения к включению, примерно после 70% от общей толщины металлической прослойки, наблюдается начало прироста твердости, достигая максимальных значений в непосредственной близости с частицей.

Представленный характер изменения микротвердости может быть связан, как с отдельным, так и одновременным влиянием нескольких факторов. В первую очередь следует учитывать возникновение внутренних напряжений



а



б

Рис.5.2. Внешний вид промежутка металла между включением и трещиной (рис.5.1б) – (а) и соответствующий характер изменения микротвердости – (б). Увеличение 200 (а).

термического происхождения [94], за счет значительных различий в коэффициентах термического расширения металлической матрицы и включения [27]. Циклический характер этапов нагрева и охлаждения металла

железнодорожного колеса при эксплуатации [95], сопровождается неизменными объемными эффектами.

Пропорционально указанным изменениям, формируются и внутренние напряжения. Для случая выполнения условий непрерывности металлической матрицы, объемы вблизи с частицами должны обогащаться дефектами кристаллического строения (дислокациями, вакансиями) [13,30]. Повышение концентрации указанных дефектов, за счет взаимного блокирования друг друга, способствуют необратимости процесса их накопления. На основании этого, микротвердость металла при приближении к частице будет возрастать. Аналогичный характер влияния неметаллических частиц на свойства следует ожидать для сталей железнодорожных колес, подвергнутых термическому упрочнению. При чем, чем выше степень упрочнения, при неизменности химического состава стали, в первую очередь содержания углерода, величина внутренних напряжений должна возрастать.

Относительно механизма, объясняющего прирост напряжений вблизи с включениями, значительное число исследований указывает на связь с процессами обогащения металлической матрицы вакансиями [22, 23, 27]. Подтверждением приведенных положений могут служить результаты [32,67], из которых следует, что формирование избыточной концентрации вакансий от внутренних напряжений, должно способствовать росту усталостной трещины. На основании этого, приведенный механизм формирования повышенной концентрации дефектов внутреннего строения металла вблизи неметаллических включений, можно принять как одно из объяснений снижения уровня циклической трещиностойкости углеродистых сталей железнодорожных колес, подвергнутых термическому упрочнению [2,26].

Другое подтверждение правомочности приведенных положений заключается в следующем. Для большинства углеродистых сталей, в результате упрочняющих термических обработок прирост прочностных свойств обеспечивается пропорциональным увеличением количества дефектов внутреннего строения металла, что в свою очередь приводит к неизбежному

снижению запаса пластичности при последующей холодной пластической деформации [7,8,60].

Сравнительный анализ соотношения прочностных и пластических характеристик металла железнодорожных колес указывает на сохранение тенденции независимо от уровня и технологии упрочнения колес. Действительно, при разработке изменений и дополнений к ГОСТ 10791 для высокопрочных железнодорожных колес, в том числе и для стали с повышенным содержанием углерода, высоким уровням прочности, закладываются пониженные требования к характеристикам, которые в целом определяют сопротивление металла формированию поверхностных повреждений [26,53,96].

Таким образом, возникновение внутренних напряжений в прилегающих к неметаллическому включению объемах металла в результате упрочняющей термической обработки железнодорожного колеса, следует рассматривать как дополнительный стимул формирования будущего повреждения.

С другой стороны, при эксплуатации железнодорожного колеса, когда в результате износа или обточки обода при восстановлении профиля поверхности катания, расстояние от поверхности наклепа до включения будет непрерывно уменьшаться. В результате этого, в металлической матрице вблизи с включением будет непрерывно возрастать уровень внутренних напряжений. В результате такого суммарного эффекта (от остаточных напряжений после упрочняющей термической обработки и наклепа колеса по поверхности катания), рост уровня внутренних напряжений в окрестности неметаллического включения будет сопровождаться пропорциональным увеличением количества дефектов внутреннего строения металлической матрицы. После превышения внутренними напряжениями уровня, соответствующего временному сопротивлению разрушения, объемы металла вблизи с включениями (обогащенные дефектами внутреннего строения – дислокациями и вакансиями) будут уже не способны к дальнейшему накоплению дефектов внутреннего строения. Один из неизбежных процессов - это начало объединения

(коалесценции) вакансий. В результате этого, вблизи с частицами включений будет происходить формирование несплошностей (различной формы и размеров) в металлической матрице. По характеру своего влияния на поведение углеродистой стали при значительных пластических деформациях, сформированные несплошности металла в окрестностях неметаллического включения становятся зародышами будущей микротрещины.

5.2. Деформационное упрочнение металлической матрицы от присутствия неметаллических включений

Значительные пластические деформации металла колеса по поверхности катания, как показано выше, обеспечиваются ресурсом накопления дефектов внутреннего строения. Условием зарождения очага поверхностного разрушения является исчерпание способности металла накапливать указанные дефекты. Примером могут служить участки поверхности катания металла обода, претерпевшие значительный разогрев [96] и последующее превращение структуры по сдвиговому механизму. Достаточно высокая концентрация дефектов в результате указанных структурных превращений, обуславливает низкую способность их накопления при последующем поверхностном наклепе. В результате на таком участке достаточно быстро достигаются условия формирования выщербины [97,98].

Аналогичное, по характеру своего влияния на металлическую матрицу, следует ожидать и от присутствия неметаллических включений. Учитывая влияние размера включения на величину внутренних напряжений в металлической матрице [27], представляет определенный интерес исследовать характер накопления дефектов в областях с близко расположенными дисперсными включениями. На рис.5.3. представлен объем металла обода железнодорожного колеса с мелкодисперсными неметаллическими частицами, которые связаны с рядом расположенных изолированных включений.

В соответствии с методикой [43], были построены кривые, позволяющие

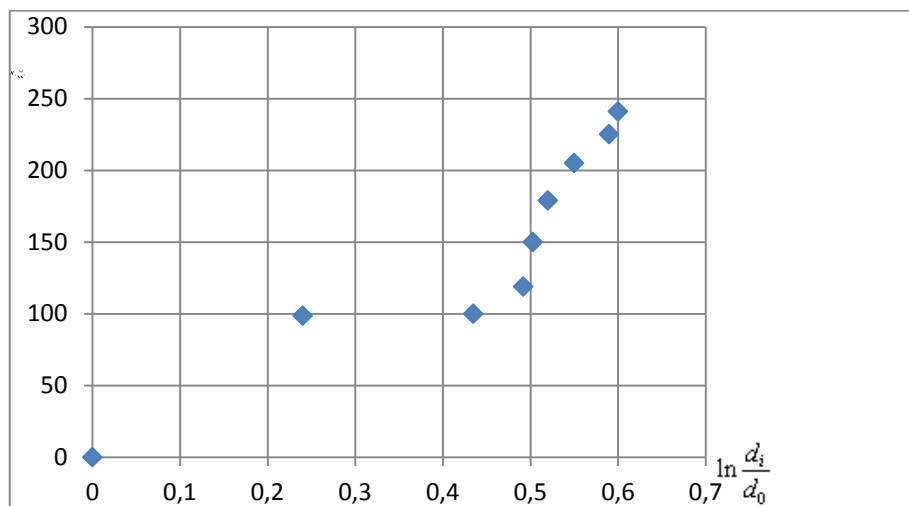


Рис.5.3. Распределение микротвердости в металле обода колеса №181732 для области мелких неметаллических включений. Увеличение 600.

оценить способность металла к деформационному упрочнению (рис.5.4). При незначительных уровнях нагружения объем металла с дисперсными неметаллическими включениями (рис.5.4а), обладает практически одинаковым сопротивлением пластическому течению (H_{μ} порядка $100 \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$). По мере повышения степени пластической деформации, которая обеспечивалась погружением индентора, картина существенно меняется. Действительно, после повышения деформации ($\varepsilon = \ln \frac{d_i}{d_0}$) более 0,4, темп прироста напряжения для участка с включениями значительно превышает аналогичную характеристику металла без включений (сравнить рис.5.4а и рис.5.4б), обеспечивая тем самым достижение более высокого уровня твердости. Объясняется это повышенной

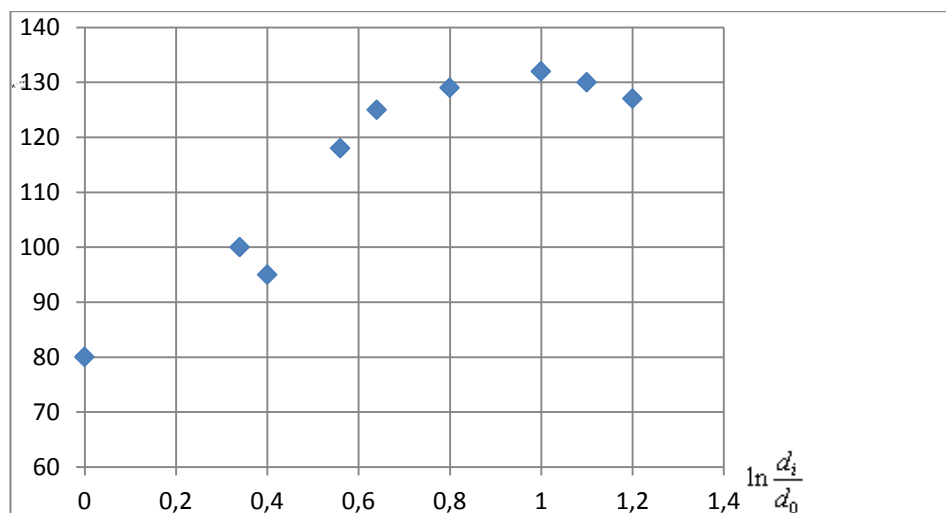
способностью к деформационному упрочнению матрицы металла за счет присутствия дисперсных частиц [4,9,11].

$$H_{\mu}, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$$



а

$$H_{\mu}, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$$



б

Рис.5.4. Деформационное упрочнение металла обода колеса №181732 в области дисперсных неметаллических включений (по данным рис.5.3) – (а) и для объемов свободных от включений – (б).

Из анализа приведенных кривых упрочнения следует, что область матрицы металла железнодорожного колеса с неметаллическими включениями, в случае расположения ее вблизи с поверхностью катания, должна значительно быстрее исчерпать свою способность к накоплению дефектов внутреннего строения по сравнению с металлом без частиц. Если оценивать способность металла к накоплению дефектов кристаллического строения при пластическом деформировании по тангенсу угла наклона, то указанная характеристика для объема металла с неметаллическими включениями будет значительно превышать аналогичную для металлической матрицы без включений.

Абсолютные значения прироста H_μ к единичному изменению величины, подобной деформации ($\varepsilon = \ln \frac{d_i}{d_0}$): $\frac{\Delta H_\mu}{\Delta \varepsilon}$, подтверждает приведенное положение.

Указанная характеристика ($\frac{\Delta H_\mu}{\Delta \varepsilon}$) для металла с включениями составляет 750

$\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$, при примерно 60 $\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ без включения. Наблюдаемое различие в параметрах деформационного упрочнения находится в достаточно хорошем согласии с оценкой запаса пластичности для средне- и высокоуглеродистых сталей: чем ниже характеристики деформационного упрочнения металла, тем выше его способность выдерживать большие пластические деформации без разрушения [3,4]. Из полученных результатов следует, что основной причиной формирования повреждений железнодорожного колеса по поверхности катания, в случае наличия недеформирующихся включений, является ускорение темпа прироста дефектов внутреннего строения в областях с локальным расположением частиц.

На основании этого, разработка мероприятий, направленных на снижение темпа накопления дефектов внутреннего строения в металле по поверхности катания, может рассматриваться как направление повышения ресурса эксплуатации железнодорожного колеса.

