

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту
імені академіка В. Лазаряна

На правах рукопису

Грищенко Микола Анатолійович

УДК 629.4.027.5:620.19

**ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ БЕЗПЕКИ
ЕЛЕМЕНТІВ КОЛІСНИХ ПАР НА ОСНОВІ ВИЗНАЧЕННЯ
МЕХАНІЗМІВ ФОРМУВАННЯ ДЕФЕКТІВ**

05.22.20 – Експлуатація та ремонт засобів транспорту

Дисертація на здобуття наукового ступеня
кандидата технічних наук

Науковий керівник
доктор технічних наук,
професор Вакуленко І. О.

Дніпропетровськ – 2015

ЗМІСТ

ВСТУП.....	4
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ПОШКОДЖЕНЬ КОЛІС, БАНДАЖІВ І ВІСЕЙ, ЗАЛЕЖНІСТЬ ЇХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВІД СТРУКТУРНОГО СТАНУ МЕТАЛУ.....	10
1.1. Статистичний аналіз пошкоджень коліс, бандажів і вісей в експлуатації.....	10
1.2. Вплив на конструктивну міцність коліс і бандажів типорозмірів їх елементів.....	13
1.3. Залежність комплексу властивостей елементів коліс, бандажів і вісей від структурного стану металу.....	15
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	26
2.1. Хімічний склад досліджуваних сталей.....	26
2.2. Визначення рівня і знаку залишкових напружень в залізничних колесах.....	27
2.3. Структурні дослідження.....	31
2.4. Визначення механічних властивостей металу коліс, бандажів, вісей.....	37
РОЗДІЛ 3. ПОВЕДІНКА ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПРИ СТАТИЧНОМУ ТА ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННЯХ.....	51
3.1. Особливості процесів зародження і зростання тріщини за умови статичного навантаження.....	51
3.2. Особливості процесів зародження і зростання тріщини за умови циклічного навантаження.....	64
РОЗДІЛ 4. АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ УШКОДЖЕННЯ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС, БАНДАЖІВ І ВІСЕЙ.....	77
4.1. Аналіз процесів формування ушкоджень при експлуатації залізничних коліс та бандажів.....	77
РОЗДІЛ 5. ПРАКТИКА ВИЗНАЧЕННЯ ПРИЧИН ФОРМУВАННЯ УШКОДЖЕНЬ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНИХ	

КОЛІС, БАНДАЖІВ, ВІСЕЙ.....	95
5.1. Визначення причин викришування металу по поверхні кочення	95
5.2. Формування тріщин поблизу поверхонь кочення.....	98
5.3. Вплив термічних тріщин на виникнення вищербин металу по поверхні кочення.....	102
5.4. Формування відколу металу на поверхні кочення.....	105
5.5. Формування різної орієнтації від поверхні кочення	
5.6. Ушкодження бандажів колісних пар під час експлуатації.....	123
5.7. Аналіз співвідношення між ушкодженнями залізничних колів в експлуатації.....	126
5.8. Оцінка роботи залізничної вісі колісної пари.....	128
РОЗДІЛ 6. РОЗРАХУНОК РАЦІОНАЛЬНОЇ ПЕРІОДИЧНОСТІ КОНТРОЛЮ І ОБТОЧКИ БАНДАЖІВ КОЛІСНИХ ПАР ЛОКОМОТИВІВ.....	147
ВИСНОВКИ.....	157
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	159
ДОДАТОК А.....	171
ДОДАТОК Б.....	172

ВСТУП

Сучасні умови експлуатації залізничного транспорту обумовлюють одночасне поступове зростання швидкості руху та збільшення навантаження на вісь колісної пари. Наведене збільшення інтенсивності роботи транспорту без розробки якісно нових рішень щодо конструктивних особливостей окремих вузлів, без урахування складних умов циклічного і динамічного вантажень, приведе до зростання кількості ушкоджень і, як наслідок цього, до передчасного виходу їх з експлуатації. Одними із таких складно навантажених елементів являються залізничні колеса, бандажі та вісі колісних пар.

Під час руху навантаженого вагону, колеса, бандажі та вісі сприймають наступні види навантажень:

- тиск колеса, бандажу, який відповідає певній частині навантаження віднесеного до площини контакту з рейками;
- динамічне навантаження від ударів об стики рейок;
- сили тертя, які виникають по поверхні кочення при гальмуванні, від взаємодії гальмівних колодок з колесами, бандажами;
- знакозмінні згинаючі навантаження на вісь колісної пари;
- сили тертя при ковзанні загальмованого колеса.

Окрім цього при експлуатації залізничні колеса і бандажі піддаються чисельним додатковим навантаженням, таким як збільшення ступеня пластичної деформації, нагріву металу по поверхні кочення, виникаючий градієнт внутрішніх напружень та ін. Проведеними чисельними дослідженнями встановлено, що розігрів поверхні металу колеса або бандажу по поверхні кочення відбувається головним чином за рахунок напружень тертя. При цьому приблизно до 75 % енергії перетворюється на тепло, яке сконцентроване в мікрооб'ємах поблизу плями контакту по поверхні кочення. Наведені впливання сприяють розвитку значних пластичних деформацій у вказаних об'ємах металу при їх нагріві до підвищених температур. При виході нагрітої ділянки із зони контакту відбувається одночасно швидке охолодження металу і зниження градієнту температур по товщині, що значною мірою впливає на

структурний стан приповерхневих шарів обода колеса і бандажу. На підставі цього можна вважати, що утворення різноманітних дефектів на поверхні кочення коліс та бандажів в значній мірі обумовлено співвідношенням властивостей металу, які змінюються в залежності від відстані від поверхні кочення і умовами взаємодії «колесо – рейка».

З урахуванням наведеного стає зрозумілим, що вирішення сучасної вагової проблеми по підвищенню безпеки експлуатації рухомого складу неможливо уявити без вирішення низки питань по підвищенню загальної якості металу та обґрунтованих обмежень експлуатаційного характеру. Якщо питання якості металу для коліс, бандажів та вісей вирішуються виробником, то умови експлуатації у своїй більшості обумовлюються залізничною галуззю. Таким чином, системний підхід до класифікації формуючихся дефектів в елементах залізничних коліс, бандажів і вісей, з урахуванням процесів структурних перетворень в металі, в залежності від умов експлуатації, дозволить визначити механізм і умови зародження осередків руйнування. Розробка заходів по попередженню виникнення наведених явищ є актуальним на сьогоднішні питанням.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.

Держдоговір на тематику Університету (галузевий план НДДКР від 05.03.07, №136-Ц №33.155; Др. №0108М003063); ДР 0110U007511 «Дослідження зразків нової вагонної техніки в реальних умовах експлуатації», 2010, 2011 р.; ГБ 31.00.13-15 «Розробка наукових основ і промислове випробування технології термомеханічного зміцнення при виготовленні високоміцних суцільнокатаних залізничних коліс», 2013, 2014 р.

Мета та задачі дослідження. Метою дослідження являється розробка пропозицій щодо підвищення експлуатаційної безпеки залізничних коліс, бандажів та вісей, на основі класифікації ушкоджень, які виникають під час експлуатації, визначення механізму та умов формування дефектів.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні завдання:

- провести аналіз закономірностей, які описують процеси зародження тріщини, та її інкубаційний етап зростання;
- виконати аналіз структурних змін при одночасному збільшенні ступеня пластичної деформації та температури при утворенні осередків руйнування;
- дослідити вплив кількості, розташування, дисперсності неметалевих включень на зростання тріщин;
- розробити моделі періодичності ремонтно-відновлювальних робіт для бандажів локомотивів;
- розробити класифікатор дефектів та методику з порядку визначення причин виникнення тріщин в суцільнокатаних колесах, на основі визначення характеру зародження осередків руйнування при експлуатації залізничних коліс;
- дослідити залишковий ресурс експлуатації вісей колісних пар.

Об'єкт дослідження. Процеси формування ушкоджень в залізничних колесах, бандажах та вісях при експлуатації.

Предмет дослідження. Закономірності процесів формування ушкоджень в залізничних колесах, бандажах та вісях залежно від умов експлуатації.

Методи дослідження. Процеси зародження осередків руйнування вивчали, використовуючи методи макро- та мікроструктурного аналізу. Механічні властивості металу визначали із аналізу кривих навантаження, твердість оцінювали за методами Брінеля, Роквелла, Віккерса. Розрахунки на математичній моделі проводили з використанням системи символічних розрахунків Maple.

Наукова новизна отриманих результатів. Наукову новизну мають перелічені результати досліджень, які вперше отримано в дисертації:

1. Вперше представлена класифікація виникаючих дефектів в залізничних колесах, бандажах, вісях колісних пар залежно від комплексного впливу чинників технології виробництва та умов експлуатації.

Наведена класифікація дефектів дозволяє визначити оптимальний напрям по проведенню ремонтно-відновлювальних робіт, оцінки можливості

використання виробу після ремонту. Доцільно використовувати при розробці нових та перегляду діючих нормативно-технічних документів на виготовлення залізничних коліс, бандажів та вісей з урахуванням підвищених сучасних норм експлуатаційної безпеки.

2. Вперше визначено, що коефіцієнт інтенсивності напружень для області інкубаційного зростання тріщини залежить від величини, яка характеризує початковий процес розповсюдження деформації через межі розподілу в структурі сталі.

Розробка відрізняється врахуванням впливу початкових етапів розповсюдження деформації на процес зростання тріщини.

3. Вперше визначено, що коефіцієнт інтенсивності напружень для області неконтрольованого росту тріщини зв'язаний параболічною залежністю з ударною в'язкістю вуглецевої сталі.

Розробка відрізняється врахуванням величини питомої енергії руйнування при динамічних навантаженнях на процес зростання тріщини за умови остаточного руйнування виробу.

4. Розроблено моделі процесів зношення гребеня та утворення прокату при експлуатації бандажів дало змогу розробити концепцію заходів щодо підвищення експлуатаційної безпеки.

Наведені заходи складаються з визначення моменту вилучення бандажу з експлуатації з метою проведення ремонтних робіт коли умови відповідають раціональному використанню виробу.

5. Отримали подальший розвиток уявлення, що мікротріщина яка зароджується на міжфазовій межі неметалевого включення–феритна складова структури вуглецевої сталі розповсюджується у напрямку з локально зниженим опором металу.

Наведені дані необхідні для розуміння впливу неметалевих включень на процеси зародження та зростання тріщин при експлуатації залізничних коліс, бандажів та вісей.

Практична цінність отриманих результатів. На підставі вивчення закономірностей формування ушкоджень в залізничних колесах, бандажах та вісях колісних пар від особливостей внутрішньої будови металу та умов експлуатації:

- Розроблено «Методичні вказівки з порядку визначення причин виникнення тріщин в суцільнокатаних колесах та руйнування їх в цілому».
- Розроблено спосіб обробки залізничних осей (Патент, 32095 Україна, МПК С21Д1/78).
- Розроблено спосіб визначення твердості по Брінеллю (Патент, 25887 Україна, МПК G01N29/00).
- Розроблено спосіб визначення напруження розблокування дислокацій σ_d при навантаженні (Патент, 31831 Україна, МПК В21В1/00).
- Розроблено міждержавний Стандарт «Оси чистовые для специального подвижного состава. Требования эксплуатационной безопасности».
- Розроблено методику визначення періодичності контролю стану бандажів.

Особистий внесок. Усі наукові положення дисертаційної роботи, що виносяться на захист, сформульовані автором особисто. Авторіві належить: постановка і обґрунтування мети роботи, планування і проведення досліджень, обробка і аналіз результатів експериментів, підготовка наукових статей до друку, участь в промисловому випробуванні результатів роботи. Постановка завдань і обговорення результатів досліджень виконані спільно з науковим керівником і співавторами публікацій. Виготовлення зразків, дослідження закономірності зміни мікроструктури, механічних властивостей, оцінка впливу експлуатаційного середовища на виникнення пошкоджень залізничних коліс, локомотивних бандажів та вісей колісних пар.

Апробація роботи. Матеріали роботи доповідались та обговорювались на науково-технічних конференціях та семінарах: 67, 68, 69, 73 і 74-й міжнародних науково-практичних конференціях «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (м. Дніпропетровськ, 2007, 2008, 2009, 2013, 2014); 7-

й Міжнародному науково-технічному семінарі «Современные проблемы подготовки производства заготовительного производства, обработки, сборки и ремонта в промышленности и на транспорте» (г. Свалява, Карпати, 2007); 8-й Міжнародній науково-технічній конференції «Инженерия поверхности и реновация изделий» (г. Ялта, 2008); 9 Міжнародному науково-технічному конгресі термістів та металознавців «ОТТОМ-9» (м. Харків, 2009); Міжнародній науково-технічній конференції «Стародубовські читання» (м. Дніпропетровськ, 2009); 5 Міжнародній науково-технічній конференції «Проблемы безопасности на транспорте» (г. Гомель, Білорусь, 2010); Відкритій науково-технічній конференції молодих науковців і спеціалістів Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України «Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи» (Львів, 2013); на засіданнях кафедри «Технологія матеріалів» Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна. У повному обсязі дисертаційна робота доповідалася на міжкафедральному семінарі кафедр «Вагони і вагонне господарство», «Локомотиви», «Технологія матеріалів», «Управління експлуатаційною роботою», «Безпеки життєдіяльності» Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В.Лазаряна (січень 2015 р).

Публікації. Основні положення дисертаційної роботи викладені в 35 наукових працях, серед яких 1 монографія, 13 наукових статей в спеціалізованих фахових виданнях, що входять до переліку рекомендованих Міністерством освіти і науки України для публікації результатів дисертаційних робіт, в тому числі 2 в журналах, що входять до наукометричних баз даних, 3 патенти, 17 тез доповідей на міжнародних конференціях.

Структура дисертації. Дисертація складається з вступу, 6 розділів, висновків і додатків, містить 172 сторінки, включаючи 145 сторінок основного тексту, 68 рисунка, 1 таблиці і список використаних джерел з 119 найменувань на 11 сторінках, 2 додатків на 2 сторінках.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ ПОШКОДЖЕНЬ КОЛІС, БАНДАЖІВ І ВІСЕЙ, ЗАЛЕЖНІСТЬ ЇХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВІД СТРУКТУРНОГО СТАНУ МЕТАЛУ

1.1. Статистичний аналіз пошкоджень коліс, бандажів і вісей в експлуатації

На протязі тривалого часу експлуатації залізничного транспорту проблема визначення причин формування ушкоджень залізничних коліс, бандажів та вісей колісних пар являлася актуальним питанням. Одним із напрямків досліджень являвся аналіз механізмів зародження дефектів, їх зміна в залежності від умов експлуатації коліс, бандажів, впливу хімічного складу металу, внутрішньої будови. На підставі отриманих результатів були розроблені чисельні методики випробувань, в тому числі натурні які дозволяли із визначеною вірогідністю прогнозувати безаварійну експлуатацію залізничного транспорту. Проте є ряд особливостей, які необхідно розглянути окремо.

Перша особливість умов взаємодії колеса з рейкою полягає в тому, що в місці контакту реалізується дуже високий тиск (більше 1000 МПа), який призводить, при великих коефіцієнтах тертя, до значних пластичних деформацій [1, 2]. Друга особливість процесу кочення коліс по рейкам – це існування прослизання. Наведене явище полягає в тому, що в процесі руху колеса особливо при проходженні кривих, виникає складова прослизання у поперек, яке більш небезпечніше чим повздовжнє. В процесі інтенсивного гальмування зростає вірогідність повного ковзання, що приводить не тільки до зміни геометричних розмірів коліс і бандажів але і до зміни властивостей металу [3], особливо в приповерхневих прошарках від поверхні кочення. Наведене складне впливання, яке за своїм характером може бути віднесено до термомеханічних, приводе до достатньо швидкого викришування поверхневих пошкоджених шарів металу під дією контактних напружень [4, 5].

На протязі останніх декількох десятиріч вивченню поведінки колісних сталей під дією різних схем циклічного навантаження приділялося достатньо уваги, що знайшло відображення в роботах Н.П. Щапова, Р.С. Николаева, Т.В. Ларина, Л.М. Школьника, В.П. Девяткина, Д.П. Маркова. [5-9] Є. П. Блохіна, А. А. Босова, О. М. Пшінька, С. В. Мямліна, І. О. Вакуленка, Г. В. Рейдемейстера, Б. Є. Боднаря, В. Ф. Ушкалова, М. Б. Кельріха, Л. А. Манашкіна, І. Е. Мартинова, П. С. Анісімова, Г. А. Кононенко, О. Л. Голубенка, М. І. Горбунова, Л. А. Мурадяна, О. М. Перкова та інш.