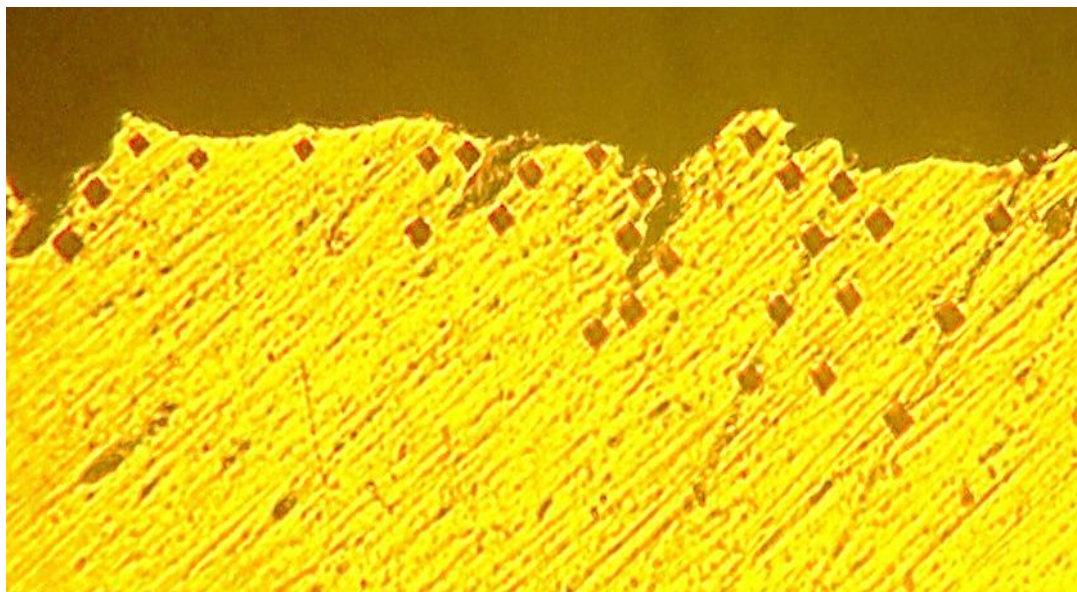
5.3. Формирование очагов разрушения металла на поверхности катания

В процессе эксплуатации железнодорожные колеса по поверхности катания подвергаются значительным пластическим деформациям, с достаточно высокой степенью неравномерности ее распределения. Присутствие неметаллических включений в приповерхностных объемах обода, в том числе и те, которые имеют выход на поверхность катания, дополнительно повышают неоднородность деформации. В результате этого, объемы металла, в которых достигается предельно допустимая концентрация дефектов кристаллического строения, становятся очагами формирования поверхностных повреждений.

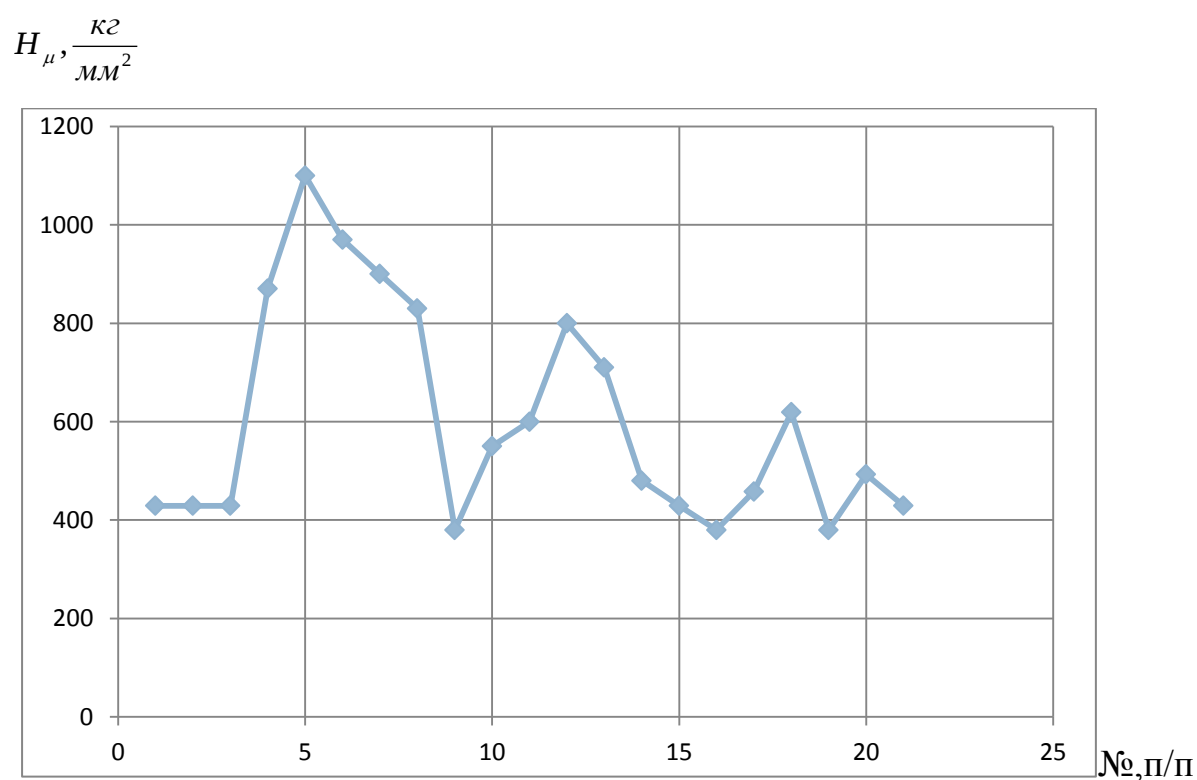
Проведенные исследования профиля поверхности катания железнодорожного колеса после эксплуатации, подтверждают приведенные положения (рис.5.5а). По внешним признакам, наблюдаемые немонотонности на поверхности катания, с определенной долей условности можно рассматривать как своего рода чередование выпуклых и вогнутых (интрузий и экструзий) объемов металла. Исследование изменения микротвердости металла вблизи с контуром поверхности катания колеса (рис.5.5а), показало существование определенной закономерности (рис.5.5б): повышенным значениям твердости соответствуют выпуклые объемы металла, а пониженным – вогнутые. Действительно, если провести совместный анализ расположения отпечатков индентора (рис.5.5а) и соответствующего им значения микротвердости металла (рис.5.5б), можно обнаружить, интересную особенность – независимо от размера (глубины) интрузии минимальные значения твердости металла остаются практически неизменными.

Далее, по мере продвижения вдоль берегов углубления, в направлении к поверхности катания, абсолютные значения твердости начинают возрастать, достигая максимума вблизи, примерно середины выпуклой части. На основании представленного характера распределения микротвердости, можно полагать, что выпуклые участки должны соответствовать экструзиям. Подтверждается приведенное положение тем, что после формирования экструзии выдавленная часть металла, в месте контакта с рельсом, подвергается

большим пластическим деформациям. Об этом свидетельствует постепенный характер повышения микротвердости (рис.5.5б). При этом, различия в уровне максимальных значений твердости для выпуклых участков определяются



а



б

Рис.5.5. Профиль поверхности катания колеса № 045642, участок I (а) и соответствующее распределение микротвердости (б). Увеличение 200 (а).

только величиной выдавленного металла. Действительно, чем больше объем выдавленного металла, тем на большую степень должен быть деформирован окружающий металл, для восстановления поверхности катания. На основании этого, пропорционально степени наклепа от холодной пластической деформации будет возрастать и твердость участка с выдавленным металлом.

Относительно неизменности минимальных значений твердости для объемов металла вблизи углублений различного размера, существует несколько иное объяснение. В первом приближении, формирование интрузии обусловлено достижением условий, когда уровень действующего напряжения превышает значение временного сопротивления разрушению металла. Учитывая неизменность указанной характеристики металла (временного сопротивления разрушению), направленный рост углубления будет продолжаться до момента нарушения приведенного условия.

Следовательно, при неизменности состояния металлической матрицы и условий ее нагружения, твердость металла вблизи с вершиной углубления должна оставаться практически постоянной величиной. Дополнительным подтверждением указанных положений могут служить результаты, полученные при исследовании металла железнодорожного колеса №359200 (рис.5.6). Сравнительный анализ указывает на неизменность характера зависимости твердости металла в объемах вблизи с поверхностью катания.

5.4. Формирование выщербин металла от повреждений поверхности катания колеса

В зависимости от направления и распространения пластической деформации в приповерхностных объемах обода, возможна смена характера наклепа металлической матрицы, от присутствия неметаллических включений [27,28,33]. На основании этого, следует ожидать определенного влияния неметаллических включений на условия дальнейшего роста, сформированного поверхностного повреждения. С другой стороны, количество и характер

распределения включений, на пример окислов внутри трещины, могут в значительной степени ускорять ее рост.

$$H_{\mu}, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$$

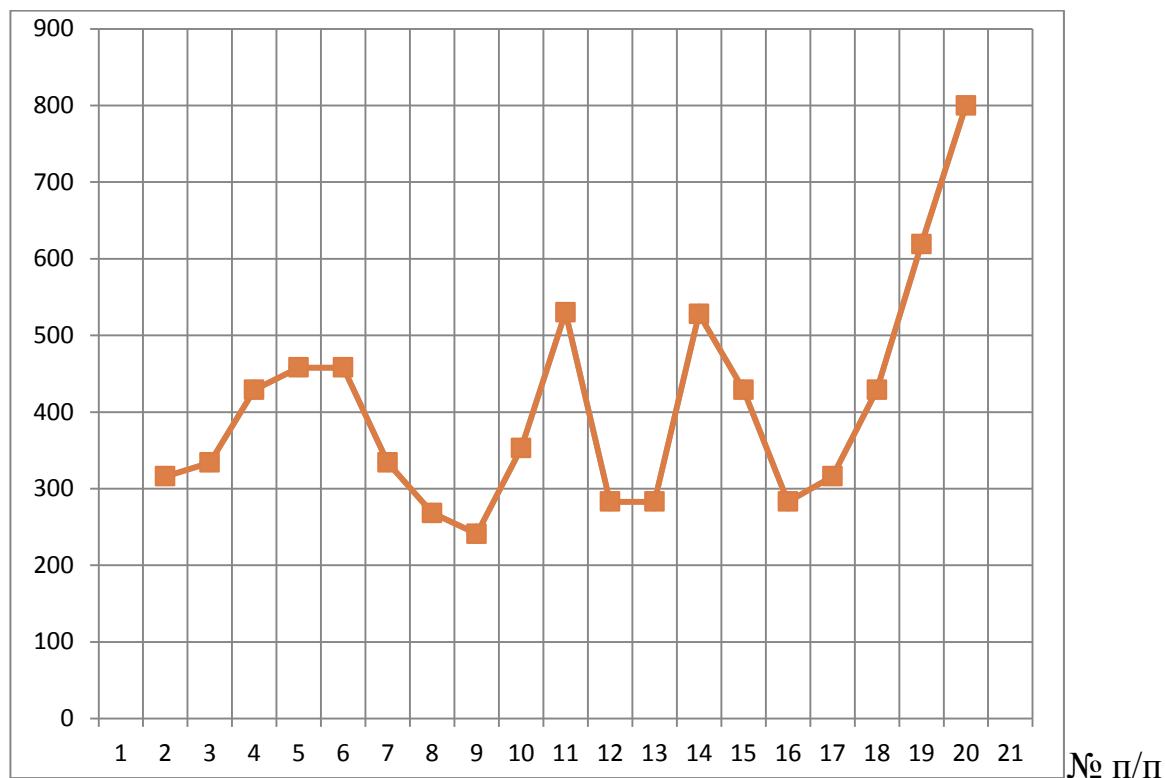
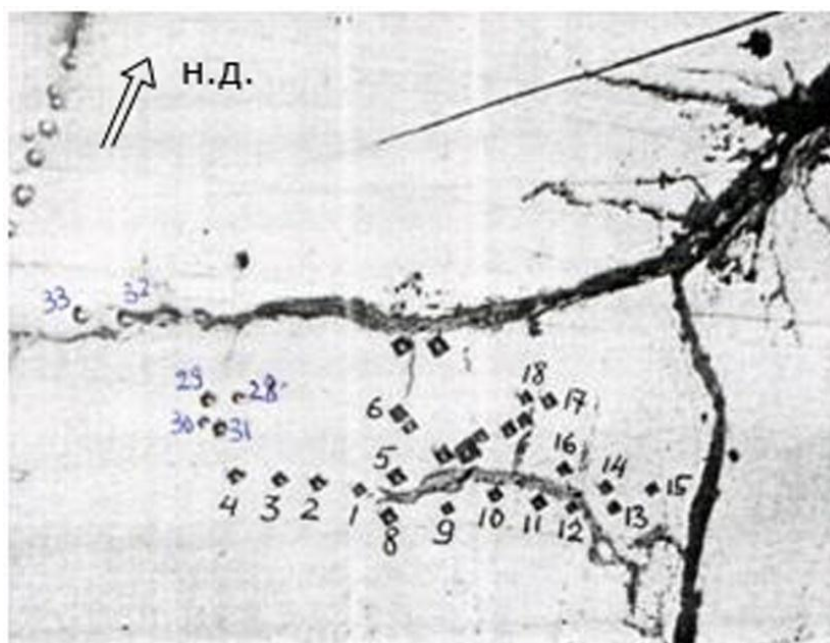


Рис.5.6. Характер изменения микротвердости на поверхности катания (колесо № 359200).

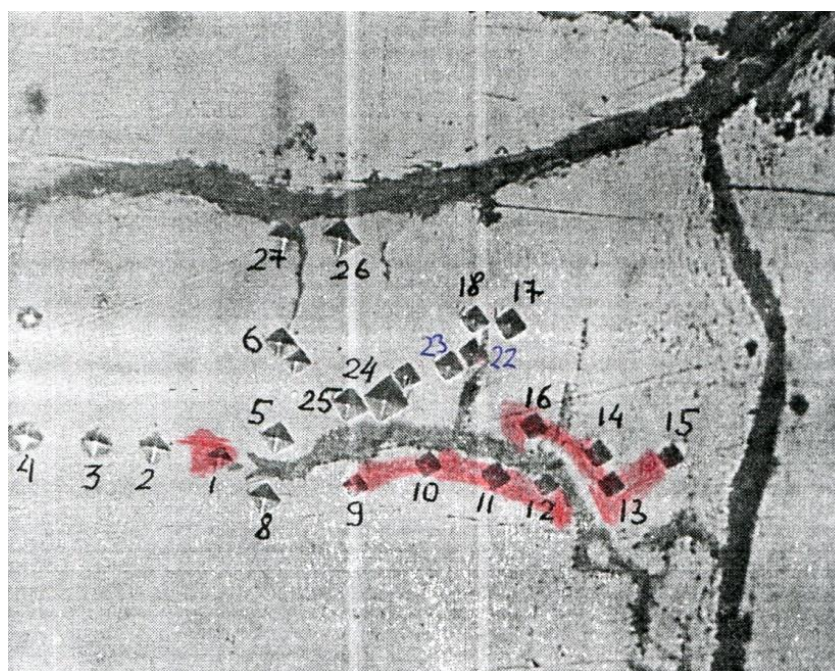
Действительно, как показали замеры микротвердости, вдоль берегов сформированной на поверхности катания трещины, наблюдается определенное чередование участков с повышенными и пониженными значениями (рис.5.7а).

Обозначенное направление стрелкой на рис.5.7а является параллельным поверхности катания железнодорожного колеса. Анализ характера наклепа металлической матрицы вблизи окрестности трещины заполненной окислами, подтверждает известные экспериментальные данные [22,27], из которых следует, что направление преимущественного роста трещины ориентировано в области матрицы металла с локально пониженными значениями твердости.

С другой стороны, в случае ликвационных явлений, когда наблюдается локальное повышение твердости металла, либо когда частица расположена



а



б

Рис.5.7. Анализ характера распределения микротвердости в металле обода колеса №181732 вблизи с растущей трещиной (нагрузка на индентор 10г). Увеличение 200 (а), 350 (б).

вблизи с поверхностью исследования структуры, следует ожидать блокирующего влияния на рост трещины. К примеру такого влияния может быть отнесена картина роста трещины, представленная на рис.5.7а. Так, устье трещины (т.1) начинает раздваиваться, при встрече с объемом металла, превышающем значения соседних участков: металл в этой точке имеет микротвердость $290 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ с постепенным снижением значений до $214 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ в т.4.

Анализ изменения ориентации растущей трещины показывает, что разветвленные части устья трещины направлены в сторону менее прочных объемов матрицы металла – к точкам 5 и 8, с соответствующими значениями твердости 189 и $178 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$. Указанные величины значительно ниже усредненного значения микротвердости металлической матрицы без включений ($265 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$).

Таким образом, полученные результаты при анализе распределения микротвердости вблизи с неметаллическими включениями не противоречат основному условию, по которому растущая трещина ориентируется в направлениях с локально пониженным сопротивлением ее росту [23,27,35,95].

На первый взгляд к несколько неожиданным результатам можно отнести данные, которые получены для ответвлений (вторичных трещин) от другой части основной трещины (точки 6, 26 и 27), хотя и они имеют свое объяснение. Так, значение твердости в устье вторичной трещины, в т.6, составляет $263 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$, что следует рассматривать как недостаточный стимул для ее роста. Подтверждением этому является относительно малая длина выросшего ответвления. С другой стороны, в точках 26 и 27, по сторонам вторичной трещины (рис.5.7б), твердость составляет 142 и $188 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ соответственно, что значительно ниже твердости металлической матрицы для области без включений.

На основании этого можно полагать, что очагом зарождения указанной вторичной трещины являлся объем металла с локально низким значением

твердости (заключенный между т.26 и 27). Дальнейший рост, от места формирования трещины продолжался до момента, пока не произошла встреча с расположенным на ее пути участком с повышенной твердостью (рис.5.7б). Нечто подобное наблюдается и для другой вторичной трещины, расположенной в области точек 28 – 31 (рис.5.7а). В этом случае, направление роста также совпадает с локально низкими значениями твердости: точкам 29 и 31 соответствуют $199 \text{ и } 123 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$, при 429 (т.28) и $315 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ (т.30) (рис.5.7а). Таким образом, можно с определенной уверенностью говорить о достаточно высоком влиянии неметаллических включений на процессы формирования и роста повреждений металла железнодорожного колеса.

Известные экспериментальные данные [92] свидетельствуют, что в зависимости от структурного состояния металлической матрицы может наблюдаться смена механизма влияния неметаллического включения на ее свойства, приводя к качественно различным последствиям. Полученные экспериментальные данные [1,2,5] по циклической трещиностойкости железнодорожных колес повышенной и высокой прочности, могут рассматриваться как, своего рода дополнительное подтверждение приведенных положений.

Таким образом, исследование характера изменения микротвердости металлической матрицы, вблизи с различным типом неметаллических включений, позволит объяснить механизм и оценить степень их влияния на состояние металлической матрицы.

Для рассматриваемого случая железнодорожного колеса (рис.5.7), можно с определенной уверенностью полагать, что тип неметаллических включений во внутренних объемах сформированной магистральной трещины остается неизменным. На основании этого, в процессе наклепа приповерхностных объемов обода железнодорожного колеса, ориентация пластического течения может приводить к качественно различному влиянию неметаллических включений на сопротивление металлической матрицы зарождению и росту

трещины. Действительно, для объемов металла вблизи с ответвлением от основной трещины, точкам 9 – 16 соответствуют повышенные значения твердости, которые примерно на 30 % превышают твердость матрицы без включений (рис.5.7б). В соответствии с известными результатами [92,99] можно полагать, что для рассматриваемого примера механизм влияния неметаллического включения на матрицу металла основан на взаимодействии вакансий с дислокациями. В результате такого влияния, вполне обоснован наблюдаемый прирост твердости в окрестностях с включением.

Как показано выше, в процессе пластической деформации насыщение приповерхностных объемов металла обода колеса дефектами внутреннего строения обеспечивает прирост прочностных характеристик. С другой стороны, возможное изменение (нарушение) условий объединения вакансий от смены параметров процесса наклепа на поверхности катания колеса (направление деформации, изменение температуры и т.д.), обязательно должно повлиять на характер поведения металла вблизи с включением.

Действительно, в приповерхностных объемах обода колеса распределение микротвердости в металлической матрице вблизи с включениями указывает на существование определенной тенденции: в результате развития деформации, с перпендикулярным ориентированием относительно поверхности включения, обнаруживается упрочняющий эффект. Несколько иной характер следует ожидать от влияния деформации, ориентированной в направлении касательной к поверхности частицы.

Результаты проведенных исследований, по распределению микротвердости матрицы металла в окрестностях с неметаллическим включением, в зависимости от преимущественной ориентации пластической деформации, представлены на рис.5.8. Анализ характера изменения значений H_{μ} свидетельствует о существовании, по крайней мере, качественной зависимости от направления пластического течения металла. Максимальные значения микротвердости соответствуют областям металла, которые

подвергаются действию нормальных деформаций относительно поверхности включения [100].

Сравнительный анализ абсолютных значений H_μ металлической матрицы, полученных для двух противоположных сторон включения в случае

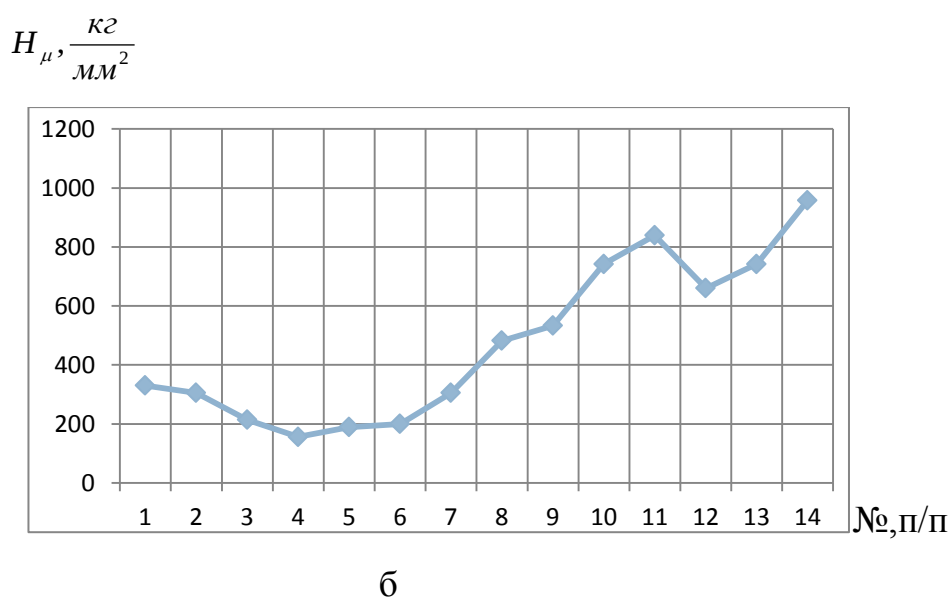
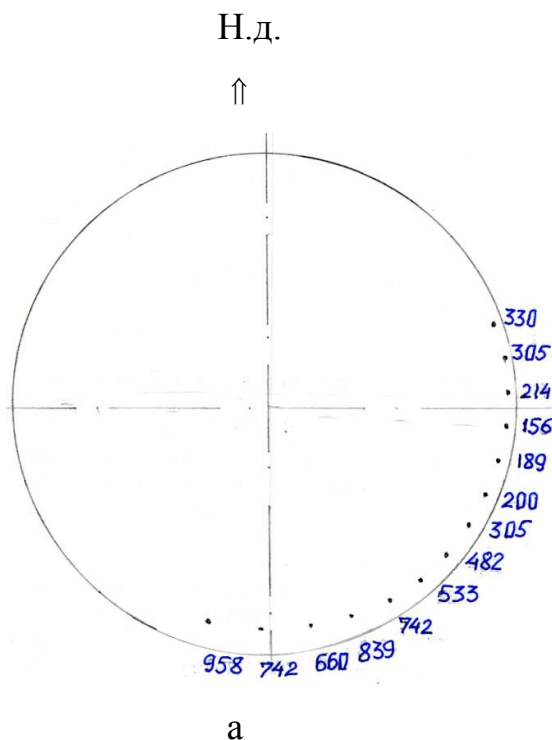


Рис.5.8. Схема расположения отпечатков и значения микротвердости металла колеса №045642 около включения из рис.5.1 (б) и соответствующая ее зависимость (б). Направление пластической деформации (Н.д.) обозначено стрелкой (рис.5.8а).

нормальной ориентации распространяющейся деформации, подтверждает приведенные положения. Так, наблюдаемые значения микротвердости металла порядка $700 - 800 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ (рис.5.2б), находятся в достаточно хорошем совпадении с аналогичными величинами H_μ , для противоположной стороны от включения: те же $700 - 800 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ (рис.5.8б). Постепенное появление касательной составляющей деформации сопровождается снижением микротвердости металлической матрицы в окрестностях включения. В области максимальных касательных деформаций, значения микротвердости снижаются до $156 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ (рис.5.8б), что примерно на 40% ниже усредненного уровня твердости металла без включений ($H_\mu = 265 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$).

Представленное разупрочнение металла может быть связано с изменением механизма взаимодействия дефектов кристаллического строения в окрестностях с включением [101]. В зависимости от технологии изготовления железнодорожного колеса, достигаемому уровню прочности соответствует определенное структурное состояние металла, которое может изменяться от сформированного по диффузионному механизму до сдвигового.

В результате этого, формируется различная плотность и распределение дефектов внутреннего строения металла вокруг неметаллического включения. Кроме этого, дополнительного влияния на характер распределения дефектов следует ожидать от различий в свойствах матрицы и включения, их строении, в развитии явлений термического характера. Как показали исследования, в действительности наблюдаемое распределение указанных дефектов внутреннего строения в матрице металла обеспечивается полем радиально действующих внутренних напряжений от включения. Об этом свидетельствуют экспериментальные данные, представленные в ряде работ [27,92,99].