Разом з цим на сьогоднішній день недостатньо робіт, які присвячені комплексному вивченню причин виникнення дефектів в бандажах, вісях та колесах вантажних вагонів з урахуванням сучасних умов експлуатації рухомого складу та виникаючих додаткових чинників при використанні нових матеріалів в окремих елементах. У більшості випадків основними чинниками являється підвищення інтенсивності експлуатації рухомого складу, впровадження нових конструктивних рішень, сучасних нових матеріалів. Зміна динамічних навантажень рухомого складу, температурно-деформувальних умов, при використанні матеріалів з іншими властивостями, обов'язково повинні бути ураховані в нормативно-технічній документації, яка обумовлює необхідний рівень експлуатаційної безпеки залізничного транспорту [10].

Для отримання достовірних даних про технічний стан коліс, бандажів, вісей колісних пар в експлуатації, використовуються різноманітні методики збору і обробки інформації, які складаються із розділів:

- підготовку до збору інформації про технічний стан досліджуваного опорного елемента;
- обстеження технічного стану коліс, бандажів, вісей колісних пар;
- набір даних;
- обробка отриманої інформації.

Інформація, яка по відповідності отримана в процесі обстеження об'єктів, піддається якісному аналізу, по відповідності картам технічного стану колісних

пар. Визначення гарантовано недостовірного матеріалу дозволяє здійснити оцінку однорідності і щільності отриманої інформації.

Аналіз чисельних експериментальних даних, які отримані впродовж спостереження за колесами та бандажами в експлуатації дозволяє поділити дефекти на групи по якісним ознакам:

Дефекти поверхні кочення коліс і бандажів

- «повзун» (плоске місце);
- «навар» (зрушення металу на поверхні кочення);
- вищербини (викришування металу);
- вищербини по втомних тріщинах;
- вищербини по сітці термічних тріщин;
- місцеве розширення (розчавлення обода);
- поверхневий відкол зовнішньої грані обода;
- відкол кругового напливу.

Тріщини і злами

- подовжні тріщини обода;
- поперечні тріщини обода колеса і бандажу;
- сітка термічних тріщин в ободі колеса і бандажу;
- формування кільцевих тріщин.

Вісі колісних пар

- формування тріщин в місцях переходу від шийки до передпідматочини;
- виникнення ушкоджень по поверхневим дефектам елементів вісі колісної пари.

З урахуванням тенденції підвищення навантаження на вісь колісної пари, зростання середньої швидкості руху викликає необхідність удосконалення системи проведення аналізу причин передчасного вилучення залізничних коліс з експлуатації на основі класифікації дефектів. З іншого боку, різноманіття виникаючих ушкоджень може бути об'єднано в групи не тільки по якісним ознакам, але і по причинам, які приводять до їх формування.

Найбільш частіше використовують загальний принцип, який запроваджений на залізниці [11]. Так, несправності залізничних коліс класифікують за зовнішніми ознаками та за умовами їх виникнення:

- раптові (злам елементів колеса під час аварії, навари, повзуни);
- поступові (зношеність, місцева пластична деформація ободу колеса);
- незалежні та залежні, які охоплюють діапазон від несправностей експлуатаційного характеру та до тих, що виникають під час виготовлення;
- повні та часткові, коли неможлива або можлива подальша експлуатація виробу, відповідно.

1.2. Вплив на конструктивну міцність коліс і бандажів типорозмірів їх елементів.

Відомий вплив залишкових напружень, їх знак на зародження і розповсюдження тріщин різної природи походження у визначеній ступені може змінюватися від умов навколишнього середовища. Незалежно від температури у всіх випадках несприятливим є наявність розтягуючих напружень в поверхневому шарі металу ободу. При співпадінні сумісної дії залишкових напружень і ударних навантажень, коли пластична течія металу не встигає розвинути, відсутність релаксаційних явищ супроводжується зародженням тріщин [12].

З іншого боку, формування стискуючих напружень в поверхневому шарі залізничного колеса, бандажу сприяє зростанню опору розвитку процесів руйнування металу і, як наслідок цього, підвищується зносостійкість [13]. В порівнянні з суцільновиготовленими колесами, після посадки бандажу на колісний центр, в бандажі формуються розтягуючі напруження. При чому, невеликі відхилення в геометричних розмірах бандажів і центрів можуть приводити до зміни рівня остаточних розтягуючих напружень в широкому інтервалі значень.

Великого значення на поведінку металу залізничних коліс і бандажів при експлуатації набуває ступінь зростання енергії, яка вводиться в метал при гальмуванні супроводжується підвищенням не тільки температури приповерхневих прошарків, а і градієнта температури у глиб колеса. Наведений вплив на напружений стан обумовлений не стільки зміною геометричних розмірів (пропорційно коефіцієнту термічного розширення), скільки не оберненими процесами структурних перетворень внутрішньої будови металу.[14].

Якщо до випробувань напружений стан коліс, який визначався по методиці UIC 812-3, характеризувався збіжністю кінців розрізаного обода на 3...4 мм (напруження стискання), то у ряді випадків після гальмівних випробувань напруження переходили в розтягуючі (розбіжність складала 1...2 мм).

Отже, напружений стан коліс і бандажів в експлуатації визначається початковим рівнем остаточних напружень, ступенем наклепу та градієнтом накопичених дефектів металу тепловими напруженнями, які виникають при гальмуванні. Окрім цього, необхідно урахувати виникнення додаткового впливу на систему внутрішніх напружень при проведенні відновлювальних робіт (обточування коліс, бандажів, наплавлення гребеня).

Залізничні вісі колісних пар в процесі експлуатації піддаються складній схемі навантаження [15-17]. На основі аналізу епюри виникаючих напружень, вісі піддаються згину з обертанням при переміщенні вагону по прямій та додатковим напруженням при проходженні в кривих. На підставі цього, з урахуванням циклічно змінюючихся напружень, розвиток процесів втомлення вважається домінуючим при формуванні ушкоджень. Особливого значення набувають питання виготовлення вісей, дотримання вимог нормативно-технічної документації на виріб.

У зв'язку з цим визначення та класифікація ушкоджень, що виникають в процесі експлуатації залізничних коліс, бандажів і вісей дозволить обґрунтувати обмеження по використанню виробів після проведення відновлювальних робіт та продовження терміну експлуатації.

1.3. Залежність комплексу властивостей елементів коліс, бандажів і вісей від структурного стану металу.

Інтенсивний розвиток машинобудівної галузі, вимагає підвищення надійності експлуатації виробів залізничного транспорту. Окрім конструктивних рішень [18-20], на підвищення надійності експлуатації залізничних коліс, бандажів і вісей визначений вплив мають особливості внутрішньої будови вуглецевих сталей. Так, після виготовлення коліс, бандажів і вісей за технологією гарячої формоутворюючої операції, основними структурними елементами являються зерна структурно вільного фериту і колонії перліту. При цьому, збільшення кількості вуглецю супроводжується зростанням об'ємної частки перлітної складової і зменшенням частки структурно вільного фериту [21, 22], який розташовується примусово по великокутовим границям аустеніту. Ураховуючи, що твердість перлітної колонії приблизно в два рази перебільшує аналогічну характеристику фериту, збільшення перліту повинно підвищувати властивості міцності вуглецевої сталі. При цьому, пластичні властивості, опір крихкому руйнуванню металу коліс, бандажів і вісей достатньо часто змінюються неодноразово.

1.3.1. Вплив розміру зерна фериту

Для вуглецевих сталей з кількістю вуглецю 0,4...0,5 % окрім перліту значною перешкодою розповсюдженню пластичної деформації являється великокутова феритна границя [23]. На підставі цього, приріст деформуючого напруження, можна вважати, залежним від кількості зустрічаємих границь. Враховуючи, що в дрібнозеренній структурі загальна довжина границь в одиниці об'єму більша в порівнянні з грубозеренною, характеристики міцності із зменшенням розміру зерна фериту в сталі будуть зростати [24]. Аналіз експериментальних даних по залежності межі плинності (σ_{ϕ}) або міцності (σ_a) від розміру зерна фериту (d) [25-27] вуглецевої сталі на

достатньо високому рівні описується співвідношенням (в літературі носить назву Холла – Петча) [22]:

$$\sigma_0(\sigma_a) = \sigma_s + K_0 \cdot d^{-\frac{1}{2}}, \quad (1.1)$$

де σ_s – напруження тертя кристалічної решітки,

K_0 – коефіцієнт, який дає змогу оцінювати проникливість великокутових границь процесу розповсюдження пластичної деформації.

Використання наведеної залежності типу (1.1) дозволяє визначити стан твердих розчинів, неоднорідність розташування дефектів кристалічної будови, хімічну неоднорідність, які в свою чергу впливають на процеси зміни внутрішньої будови, і як наслідок цього, на поведінку металу від умов навантаження аж до моменту неконтрольованого росту тріщини [28].

Таким чином, використовуючи залежність типу (1.1) стає зрозумілим на підставі яких чинників, при зменшенні розміру зерна фериту, або іншого структурного елемента спостерігаємо зростання властивостей міцності вуглецевих сталей.

Враховуючи, що для виготовлення вісей колісних пар використовують сталі з вмістом вуглецю 0,4...0,45%, а залізничних коліс і бандажів від 0,55 до 0,65%С за стехіометрією об'ємна частка структурно вільного фериту може досягати значень від 50...45% до 25...30% для вісей і коліс відповідно. На підставі цього, неврахування впливу якоїсь однієї структурної складової на поведінку металу виробу при експлуатації, може привести до отримання хибного результату.

1.3.2. Вплив дисперсності перліту

Із зростанням об'ємної частки перлітної складової структури відбувається підвищення міцності сталі. З іншого боку, зміна морфології карбідної фази, її вплив на процеси зміцнення і знеміцнення металу під час навантаження має достатньо вагоме значення. В порівнянні з цементитом глобулярної форми

пластинковий, навпаки, входячи як складова частина перлітної колонії, спроможний приймати участь у пластичній деформації [22]. В порівнянні з низьковуглецевою сталлю, збільшення карбідної фази супроводжується відхиленнями при використанні співвідношення (1.1) для прогнозування рівня властивостей міцності сталі від розміру зерна фериту. При чому, чим більша об'ємна частка цементиту присутня в структурі металу, тим більший рівень відхилень спостерігається. Пояснення щодо наведеного впливу обумовлено зміною основного структурного елемента сталі.

Аналіз характеру розповсюдження деформації дозволяє визначити на підставі яких чинників диспергування карбідної фази супроводжується зростанням властивостей міцності сталей. За рахунок чого зміна морфології карбідної складової супроводжується якісними змінами її поведінки при деформації: від спроможності цементитних пластин перлітної колонії, до пластичної деформації та до повної крихкості, коли цементит присутній у вигляді глобулів.

По характеру свого впливу дисперсність перлітної колонії не відрізняється від впливу d фериту на міцнісні властивості, якщо d замінити на відстань між пластинами цементиту в перліті (λ). Таким чином, зростання дисперсності перліту вуглецевої сталі супроводжується підвищенням σ_T та σ_B . Аналогічний вплив спостерігається на рівень тріщиностійкості металу, особливо при понижених температурах навантаження.

1.3.3. Термічне зміцнення залізничних коліс, бандажів та вісей колісних пар.

Відомо, що при збільшенні швидкості охолодження одночасно зростає кількість зародків при фазовому перетворенні сталі, та знижується швидкість збільшення їх розмірів. На підставі цього, для феритоперлітних структур вуглецевих сталей, збільшення швидкості охолодження супроводжується подрібненням структурних складових: зменшення розміру зерна структурно

вільного фериту та товщини феритного прошарку перлітної колонії. З урахуванням співвідношення (1.1), диспергування структури супроводжується цілком зрозумілим підвищенням властивостей міцності вуглецевих сталей [29].

Після досягнення критичної швидкості охолодження, дифузійний механізм фазових перетворень в металі замінюється на проміжний (бейнітні структури) або тільки зсувний (мартенситні структури) [30]. Для масивних виробів, якими являються залізничні колеса, бандажі та вісі колісних пар існування градієнта температур по перетину не дозволяє досягти умов формування структур за зсувним механізмом на глибині вище критичного значення. Після припинення прискореного охолодження, сформовані структури за зсувним або проміжним механізмом на поверхні виробів піддаються розігріву від тепла внутрішніх об'ємів. В результаті наведеного впливу відбуваються процеси відпуску загартованих прошарків металу. Підвищення температури розігріву поверхневих об'ємів, супроводжується розвитком процесів виділення і огрублення часток карбідної фази, що має обов'язково відбиток на комплексі властивостей термічно зміцнених вуглецевих сталей.

Процеси термічного зміцнення мають за мету підвищення міцнісних характеристик опору зародженню тріщин, проводяться за різними технологічними схемами. Так, за схемою об'ємного гартування [31,32] коли розігріте колесо у вертикальному положенні обертають з одночасним зануренням у бак з охолоджувачем. Іншою технологією [33] передбачається охолодження обертаючого колеса з використанням спеціальних спреєрних пристроїв, як при одночасному, так і послідовному зміцненні окремих елементів. Після проведення охолодження колесо може піддаватися додатковій термічній обробці.

Залізничні бандажі, в залежності від призначення також піддають термічній зміцнюючій обробці. Найбільш розповсюджений спосіб – це складання бандажів у стовпи, розігрів до температур гартування та занурення у бак з охолоджувачем, з подальшим стабілізуючим відпуском.

Термічно зміцнююча обробка вісей найбільш частіше складається із занурення при обертанні в спеціальний бак з охолоджувачем на глибину меншу її радіуса.

У всіх випадках після термічного зміцнення досягається підвищення характеристик міцності виробів, опору металу зародженню крихких тріщин. Однак, при цьому ресурс накопичення дефектів кристалічної будови металу може суттєво знижуватися.

1.3.4. Вплив ступеня пластичної деформації на процеси зародження і росту тріщини

В процесі експлуатації залізничні колеса, вісі, бандажі піддаються локальним пружно пластичним деформаціям [34]. Поряд із станом та умовами навантаження вагового значення набувають однорідність розподілу та ступінь деформації. Враховуючи, що однорідність розподілу залежить від визначеної кількості чинників, перевищення обмежень хоч би по одному із факторів супроводжується локалізацією накопичення дефектів і, як наслідок цього, до зародження осередків руйнування [35]. Так, неоднорідність може обмежуватися окремими зернами або ще більш дрібними об'ємами деформованого металу.

Субмікроскопічна неоднорідність пластичної деформації обумовлена будовою мікрооб'ємів металу, анізотропією властивостей в межах окремих зерен. На підставі цього, можна вважати, що при різному структурному стані металу, в залежності від умов навантаження може мати місце зміна механізму пластичної деформації і, як наслідок цього, спостерігається зміна характеру поведінки металевих матеріалів.

В процесі навантаження вуглецевої сталі з різним структурним станом, швидкість накопичення дефектів, їх розташування можуть приводити до досягнення умов зародження тріщин в місцях з підвищеною концентрацією напружень [36]. За умови крихкого руйнування, стадія стабільного зростання тріщини зв'язана із стадією, яку найбільш частіше в літературі називають

стадією субкритичного росту [37]. Вважається, що наведена стадія охоплює період часу за якого тріщина зростає стабільно. Перехід до нестабільного росту відбувається за умови, коли тріщина має змогу зростати прискорено за рахунок накопиченої енергії деформації без зовнішнього додаткового її підводу. В умовах стабільного росту тріщини, спостерігається існування динамічної рівноваги між кількістю зароджених і анігілюючих дефектів. За умови квазікрихкого руйнування металу стадія стабільного росту тріщини обумовлена розкриттям тріщини. Нестабільність росту, яка проявляється у вигляді стрибка тріщини виникає за рахунок вичерпання ресурсу пластичності в локальних об'ємах металу попереду зростаючої тріщини.

Моделювання процесів накопичення дефектів при навантаженні металевих матеріалів показує, що досягнення моменту, який відповідає стадії стабільного росту тріщини відкидає урахування можливих початкових розбіжностей в структурному стані [38]. З іншого боку, відомо, що сталі з різним структурним станом (глобулярні, пластинкові структури та інші), якісно по різному ведуть себе при навантаженні [39]. Таким чином, необхідно урахувати наведені розбіжності в структурному стані металу, особливо на початкових етапах пластичного деформування [40].

Враховуючи, що зміна комплексу властивостей металу при зміні зовнішніх умов навантаження визначається локальним напруженим станом перед фронтом зростаючої тріщини, в якості критерію вибирають безрозмірну характеристику, яка дозволяє оцінювати локальний напружений стан в гирлі тріщини. Так, з урахуванням співвідношення між довжиною тріщини, ефективною поверхневою енергією та напруженням при руйнуванні, був отриманий параметр, який називають коефіцієнтом інтенсивності напружень [41]. В залежності від зміни умов зростання тріщини процес її зростання розподіляють на етапи. Вважається, що визначені порогові значення напруження відповідають умовам досягнення критичної інтенсивності напружень ($K_{\tilde{N}}$), при цьому спостерігається стрибкоподібна зміна розміру тріщини.

Однак, дуже складна схема розподілу деформації по поверхні кочення залізничних коліс і бандажів, циклічні навантаження на елементи залізничної вісі не дають змоги прогнозувати однозначний вплив можливих дефектів металургійного виробництва на характер поведінки виробу при експлуатації.

1.3.5. Вплив температури нагріву на комплекс властивостей холоднодеформованих сталей

Враховуючи, що при коченні залізничних коліс і бандажів по рейкам, відбувається накопичення дефектів кристалічної будови в їх приповерхневому шарі, зростання внутрішньої енергії системи являється рушійною силою структурних змін в холоднодеформованому металі. Підвищення температури нагріву супроводжується прискоренням розвитку процесів, які сприятимуть переходу металу до різного стану у декілька стадій у визначеній послідовності: повернення, полігонізація, рекристалізація [42, 43].

Так, на першій стадії відбувається перерозподіл накопичених дефектів, в процесі чого спостерігається незначне зниження їх концентрації [44]. Наступний етап, який має назву полігонізація являє собою перший низькотемпературний процес, розвиток якого супроводжується структурними змінами деформованого металу [45]. На цьому етапі відбувається формування субзерен. Наступний етап структурних змін називають рекристалізацією. На цьому етапі спостерігається зміна розміру та форми зерен.

Враховуючи, що сталі які використовують для виготовлення залізничних коліс та бандажів, вісей колісних пар мають визначену частку карбідної складової, зміна її морфології має визначений вплив на розвиток процесів деформаційного зміцнення при подальшому навантаженні виробів.

Розвиток структурних перетворень при нагріві холоднодеформованого металу обов'язково має відбиток на комплексі властивостей, особливо на процесах зародження та росту тріщин. Так, при нагріві до 300 °C в холоднодеформованому прошарку металу коліс і бандажів по поверхні кочення

взаємодія накопичених дефектів кристалічної будови з атомами вуглецю приведе до ефекту зміцнення з одночасним окрихненням [46]. При чому, розвиток наведених процесів (в літературі називають деформаційним старінням [22]) має місце в сталях як в процесі пластичної деформації при підвищених температурах, так і при окремому нагріві після припинення деформації [47]. Одне із пояснень щодо виникнення окрихнення металу засноване на зниженні проникливості великокутових границь фериту вуглецевих сталей розповсюдженню деформації [26-30]. Підтверджується наведене положення експериментальними даними по зміні деяких характеристик металу таких, як: внутрішнє тертя [30], електроопір [25], мікротвердість фериту та ін.

При нагріві холоднодеформованих середньо вуглецевих сталей до температур, які перевищують 300...350 °С прискорення процесів сфероїдизації в перлітної складової структури супроводжуються зниженням міцностних і підвищенням пластичних властивостей. Однак, при цьому необхідно урахувати, що характер зміни комплексу властивостей не має монотонного вигляду. Так, існування аномалій на кривих залежностей властивостей від температури нагріву, указує на неоднозначність розвитку процесів структурних змін і зв'язаних з ними властивостей. Особливого значення наведені процеси набувають при зародженні і рості тріщин. Так, вже невеликі зміни в співвідношенні між ступенем деформації, яка накопичується в процесі експлуатації виробу, температурою нагріву, витримкою при цих температурах, умовами охолодження та ін. достатньо часто приводять до зсуву місця положення аномалій в комплексі властивостей металу, що не дозволяє однозначно визначити головний чинник впливу.

Враховуючи, що визначена кількість залізничних коліс, бандажів, вісей колісних пар піддаються зміцнюючим термічним обробкам, при яких формуються складні структури, представляє значний інтерес поведінка сталі з такими структурами при пластичному деформуванні. Відомо, що при деформації сталей з неврівноваженими структурами при різних ступенях деформації може спостерігатися як зміцнення [48], так і знеміцнення металу

[36]. При малих пластичних деформаціях, в середньо вуглецевих сталях після гартування можна спостерігати розвиток процесів знеміцнення, що підтверджується зниженням межі плинності [49]. Подальше збільшення ступеня деформації дуже швидко приводить до зростання опору металу при навантаженні. При цьому спостерігається дуже швидке зниження і так малого запасу пластичних властивостей, що в решті решт переводить сталь у надкрихкий стан.

Таким чином, можна вважати, що без урахування конкретної схеми навантаження, ступеня та швидкості деформації, можливих нагрівів металу достатньо складно передбачити наслідки комплексного впливу експлуатаційного характеру на процеси зародження ушкоджень в елементах коліс, бандажів та вісей колісних пар.

1.3.6. Вплив знакозмінного навантаження на властивості міцності сталі

Враховуючи, що в умовах високих тягових і гальмівних потужностей процес руху відбувається на межі зчеплення, питання оптимального структурного стану залізничних коліс та бандажів стає достатньо актуальним. Окрім цього, для підвищених швидкостей руху значно збільшується температурне впливу особливо в зоні контакту колесо-рейка. Наведений вплив в значній мірі пов'язаний не тільки із структурним станом металу залізничних коліс та бандажів, а і з особливостями процесу гальмування. Порівняльний аналіз впливу дискових гальмівних пристроїв і колодочної схеми на метал по поверхні кочення, показав існування спільних рис, так і свої особливості. На підставі чисельних експериментальних досліджень, з урахуванням умов експлуатації, вважається за необхідне ввести поняття: оптимальний структурний стан металу залізничних коліс та рейок [39].

При цьому необхідно передбачити, що сам характер структурних змін в металі залізничного колеса під час експлуатації може суттєво змінюватися в залежності від використаної схеми гальмування [40].

Так, при гальмуванні з використанням гальмівних колодок визначено, що стискування залізничних коліс по поверхні кочення сприяє, з достатньо високою швидкістю, підвищенню температури в приповерхневих прошарках металу.

Окрім цього відомо, що пляма контакту залізничне колесо – рейка має достатньо малий розмір, а на поверхні кочення в процесі руху формується лише вузька смуга з певним ступенем наклепу, неоднорідність розподілу деформації може досягати високих значень.

З урахуванням експлуатації рухомого складу в різних кліматичних умовах приповерхневі прошарки металу, від поверхні кочення залізничних коліс і бандажів, можуть піддаватися пластичній деформації при понижених температурах. В порівнянні з підвищеними температурами деформування, коли основним механізмом розповсюдження пластичної течії являється ковзання дислокацій по певним кристалографічним системам [26, 27], зниження температури може супроводжуватись включенням іншого механізму. Ще більший поштовх до зміни механізму деформації може спостерігатися при одночасному впливі – низькі температури і високі швидкості навантаження. На підставі цього можна вважати, що одночасне зниження температури і зростання швидкості деформації, в тому числі сконцентроване ударне навантаження, можуть сприяти розвитку деформації в приповерхневих прошарках від поверхні кочення коліс і бандажів за механізмом, при якому лінії ковзання відсутні а формуються двійники та смуги скидання [30]. Формування двійників та смуг скидання супроводжуються неоднорідним розподілом дефектів кристалічної будови і, як наслідок цього, виникненням структурної неоднорідності при нагріві металу. В цьому випадку при нагріві до температур початку розвитку процесів сфероїдизації, перші глобулі цементиту виникають у найбільш деформованих місцях – на перегибах смуг скидання. Ще більш

складні процеси внутрішньої перебудови в вуглецевих сталях спостерігаються при послідовному або паралельному впливанні від деформування за різними схемами та нагріву металу. Аналіз та систематизація отриманих результатів показує, що при поодинокій дії окремого чинника характер впливу може суттєво відрізнитися від комплексної дії. У більшості випадків при одночасній дії від декількох чинників може не виконуватися адитивний внесок. В дійсності достатньо часто спостерігається складний вплив, який має непередбачуваний характер.

Для досягнення поставленої мети в дисертаційній роботі необхідно вирішити наступні **задачі**:

1. Провести аналіз закономірностей, які описують процеси зародження тріщини, та її інкубаційний етап зростання.
2. Виконати аналіз структурних змін при одночасному збільшенні ступеня пластичної деформації та температури при утворенні осередків руйнування.
3. Дослідити вплив кількості, розташування, дисперсності неметалевих включень на зростання тріщин.
4. Розробити моделі періодичності ремонтно-відновлювальних робіт для бандажів локомотивів.
5. Розробити класифікатор дефектів та методику з порядку визначення причин виникнення тріщин в суцільнокатаних колесах, на основі визначення характеру зародження осередків руйнування при експлуатації залізничних коліс.
6. Дослідити залишковий ресурс експлуатації вісей колісних пар.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

В процесі експлуатації залізничні колеса, бандажі та вісі колісних пар піддаються різноманітним складним навантаженням. З іншого боку, при виготовленні, в залежності від форми виробу, технології термічного зміцнення формуються залишкові напруження, які неодмінно накладаються на систему напружень при експлуатації. Для оцінки впливу наведених напружень на поведінку виробу при експлуатації, ресурсу його роботи, були проведені різноманітні дослідження комплексу властивостей металу, його внутрішньої будови.

2.1. Хімічний склад досліджуваних сталей

До комплексу досліджень обов'язково входить вивчення хімічного складу металу виробу, які проводились на атестованому устаткуванні спеціально підготовленими фахівцями. В якості об'єкта для досліджень були відібрані зразки вуглецевих сталей, які використовуються для текучого виробництва залізничних коліс, бандажів і вісей колісних пар комбінатів ВАТ НТЗ «Інтрерпайп», ОАО «Дніпровський металургійний комбінат імені Дзержинського», Вексунського, Нижньотагільського комбінатів (РФ), які були замаркіровані: (№1 – 86 2 42685 20 3592200; №2 – 84 2 05280 18 181732; №3 – 01 2 32305 20 037692; №4 – 02 2 21189 20 045642); Бандажі (№ 1 – 2259216310; № 2 – 2259216382; № 3 – 539741258); Вісі колісної пари (№ 1 – 518807 24356; № 2 – 17164)

Результати дослідження хімічного складу вуглецевих сталей наведені в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Результати визначення хімічного складу сталей досліджуваних залізничних коліс, бандажів, вісей колісних пар

№ плавки, маркіруван ня	Вміст елементів, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti
				не більше 0,035						
Залізничні колеса										
1	0,61	0,78	0,30	0,027	0,027	0,14	0,09	0,15	0,005	–
2	0,55	0,72	0,31	0,018	0,02	0,1	0,06	0,08	0,006	–
3	0,57	0,68	0,33	0,009	0,01	0,07	0,06	0,09	0,002	–
4	0,57	0,66	0,32	0,012	0,014	0,09	0,04	0,06	0,023	–
ГОСТ 10791	0,50 ... 0,65	0,50 ... 0,90	0,22 ... 0,45	0,035	0,040	не більше 0,25 % кожного			–	–
Бандажі										
1	0,61	0,72	0,29	0,011	0,011	0,09	0,05	–	–	–
2	0,59	0,74	0,29	0,008	0,008	0,09	0,05	–	–	–
3	0,58	0,69	0,33	0,014	0,009	0,12	0,07	0,08	0,024	–
ГОСТ 398	0,57	0,60	0,22	не більше						
	... 0,65	... 0,90	... 0,45	0,035	0,040	0,20	0,25	0,30	–	–
Вісі колісних пар										
1	0,46	0,75	0,22	0,017	0,016	–	–	–	–	–
2	0,44	0,66	0,25	0,022	0,033	0,06	0,03	0,05	–	–
ГОСТ 31334-2007	0,40	0,55	0,15	0,040	не більше					
	... 0,50	... 0,90	... 0,35		0,040	0,30	0,30	0,25	–	–

2.2. Визначення рівня і знаку залишкових напружень в залізничних колесах

Зовнішній вигляд перетинів залізничних коліс і бандажів наведений на рис. 2.1 і 2.2 відповідно, а вигляд вісі на рис. 2.3.

Метод оцінки залишкових напружень у суцільнокатаних колесах (рис. 2.1) по вимогах UIC 812-3 полягає в радіальному розрізі колеса між двома мітками, які нанесені на відстані 100 мм одна від одної на грані обода, після чого проводиться оцінка їх положення. Залишкові напруження оцінюють по розмірах відстані між відмітками, які після розрізання колеса повинні зменшитися не менше ніж на 1 мм.

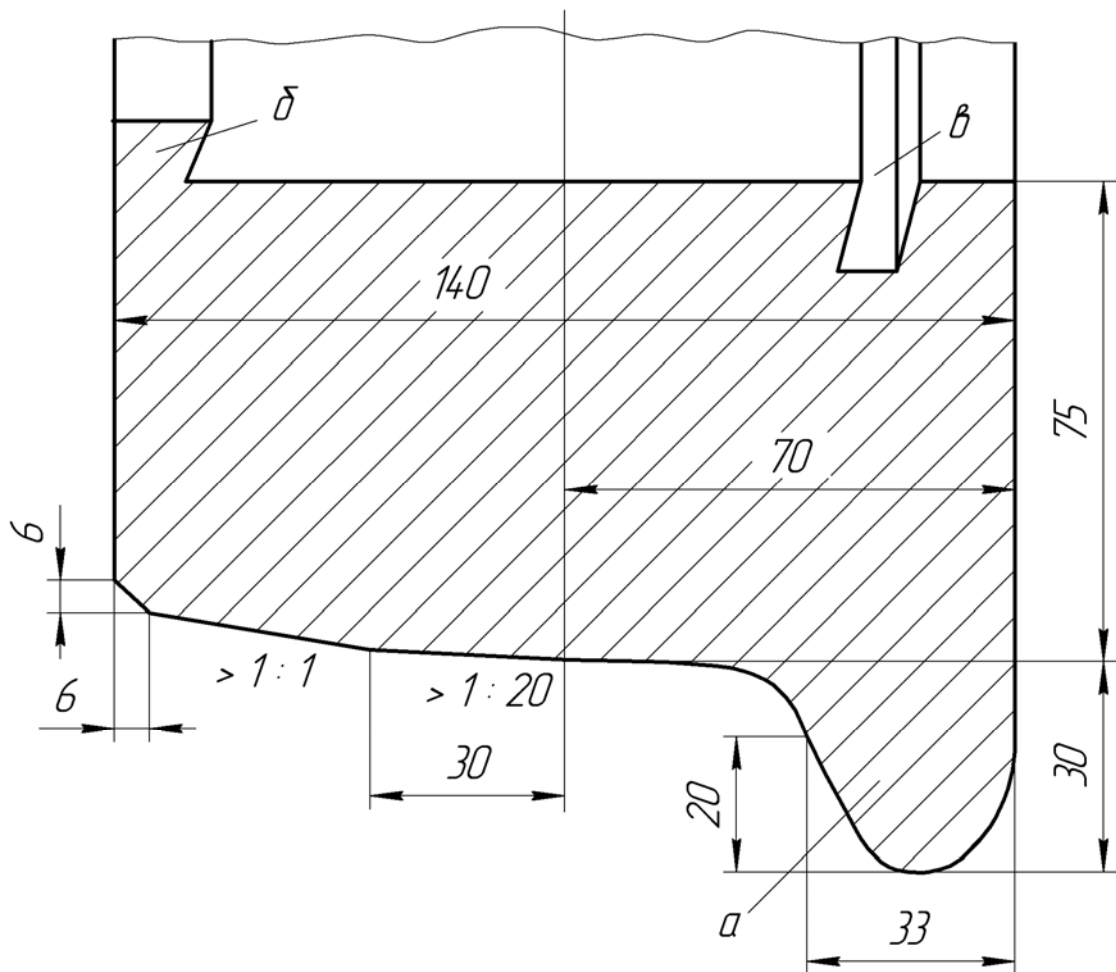


Рисунок 2.2 – Поперечний переріз бандажу локомотива

а – гребінь;

б – бурт для упору обода колісного центру;

в – паз для пружинного кільця.