Учитывая, что в процессе эксплуатации железнодорожное колесо по поверхности катания подвергается значительным пластическим деформациям,

равномерность ее распределения в приповерхностных объемах обода должна определять условия зарождения очага повреждения металла. На основании этого, рост равномерности распределения деформации можно рассматривать как, своего рода, фактор дополнительного повышения критической степени наклепа металла, после которой может начаться процесс формирования поверхностных повреждений железнодорожного колеса.

Результат достаточно сложного процесса распространения пластической деформации с явными признаками преимущественной ориентации (рис.3.5, 3.9в) указывает, что циклическая смена напряжений в площади контакта колеса, в зависимости от расстояния поверхности катания, должна вызывать определенные изменения поля напряжений вокруг включения. В результате этого, циклический характер перемещения дефектов внутреннего строения в окрестностях включения [101] должен приводить к чередованию эффектов упрочнения и разупрочнения металлической матрицы [102]. На основании экспериментальных данных [4,9-11,21,36], в случае даже незначительных несовпадений в направленности предыдущего и последующего нагружений, будет достаточно для снижения сопротивления металла пластическому деформированию.

Таким образом, обнаруженное разупрочнение металлической матрицы вблизи с включением, в значительной степени связано с появлением направленной пластической деформации. Такая деформация искажает поле радиальных напряжений, обуславливая тем самым взаимодействие дефектов кристаллического строения, введенных в металл при деформации по поверхности катания, с уже присутствующими при изготовлении колеса.

Обнаруженное при пластическом деформировании, явление разупрочнения металлической матрицы в окрестностях с частицами включений, должно иметь определенное практическое значение. Обусловлено это тем, что в зависимости от способа достижения высокопрочного состояния металла железнодорожных колес, вокруг частиц включений неизбежно будут возникать поля остаточных напряжений, с различным характером влияния на процессы

формирования повреждений металла. В свою очередь, результаты работ [1-3,5], посвященные анализу причин пониженной трещиностойкости высокопрочных колес при эксплуатации, можно рассматривать как косвенное подтверждение роли остаточных напряжений.

Таким образом, величина перепада напряжений вокруг неметаллических включений, с ростом степени упрочнения железнодорожного колеса, должна возрастать при условии неизменности внутреннего строения металла. Как свидетельствует опыт эксплуатации железнодорожных колес, направленное пластическое деформирование по поверхности катания для колес различного уровня прочности, обязательно будет сопровождаться циклической сменой полей напряжений вблизи с неметаллическими включениями. Более того, влияние циклически изменяющихся напряжений на поверхности катания будет только усугублять различия в упрочнении металлической матрицы от присутствия включений в областях с нормальной и касательной составляющими.

На основании этого, существующая в настоящее время тенденция непрерывного повышения прочности металла железнодорожного колеса, без качественных изменений в технологии его изготовления, не позволит целенаправленно повышать сопротивление металла зарождению и росту повреждений усталостного характера [103]. К одним из таких технических решений относится технология изготовления железнодорожных колес из стали с пониженным содержанием вредных примесей. В результате получаем углеродистую сталь с пониженным негативным влиянием неметаллических включений на комплекс свойств готовых железнодорожных колес.

5.5. Выводы по разделу

1. Формирование повреждений железнодорожного колеса по поверхности катания, обусловлено ускорением темпа прироста дефектов внутреннего

строения от присутствия недеформирующихся неметаллических частиц различной природы происхождения.

2. Независимо от глубины возникающего повреждения поверхности катания железнодорожного колеса типа интрузии, величина снижения твердости углеродистой стали остается практически неизменной величиной.

3. При формировании выпуклостей, типа экструзий на поверхности катания железнодорожного колеса, процессы наклепа от холодной пластической деформации являются основным фактором, который определяет увеличение твердости металла.

4. В зависимости от ориентации пластического течения относительно поверхности неметаллического включения, обнаружено качественно различное изменение прочностных характеристик в прилегающих объемах металлической матрицы.

5. В случае нормальной ориентации пластической деформации по отношению к поверхности неметаллического включения, наблюдается эффект прироста прочностных характеристик углеродистой стали железнодорожного колеса.

6. Постепенное изменение направления действующего напряжения от нормального, которому соответствует максимальный прирост твердости окружающей металлической матрицы к касательному, относительно поверхности включения, сопровождается непрерывным увеличением разупрочняющего эффекта углеродистой стали железнодорожного колеса.

РАЗДЕЛ 6

РАЗВИТИЕ ПРОЦЕССОВ ИЗНАШИВАНИЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ
КОЛЕС ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Как показано в предыдущих главах, наиболее высокие напряжения достигаются в объемах обода, в непосредственной близости от места контакта колеса с рельсом. Воспользовавшись результатами расчетов Герца [104], либо известными экспериментальными данными [105], можно видеть, что в подавляющем большинстве случаев уровень действующих напряжений достигает значений близких пределу текучести. На основании этого, следовало бы ожидать достаточно быстрого достижения критических условий для формирования поверхностного повреждения обода колеса. Однако, локальный характер пластической деформации, развитие процессов наклепа и разупрочнения при циклически меняющихся контактных напряжениях, приводя к перераспределению дефектов внутреннего строения металла, могут не позволять достаточно долго достигнуть условий зарождения очагов разрушения. С другой стороны, постепенный характер накопления дефектов в металле может нарушаться за счет случайных внешних воздействий при эксплуатации колеса, по уровню значительно превосходящие ограничения, предусмотренные нормативно-технической документацией. В этом случае ресурс эксплуатации железнодорожного колеса, на основе моделирования процессов усталости может значительно отличаться от реального.

6.1. Развитие процессов изнашивания металла колеса в зависимости от
уровня прочности

При эксплуатации железнодорожных колес различного уровня прочности, наблюдаемые разрушения металла на поверхности катания обусловлены одновременным действием сил трения и повторно меняющихся напряжений [72]. Полагая, что формирование повреждения в основном определяется

состоянием поверхностных объемов металла колеса [27,30], следует ожидать различий в развитии процессов трения при высоких контактных напряжениях [105], для колес с различным уровнем прочности и внутренним строением.

Учитывая тенденцию получения высокопрочных колес в результате упрочняющих термических обработок, когда внутреннее строение металла на поверхности колеса практически соответствует закалке и отпуску при температурах 400 - 450°С, процессы изнашивания должны отличаться от наблюдаемых для металла с пластинчатым цементитом. Более того, формирование поверхностных повреждений на участках «белого слоя» должно сопровождаться изменением характера изнашивания металла со структурами закалки, по сравнению с холоднодеформированным состоянием.

Углеродистая сталь железнодорожного колеса №359200, после эксплуатации обладала твердостью на поверхности катания 35 единиц HRC. Осуществив закалку образцов (для испытательной машины СМЦ-2) от нормальных температур нагрева, получили твердость 65 HRC. Подвергая закаленный образец нормальному нагружению 18кг, при скорости оборотов шпинделя 300 мин⁻¹ без проскальзывания получили, что уже после 1200 циклов нагружения обнаруживается снижение твердости от 5 до 7%. С целью объяснения наблюдаемого явления разупрочнения был осуществлен анализ параметров тоннокристаллического строения углеродистой стали железнодорожного колеса.

В закаленном состоянии исследуемая сталь обладает определенной степенью тетрагональности кристаллической решетки, которая обусловлена концентрацией атомов углерода, растворенных в аустените. Оценивается указанная характеристика металла, по соотношению [106]:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,045p, \quad (6.1)$$

где p - весовой % атомов углерода в стали, a - параметр кристаллической решетки феррита, c - размер ребра искаженной решетки феррита после формирования кристалла мартенсита [106].

Возникновение указанной деформации кристаллической решетки железа обуславливает достижение определенного уровня твердости металла. Следовательно, чем выше содержание углерода в стали, при условии качественной закалки (без промежуточного выделения атомов углерода при формировании мартенситных кристаллов), тем выше должен быть достигаемый уровень прочностных свойств. После подстановки в (6.1) p и независимо определенных a и c , были получены значения отношения $\frac{c}{a}=1,027$, что соответствует ранее известным величинам для аналогичной углеродистой стали [57]. Более того, выполнение указанного соотношения следует рассматривать как дополнительное свидетельство осуществления качественной закалки на мартенсит без промежуточного выделения углерода.

После 1200 циклов накатывания без проскальзывания, степень тетрагональности кристаллической решетки закаленной углеродистой стали снизилась на 0,15% и составила значение 1,0255. Снижение степени тетрагональности кристаллической решетки указывает на развитие процессов разупрочнения закаленной стали в процессе контактных явлений при накатывании. Аналогичные, по своему характеру, получены результаты влияния незначительных пластических деформаций растяжением на прочностные свойства закаленных среднеуглеродистых сталей [21].

Для понимания механизма наблюдаемого разупрочнения после накатывания закаленной стали, воспользуемся соотношением (6.1). После подстановки в (6.1) значения $\frac{c}{a}=1,0255$, получили, что величина p уже не соответствует содержанию углерода 0,62%, а стала равной 0,56%. Таким образом, можно с уверенностью полагать, что выделение атомов углерода из мартенситных кристаллов в процессе накатывания, является основной причиной снижения твердости закаленной стали, уже после незначительных

пластических деформаций. Более того, как свидетельствуют данные по другим параметрам тонкого кристаллического строения, процесс разупрочнения сопровождается несколько неожиданным характером их изменения. Так, если процессы разупрочнения при нагреве до температур выше 500 - 550°С холоднодеформированной углеродистой стали, сопровождаются огрублением блочного строения металла (увеличение размера областей когерентного рассеивания - L), уменьшением количества дефектов кристаллического строения (плотности дислокаций - ρ) и снижением искажений II рода (μ) [4,7,8], то после накатывания получили неожиданный результат. Было обнаружено уменьшение L (примерно на 30%: от 618 до 445 Å), прирост ρ на 19% (от $96,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $118,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и μ (от $1,98 \cdot 10^{-4}$ до $1,66 \cdot 10^{-3}$). Наблюдаемый характер изменения указанных величин соответствует скорее упрочнению металла в результате наклепа от холодной пластической деформации [11,36]. На основании этого можно с уверенностью полагать, что изменение параметров кристаллического строения металла является результатом совместного развития процессов упрочнения и разупрочнения от контактных явлений. Подтвердить представленные положения можно используя более жесткие условия механического нагружения. С этой целью при накатывании дополнительно было введено проскальзывание между образцом и контр образцом на уровне 10%.

Считая, что за счет дополнительного проскальзывания повышается интенсивность развития процессов деформационного упрочнения, следует ожидать роста роли процессов упрочнения по сравнению с разупрочнением. Однако, уже после 600 циклов нагружения (при проскальзывании 10%) величина твердости составила те же 62 HRC (до испытания 65 HRC), при $L = 504 \text{ Å}$, $\mu = 2,6 \cdot 10^{-3}$ и $\rho = 14,7 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Сравнительный анализ показывает, что снижение твердости закаленного металла после накатывания с проскальзыванием, сохранилось примерно на том же уровне (5% от закаленного состояния). Полученный результат, по параметрам

тонкокristаллического строения аналогичен как при накатывании без проскальзывания. Наблюдается такое же диспергирование областей когерентного рассеивания, прирост μ и ρ . Примерно на том же уровне сохранилось и снижение величины $\frac{c}{a}$, хотя по абсолютным значениям можно говорить и о незначительных различиях. На основании анализа полученных результатов можно говорить о существовании хотя бы качественной зависимости развития процессов разупрочнения от условий пластического деформирования закаленной стали. Достаточно сложное совместное влияние температуры [11,107], скорости деформации [4,9] на соотношение развития указанных процессов упрочнения и разупрочнения в закаленной стали как показано в [21], предполагает существование экстремума на зависимости. Другими словами, с ростом степени пластической деформации увеличение эффекта разупрочнения закаленной стали, в зависимости от условий нагружения, может меняться в достаточно широком диапазоне. Таким образом, после достижения определенной степени разупрочнения, наклеп на поверхности катания будет сопровождаться приростом твердости.

Для реальных условий эксплуатации железнодорожных колес, достаточно сложная картина изменений внутреннего строения металла может приводить к качественным изменениям характера соотношения между этапами упрочнения и разупрочнения. При определенных соотношениях наклепа металла на поверхности катания железнодорожного колеса (степень и распределение деформации) и температуры его разогрева при эксплуатации, должно происходить изменение баланса между указанными эффектами. Особенное значение приобретают эти процессы после формирования на поверхности катания участков «белого слоя». Для железнодорожных колес высокой прочности, когда вероятность формирования ползунов возрастает, изменение соотношения между процессами упрочнения и разупрочнения в различных объемах металла ползуна будет приводить лишь к росту различий в уровне

свойств металла. На основании этого, следует ожидать снижения трещиностойкости металла железнодорожного колеса при эксплуатации.