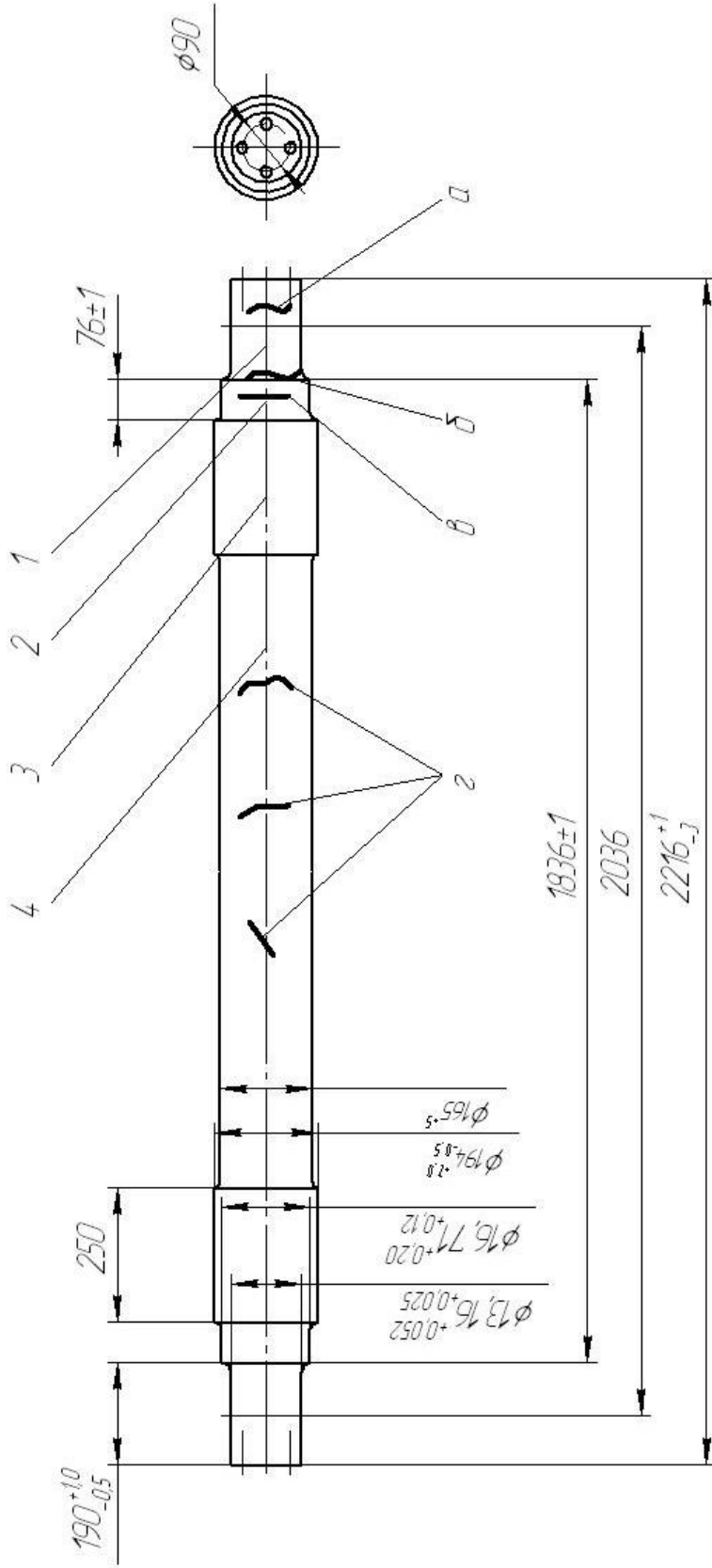


Рисунок 2.3 – Вісь колісної пари вантажного вагона

1 – шийка; 2 – передпідматочина; 3 – під маточина; 4 – середня частина;

а – тріщина на шийці осі; б – тріщина на галтелі шийки;

в – на циліндричній поверхні передпідматочини; г – тріщини в середній частині вісі.

2.3. Структурні дослідження

2.3.1. Дослідження макроструктури

Макроструктуру вивчали за допомогою методик приведених в [50-52]. Аналіз макроструктури спрямований на оцінку хімічної неоднорідності (ліквація хімічних елементів) та на визначення дефектів внутрішньої будови метала. Для цього з фрагментів (рис. 2.4, 2.5) коліс та бандажів вирізали поперечні темплети (рис. 2.1, 2.2). Далі проводили зняття відбитків на сірку по Бауману та глибоке витравлювання [50, 51]. Визначення вигляду та оцінку наявності дефектів по макроструктурним дослідженням проводили використовуючи спеціальні еталонні зразки.

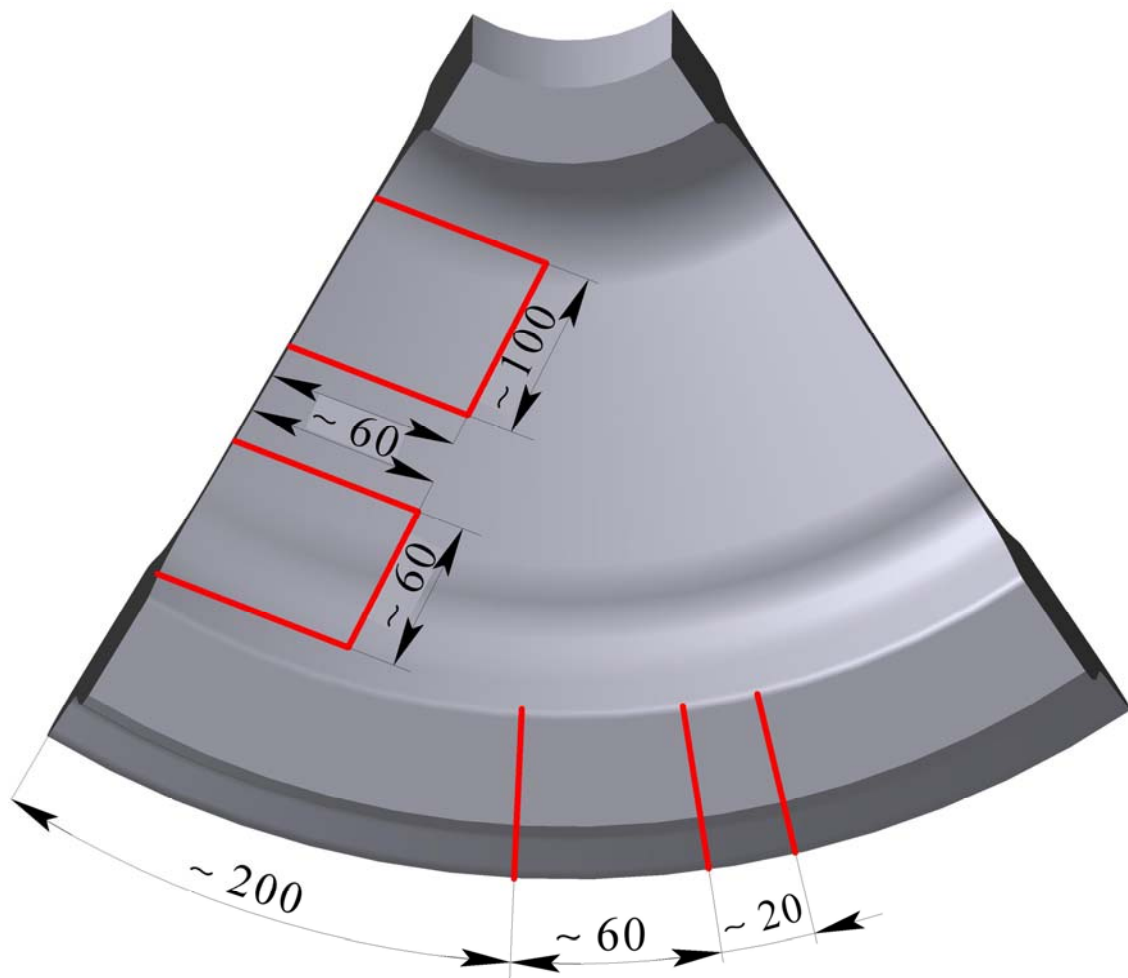


Рисунок 2.4 – Розміри фрагмента колеса для досліджень

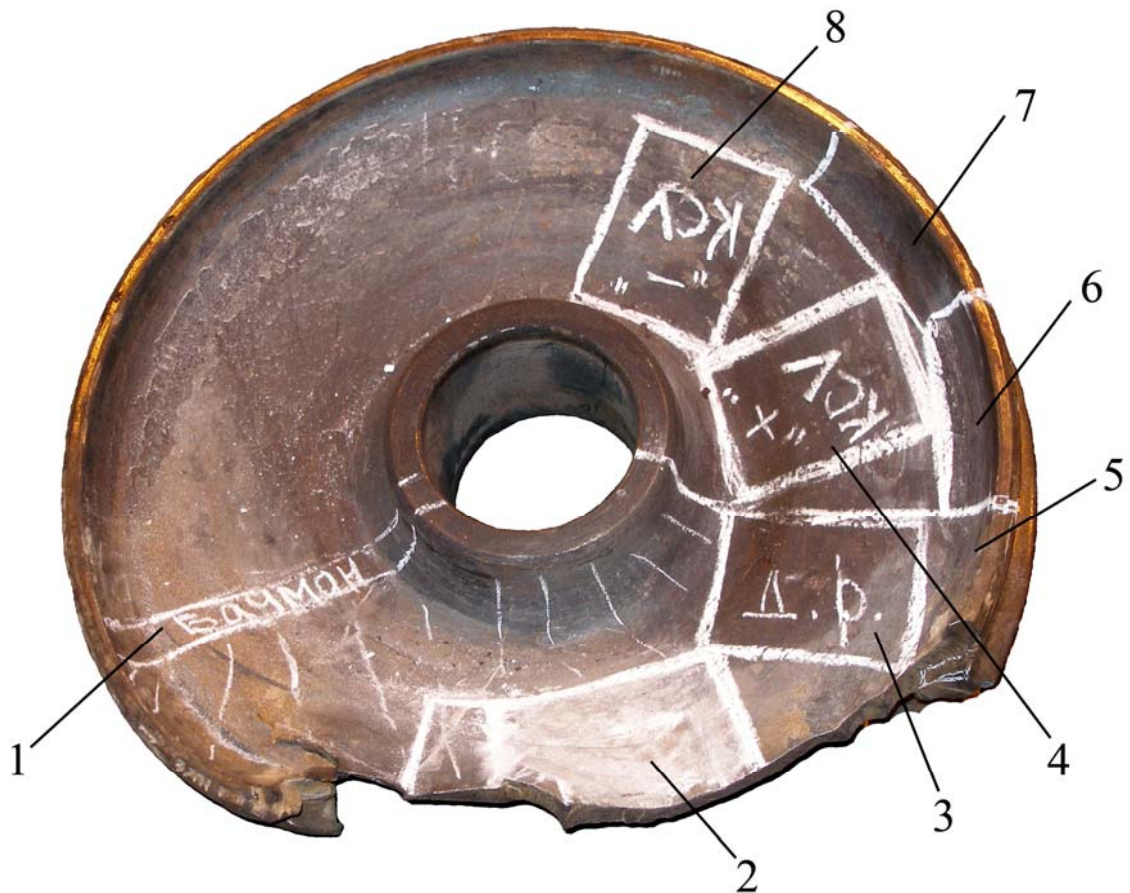


Рисунок 2.5 – Схема відбору зразків для досліджень:

- 1 – Область відбору зразків для оцінки макроструктури радіального перетину колеса; 2 – Область відбору зразків для дослідження мікро- та макроструктури металу в зоні зламу; 3 – Область відбору зразків для проведення випробувань металу диска на розтягання; 4 – Область відбору зразків для проведення випробувань металу диска на ударну в'язкість при температурі +20 °С; 5 – Область відбору зразків для проведення випробувань металу обода на ударну в'язкість при температурі +20 °С; 6 – Область відбору зразків для оцінки твердості обода по перетину; 7 – Область відбору зразків для оцінки забрудненості сталі неметалевими включеннями, визначення хімічного складу сталі, розподіл твердості по перетину обода; 8 – Область відбору зразків для проведення випробувань металу диска на ударну в'язкість при температурі -60 °С.

2.3.2. Дослідження мікроструктури

Дослідження мікроструктури виконували під світловим металографічним мікроскопом «Eriquant». Шліфи виготовляли з металу поблизу місць дефекту або руйнування виробу. Підготовка для мікроструктурних досліджень окрім механічного шліфування включала в себе електролітичне полірування [51]. Операція електролітичного полірування виконувалась для видалення деформованого прошарку металу при механічному шліфуванні. Дану операцію виконували в хлорно-оцтовому електроліті [51].

Проводили оцінку неметалевих включень порівнюючи структурні особливості металу з еталонними шкалами при аналізі визначеної поверхні попередньо протравлених шліфів по [53].

Розмір структурних складових визначали використовуючи методики кількісної металографії [54, 55].

Метод Джефріса

Суть метода. Якщо на матовому склі мікроскопа підрахувати кількість зерен, то можна знайти середній розмір зерна металу. Для вуглецевих сталей це розмір зерна фериту.

Так, повну кількість зерен, які попали в площину дослідження підраховують по залежності:

$$n = p + 0,5 \cdot q; \quad (2.1)$$

де p – число цілих зерен в площинні;

q – число зерен, які попали частково.

Але це за рахунок того, що не всі зерна які попали в площину дослідження діляться на рівні половини отримаємо визначену площину. Для зниження помилки вводять додаткову складову і формула (2.1) приймає вигляд:

$$n = p + 0,5 \cdot q - 1; \quad (2.2)$$

Після підрахунку кількості зерен в площині дослідження, знаходимо середню площину зерна:

$$F = \frac{S}{M^2 \cdot n}; \quad (2.3)$$

де S – площа, на якій підраховуємо зерна;

M – збільшення мікроскопа.

Остаточно маємо:

$$d = k\sqrt{F}; \quad (2.4)$$

де k – коефіцієнт форми зерна. Коли форма зерна наближується до рівностороннього трикутника $k = 2,28$, для квадрата $k = 2$, для шестикутника $k = 1,86$.

Метод Салтикова

Суть метода полягає в підрахунку числа зерен на визначеній поверхні, які замінюють підрахунком таких точок, які зв'язані з кількістю зерен. За такі точки приймають стики великокутових границь зерен.

Приймають, що в кожній вузловій точці на шліфі сходяться три зерна. Це положення являє собою першу ознаку по використанню наведеного методу. Для спрощення методики приймають, що криволінійні границі зерен можна замінити на прямі. В цьому випадку зерна на шліфі представляють собою випуклі багатокутники.

Не зупиняючись спеціально на вигляді формул маємо робоче співвідношення між кількістю вузлових точок на визначеній поверхні (M) та числом зерен (n):

$$M = 2n \quad (2.5)$$

Далі як за методом Джефріса. Для отримання надійних результатів, загальне число точок не повинно бути меншим 200.

Метод двох взаємноперпендикулярних діаметрів.

Суть метода. Після проєкції структури на скло фотокамери, зразок орієнтують таким чином, щоб витягнуті зерна, наприклад після пластичної деформації, співпадали з одним з діаметрів, які нанесені на матове скло.

Підрахунок ведуть на одному і на другому діаметрі. Середнє значення поверхні зерна розраховують по залежності:

$$F = \frac{D^2}{M^2 p \cdot q}, \quad (2.6)$$

де M – збільшення,

p, q – кількість зерен підрахованих по двох діаметрах. Далі з використанням (2.4).

2.3.3. Фрактографічні дослідження

Поверхня зламу, яка була сформована внаслідок руйнування металу елементів колеса, являє собою низку різноманітних послідовно протікаючих процесів, які врешті рещт приводять до виникнення дефектів. Вигляд зламу залежить від умов навантаження, наявності або відсутності дефектів металургійного виробництва металу, кристалічної будови, анізотропії властивостей, ліквацийних явищ та ін. Макрофрактографічний аналіз зламу складається з візуальних досліджень або при використанні незначних збільшень (до 20 разів) [50-52]. Підвищенні збільшення або мікрофрактографія, яка охоплює діапазон збільшень від 50 до деякої межі, яка обумовлена параметрами елементів з яких складається пристрій збільшення, довжиною хвилі випромінювання та іншими впливаннями.

Наведений аналіз дозволяє провести оцінку зламу в цілому та визначити якісні особливості окремих об'єктів, які в подальшому можуть бути використані для більш поглибленого дослідження.

Підготовка та збереження об'єктів дослідження.

Всі пошкодження, що ведуть до зменшення інформації, яку вміщає злам, можна підрозділити на механічні і хімічні.

Механічні пошкодження – від взаємодії з іншими металами або металевими частинами різних приладів при вилученні з міста відбору зразка та при транспортуванні. Для запобігання пошкоджень злами захищають різного

роду тканинами та ін. Не слід торкатися поверхні зламу пальцями або протирати його. Якщо необхідно досліджувати окремі фрагменти зруйнованого виробу, то не слід робити спроби до їх з'єднання.

Хімічні пошкодження(корозійні). Найбільш частіше поверхню зламу необхідно висушити в струмені сухого повітря, а потім зробити умови для запобігання впливу навколишнього середовища: вологість, гази та ін.