6.2. Расчет энергии активации при изнашивании железнодорожного колеса

С целью объяснения механизма влияния процесса проскальзывания при качении железнодорожного колеса на твердость металла, следует разложить его на составляющие. К первому этапу следует отнести процессы, которые связаны с зарождением и распространением пластической деформации в объемах обода вблизи с поверхностью катания. Второй этап – это возникновение отрыва металлической частицы с поверхности катания колеса от взаимодействия его с рельсом.

Так металл, который подвергался большим пластическим деформациям, за счет неоднородного распределения наклепа, имеет определенное количество сформированных суб- и микротрещин. На основании этого, рост указанных микротрещин в направлении действия максимальных касательных напряжений при проскальзывании, должен способствовать достижению условий отрыва микрообъемов металла. Следовательно, можно с уверенностью полагать о существовании связи между процессами проскальзывания колеса по рельсу и разрушением металла по поверхности катания.

Далее, представленный схематически процесс проскальзывания можно оценить по изменению величины сцепления металла колеса и рельса. Так, в процессе эксплуатации вагонной тележки, конструктивными особенностями предусматривается существование определенной величины проскальзывания колеса по поверхности катания. Для неизменных условий нормального нагружения, скорости движения, температуры нагрева металла на поверхности катания, следует считать существование обратной пропорциональной связи между проскальзыванием и сцеплением металла по контактной поверхности. На основании этого, для оценки степени сцепления представляется

целесообразным использовать величину возникающего момента сил в площади контактных поверхностей при проскальзывании.

Как и большинство процессов, которые связаны с деформацией, процесс проскальзывания должен являться термически активируемым. Учитывая, что термически активируемые процессы обладают определенной чувствительностью к температуре и скорости деформации, воспользуемся известным уравнением Аррениуса [108]:

$$\dot{\varepsilon} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) M^m, \quad (6.2)$$

где $\dot{\varepsilon}$ - скорость деформации, A - предэкспоненциальная характеристика деформации, Q - энергия активации процесса, R - универсальная газовая постоянная, T - абсолютная температура, M - момент сил, который возникает между поверхностями при проскальзывании, m - показатель степени. Логарифмирование уравнения (6.2) позволяет определить характеристики, необходимые для оценки энергии активации:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A - \frac{Q}{RT} + m \ln M \quad (6.3)$$

Далее, величина A может быть представлена как значение скорости деформации, при которой момент сил при проскальзывании практически отсутствует. На основании этого, влиянием величины A при оценке энергии активации процесса можно пренебречь. На основании этого соотношение (6.3) принимает вид:

$$\ln \dot{\varepsilon} = -\frac{Q}{RT} + m \ln M \quad (6.4)$$

Для постоянной температуры, из построенной графической зависимости $\ln \dot{\varepsilon} - \ln M$ определяется значение показателя степени m как тангенс угла наклона:

$$m = \frac{\Delta \ln \dot{\varepsilon}}{\Delta \ln M} \quad (6.5)$$

Переписывая уравнение (6.4) до вида:

$$\ln M = \frac{Q}{mRT} + \frac{\ln \dot{\varepsilon}}{m} \quad (6.6)$$

получаем возможность оценить $\frac{Q}{m}$ как угловой коэффициент из соотношения

$\ln M - \frac{1}{T}$, либо с учетом (6.5) определяется значение Q .

Оценку величины энергии активации процесса проскальзывания, осуществляли по экспериментальным данным, на образцах стали 60 в состоянии после закалки от нормальных температур нагрева. Испытания проводились в условиях сухого трения на испытательной машине СМЦ-2. С учетом силовых характеристик машины СМЦ-2, величина нормального нагружения между образцом и контр образцом была выбрана 20кг, величина проскальзывания составляла 20%. В качестве характеристики, которая может представлять влияние скорости деформации при расчетах Q , приняли число оборотов шпинделя машины СМЦ-2 (v). По методике расчета энергии активации [108], испытания должны проводиться не менее как при двух скоростях нагружения и двух температурах. На основании этого, скорости оборотов шпинделя машины были выбраны 300 и 500 мин⁻¹, при температурах испытания +20 и +120°С.

На рис.6.1а представлена зависимость возникающего момента сил в месте контакта образец – контр образец. С увеличением v величина M возрастает. Аналогичное влияние на M отмечается и от повышения температуры испытания. Практически параллельный ход зависимостей указывает, что для данного температурного интервала (20 – 120°С) характер влияния скорости деформации на M остается неизменным. Из диаграммы (рис.6.1б), показывающей соотношение между $\ln v - \ln M$, определяются значения показателя степени m , которые составили 0,83 и 0,2 для температур 293 и 393°К (20 – 120°С) соответственно. Переходя к оценке величины энергии активации, было обнаружено, что кривые $\ln M - \frac{1}{T}$ для двух значений v не являются параллельными. Обусловлено это тем, что характеристика, определяющая

скоростную составляющую процесса проскальзывания, в действительности определяется не только скоростью вращения шпинделя машины, а и еще нормальной нагрузкой от прижатия образца к контробразцу. Следовательно, суммарный эффект от влияния указанных трех составляющих (нормальная нагрузка прижатия, скорость вращения шпинделя и проскальзывание) является более сложным, по сравнению с условиями простого одноосного растяжения, рассмотренного в [108]. На основании этого, уравнение (6.6) необходимо представить в виде:

$$\frac{Q}{m} = \frac{R \ln M}{\frac{1}{T}} - \frac{\ln v}{m} \quad (6.7)$$

либо:

$$Q = RT(m \ln M - \ln v) \quad (6.8)$$

После подстановки в (6.8) численных значений R , T , M и m были вычислены величины энергии активации. Сравнительный анализ полученных значений показывает, что при неизменной температуре, возрастание скорости вращения примерно в 1,7 раза (от 300 до 500 мин⁻¹) приводит к неизменности величины Q (с $15,3 \frac{\text{кДж}}{\text{моль}}$ до $15,1 \frac{\text{кДж}}{\text{моль}}$ для 293° К и с $20,6$ до $20,2 \frac{\text{кДж}}{\text{моль}}$ для 393° К). Из полученных результатов следует, что при постоянной температуре, проскальзывании на уровне 20% и нормальном нагружении 20кг, рост скорости вращения не приводит к изменению энергии активации. С другой стороны, при постоянной скорости вращения шпинделя испытательной машины, повышение температуры нагружения сопровождается ростом энергии активации примерно в 1,3 раза. Учитывая, что испытываемые образцы из стали железнодорожного колеса были в состоянии подобном после возникновения участка «белого слоя» (металл со структурами после закалки), полученные результаты подтверждаются экспериментальными данными при реальных условиях эксплуатации колес [109].

Так, для железнодорожных колес типа КП-Т, изготовленных из стали с максимальным содержанием углерода до 0,69%, обнаруживаются более частые

случаи формирования поверхностных повреждений [5, 110], по сравнению с колесами КП-2 (с пониженной верхней границей по содержанию углерода)

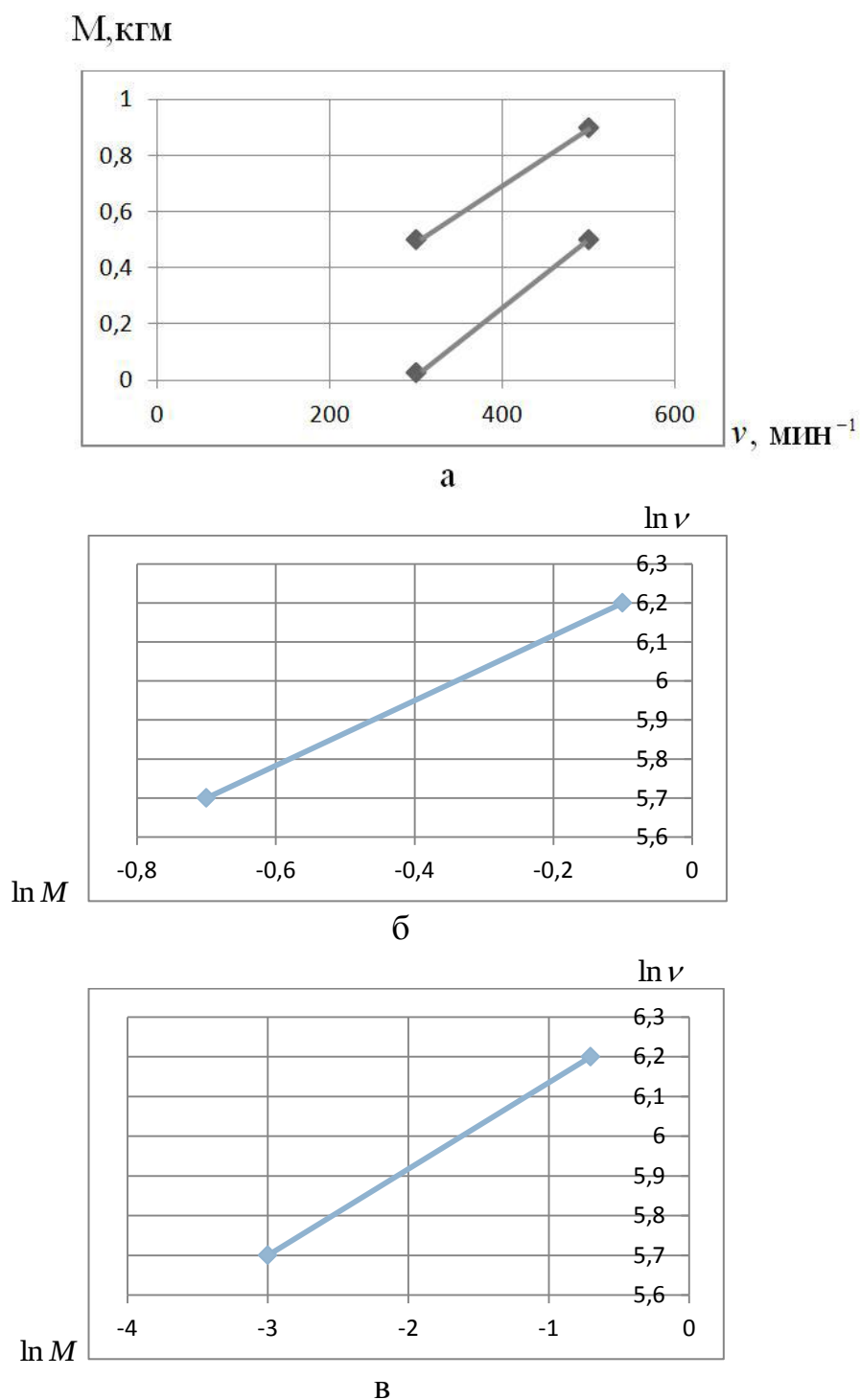


Рис.6.1. Зависимость момента сил (M) при проскальзывании от скорости вращения шпинделя и температуры испытания (1 - 20°C , 2 - 120°C) – (а) и в логарифмических координатах – (б,в).

[111]. На основании этого, можно с определенной уверенностью полагать, что более низкое сопротивление формированию поверхностных повреждений железнодорожных колес типа КП-Т, детально рассмотренное в главах 1 и 3, имеет дополнительное подтверждение при оценке энергии активации. Действительно, если процесс формирования ползуна при эксплуатации колеса связать с проскальзыванием, то величина снижения Q позволит хотя бы качественно подтвердить рассматриваемые положения. С этой целью, были проведены исследования по определению Q для стали 60 в состоянии близком колесам типа КП-2.

Исследование образцов, в состоянии после нагрева до температур 870°C и последующего охлаждения на воздухе, проводили в условиях аналогичных как для закаленных образцов. Из полученных результатов следует, что при температуре 293°K при проскальзывании 10%, увеличение скорости от 300 до 500 мин^{-1} , сопровождается снижением Q примерно на 30%. Аналогичные результаты получены и для проскальзывания 20%. С другой стороны, для скорости 300 мин^{-1} рост величины проскальзывания (10 до 20%) приводит к снижению Q примерно на 6-7%, в то время как для 500 мин^{-1} указанная характеристика уже в 1,5-2 раза меньше.

Приведенное различие в характере изменения величины Q обусловлено, в действительности, особенностями поведения металла, с различным внутренним строением, при нагружении. Подтверждается это изменением поверхностной твердости образцов до и после накатывания.

При испытаниях образцов в закаленном состоянии, даже после 600 циклов нагружения с проскальзыванием 10% сохраняется снижение поверхностной твердости на уровне 5 - 7%. В противоположность этому, для образцов в состоянии после охлаждения на воздухе, независимо от величины проскальзывания, уже 50 циклов нагружения становится достаточно для прироста твердости на 14%.