Для очищення зламів металів використовують наступні засоби:

- обдування сухим повітрям, при цьому знімають не щільно зв'язані частки пилу та інших забруднень. Очищення м'якою кистю з особливою обережністю, щоб не пошкодити поверхню зламу [51];
- обробка різними сумішами кислот для видалення з поверхні окислів різної природи. Найбільш частіше при цьому не використовують щіток [51];
- ультразвукове очищення з використанням сумішей миючих засобів з водою. Наведений засіб дуже ефективний і не призводить до пошкодження зламу.

Підготовка об'єкта до дослідження зламу.

При необхідності визначення причин зламу в відносно великому виробі – вісь колісної пари, залізничне колесо та інше, з нього відрізають заготовку, використовуючи газове розрізання металу. Для запобігання термічного впливу на властивості металу, від місця руйнування відступають до 100 мм та проводять відрізання заготовки (рис. 2.4).

З відрізаної заготовки, з визначеної її частини, подальше вирізають(без збільшення температури) зразок для досліджень. Його розміри повинні відповідати розмірам зразка, які приведені в інструкції до приладу на якому будуть проводитись дослідження.

В випадку наявності вторинних тріщин, які спрямовані у глиб металу від поверхні зламу, проводять розкриття цих (вторинних) тріщин. Обумовлено це тим фактом, що первинний злам може бути пошкодженим від механічного

впливання або відбулося впливання агресивного навколишнього середовища (хімічні впливання). Існують декілька методик досліджень, які використовують в наведених випадках.

Роблять механічні зрізи металу під необхідним кутом до поверхні первинного зламу, найбільш частіше перпендикулярно [51]. Це необхідно для знаходження гирла тріщини та проведення аналізу етапів її зростання.

При формуванні зламу при низьких температурах необхідно провести заходи для запобігання формування шару конденсату на поверхні.

Для всіх випадків при дослідженнях розкриття тріщин, необхідно провести оцінку або вимірювання розміру розкриття берегів тріщини до навантаження.

2.4. Визначення механічних властивостей металу коліс, бандажів, вісей

Оцінка механічних властивостей металу проводилась у відповідності з вимогами [56-61] (рис. 2.5):

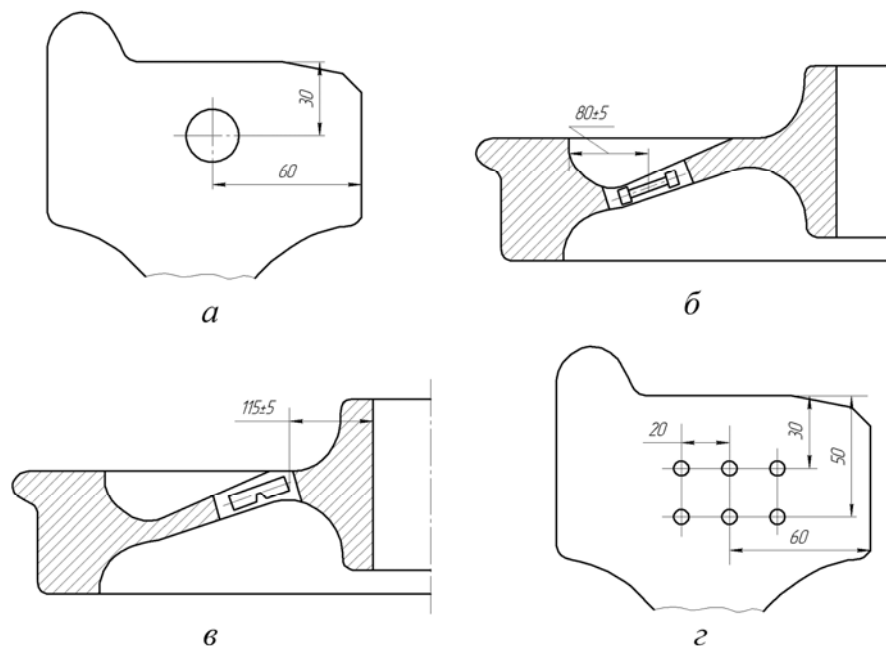


Рисунок 2.5 – Місця вирізання зразків для випробування:

а, б – на розтягіння; в – на ударну в'язкість; г – точки вимірювання твердості.

– Визначення твердості та механічних властивостей при статичних умовах навантаження;

- Визначення ударної в'язкості і в'язкості руйнування металу;
- Визначення міцнісних характеристик при втомленні (оцінка витривалості).

Характеристики механічних властивостей металу залізничних коліс і бандажів які визначали за вимогами [56, 57] відповідали рівню значень на певній глибині від поверхні кочення.

2.4.1. Визначення механічних характеристик при розтяжінні

Визначення механічних характеристик при розтяжінні виконували на універсальній машині типу “Инстрон”. В процесі випробування записували діаграму розтяжіння, яка в подальшому перераховувалась і будувалась в істинних координатах: істинні напруження – (σ_j) – істинна деформація (ε_j) . Обумовлено це тим, що навантаження яке визначається із діаграми деформації повинна бути віднесена не до початкової площі поперечного перерізу зразка (F_0) , а до істинного значення (F_j) . На підставі непереривності поширення деформації і збереження незмінним об'єм деформованого металу, істинні ε_j та F_j визначаються із співвідношень:

$$\varepsilon_j = \ln\left(\frac{l_j}{l_0}\right) \quad (2.7)$$

$$F_j = \frac{F_0 \cdot l_0}{l_j} \quad (2.7a)$$

де $l_j = l_0 + \Delta l_j$, l_0 – початкове значення довжини робочої частини зразка, Δl_j – видовження робочої частини зразка.

Істинні значення навантаження визначають із залежності:

$$\sigma_j = \frac{P_j}{F_j}, \quad (2.8)$$

де P_j – поточне значення навантаження, яке відповідає видовженню зразка Δl_j .

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V}{l_a}, \quad (2.8a)$$

де $\dot{\varepsilon}$ – швидкість деформації (сек⁻¹);

V – швидкість переміщення активного захвату випробувальної машини (мм/сек);

l_a – довжина робочої частини зразка (мм).

Основні стандартні характеристики міцності подаються умовними нормальними напруженнями – відношеннями відповідних зусиль F до початкової площі поперечного перерізу зразка S_0 . Зусилля визначають за показами сило вимірювальних пристроїв випробувальних машин при випробуванні зразків.

Границя пропорційності $\sigma_{1\delta}$ – умовне напруження, до якого в матеріалі зберігається лінійна залежність між навантаженням і видовженням, вираховують за формулою:

$$\sigma_{1\delta} = \frac{F_{1\delta}}{S_0}. \quad (2.9)$$

При графічному визначенні границі пропорційності за розрахункову величину $F_{1\delta}$ приймають зусилля, при якому відхилення від лінійної залежності між навантаженням і видовженням сягає певної величини. Переважно допуск при визначенні $F_{1\delta}$ задають відхиленням від прямо пропорційної залежності не більше як 0,01%.

Границю текучості фізичну σ_0 визначають як найменше напруження, за якого зразок деформується без помітного зростання навантаження і якому відповідає сходинка текучості на діаграмі розтягання:

$$\sigma_0 = \frac{F_0}{S_0}. \quad (2.10)$$

Границю текучості умовну $\sigma_{0,2}$, при якій величина пластичної (залишкової) деформації сягає 0,2%, визначають за відсутності на кривій розтягання сходинки текучості за формулою:

$$\sigma_{0,2} = \frac{F_{0,2}}{S_0}. \quad (2.11)$$

Із залежності $\Delta l = \frac{(0,2 \cdot l)}{100}$ визначають абсолютне видовження зразка на робочій довжині зразка l , яке відповідає залишковій деформації 0,2%. Його значення відкладають вздовж осі абсолютного видовження діаграми розтягання. З точки, що відповідає 0,2% деформації, проводять пряму, паралельну до прямолінійного відрізка кривої деформації. Точка її перетину з кривою деформації відповідає зусиллю $F_{0,2}$.

Границю міцності $\sigma_{\text{а}}$ – напруження, яке відповідає найбільшому зусиллю F_{max} , що передуює руйнуванню зразка, вираховують за формулою:

$$\sigma_{\text{а}} = \frac{F_{\text{max}}}{S_0}. \quad (2.12)$$

Для визначення границі міцності зразок плавно навантажують до руйнування.

Пластичність матеріалу характеризують відносні видовження та звуження.

Відносне видовження зразка після руйнування δ (%) визначають за формулою:

$$\delta = \frac{l_e - l_0}{l_0} \cdot 100\%, \quad (2.13)$$

де l_0 і l_e – відповідні початкова і кінцева розрахункова довжина зразка.

Для визначення розрахункової кінцевої довжини l_e дві частини зразка після руйнування щільно складають так, щоб їх осі утворили пряму лінію. Вимірюють l_e між мітками, що обмежують розрахункову довжину.

Відносне звуження ψ (%) характеризує граничну здатність матеріалу до пластичного деформування при розтяганні до руйнування. Його вираховують за формулою:

$$\psi = \frac{S_0 - S_e}{S_0} \cdot 100\%, \quad (2.14)$$

де S_0 і S_ϵ – площі відповідно початкового перерізу зразка й перерізу в місці руйнування (шийки).

Відносне звуження визначають переважно на циліндричних зразках (площу поперечного перерізу в місці руйнування плоских зразків складніше визначити в наслідок зміни його форми). Мінімальний діаметр зразка в місці руйнування d_ϵ визначають за результатами вимірювань штангенциркулем у двох взаємно перпендикулярних напрямках, попередньо склавши дві половинки зруйнованого зразка по поверхні зламу. За середнім арифметичним значенням d_ϵ вираховують площу поперечного перерізу F_ϵ в місці руйнування.

2.4.2. Визначення ударної в'язкості

Ударні випробування здійснюється на маятникових копрах. Випробовуваний зразок розташовується, як балка, яка лежить на двох опорах. Удар завдається посередині, проти надрізу на зразку з протилежного боку. Форма зразків і умови випробування повинні бути стандартними для забезпечення порівнянності результатів випробування.

Мета випробування полягає у визначенні питомої ударної в'язкості, мірою опору удару, що є мірою опору удару, кгм/см²

$$a_i = \frac{A}{F_0} \quad (2.15)$$

де A – робота, що витрачається для руйнування стандартного зразка ударним навантаженням;

F_0 – площа поперечного перетину зразка в місці надрізу.

На руйнування зразка затрачається робота:

$$A = P(H - h) \quad (2.16)$$

де: P – вага маятника;

H – висота підйому маятника до удару;

h – висота підйому маятника після удару.

2.4.3. Методи оцінки твердості, мікротвердості

Однією з найбільш поширених характеристик, яку використовують для оцінки відповідності властивостей виробу нормативно-технічній документації є твердість.

Для визначення твердості, в поверхню матеріалу з певною силою вдавлюється тіло (індентор), яке виконане у вигляді сталеві кульки, діамантового конуса, піраміди або голки. По розмірах отриманого на поверхні відбитку судять про твердість матеріалу. Залежно від способу вимірювання твердості матеріалу, кількісно її характеризують числом твердості по Брінелю (НВ), Роквеллу, коли використовують конус (HRC) або Віккерсу (HV).

У всіх випадках під індентором відбувається пластична деформація матеріалу. Чим більше опір металу пластичній деформації, тим вище твердість. Схеми випробувань представлені на рис. 2.6.

Вибір форми, розмірів індентора, величини навантаження залежить від визначеної кількості чинників, основні з яких це розмір виробу, однорідність властивостей по об'єму, стану поверхні та ін. Якщо метал має гетерогенну структуру з великими виділеннями окремих структурних складових, різних по комплексу властивостей, то для випробування твердості вибирається індентор великого діаметру.

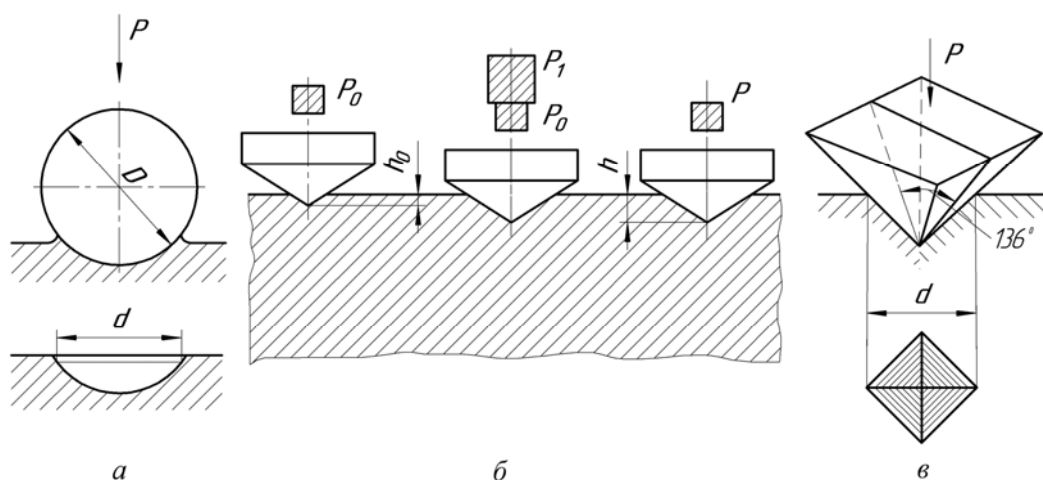


Рисунок 2.6 – Схеми визначення твердості:

a – по Брінеллю; *b* – по Роквеллу; *c* – по Віккерсу

Якщо ж метал має порівняно дрібну і неоднорідну структуру на мікрорівні, то малі за об'ємом ділянки випробовуваного металу можуть бути достатньо характерними для оцінки його твердості. У цих випадках випробування проводять з використанням індентора меншого розміру, наприклад діамантового конуса або піраміди, при невеликому в порівнянні з методом Брінелля навантаженні.

Вимірювання твердості по Брінеллю (ГОСТ 9012)

Випробування проводили на твердомірі Брінелля: ТШ-2.

В якості індентора використовували сталеву загартовану кульку діаметром $D = 2,5; 5; 10$ мм, залежно від товщини виробу (рис. 2.6 а).

Отриманий відбиток вимірюється в двох напрямках за допомогою лупи Брінелля.

Твердість визначається як відношення прикладеного навантаження P до сферичної поверхні відбитку F :

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)} \quad (2.17)$$

Стандартними умовами вимірювання є $D = 10$ мм; $P = 3000$ кгс; $\tau = 10$ с – (час витримки при навантаженні).

Вимірювання твердості по Роквеллу (ГОСТ 9013)

Для проведення досліджень використовується прилад ТК – 2.

Індентор для м'яких матеріалів (до HB 230) – сталева кулька діаметром 1,6 мм, для більш твердих матеріалів – алмазний конус.

Навантаження здійснюється в два етапи (рис. 2.6 б). Спочатку прикладається попереднє навантаження P_0 , для щільного зіткнення індентора (алмазний конус) із зразком. Потім прикладається основне навантаження P_1 , на протязі деякого часу діє загальне робоче навантаження P . Після зняття основного навантаження визначають значення твердості по глибині залишкового втискування індентора (h) під навантаженням.

Вимірювання твердості по методу Віккерса

Твердість визначається по величині відбитку індентора у вигляді алмазної чотиригранної піраміди з кутом при вершині 136° . (рис. 2.6 в).

Твердість розраховується як відношення прикладеного навантаження P до площі поверхні відбитку F :

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2}. \quad (2.18)$$

Навантаження P складає 5...100 кгс. Діагональ відбитку d вимірюється за допомогою мікроскопа, встановленого на приладі.

Перевага даного способу в тому, що можна вимірювати твердість будь-яких матеріалів, тонкі вироби, поверхневі шари. Висока точність і чутливість методу.

Вимірювання мікротвердості

Даний метод аналогічний способу Віккерса. Індентор – піраміда менших розмірів. Навантаження на індентор P складає 5...500 гс. Оцінюють твердість по співвідношенню:

$$H_{200} = 1,854 \frac{P}{d^2}. \quad (2.19)$$

Прикладене навантаження вибирається невеликим. Значний вплив на результати випробувань твердості надає стан поверхні вимірюваного матеріалу. Чим менше навантаження для втискування, тим більш ретельно повинна бути підготовлена поверхня. При вимірюванні твердості по Бринелю або Роквеллу поверхня підготовлена шліфуванням. Для вимірювання мікротвердості використовується тільки полірована та протравлена поверхня.

2.4.4. Визначення характеристик при випробуваннях на втомленість

2.4.4.1. Конструкція САТУРН-10, зразки

Багатопозиційна машина «Сатурн-10» (рис. 2.7) призначена для одночасного випробування десяти плоских зразків за принципом консольного

згину в одній площині, за симетричним циклом. Випробування зразків можуть бути проведені не тільки при температурах навколишнього середовища і при підвищених температурах (до 500°C).



Рисунок 2.7 – Загальний вигляд випробувальної машини «Сатурн-10»

Технічні дані машини «Сатурн-10»

- Кількість одночасно досліджуваних плоских зразків – 10.
- Кількість одночасно досліджуваних сегментних зразків – 10.
- Відстань від точки прикладання навантаження до найближчої опори 10...180 мм.
- Товщина плоского зразка для випробування – 1...2 мм.
- Товщина сегментного зразка для випробування – 1...3 мм.
- Частота навантаження зразків 1000 хв⁻¹.
- Максимальна амплітуда відхилення від центральної вісі при консольному згині вверх та вниз по 7,5 мм.
- Максимальна температура дослідження (навантаження) до 500°C.
- Вимикання електропривода при руйнуванні зразка – в ручному та автоматичному режимах.
- Лічильник кількості циклів електроімпульсний, з редуктором 1:100.

Принцип роботи машини

Машина представляє собою десяти шпиндельне устаткування із загальним приводом. Кінематична схема машини приведена на рис. 2.8. Машина «Сатурн-10» випускається в двох комплектаціях, з електричними печами для випробувань при підвищених температурах, та без печей. З додатковим устаткуванням для проведення випробувань сегментних зразків (рис.2.10).

Зразок (1), гойдалка (2), вісь (3), ексцентрик (4), вал (5), шестерня лічильника імпульсів (6), електродвигун (7), піноль (8), піч для нагріву зразків (до 500°C) (9), термopара (10), стійка пінолі (11). По способу навантаження машина «Сатурн-10» відноситься до машин, які виготовлені за принципом постійної заданої величини навантаження на період терміну випробувань. Режим навантаження – симетричний цикл при згинанні.

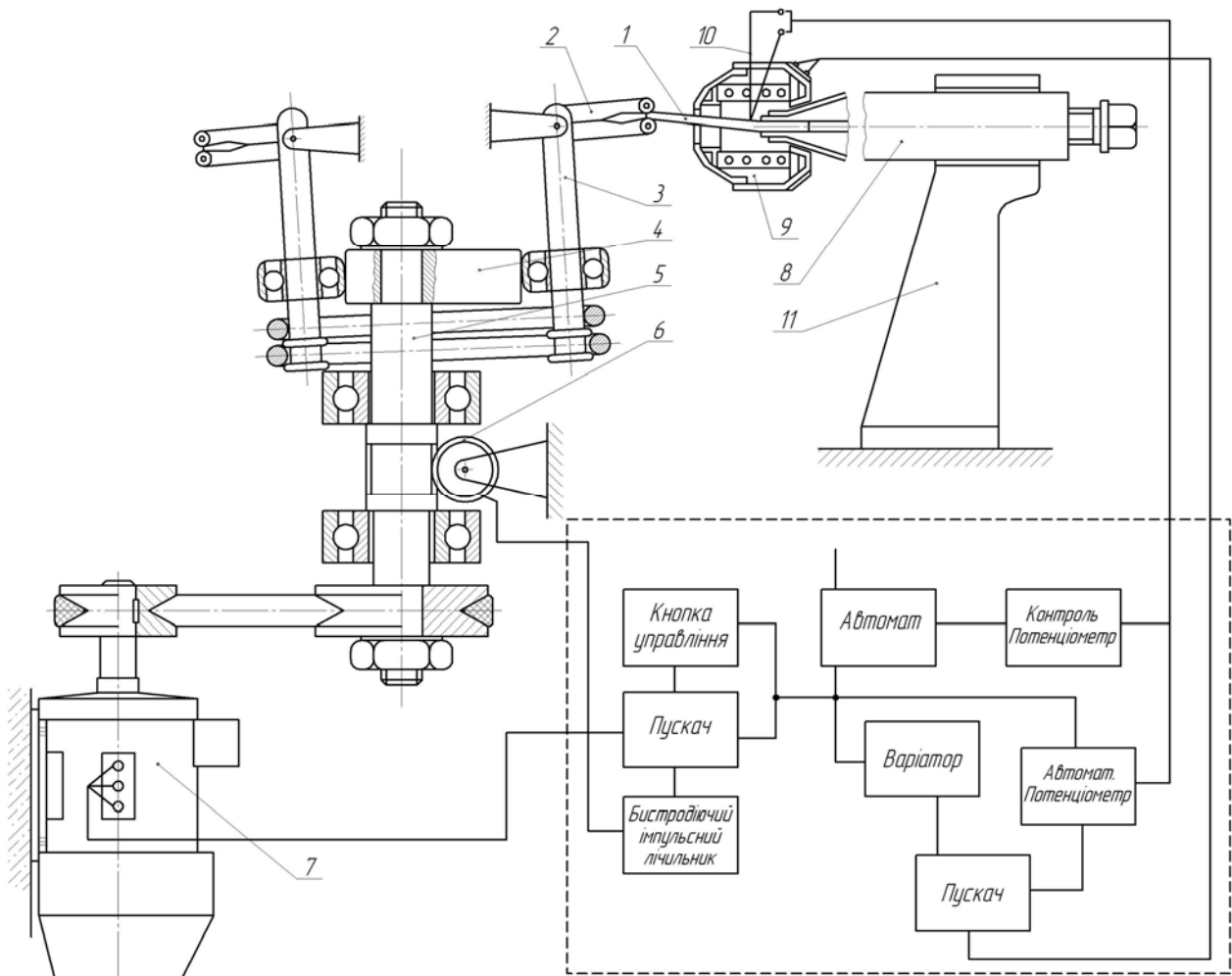


Рисунок 2.8 – Кінематична схема машини «Сатурн-10»

Після вмикання електричного двигуна (7), відбувається обертання валу (5), на верхньому кінці якого розташований збалансований ексцентрик (4), навколо якого, в свою чергу, змонтований механізм вібратора. Ексцентрик, який обертається, охоплюється десятьма підшипниками, які насаджені на гойдалки вібратора. Одне обертання валу забезпечує повний цикл навантаження, по черзі впливаючи на кожний із зразків, які встановлені в окремі пінолі (8).

При руйнуванні зразка, за рахунок спеціального пристрою, розривається ланка управління електроприводом, спрацьовує світлове та подається звуковий сигнал. Машина вимикається як в автоматичному, так і ручному режимах. Переміщення пінолі (8) в радіально розташованих стойках дає змогу регулювати величину плеча між місцем фіксації зразка (в пінолі) та зажимами вібратора. Змінюючи плече прогину зразка (при постійній температурі) досягаються умови зміни напруженням амплітуди навантаження. Для нагрівання зразків на стійки монтуються малогабаритні електричні печі (за типом електроопору) з водоохолоджуючими кожухами.

Розміри та типи зразків для випробувань

Поперед визначенням амплітуди навантаження проводять обмірювання геометричних розмірів зразка. На рис. 2.9 приведений ескіз плоского зразка.

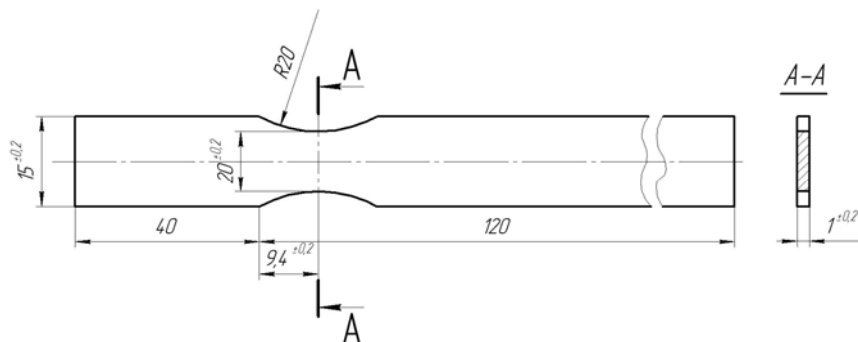


Рисунок 2.9 – Плоский зразок

Контролюється товщина зразка, та ширина в найбільш вузькому місці (робочий перетин). Замірювання товщини проводять в двох місцях (з протилежних сторін). Значення розміру визначається як середнє арифметичне з двох замірів.

В порівнянні з випробуваннями плоских зразків, випробування сегментних зразків (рис. 2.10) вимагають використання спеціальних пристосувань. Один із різновидів таких пристроїв.

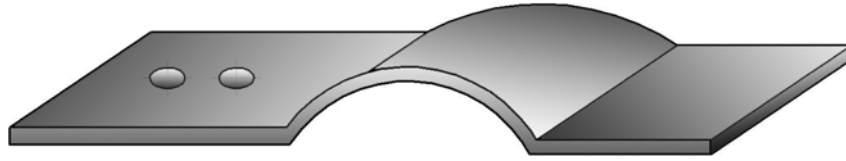


Рисунок 2.10 – Сегментний зразок

Теоретичний розрахунок напруження зразка.

Розрахунковою формулою за умови знакозмінного згину симетричного циклу навантаження являється співвідношення вигляду:

$$\sigma = 1,5 \frac{\tau \cdot h}{l^2} \cdot E, \quad (2.20)$$

де 1,5 – значення розрахункового коефіцієнта;

σ – напруження при випробуванні;

τ – амплітуда коливань гойдалки (7,5 мм);

h – товщина зразка;

E – модуль Юнга;

l – відстань від точки прикладеного навантаження до середньої частини зразка.

Методика визначення напруження за допомогою тарировочного пристрою.

Тарировочний пристрій використовується для визначення величини напруження (амплітуди навантаження) для зразків, які будуть піддаватися циклічному навантаженню.

Схематично тарировочний пристрій наведений на рис. 2.11. Зразок (1), який має вигляд див. рис. 2.9, коротким кінцем, який знаходиться ближче до робочої частини – викружки, встановлюють у піноль тарировочного пристрою (2) та закріплюють в ній. На більш довгий кінець зразка, який залишається вільним підвішують кошик (3), наповнений вантажем (4).

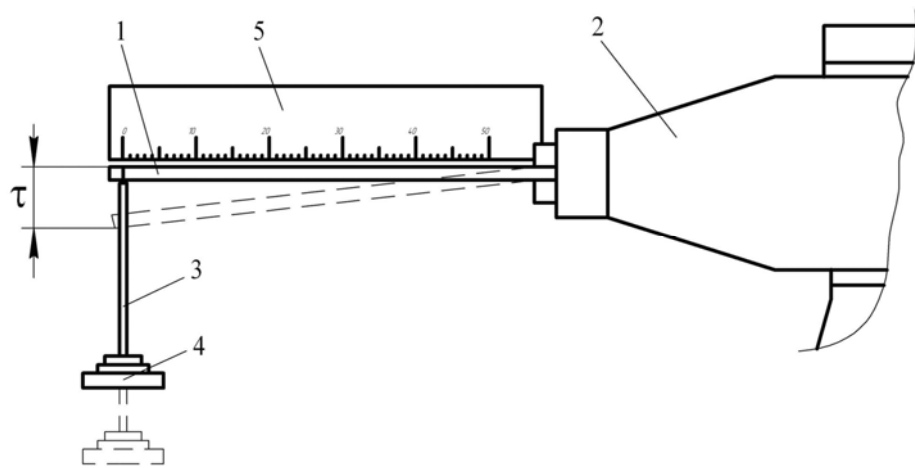


Рисунок 2.11 – Тарировочний пристрій

Загальна вага при навантаженні призводить до вигинання зразка на визначену величину (τ). При цьому конкретне значення τ залежить не тільки від сумарної ваги вантажу, а і від довжини плеча – відстані точки фіксації зразка в пінолі до місця навішування вантажу.

З метою спрощення процесу проведення досліджень на втому, приймаються умови незмінності величини прогину. Найбільш частіше визначають величину τ як максимально допустиме значення, яке обумовлюється конструктивними особливостями випробувальної машини. Для машини «Сатурн-10» приймаємо $\tau = 7,5 \text{ і і}$. Після цього використовуючи лінійку (5) пристрою вимірюємо плече прикладеного навантаження. Замір проводимо від точки закріплення зразка до місця прикладання навантаження. Оцінку величини $\sigma(\sigma_a)$ проводимо по співвідношенню:

$$\sigma = \frac{M}{W}, \quad (2.21)$$

де M – момент вигину;

W – вічевий момент опору.

Враховуючи, що $M = p \cdot l$, де l – відстань від точки закріплення зразка (в пінолі) до місця навантаження (підвіска вантажу), p – вага вантажу, а

$W = \frac{B \cdot h^2}{6}$, де B – ширина, h – товщина робочої частини зразка, підстановка

наведених характеристик в (2.21) дає робоче співвідношення для розрахунків. Після підстановки залежностей для M та W , співвідношення приймає вигляд:

$$\sigma = \frac{6 \cdot p \cdot l}{B \cdot h^2}. \quad (2.22)$$

Висновки до розділу 2

1. В роботі використані методи і методики, які дають змогу оцінити зміну внутрішньої будови сталей залізничних коліс, бандажів та вісей в залежності від ступеня зовнішнього впливу котрі сприяють зародженню ушкоджень.
2. Використано стандартне устаткування, яке своєчасно пройшло атестацію в регіональних установах стандартизації України, що забезпечує необхідний рівень вимірювання досліджуваних характеристик.
3. Використання стандартного устаткування при проведенні досліджень дозволялось після використання його при виконанні науково-дослідних робіт, які завершувались затвердженням методик або технологічних інструкцій на експлуатацію.

РОЗДІЛ 3

ПОВЕДІНКА ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПРИ СТАТИЧНОМУ ТА ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННЯХ

3.1. Особливості процесів зародження і зростання тріщини за умови статичного навантаження.

3.1.1. Вплив розміру зерна фериту вуглецевої сталі.

На підставі аналізу результатів мікроструктурних досліджень [62-64] можна вважати, що незалежно від характеру навантаження процес руйнування металів складається з декількох стадій: зародження тріщини, її зростання та остаточного руйнування. Окрім того, процес до критичного зростання тріщини теж має свої відмінності, які зв'язані значною мірою з характером ступеневої залежності швидкості зростання тріщини від коефіцієнта інтенсивності напружень (K) в гирлі тріщини [62]. З іншого боку, невизначеність наведеного співвідношення: опис однією прямолінійною залежністю або у вигляді розподіленої на окремі ділянки, указує на необхідність виконання додаткових досліджень. Так, залежність зміни швидкості зростання тріщини від K може бути, в першому приближенні, розподілена на ділянки з якісно різними ознаками від мінімального значення (K_0) до максимального, яке відповідає остаточному руйнуванню металу.

Враховуючи, що поперед усіма випадками зародження субмікротріщини спостерігаємо формування об'ємів з визначеною пластичною деформацією [22, 51], можна вважати, що величина K_0 характеризує інкубаційний період зростання тріщини, який своєю чергою являє собою стрибок з кристалографічної площини за межі зерна однофазного сплаву [64].

Для однофазних сплавів та низьковуглецевих сталей, основним структурним елементом є розмір зерна. Незалежно від умов навантаження межа плинності (σ_0), опір малим пластичним деформаціям від розміру зерна

фериту низьковуглецевих сталей достатньо добре описують співвідношенням типу Хола-Петча [22]:

$$\sigma_0 = \sigma_i + K_y \cdot d^{-\frac{1}{2}}, \quad (3.1)$$

де σ_i – напруження тертя кристалічної решітки; K_y – величина, яка оцінює опір границь зерен процесу розповсюдження пластичної деформації; d – розмір зерна фериту.

Аналіз залежності (3.1) показує, що величина K_y не змінюється від d . З іншого боку, відомо, що зміна розміру зерна фериту, у разі постійного хімічного складу сталі, обов'язково супроводжується зміною концентрації атомів вуглецю по великокутових границях [22], що повинно бути відображено на рівні значень K_y . Отже, можна вважати доцільним використання альтернативної методики оцінки K_y – з аналізу кривої деформації. Методика складається з екстраполяції області однорідного деформаційного зміцнення на нульову пластичну деформацію [65]. У цьому разі величину K_y визначають із співвідношення

$$K'_y = \sigma_d \cdot (2l)^{\frac{1}{2}}, \quad (3.2)$$

де σ_d – напруження, яке необхідно досягти для зародження дислокацій в сусідніх недеформованих зернах фериту на відстані l від зеренної границі.