Таким образом, можно с уверенностью полагать, что наблюдаемый характер изменения твердости, свидетельствуя о соотношении развития

процессов упрочнения и разупрочнения, в действительности определяется условиями нагружения металла и особенностями его внутреннего строения.

Представленные в настоящем разделе объяснения относительно причин развития процессов разупрочнения при эксплуатации высокопрочных железнодорожных колес, в том числе изготавливаемых из сталей с повышенным содержанием углерода, могут быть полезными для разработки мероприятий, направленных на повышение эксплуатационной безопасности колес.

Как показано в работе [112], эффект шума при эксплуатации высокоскоростного подвижного состава является достаточно актуальной современной проблемой. Из работы следует, что указанные явления в значительной степени обусловлены состоянием контактных поверхностей колесо – рельс. С другой стороны, наблюдаемые шумовые эффекты являются в действительности результатом неизбежных изменений на поверхностях взаимодействия колесо – рельс. В качестве подтверждения приведенного положения может служить эффект от замены тормозной системы с колодочной на дисковую. В результате использования дисковой системы торможения наблюдается достаточно быстрое искажение круга катания железнодорожных колес, после определенного периода их эксплуатации. Одной из причин перехода круга катания железнодорожного колеса к многограннику, не зависимо от использованной тормозной системы, следует считать возникновение проскальзывания по контактной поверхности с рельсом.

Действительно, если используется колодочная схема торможения, взаимодействие колодки с поверхностью катания колеса можно рассматривать как своего рода абразивное изнашивание. В результате этого получаемый эффект имеет направленность частичного восстановления круга катания. При использовании же дисковой системы торможения, кроме взаимодействия колеса с рельсом отсутствуют иные воздействия на поверхность катания колеса. На основании этого, при использовании дисковой тормозной системы, возникающие даже незначительные проскальзывания, особенно на этапах

торможения подвижного состава, будут способствовать достаточно быстрому переходу круга катания к многограннику.

Из анализа возможных источников формирования проскальзывания, при всех равных условиях эксплуатации железнодорожных колес, заслуживает определенного внимания тенденция повышения прочностных характеристик металла колес. Действительно, если использовать технологию достижения высокопрочного состояния, за счет термоупрочнения с отдельного нагрева, неравномерность наклепа металла колеса при эксплуатации может привести к достаточно быстрому достижению предельно допустимой концентрации дефектов в отдельных объемах. Указанные объемы металла вблизи с поверхностью катания, становятся местами преимущественного зарождения разрушения железнодорожного колеса. Отдельно рассмотренное влияние содержания углерода в сталях железнодорожных колес указывает, что независимо от уровня прочности, рост концентрации углерода в стали способствует возникновению проскальзываний в местах контакта колесо – рельс.

На основании полученных результатов при исследовании процесса формирования повреждений поверхности катания железнодорожных колес при эксплуатации, становится возможным наметить направления разработки мероприятий по снижению повреждаемости железнодорожных колес.

В первую очередь следует ввести ограничение по максимальному содержанию углерода в стали железнодорожных колес, в зависимости от их назначения: для скоростного железнодорожного транспорта или для грузовых перевозок. Для железнодорожных колес скоростного транспорта содержание углерода в стали не должно превышать 0,6%.

Другим важным моментом является технология достижения требуемого уровня прочностных свойств железнодорожного колеса. Достаточно перспективным направлением повышения прочностных характеристик железнодорожных колес можно считать реализацию технологии термического упрочнения с использованием тепла прокатного нагрева. По сравнению с

упрочнением элементов железнодорожных колес с отдельного нагрева, использование тепла горячей пластической деформации позволит не только существенно снизить расходование энергии на изготовление колеса в целом, но и качественно изменить структурное состояние металла.

Использование наклепа горячей деформации для измельчения аустенитной структуры [113] и последующее термическое упрочнение позволят в достаточно широком диапазоне изменять соотношение между прочностными и пластическими характеристиками, сопротивлением металла формированию повреждений различной природы происхождения.

6.3. Выводы по разделу

1. В работе показана качественная связь между эффектами упрочнения и разупрочнения металла в месте контакта колесо-рельс в зависимости от уровня прочности железнодорожного колеса.

2. В результате накатывания закаленной стали без проскальзывания, только за счет нормального нагружения, наблюдается снижение твердости.

3. Наблюдаемое снижение твердости закаленного металла при накатывании обусловлено развитием процессов разупрочнения при пластическом деформировании.

4. Дополнительное проскальзывание в местах контакта колесо - рельс ускоряет развитие эффектов разупрочнения закаленного металла.

5. Установлено, что в процессе разупрочнения закаленного металла при накатывании наблюдается измельчение микрообластей, рост внутренних напряжений и увеличение количества дефектов кристаллического строения.

6. Наблюдаемые изменения внутреннего строения металла по своему характеру аналогичны эффектам упрочнения при наклепе от холодной пластической деформации.

7. Для образцов закаленного металла железнодорожного колеса при постоянной скорости качения снижение температуры в месте контакта

сопровождается уменьшением требуемой энергии для начала проскальзывания.

8. Для образцов металла колеса типа КП-2 при неизменных условиях испытания обнаружено повышенное сопротивление процессу проскальзывания.

9. На основе анализа энергосиловых параметров при изучении процесса проскальзывания на образцах углеродистой стали железнодорожных колес, предлагается ограничить максимальную концентрацию углерода в стали железнодорожного колеса до 0,6%.

ВЫВОДЫ

В диссертационной работе приведено теоретическое обобщение и новое решение актуальной научно-технической задачи по повышению эксплуатационных свойств железнодорожных колес путем увеличения сопротивления формированию повреждений.

Предлагается ограничить максимальное содержание углерода для сталей железнодорожных колес (не более 0,6%) и использовать, в условиях промышленной базы вагонных депо, технологии атермического разупрочнения наклепанного по поверхности катания металла колес.

1. Впервые показано, что при эксплуатации железнодорожного колеса формирование участков с локальным проскальзыванием по рельсам способствует разогреву металла до температур начала фазовых превращений, а последующее ускоренное охлаждение такого металла приводит к формированию участков «белого слоя» с повышенной хрупкостью и формированию поверхностных повреждений.

2. Впервые приведено объяснение влияния повышения содержания углерода в стали на рост вероятности проскальзывания железнодорожных колес, при этом пропорционально увеличению количества участков «белого слоя» растет неоднородность наклепа металла, ускоряются процессы разупрочнения при нагреве, что вместе способствует росту количества выщербин.

3. Впервые дано объяснение эффекта разупрочнения холоднодеформированной углеродистой стали после электрической импульсной обработки, который основан на снижении накопленного количества дефектов внутреннего строения металла, при этом степень разупрочнения металла, пропорциональна величине наклепа от холодной пластической деформации поверхности катания железнодорожного колеса.

4. Впервые показано, что при компактном расположении дисперсных частиц неметаллических включений, микрообъемы металла представляют

собой единое целое, с иным, по сравнению с металлической матрицей, характером деформационного упрочнения.

5. Впервые обнаружена зависимость развития процессов упрочнения, от ориентации пластического течения в матрице металла, относительно поверхности неметаллического включения. При постепенном изменении направления деформации от нормальной, которой отвечает максимальный эффект прироста твердости, к касательной по отношению к поверхности включения, обнаружено прогрессирующее разупрочнение в микрообъемах окружающей металлической матрицы.

6. Получил последующее уточнение механизм формирования поверхностных повреждений при эксплуатации железнодорожных колес, а именно: непрерывное повышение неоднородности наклепа металла от циклического изменения этапов образования экструзий и интрузий на поверхности катания является причиной образования зародышей разрушения.

7. Получили дальнейшее развитие представления относительно температурной зависимости процесса проскальзывания железнодорожного колеса по рельсам. Снижение температуры в месте контакта сопровождается уменьшением сопротивления металла процессу проскальзывания.

8. Анализ энергосиловых параметров процесса проскальзывания углеродистой стали железнодорожных колес позволил обосновать ограничение по максимальной концентрации углерода в стали железнодорожного колеса (не более 0,6%).

9. Использование технологии электрической импульсной обработки для разупрочнения наклепанного слоя поверхности катания железнодорожных колес позволит, в условиях ремонтной базы вагонного депо снизить расход режущего инструмента при восстановлении профиля катания.

По эффекту, который достигается в результате использования указанной обработки импульсами электрического тока для разупрочнения наклепанной от холодной пластической деформации углеродистой стали железнодорожного

колеса, технология соответствует нагреву металла в среднем интервале температур (400 - 500° С).

Результаты выполнения диссертационной работы внедрены в условиях промышленной базы ремонтного депо «Нижнеднепровск- узел» (акт использования от 09.12 2014г.), использованы при разработке новых Технических условий и Госстандартов на производство в Украине высокопрочных железнодорожных колес нового поколения (акт использования от 12.11.2014г.). Результаты работы использованы в учебном процессе на кафедре «Технология материалов» при изучении дисциплины «Повреждение при усталости конструкций подвижного состава».

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Андрейко, І.М. Дослідження пошкоджуваності поверхні кочення залізничних колі / І.М. Андрейко, В.В Кулик, В.І. Прокопець // Машинознавство. – 2011. – №2. – С.30 – 33.
2. Андрейко, І.М. Структура та опір руйнуванню сталей в різних зонах залізничних коліс / І.М. Андрейко, О.П.Осташ, В.В Кулик [та ін.] //Машинознавство. – 2008. – №5. – С.18 – 21.
3. Вакуленко, І.О. Дефекти залізничних коліс / І.О.Вакуленко, В.Г.Анофрієв, М.А.Грищенко [та ін.] // Дніпропетровськ: Маковецький. – 2009. – 112с.
4. Бабич, В.К. Деформационное старение стали /В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков // М.: Металлургия. – 1972. – 320с.
5. Осташ, О.П. Низько температурна циклічна тріщиностійкість сталей залізничних коліс / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В Кулик, В.І. [та ін.] //Фізико – хімічна механіка матеріалів. – 2008. – №4. – С.52 – 57.
6. Данченко, Н.И. Зависимость усталостной прочности и ударной вязкости колесной стали от ее структурного состояния / Н.И. Данченко, О.Н. Перков, Т.А. Гладкова // Теория и практика термической обработки сталей. – М.: Металлургия. – 1984. – С. 43 – 45.
7. Большаков, В.И. Термическая и термомеханическая обработка сталей // Днепропетровск: Січ. – 1994. – 232с.
8. Бернштейн, М.Л. Структура деформированных металлов // М.: Металлургия. – 1977. – 431с.
9. Нотт, Дж. Основы механики разрушения //М.: Металлургия. – 1978. – 256с.
10. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сталей.// М.: Металлургия. – 1968. – т.1,2. - 1171с.
11. Бабаченко, А.И. Оценка качественных показателей железнодорожных колес, изготовленных различными способами производства. / А.И. Бабаченко,

А.В. Кныш, А.А. Кононенко и др. // Залізничний транспорт України. – 2014. – № 5. – С. 12–19.

12. Батаев, В.А. Образование ориентированных цементитных скоплений в деформированных углеродистых сталях/В.А. Батаев, А.А.Батаев, Л.И. Тушинский [и др.]//Металловедение и термич. обработка металлов. – 2001. – №5. – С.5 – 7.

13. Лебошкин, Б.М. Эволюция структуры и фазового состава стали Ст2кп при сложных условиях нагружения. Субструктурно – фазовые превращения при смене способа деформирования //Б.М. Лебошкин, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов [и др.]// Изв.ВУЗов. Черная металлургия. – 2002. – №2. – С.24 – 30.

14. Vasauskas, V. Strength anisotropy of railway Wheels under contact load/ V. Vasauskas ,Z. Bazaras, V Capas //Mechanika. – 2005. – №1. – P.31 – 38.

15. Яцько, С.І. Принцип побудови системи захисту від надлишкового проковзування колісних пар рейкового рухомого складу// Електро – машинобудування та електро - обладнання. – 2006. – №66. – С.147 – 149.

16. Колесные пары для высокоскоростных поездов. Материалы статьи Demily E., Flament Y./ Revue Generale des Chemins de Fer. – 2006. – №153. – P.103 – 110. // Железные дороги мира. – 2007. – №8. – С.64 – 68.

17. .Даніленко, Т.П., Кельріх М.Б. Про необхідність застосування сучасних стандартів на металеві матеріали для залізничної техніки / Т.П. Даніленко, М.Б. Кельріх // Залізничний транспорт України. 2012 . - № 6. – С. 8 – 11.