Враховуючи, що l може становити значення від дуже малих до $0,5d$, для оцінних розрахунків приймаємо $d \approx 2l$. На підставі цього залежність (3.2) можна переписати у вигляді

$$\sigma_d = \frac{K'_y}{\sqrt{d}}. \quad (3.3)$$

Для випадків, коли на поверхні металу відсутні дефекти, які сприяють зародженню тріщини, процеси зародження і особливо її зростання значною мірою залежатимуть від розміру зерна фериту. Аналіз експериментальних даних [62] показує, що за початкові етапи зростання тріщини необхідно

прийняти момент перетину першої великокутової границі, а довжина тріщини повинна перебільшувати розмір зерна. На підставі цього величину K_0 можна оцінити:

$$K_0 = \sigma_l \sqrt{\pi \cdot l_0}, \quad (3.4)$$

де σ_l – рівень напруження, який необхідно мати для перетину тріщиною великокутової границі; l_0 – довжина тріщини, яка у свою чергу зв'язана з розміром зерна залежністю: $l_0 = n \cdot d$, де n – кількість зерен. Найчастіше $n > 1$ [62-64].

Враховуючи, що зростання мікротріщини у відсутність неметалевих включень різної природи, нещільностей, ліквідаційних явищ тощо, значною мірою обумовлено процесами зародження пластичної деформації, в першому наближенні можна прийняти:

$$\sigma_d \cong \sigma_l. \quad (3.5)$$

Наведене припущення насправді існує. Якщо розглядати дислокаційні моделі Орована тощо [62, 63], то всі вони мають одну загальну ознаку: зародження мікротріщини та послідовне її зростання обумовлено взаємодією рухомих дислокацій в площинах ковзання, які перетинаються. Крім того, що великокутові границі фериту являють собою місце зародження та анігіляції дислокацій [22], вони є і місцями перетину дислокаційних смуг ковзання у разі розповсюдження деформації від зерна до зерна. На підставі цього, після заміни σ_d і σ_l на відповідні співвідношення (3.3) та (3.4) та виконання перетворень, врешті-решт отримуємо залежність K_0 через параметри, які оцінюють початкові етапи розповсюдження пластичної деформації,

$$K_0 = K'_y \sqrt{\pi \cdot n}. \quad (3.6)$$

Достатньо просте співвідношення (3.6) зумовлено низьким рівнем нагромадженої щільності дефектів кристалічної будови і, насамперед дислокацій, на початкових етапах зародження пластичної деформації. Збільшення ступеня пластичної деформації супроводжується не тільки підвищенням щільності дислокацій, але і можливими якісними змінами їх

розташування: в рівномірному розподілі формуються неоднорідності, які надалі перетворюються на подоби субграниць. Наведені структурні зміни обов'язково сприятимуть перетворенню співвідношення (3.6). Щось подібне можна очікувати від присутності в структурі сталі карбідних часток. Дійсно, вже незначні за кількістю додатки карбідних часток спроможні впливати на процеси зародження пластичної деформації, деформаційного зміцнення тощо, що обов'язково призведе до відхилень по (3.1).

Для перевірки можливості використання K'_y для визначення коефіцієнта інтенсивності напружень для області інкубаційного зростання мікротріщини був виконаний аналіз діаграми залежності швидкості зростання тріщини від K [64]. Для розмірів зерна фериту 12,5...20 мкм, величина K'_0 становила значення

$50...70 \frac{H}{\text{мм}^{3/2}}$. Залежність величини K'_y від розміру зерна фериту

низьковуглецевої сталі з 0,06% С показана на рис. 3.1, а. Зменшення d супроводжується зростанням K'_y . Аналіз експериментальних даних за залежністю K'_0 від d також показує зростання коефіцієнта інтенсивності напружень під час подрібнення феритного зерна (рис. 3.1, б).

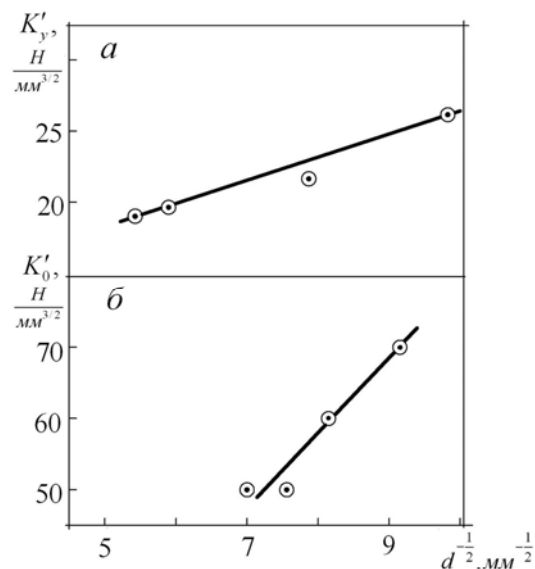


Рисунок 3.1 – Вплив розміру зерна фериту низко вуглецевої сталі на K'_y (а) та K'_0 (б)

Порівнювальний аналіз темпу зростання наведених характеристик за однакового зменшення d показує, що швидкість для K'_0 значно перебільшує аналогічну характеристику для K'_y . З іншого боку, схожість характеру зміни K'_y і K'_0 від d дозволяє сподіватись на існування взаємозв'язку між ними. З іншого боку, існування наведеного зв'язку між K'_y і K'_0 можна розглядати, як підтвердження можливості оцінки K_0 через параметри зародження та розповсюдження перших актів пластичної деформації.

Результат парного нанесення абсолютних значень K'_0 (визначення з діаграми залежності швидкості зростання тріщини і K) проти K_0 (розрахунок за співвідношенням (3.6)) показаний на рис. 3.2. У першому наближенні для інтервалу розмірів зерна фериту 12,5...20 мкм можна вважати, що досягнуто достатньо добрий збіг між розрахованими значеннями K_0 та отриманими з експерименту.

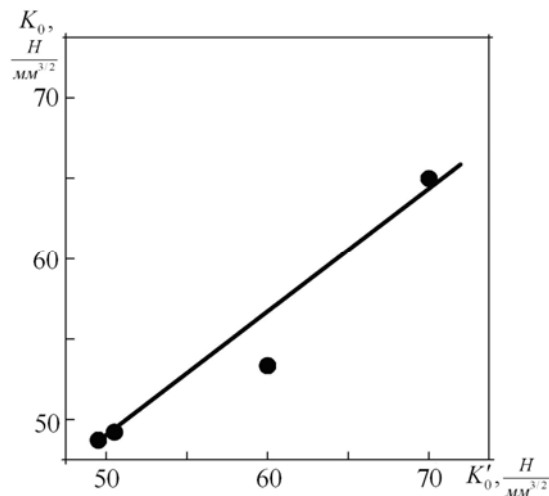


Рисунок 3.2 – Співвідношення між абсолютними значеннями K_0 (розрахунок за співвідношенням (3.6)) та K'_0 (експеримент [65])

Отже можна вважати, що використовуючи експериментальні дані з визначення рівня опору великокутових границь зерен фериту розповсюдженню перших актів пластичної деформації, стає можливим оцінити рівень коефіцієнта інтенсивності напружень для ділянки інкубаційного зростання мікротріщини [113].

Враховуючи, що для виготовлення залізничних коліс, бандажів та вісей колісних пар використовуються вуглецеві сталі з кількістю вуглецю в межах 0,4...0,65%, в яких за стехіометрією може знаходитися до 50% структурно вільного фериту, неврахування його впливу на величину коефіцієнта інтенсивності напружень може привести до невірної оцінки опору металу процесам зростання тріщини.

Аналогічне впливання на характеристику K_0 очікується з боку впливу дисперсності перлітної складової структури вуглецевої сталі, якщо в залежність (3.6) замість K'_y для фериту підставити значення, яке відноситься до перліту. З урахуванням адитивного вкладу від структурних складових фериту і перліту, найбільші значення K'_y і, як наслідок цього K_0 , спостерігається для сталі з повністю перлітною структурою.

З іншого боку, по рівнянню (3.3) може бути визначено вплив дисперсності перлітної колонії на величину K'_y для перліту. Зменшення величини d – якщо це товщина феритного прошарку перліту (співвідношення (3.3)) навіть за умови незмінності σ_d^{1*} приведе до зростання K'_y .

Таким чином, використовуючи отримане співвідношення типу (3.6) дає змогу оцінити опір вуглецевої сталі з різним співвідношенням структурних складовим процесам зростання тріщини на етапі її інкубаційного росту.

3.1.2. Вплив розміру зерна аустеніту на опір металу зростанню тріщини

Враховуючи, що в процесі виготовлення залізничних коліс, бандажів, вісей колісних пар метал піддається пластичній формоутворюючій деформації при температурах вище критичного значення A_{c3} (повністю аустенітний стан), вплив розміру зерна аустеніту повинен мати визначене значення для оцінки поведінки виробу в процесі експлуатації.

^{1*)} Величина σ_d для перліту перебільшує аналогічну характеристику фериту.

Аналіз залежності міцнісні параметрів вуглецевих сталей від структурних складових, з урахуванням особливостей навантаження показує як схожість, так і виникнення розбіжностей в характері співвідношень. Відомо, що дисперсність перлітних колоній і розмір зерна структурно вільного фериту при статичному, односпрямованому навантаженні має однаковий вплив на міцності характеристики. Розмір зерна аустеніту при наведених схемах навантаження має більш складний вплив, що у більшості випадків може бути пов'язано із зміною характеру впливу на міцнісні параметри сталі, при різних умовах навантаження.

На основі аналізу чисельних експериментальних даних, при дослідженнях ударної в'язкості і циклічної міцності вуглецевих сталей, в тому числі які використовуються для виготовлення залізничних коліс і бандажів визначено, що збільшення розміру зерна аустеніту супроводжується зниженням наведених характеристик. При цьому необхідно відзначити, що основний вплив спостерігається з боку процесів зародження тріщини і в меншій ступені її зростанням, що підтверджується формуванням зародків руйнування по границям колишніх аустенітних зерен. Пояснення щодо механізму наведеного впливання складається з наступного. При температурах існування аустенітної фази, висока швидкість дифузії атомів хімічних елементів, які входять до складу сталі, обумовлює виникнення, за відносно короткий час неоднорідності їх розподілу. Зв'язано наведене явище з різницею властивостей аустеніту в середині зерна і на границі, і в першу чергу, з концентрацією дефектів кристалічної будови.

При охолодженні, розвиток процесів фазового перетворення аустеніту у ферито-перлітну структуру, в значній ступені залежить від визначеної кількості чинників, які приводять до неспівпадання колишніх аустенітних границь з ферито-перлітними. На підставі цього, після закінчення фазового перетворення структура вуглецевої сталі буде складатися з перлітних колоній і об'ємів структурно вільного фериту, які в свою чергу в середині будуть мати осередки у вигляді ліквацийних смуг хімічних елементів – наслідок хімічної

неоднорідності аустенітної структури. Вплив (d_A) розміру зерна аустеніту на ударну в'язкість приведено на рис. 3.3.

З іншого боку, при збільшенні розміру зерна аустеніту, наприклад, за рахунок розвитку процесів збіркової рекристалізації, загальна довжина великокутових границь буде зменшуватися, що в решті решт приведе до підвищення різниці в концентраціях хімічних елементів між об'ємами металу поблизу границь і в середині зерен. Існування наведеної хімічної неоднорідності сприяє формуванню неоднорідного розподілу внутрішніх напружень і різного опору металу зародженню тріщин при циклічних і динамічних навантаженнях. Таким чином, формування тріщин буде мати місце по об'ємах металу, які склали області поблизу колишніх великокутових аустенітних зерен.

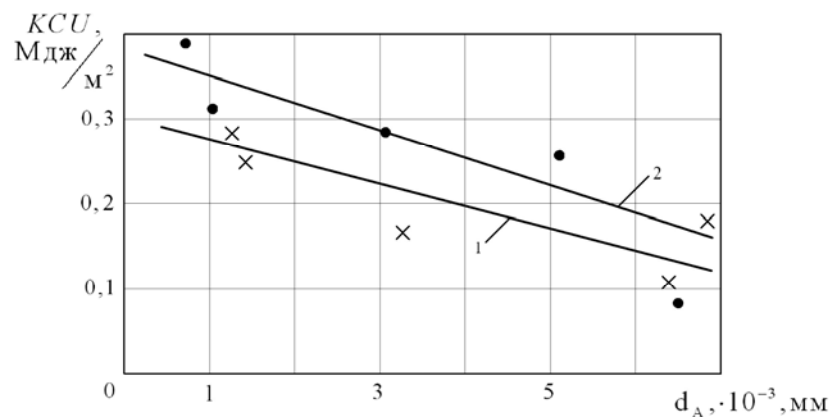


Рисунок 3.3 – Залежність ударної в'язкості (KCU) колісної сталі з 0,54% (1) і 0,64% (2) вуглецю від розміру зерна аустеніту

3.1.3. Вплив кількості вуглецю в сталі на формування тріщини в процесі експлуатації залізничних коліс і бандажів

В процесі експлуатації залізничні колеса і бандажі піддаються достатньо чисельним різноманітним навантаженням. Окремо необхідно відзначити вплив підвищення температури на структуру і зв'язаний з нею комплекс властивостей в приповерхневому прошарку металу (від поверхні кочення) колеса при гальмуванні рухомого складу. Виділення значної щільності енергії від взаємодії колеса з рейкою і гальмівними елементами супроводжується швидким

розігрівом металу до температур, які можуть перебільшити температури фазових перетворень. При цьому, неодночасний початок процесу гальмування для різних колісних пар буде приводити до різного ступеня розігріву. Дуже великого значення при цьому набувають температура і швидкість розігріву металу, що визначає градієнт структурних змін і зв'язаний з ним рівень виникаючих внутрішніх напружень в ободі колеса.

З іншого боку відомо, що критична температура фазових перетворень A_{c3} з підвищенням вуглецю в сталі знижується. Отже на підставі того, що кількість вуглецю в сталі змінюється в межах марочного складу, A_{c3} буде різною для однієї марки. На підставі цього, оцінка впливу кількості вуглецю в колісній сталі, при однакових умовах розігріву, на розвиток процесів структурних перетворень має визначене значення. Для виготовлення залізничних коліс використовується вуглецева сталь з коливанням вуглецю в межах марочного складу від 0,55 до 0,65%. Температура закінчення формування повністю аустенітної структури буде змінюватися, при цьому різниця може досягти значень більше 20° . Таким чином, при збільшенні вуглецю в сталі досягаються умови зростання вірогідності розігріву металу до температур вище критичного значення A_{c3} . На скільки це являється небезпечним, з точки зору формування ушкоджень при експлуатації залізничних коліс, може бути визначено із аналізу структурних перетворень в металі колеса при нагріві і охолодженні. В сталі з мінімальним вмістом вуглецю, за рахунок підвищеного значення температури A_{c3} при фіксованому розігріві, формується структура з визначеним співвідношенням між структурно вільним феритом та аустенітом. В сталі з максимальним вмістом вуглецю (0,65%С) об'ємна частка фериту, за стехіометрією, буде складати значення на рівні 19%, в той час, як для сталі з 0,55%С наведена характеристика буде значно більшою: 30...34%. Таким чином, після закінчення процесу гальмування, достатньо висока швидкість охолодження (тепловідвід у глибинні, більш холодні об'єми металу ободу) може привести до розвитку процесів структурних перетворень за механізмом зсуву. На підставі цього, в сталі з підвищеним вмістом вуглецю об'ємна частка

аустеніту (до 80% від загального об'єму) може перетворитися у мартенсит з різним ступенем відпуску. В сталі з низьким вмістом вуглецю кількість мартенситної фази буде меншою. Якщо додатково урахувати залежність температури A_{c3} від кількості вуглецю, то різниця в об'ємних частках мартенситу ще у більшій ступені зросте. На підставі того, що залізничні колеса і бандажі, які виготовлені із вуглецевої сталі з максимальною кількістю вуглецю у межах марочного складу, при приблизно незмінних умовах навантаження повинні мати підвищену вірогідність формування тріщин по поверхні кочення.

3.1.4. Оцінка коефіцієнта інтенсивності напружень в гирлі тріщини при руйнуванні металу

Враховуючи, що процес зростання тріщини в залежності від рівня діючих напружень, підрозділяють на декілька етапів [63], яким відповідає різний характер співвідношення між швидкістю зростання тріщини і коефіцієнтом інтенсивності напружень, виникає інтерес розглянути оцінку опору металу на етапі неконтрольованого росту тріщини. Обумовлено проведення такої оцінки металу: по перше, що на наведеному етапі спостерігається остаточне руйнування виробу, а по друге – наведена характеристика є значенням коефіцієнта інтенсивності напружень в гирлі тріщини за умови її контрольованого росту (K_{Ic}) в (рис. 3.4). На вид наведеного співвідношення впливає велика кількість різних чинників, основними з яких є структурний стан металу, температура та швидкість навантаження. Оцінка та урахування процесів релаксації напружень в металі попереду зростаючої тріщини, залежно від швидкості навантаження, може розглядатися як спроба наближення до умов експлуатації виробів.