18. Бабаченко, А.И. Надежность и долговечность железнодорожных колес и бандажей // Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА». - 2015. - 350с.

19. Вихрова, А.М. О соотношении твердости рельсовой и колесной стали / А.М. Вихрова, Т.В. Ларин, Ю.М. Парышев //Вестник ВНИИЖТ. – 1983. – №6. – С.34 – 38.

20. Коган, А.Я. Динамика пути и его взаимодействие с подвижным составом// М.: Транспорт. – 1997. – 326с.

21. Breyer, N.N. The yield – point phenomenon in strain – aged martensite.// Trans. Metallurg. Soc. AIME. - 1966. – V.236. – 8. - P.1198 – 1202.

22. Шаповалова, О.М. Влияние технологии производства на распределение серы в слитках колесной стали/ О.М. Шаповалова, А.В Дейнега.// Металловедение и термич. обработка металлов. – 2008. – №3. – С.34 – 37.

23. Шаповалова, О.М. Влияние формы слитка и вакуумирования на содержание серы в колесной стали КП – 2./ О.М. Шаповалова, А.В Дейнега.// Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2007. – Вип. 28. – С. 189–193.

24. Буйносов, А.П. Повышение ресурса бандажей колесных пар электровазов ВЛ 11// Железнодорожный транспорт. – 2010. – №9. – С.51 – 52.

25. Брюнчиков, Г.И. Локомотивные бандажи повышенной твердости./ Г.И. Брюнчиков, А.В. Сухов, А.В. Кушнарев // Железнодорожный транспорт. – 2010. – №9. – С.37 – 41.

26. Осташ, О.П. Проблеми експлуатаційної надійності і довговічності високомісних залізничних коліс/ О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик //Тези доповідей 71 Міжнародної науково – практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2011, с.368 – 370.

27. Куслицкий, А.Б. Неметаллические включения и усталость стали // К.: Техніка. – 1976. – 128с.

28. Губенко, С.И. Неметаллические включения в стали / С.И Губенко, В.В. Парусов, И.В. Деревянченко // Днепрпетровск: АРТ – ПРЕСС. – 2005. – 310с.

29. Полутранко, И.Б. Влияние воды и ее ингибирования на кинетику усталостных трещин в сплаве В95 и стали 65Г / И.Б Полутранко, С.Я.Ярема, В.А. Дурагин // Физико – химическая механика материалов. – 1981. – №2. – С.10 – 15.

30. Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие в 4^о томах / Под общей редакцией В.В. Понасюка. – К.: Наукова думка. – 1988 – 1990. – Т.4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин [и др.]. – 1990. – 680с.

31. Низько температурна циклічна тріщиностійкість наводнених зварних швів / О.П.Осташ, О.Д. Зинюк, І.К. Походня [та ін.] // Фізико – хімічна механіка матеріалів. – 1995. – №2. – С.62 – 68.

32. Вплив режиму термічної обробки і асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість колісних сталей // О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик, В.І. [та ін.] // Фізико – хімічна механіка матеріалів. – 2009. – №2. – С.63 – 70.

33. Gubenko, S. Influence of nonmetallic inclusions on microbreaks formation in wheel steel and railway wheels / S. Gubenko, Y. Proidak, A. Kozlovsky [et. al] // Transport problems. – 2008. – V3. – part 3. – P.77 – 81.

34. Выбор стали для колес – альтернативы и возможности /К.Mudler, М. Bannash. Glasers Annalen. – 2007. – 10. – s.428 – 435. // Железные дороги мира. – 2007. – 12. – С.38 – 43.

35. Gubenko, S. Investigation of wear mechanism of tread during operation of railway wheels /S. Gubenko, Y. Proidak.//Transport problems. – 2012. – V7. – № 3. – P.119 – 125.

36. Большаков, В.И. Переориентированные структуры в углеродистых сталях / В.И. Большаков, И.А. Вакуленко // Днепропетровск: ПГАСиА. – 2005. – 99с.

37. Панченко, Е.В. Лаборатория металлографии / Е.В. Панченко, Ю.А. Скаков, Б.И. Кример и др. // М.: Металлургия. – 1965. – 439с.

38. Патент на корисну модель №25887, від 27.08.07, Бюл.№13 2007 Спосіб визначення твердості по Брінелю.

16. Патент на корисну модель №41818, вид 10.06.09, Бюл.№11 2009 Спосіб оцінки деформаційного зміцнення мікрооб'ємів зерен полікристалів

39. Вакуленко, І.О. Структурний аналіз в матеріалознавстві // Дніпропетровськ: Маковецький Ю.В. – 2010. – 124с.

40. Фрактография и атлас фрактограмм. Справочник / Под редакцией Дж. Феллоуза// М.: Металлургия. – 1982. – 489с.

41. Бернштейн, М.Л. Механические свойства металлов / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский // М.: Металлургия. – 1979. – 495с.
42. Григорович, В.К. Твердость и микротвердость металлов. // М.: Наука. – 1976. – 230с.
43. Патент на корисну модель №18369, від 15.11.06, Бюл.№11 2006. Спосіб оцінки структурної неоднорідності полікристалів.
44. Патент на корисну модель №41818, вид 10.06.09, Бюл.№11 2009 Спосіб оцінки деформаційного зміцнення мікрооб’ємів зерен полікристалів.
45. Вакуленко, Л.И. К вопросу об оценке деформационной упрочняемости зерна феррита / Л.И. Вакуленко, Н.А. Грищенко // Проблемы та перспективи розвитку залізничного транспорту: Тези доп. 66 Міжн. наук. - практ. конф. – Дніпропетровськ, 2006. – С. 355–356.
46. Вакуленко, Л.И. Методика построения кривой деформации для отдельных зерен поликристалла / Л.И. Вакуленко, Н.Н. Грищенко // Сборник научных трудов. Строительство, материаловедение, машиностроение. Стародуб.чтения. 2006. – вып. 26. – ч.2. - С. 17–20.
47. Вакуленко, Л.І. Визначення параметрів деформаційного зміцнення в об’ємах окремих зерен полікристалів / Л.І. Вакуленко, М.А. Грищенко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2008. – Вип. 25. – С. 204–206.
48. Вакуленко, И.А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И.А. Вакуленко, В.И. Большаков. – Днепропетровск: Маковецкий, 2008, - 196с.
49. Кутішенко, О.В. Пошкоджуваність коліс вантажних вагонів в експлуатації / О.В. Кутішенко, А.В. Донченко, Т.В. Шелейко // Вагонный парк, 2012. - №2. - С.12 – 15.
50. Бабаченко, А.И. 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.

51. Бояршина, Л.А. Пути повышения ресурса колесных пар подвижного состава / Л.А. Бояршина // Вагонный парк, 2011. - №3. - С. 38 – 39.
52. Богданов, В.М. Современные проблемы системы колесо – рельс / В.М. Богданов, С.М. Захаров // Железнодорожный транспорт, 2004. - №1. - С.57 – 62.
53. Вакуленко, Л.И. Повреждаемость при эксплуатации катаных железнодорожных колес повышенной прочности / Л.И. Вакуленко, В.Г. Анофриев // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2012. – Вип. 40. – С. 231–234.
54. Вакуленко, Л.И. О влиянии углерода на формирование повреждений железнодорожных колес при эксплуатации / Л.И. Вакуленко, А.В. Рослик // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту: Тези доп. 72 Міжн. наук. - практ. конф. – Дніпропетровськ, 2012. – С. 253–254.
55. Кривошеев, В.Н. Результаты исследования эксплуатационной стойкости цельнокатаных колес пассажирских и грузовых вагонов / В.Н. Кривошеев // Вопросы производства и эксплуатации железнодорожных колес и осей. – Днепропетровск, 1971, с.101 – 106.
56. Иванов, С.Г. Основные направления по повышению надежности и увеличению ресурса цельнокатаных колес / С.Г.Иванов //В кн.: «Современные проблемы взаимодействия подвижного состава и пути. Колесо – рельс 2003». – М.: Интекст, 2003. - с.124 – 127.
57. Шмыков, А.А. Справочник термиста / А.А. Шмыков // М.: ГНТИ,1952. - 287с.
58. Ларин, Т.В. Износ и пути продления срока службы бандажей железнодорожных колес /Т.В. Ларин // М.: Трансжелдориздат, 1958. - 125с.
59. Вакуленко, Л.І. Оцінка ступеня знеміцнення при відпуску загартованої колісної сталі /Л.І.Вакуленко, Ю.Л. Надеждін // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2010. – Вип. 31. – С. 259–261.
60. Кузін, О.А. Металознавство та термічна обробка металів / О.А.Кузін, Р.А.Яцюк // К.: Основа, 2005. - 324с.

61. Вакуленко, Л.И. Оценка влияния содержания углерода в стали на формирование дефектов на поверхности катания железнодорожных колес / Л.И. Вакуленко, Ю.Л. Надеждин // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2012. – Вип. 41. – С. 226–229.

62. Муравьев, В.В. Влияние термической обработки на скорость ультразвука в алюминиевых сплавах / В.В.Муравьев // Дефектоскопия, 1989. - №11. - С. 65-72.

63. Вакуленко, И.А. О влиянии размера зерна феррита и объемной доли аустенита на зависимость скорости распространения звуковых колебаний от твердости стали / И.А. Вакуленко, Ю.Л. Надеждин, В.М. Емельянов // Дефектоскопия, 1993. - №7. – С. 32-36.

64. Вакуленко, И.А. Влияние размера зерна феррита в низкоуглеродистой горячекатаной стали на скорость распространения звуковых колебаний в процессии нагружения. И.А. Вакуленко, О.А. Чайковской, Д.В. Лошкарёв, В.В. Ильюшонок // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск, 2004. - вып. 9. - С. 198-202.

65. Вакуленко, Л.И. О влиянии уровня прочности железнодорожных колес на формирование выщербин / Л.И.Вакуленко, С.В. Пройдак, Ю.Л. Надеждин // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2012. – Вип. 42. – С. 156–159.

66. Медведев, С.Ф. Циклическая прочность металлов / С.Ф. Медведев – М.: Машгиз, 1961, - 303с.

67. Трощенко, В.Т. Усталость и неупругость металлов / В.Т. Трощенко – К.:Накова думка, 1971, - 267с.

68. Джус, В.С. Коефіцієнти напружень і деформацій у рухомих вузлах залізничних вагонів / В.С. Джус, А.Я. Куліченко // Наукові нотатки: Збірник Луцького держ.технічного ун-ту, 2003. - вип.13. – С.116 – 122.

69. Джус, В.С. Динамічне навантаження на рейки залізничної колії у місцях їх стикування / В.С. Джус, А.Я. Куліченко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-

ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2007. – Вип. 14. – С. 115–118.

70. Водяников, Ю.Я. Исследования повреждаемости колесных пар грузовых вагонов в эксплуатации при воздействии тормозной системы / Ю.Я. Водяников, С.В. Кукин, А.Е. Нищенко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2007. – Вип. 14. – С. 112–114.

71. Мямлин, С.В. Влияние условий эксплуатации на внутреннее строение металла железнодорожных колес / С.В. Мямлин, Л.И.Вакуленко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2013. – Вип. 42. – С. 164–166.

72. Драйгор, Д.А. Влияние износа на усталостную прочность стали / Д.А. Драйгор, Г.И. Вайчук – К.: Из-во АН УССР, 1962, - 111с.

73. Физическое металловедение. Под редакцией Р.Кана. Выпуск 3.Дефекты кристаллического строения механические свойства металлов и сплавов. - М.: Мир, 1968, - 484с.

74. Вакуленко, Л.І., Наєждін Ю.Л. Взаємозв'язок міцностних характеристик колісної сталі і швидкості розповсюдження звукових коливань./ Тези доповідей 70 Міжнародної науково – практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту», Дніпропетровськ, 2010, с.268 – 269.

75. Воробьев, А.А. Анализ методов восстановления профиля катания колесных пар / А.А. Воробьев, И.А. Иванов, Д.П. Кононов и др. – Вестник ВНИИЖТ, 2011. - №3. – С.34 – 38.

76. Воробьев, А.А. Сравнение режимов обработки обода железнодорожных колес повышенной прочности и по ГОСТ 10791 / А.А. Воробьев – Сб. науч. тр. СПб.: ПГУПС, 2009. - С.87 – 91.

77. Перков, О.Н. Структурные изменения в металле железнодорожных колес при формировании термических трещин /О.Н. Перков, И.А.Вакуленко, Г.В. Рейдемейстер // Залізничний транспорт України, 2006. - №1. - С.44 – 45.

78. Кузін, М.О. Вплив мікроструктури на стійкість проти спрацювання нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання / М.О. Кузін, О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова // Укр.акад. друкатства. Наук.-техн. Зб., 2006, №2 (10), с.85 – 97.

79. Кузін, М. Імітаційні моделі структури для розрахунку параметрів ферито-перлітних сталей з підвищеною зносостійкістю / М. Кузін, // Укр.акад. друкатства. Наук.-техн. Зб., 2007, №1 (11), с.15 – 22.

80. Лучко, Й.Й. Математичний опис процесу теплоутворення при взаємодії колеса залізничного транспортного засобу і рейки / .Й.Й. Лучко, Є.Г. Іваник, В.М. Семерак // Вісник ДНУЗТ, 2010, вип..35, с.21 – 24.

81. Артемчук, В.В. Формування аморфізованих відновлюваних покриттів в умовах газотермічного напилення / В.В. Артемчук // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2010. – Вип. 35. – С. 29–34.

82. Кузін, О.А. Роль структури в процесах зношування ферито-перлітних сталей / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2011. – Вип. 37. – С. 224–229.

83. Артемчук, В.В. Реологічні властивості багатошарових матеріалів / В.В. Артемчук // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2011. – Вип. 37. – С. 20–25.

84. Панченко, А.А. Экспресс-диагностика дефектов колесных пар электроподвижного состава в движении / А.А. Панченко, Е.Е. Тен // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2008. – Вип. 25. – С. 50–52.

85. Сухов, А.В. Эксплуатационные испытания локомотивных бандажей повышенной твердости марки 4 / А.В. Сухов, Г.И. Брюнчуков // Проблемы механики железнодорожного транспорта, тезисы докладов XIII Международной конференции – Днепропетровск, 2012, с. 133 – 134.

86. Осташ, О.П. Циклічна тріщиностійкість сталей залізничних коліс типу КП-2 і КП-Т за впливу експлуатаційних температурно-силових факторів / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик та ін. // Тезиси докладов XIII Международной конференции «Проблемы механики железнодорожного транспорта», Днепропетровск, 2012, с. 105 – 106.

87. Мямлін, С.В. Дослідження характеру і величини зносу трибосистем дизелів спеціального самохідного рухомого складу залізниць / С.В. Мямлін, Д.М. Барановський // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2011. – Вип. 37. – С. 44–50.

88. Бернштейн, М.Л. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле / М.Л. Бернштейн, В.Н. Пустовойт. - М.: Машиностроение, 1987, - 256с.

89. Царюк, А.К. Изменение механических свойств сварных соединений углеродистых и низколегированных сталей под влиянием электромагнитных воздействий / А.К. Царюк, В.Ю. Скульский, С.И. Моравский, В.А. Сокирко // Автоматическая сварка, 2008. - №9. - С.28 – 32.

90. Вакуленко, Л.И. Электрическая импульсная обработка металла обода железнодорожного колеса после эксплуатации / Л.И. Вакуленко, В.А. Сокирко, Ю.Л. Надеждин // «Наука та прогрес транспорту». Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В.Лазаряна. 2013. – №1 (43). –Д.: Вид-во ДНУЗТ, - С. 126–132.

91. Вакуленко, Л.І. Знеміцнення неклепаного металу залізничного колеса при електричній імпульсній обробці / Л.І.Вакуленко // «Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи: матеріали конференції КМН – 2013». 2013. - Львів: Вид-во Фізико-механічного інституту, - С.187 – 190.

92.Финкель, В.М. Неметаллические включения и прочность стали / В.М. Финкель, О.П. Есина, В.А. Зрайченко // Доклады Академии наук СССР, 1968. - т.183. - №3. - С.576 – 579.

93. Малинов, В.Л. Повышение износостойкости метастабильного аустенитного хромомарганцевого наплавленного металла / В.Л. Малинов // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2012. – Вип. 40. – С. 239–242.

94. Вакуленко, Л.І. Напрямки підвищення конструктивної міцності залізничних коліс / Л.І. Вакуленко, О.М. Перков // Тези доповідей 71 Міжнародної науково – практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту», Дніпропетровськ, 2011, с.354 – 355.

95. Мямлін, С.В. Умови формування ушкоджень по поверхні кочення залізничних коліс і бандажів / С.В. Мямлін, Л.І. Вакуленко // Тези доповідей 71 Міжнародної науково – практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту», Дніпропетровськ, 2011, с. 367 – 368.

96. Лашко, А.А. Применение модернизированных тормозных башмаков для предупреждения повреждений колес вагонов на сортировочных горках / А.А. Лашко, А.Н. Носач, И.В. Подъельников // Залізничний транспорт України, 2010. - № 5. - С.44 – 49.

97. Вакуленко, Л.І. Изменение твердости по поверхности катания железнодорожного колеса при проскальзывании / Л.І. Вакуленко, Ю.Л. Надеждин // Тези доповідей XIV Міжнародної молодіжної науково-практичної конференції «Людина і космос», Дніпропетровськ, 2012, с.482.

98. Вакуленко, Л.І. Структурные изменения в металле железнодорожных колес при эксплуатации / Л.І. Вакуленко, Н.Н. Грищенко // Тези доповідей IX Міжнародної молодіжної науково-практичної конференції «Людина і космос», Дніпропетровськ, 2007, с.356.

99. Влияние неметаллических включений на прочность стали /В.М. Финкель, О.П. Есина, В.А. Зарайченко [и др.] // Металловедение и термическая обраб. Металлов. – 1971. - №4. - С.26 - 30.

100. Вакуленко, Л.І. Изменение внутреннего строения металла железнодорожного колеса при эксплуатации / Л.І. Вакуленко, Ю.Л. Надеждин

// Тези доповідей XV Міжнародної молодіжної науково-практичної конференції «Людина і космос», Дніпропетровськ, 2013, с.539.

101. Вакуленко, Л.И. Влияние неметаллических включений на упрочнение матрицы металла при пластическом деформировании / Л.И. Вакуленко, О.А. Чайковский, С.В. Пройдак //Металловедение и термическая обраб. металлов. – 2013. - №1 (60). - С.28 - 33.

102. Вакуленко, Л. Механизм формирования повреждений при эксплуатации железнодорожных колес / Л. Вакуленко, С. Пройдак, Дыя Х, Кавалек А. //XIV International scientific conf. «New technologies and achievements in metallurgy, materials engineering and production engineering». 2013, Monografie. - char.1. – Czestochova, P.333-336.

103. Мямлин, С.В. О распределении деформации в металле железнодорожного колеса вблизи глобулярной частицы наметаллического включения / С.В. Мямлин, Л.И. Вакуленко // Тези доповідей 73 Міжнародної науково – практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту», Дніпропетровськ, 2013, с.269 – 271.

104. Александров, В.М. Введение в механику контактных взаимодействий / В.М. Александров, М.И. Чебаков. – Ростов-на-Дону: Изд-во ООО «ЦВВР», 2007, – 114 с.

105. Шадур, Л.А. Вагоны / Л.А. Шадур, И.И. Челноков, Л.Н. Никольский и др. - М.: Транспорт, 1980. - 439с.

106. Курдюмов, Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин - М.: Наука, 1977, - 236с.

107. Ларионов, В.П. Хладостойкость и износ деталей машин т сварных конструкций / В.П. Ларионов, В.А.Ковальчук - Новосибирск: Наука, 1976. - 206с.

108. Hayes, R.W. On the mechanism of delayed discontinuous plastic flow in an age-hardened nickel alloy / R.W. Hayes, W.C. Hayes // Acta Met. – 1982. - V.30. - P.1295 – 1301.

109. Вакуленко, Л. Разупрочнение углеродистой стали железнодорожного колеса после электрической импульсной обработки / Л.Вакуленко, С.Мямлин, А.Ковалек // XVI International scientific conf. «New technologies and achievements in metallurgy, materials engineering and production engineering» - Czestochova – 2015. - series: Monografie. - Nr 48. - P.369-372.

110. Вакуленко, Л.И. Повреждаемость при эксплуатации цельнокатаных железнодорожных колес повышенной прочности / Л.И.Вакуленко, В.Г.Анофриев // Вагонный парк. – 2013. - №4(73). - С.10 – 12.

111. Мямлин, С.В. Формирование повреждений поверхности катания железнодорожных колес / С.В.Мямлин, С.В.Пройдак, Л.И.Вакуленко // Вагонный парк. – 2014. - №1(82). - С.7 – 9.

112. Акустический аспект шероховатости рельсов и колес // Железные дороги мира. – 2010. - №12. - С.71 – 74.

113. Вакуленко, Л.И. Залежність розміру зерна аустеніту в сталі залізничного колеса від параметрів гарячої деформації / Л.И.Вакуленко // «Наука та прогрес транспорту». Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В.Лазаряна. 2015. – №2 (55). –Д.: Вид-во ДНУЗТ, С. 157–167.

ПРИЛОЖЕНИЯ

ЗАТВЕРДЖУЮ:

Начальник депо

«Нижньодніпровськ – вузол»

Г.М. Межуєв

« 9 » 12 2014р.

Акт використання

Комісія у складі головного інженера та начальника виробничо-технічного відділу ремонтного депо «Нижньодніпровськ – вузол» після ознайомлення з результатами дисертаційної роботи «Удосконалення технології обробки суцільнокатаних залізничних коліс з метою запобігання ушкоджень поверхні кочення» аспіранта Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. академіка В.Лазаряна Л.І. Вакуленка прийшла до наступного висновку.

Для вагонного депо мають визначене практичне значення матеріали дисертаційної роботи, що відносяться до аналізу джерел виникнення ушкоджень на поверхні кочення при експлуатації залізничних коліс вантажних вагонів. При виникненні вищербин на поверхні кочення колеса після формування повзунів, необхідно урахувувати локальне підвищення твердості металу. При відновленні профілю ободу обточуванням, з метою зниження розходу ріжучого інструменту, необхідно проводити заходи для зниження підвищеного рівня твердості металу. На підставі цього, застосування електричної імпульсної обробки дозволить здійснити локальне пом'якшення наклепаної ділянки металу після достатньо великих за розмірами повзунів. З метою запобігання надмірного пом'якшення металу ободу залізничного колеса, ушкоджена ділянка не повинна нагріватися до температур вище 550 градусів.

Упровадження таких заходів в технологічний процес ремонту залізничних коліс дозволить знизити втрати ріжучого інструменту.

Головний інженер



М.М. Любчак

Начальник виробничо-технічного відділу



В.Б. Зиненко

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач відділу структурної механіки
руйнування та оптимізації властивостей
матеріалів Фізико-механічного інституту

Г.В. Карпенка НАН України
д. т. н., професор



[Signature] О. П. Осташ

11

2014 р.

Акт використання результатів науково-дослідної роботи

Комісія у складі к.т.н., ст.н.с. відділу № 17 І. М. Андрейка та к.т.н., н.с. відділу № 17 В. В. Кулика після ознайомлення з результатами дисертаційної роботи Вакуленка Л. І. "Удосконалення технології обробки суцільнокатаних залізничних коліс з метою запобігання ушкоджень поверхні кочення", яка виконана у Дніпропетровському національному університеті залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна, прийшла до наступного висновку.

У відповідності з результатами науково-дослідних робіт, отриманими у ФМІ НАН України за останні роки, які, зокрема, відображені у відомчому нормативному документі "Додаткові вимоги до сталей суцільнокатаних високоміцних залізничних коліс", затвердженому в Укрзалізниці 21.11.2012 р., показано, що для запобігання утворенню дефектів типу "вищербина" на поверхні кочення залізничних коліс високої міцності шляхом підвищення циклічної тріщиностійкості колісних сталей необхідно вирішувати задачі не тільки отримання оптимального структурного стану металу, але і його хімічного складу.

В дисертації Вакуленка Л. І. проведено аналіз впливу вмісту вуглецю в колісних сталях на імовірність формування експлуатаційних дефектів на поверхні кочення в зоні контакту колесо-рейка. На підставі цього встановлено зв'язок між зростанням кількості поверхневих ушкоджень залізничних коліс і збільшенням вмісту вуглецю в колісній сталі. За отриманими результатами обґрунтовано необхідність обмеження максимального вмісту вуглецю в сталях, що призначені для виготовлення залізничних коліс, до 0,6%С, що є важливим науковим висновком дисертаційної роботи, який має суттєве практичне значення. Отриманий результат може бути корисним при розробці нових Технічних умов і Держстандартів на виробництво в Україні високоміцних залізничних коліс нового покоління.

Ст. н. с. відділу № 17, к. т. н.

[Signature]

І. М. Андрейко

Н. с. відділу № 17, к. т. н.

[Signature]

В. В. Кулик