Для високоміцних сталей характерною ознакою є низькі значення пластичних властивостей. При цьому необхідно відзначити, що їх поведінка напередодні руйнування, особливо при раптовому руйнуванні, в значній мірі наближується до пружного стану. Наявність концентраторів напружень, таких

як неметалеві включення різної морфології та природи, сприяє подальшому окрихленню металу. Аналіз розподілу напружень поблизу гирла тріщини в однорідному полі напружень, дає змогу оцінити здатність металу до опору крихкому руйнуванню. Найчастіше в якості параметра, який дозволяє оцінити наведений опір металу, використовують коефіцієнт інтенсивності напружень.

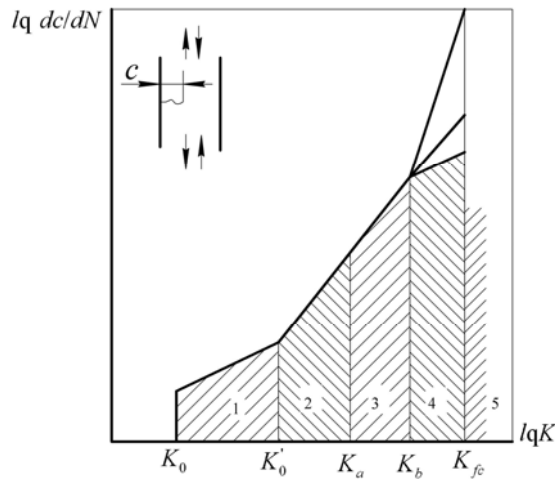


Рисунок 3.4 – Співвідношення між коефіцієнтом інтенсивності напружень

(K) та швидкістю зростання тріщини $\left(\frac{dc}{dN}\right)$, де 1...5 послідовні етапи

зростання тріщини від інкубаційного росту до остаточного руйнування металу.

Для умов статичного навантаження, в загальному виді коефіцієнт інтенсивності напружень на стадії неконтрольованого зростання тріщини (K_{lc}) за умовами плосконапруженого стану оцінюють за залежністю:

$$K_{lc}^2 = E \cdot G, \quad (3.7)$$

де E – модуль пружності; G – питома енергія руйнування.

Під дією напруження тріщина безперервно розкривається та зростає. Наведений процес протікатиме до моменту поки не буде досягнуто умов критичного стану, після якого почнеться процес швидкого руйнування металу (неконтрольоване зростання тріщин).

Враховуючи, що на кінцевій стадії зростання тріщини, залежно від умов досягнення максимально припустимої щільності дефектів кристалічної будови, метал наближується до стану, коли з підвищенням ступеня деформації він

знеміцнюється. На цій стадії залежно від швидкості навантаження, в різній мірі відбуваються процеси релаксації напружень, які в свою чергу, пов'язані з анігіляційними процесами накопичених дефектів. Дуже великий вплив на рівень K_{Ic} спостерігають з боку наведених структурних змін при зростанні тріщини, особливо за умов великих перевантажень. На підставі цього, питому енергію руйнування по загальній залежності можна визначати при динамічних випробуваннях. В першому наближенні, величину G можна замінити на KCU – ударну в'язкість, яку визначають при випробуваннях на ударний згин. Залежність набуває вигляду:

$$K_{Ic} = (1 - \nu) \cdot \sqrt{KCU \cdot E}, \quad (3.8)$$

де ν – коефіцієнт Пуансона.

З зовнішнього вигляду співвідношення (3.8) можна вважати, що оцінка K_{Ic} по випробуванням на динамічний згин дозволяє з достатньо високою точністю оцінювати коефіцієнт інтенсивності напружень для умов неконтрольованого зростання тріщини.

3.1.5. Вплив форми та кількості неметалевих включень на процеси зародження та зростання тріщин

Аналіз багаточисельних досліджень стосовно поведінки сплавів з неметалевими включеннями різноманітної природи походження показує однакову схему процесу руйнування. Механізм наведеного руйнування заснований на зародженні порожнин навколо включень або часток другої фази [66, 67] з послідуєчим їх зростанням в полі діючих напружень при збільшенні навантаження. Формування порожнин навколо часток неметалевих включень в значній ступені залежить від сили зв'язку матриця-частка. Наведене узагальнене поняття (сила зв'язку) обумовлено низкою чинників, що одночасно впливають. Один із них це кристалографічний зв'язок між кристалічними решітками матриці і включення. Як показано в [63], виникнення поля

напружень в вуглецевій сталі поблизу міжфазової поверхні розподілу в процесі навантаження являється джерелом зародження деформації за механізмом ковзання. Враховуючи, що дислокація являє собою елементарний носій пластичної деформації [22], при навантаженні зерна металу на рівень нижче межі пружності, досягаються умови розповсюдження деформації поблизу включення, які в свою чергу обумовлені співвідношенням між характеристиками пружності неметалевих включень і матрицею металу.

З іншого боку в [68, 69] показано, що при однаковому розмірі включення величина зони пластичної деформації навколо крихких включень, наприклад глинозему, приблизно в два рази більша в порівнянні з пластичними (силікатні). На підставі цього можна вважати, що при навантаженні до однакового рівня в металі з крихкими включеннями значно швидше досягаються умови зародження на міжфазовій поверхні мікротріщини.

Дійсно, як показали дослідження по вимірюванню мікротвердості в колісної сталі в об'ємах металу поблизу неметалевих включень (оксиди заліза) (рис. 3.5) спостерігали локальне зниження твердості.

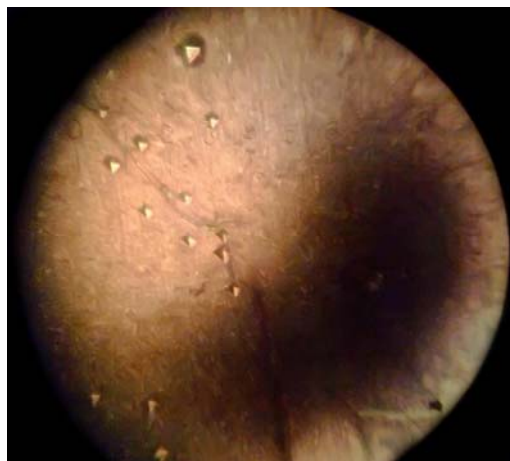


Рисунок 3.5 – Структура металу колеса навколо сформованої тріщини заповненої окислами. По берегах тріщини розташовані відбитки від замірювання мікротвердості. Збільшення 250.

З іншого боку, замір мікротвердості матриці металу поблизу від гирла зростаючої тріщини також показали локальне зниження твердості у напрямку

очікуваного її розповсюдження. На підставі цього, можна з певним ступенем вірогідності вважати, що формування потоку вакансій в полі діючих напружень навколо включення повинно приводити до виникнення ліквідаційних явищ і, як наслідок цього, до зміни концентрації хімічних елементів в наведених мікрооб'ємах металу. Підтверджується наведений висновок отриманими даними, які наведені на рис. 3.5 та експериментальними даними по замірам мікроелектрорушійних характеристик [69].

Отримані результати по замірам мікротвердості показують, що не тільки поблизу міжфазової поверхні розподілу матриця метал-включення локально знижується твердість але і в напрямку зростання тріщини, що до останнього часу не завжди підтверджувалось експериментально.

Враховуючи вплив розміру структурного елемента вуглецевої сталі на міцнісні властивості та опір зростанню тріщини можна вважати що розмір зерна матриці металу повинен впливати на рівень напружень поблизу включення.

3.2. Особливості процесів зародження і зростання тріщини за умови циклічного навантаження.

3.2.1. Вплив розміру зерна фериту на характеристики міцності сталі при циклічному навантаженні.

Враховуючи, що вуглецеві сталі, які використовуються для виготовлення залізничних коліс, бандажів та вісей мають за стехіометрією визначену кількість, структурно вільного фериту, представляє неабиякий інтерес дослідити вплив розміру зерна фериту на поведінку металу при циклічному навантаженні.

Для однофазних металів і низковуглецевих сталей основним структурним показником є розмір зерна, який визначає рівень опору металу пластичній течії. На підставі цього подрібнення зеренної феритної структури низковуглецевої сталі, як при однонаправленому навантаженні, так і при знакозмінній циклічній деформації, супроводжується зростанням міцностних властивостей металу [71].

Більш того, як свідчать численні дослідження [62, 70, 71], характер залежності вказаних параметрів від розміру зерна (d) багато в чому подібний і добре описується співвідношенням типу Хола – Петча:

$$\sigma_{-1}(\sigma_0) = \sigma'_i(\sigma_i) + k'_y(k_y) \cdot d^{-\frac{1}{2}}, \quad (3.9)$$

де σ_{-1} - втомна міцність; σ'_i і k'_y - постійні, які подібні визначуваним з аналізу залежності межі текучості (σ_0) при статичному навантаженні (σ_i і k_0).

Для початкового етапу пластичної течії вуглецевих сталей характерні два типи текучості. Одному з них відповідає висока неоднорідність розподілу деформації, яка обумовлена процесами зародження і розповсюдження смуг Людерса – Чернова [72]. Другий тип – плавний перехід на кривій деформації від пружної ділянки в область однорідного деформаційного зміцнення (ОДУ).

Крім того, існує значне число випадків, коли поведінку при навантаженні можна в рівній мірі віднести до вказаних двох типів текучості (майданчики текучості з тангенсом кута нахилу, які наближаються по абсолютних значеннях до області однорідного деформаційного зміцнення), тому, слід очікувати вплив характеру початкової текучості на рівень властивостей при циклічній деформації.

У зв'язку з цим існує безперечний інтерес пояснення причин впливу розміру зерна структурно вільного фериту на межу міцності при втомленні колісної сталі.

Не дивлячись на те, що при односпрямованому статичному навантаженні межа плинності і напруження течії в області мікротекучості (σ_0) описується від розміру зерна фериту одним і тим же рівнянням (3.9), метал після досягнення вказаних напружень має різну дислокаційну структуру [73].

Дійсно, як показують дослідження, ріст напружень від σ_0 до σ_0 супроводжується монотонним збільшенням σ_i і k_y (від 50 до 65 Н/мм² і від 13 до 27,5 Н/мм^{3/2} відповідно). Приведений характер змін вказаних параметрів обумовлений впливом приросту щільності дислокацій в процесі течії металу на

ріст опору джерелам дислокацій. Одночасно, зі збільшенням необхідного рівня напружень для генерації дислокацій, підвищується величина k_y , яка характеризує міру складності подолання дислокаціями феритних границь [72, 73]. Обумовлено наведена зміна k_y , в області мікротекучості, здатністю блокувати границь зерен через накопичення дислокацій поблизу них [22]. Таким чином, при навантаженні металу від σ_0 до σ_δ безперервний приріст k_y вказуючий на збільшення щільності дислокацій, являється необхідною умовою формування зародка полоси деформації. Другою і не менш важливою вимогою, необхідною для формування полос деформації, як показано в [65], є характер співвідношення між напруженнями тертя кристалічної решітки (σ_i) і величиною розблокування дислокацій (σ_d), які знаходяться в металі. Для випадку виникнення полос Людерса-Чернова необхідне виконання нерівності:

$$\sigma_d > \sigma_i, \quad (3.10)$$

$$\text{де } \sigma_d = \frac{k_y}{d^{1/2}}.$$

З приведеної нерівності виходить, що після досягнення результуючим напруженням рівня значень σ_d починається різкий приріст щільності рухомих дислокацій (ρ_m), які за рахунок низьких величин опору руху, лавиноподібно переміщуються і формують зародки смуг деформації [65, 72]. При цьому виконується співвідношення між локальною швидкістю деформації ($\dot{\epsilon}_p$) і швидкістю руху дислокацій (v) [74]:

$$\dot{\epsilon}_p = k \cdot b \cdot \rho_m \cdot v, \quad (3.11)$$

де k - геометричний чинник; b - вектор Бюргерса.

У випадку порушення умови (3.10), коли $\sigma_d \leq \sigma_i$, розблокування дислокацій відбувається при рівнях напружень нижче напружень опору руху дислокацій. На підставі цього, неодноразність руху окремих дислокацій в різних об'ємах зерен фериту призводить до порушення умови (3.11) і, як наслідок цього, зникненню деформації Людерса (ϵ_L). Для перевірки

правомірності наведеного пояснення скористаємося залежністю оснований на співвідношенні $\sigma_d = \frac{k_y}{\sqrt{d}}$, при $\sigma_d = \sigma_i$, яка дасть змогу оцінити критичний розмір зерна фериту (d_k), більше якого ε_L в сталі повинна бути присутньою:

$$d = \left(\frac{k_y}{\sigma_i} \right)^2 \quad (3.12)$$

Після підстановки в (3.12) експериментальних даних $\sigma_i = 65 \text{ Н/мм}^2$ і $k_y = 27,5 \text{ Н/мм}^{3/2}$ отримаємо, що d_k складає значення 180...200 мкм. Як показано в [22, 73], чим більше грубозеренна структура фериту, тим менше ε_L і тим при більш низькій щільності накопичених дислокацій і високих значеннях параметрів деформаційного зміцнення починається область ОДУ. Враховуючи, що швидкість деформаційного зміцнення $\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)$ пропорційна приросту щільності дислокацій ($\Delta\rho$) [22], отримуємо, що у випадку огрублення феритної структури, збільшення $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ свідчить про приріст $\Delta\rho$. Але, як показано в [75], високим швидкостям приросту відповідає підвищена неоднорідність їх розподілу. Так, побудова залежності ε_L і деформації формування дислокаційної чарункової структури (розпад рівномірного розподілу дислокацій на періодичну структуру) від d показує, що зникнення площадки плинності повинно спостерігатися при розмірі зерна фериту біля 300 мкм [73]. Додаткове підтвердження наведеного положення – це зовнішній вид діаграм розтягання (на яких ε_L відсутня) і дані мікроструктурних досліджень (рис. 3.6).

Дійсно, як впливає з аналізу внутрішньої будови досліджуваної сталі, приріст розміру зерна фериту супроводжується збільшенням ширини смуг сформованих смуг деформації. Так, якщо для d порядку 40-50 мкм спостерігається виразне розділення областей, в яких мала місце деформація Людерса і в яких вона відсутня, то для більш грубозернистого металу картина інша. Наприклад, для d починаючи від 250 мкм усередині смуг Людерса –

Чернова виявляються немонотонності в розподілі деформації, які із зростанням d стають більш вираженими.

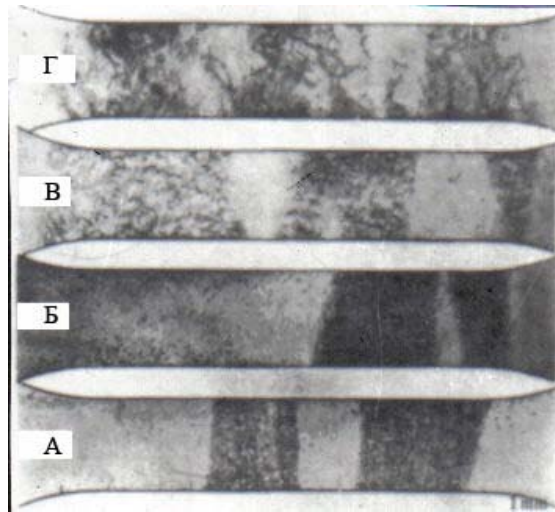


Рисунок 3.6 – Вплив розміру зерна фериту (а – 40; б – 50; в – 250; г – 1000 мкм) на структуру робочої частини зразків низьковуглецевої сталі.

На підставі цього, і додаткових структурних досліджень (рис. 3.7.) можна вважати, що із зростанням d розпад рівномірного розподілу дислокацій [75], або певного їх градієнта у фронті зародка смуги деформації [74], на періодичні структури, подібно до комірчастих, є причиною зникнення вказаного явища. Разом з цим, формування фронту смуги Людерса – Чернова, з іншого боку, можна розглядати як своєрідний локалізатор пластичної течії [76], наявність якої неминуче повинна робити вплив на поведінку металу при знакозмінному циклічному вантаженні.

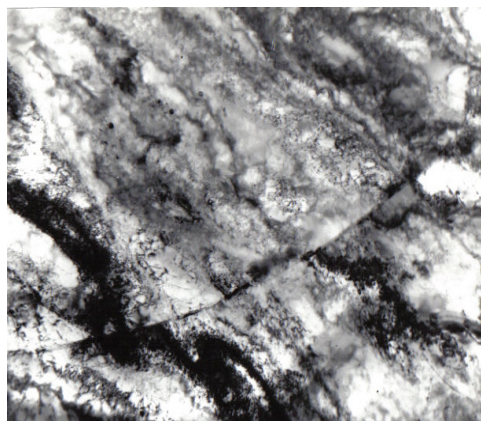


Рисунок 3.7 – Дислокаційна структура фериту низьковуглецевої сталі з розміром зерна 50 мкм після деформації 3 %. Збільшення 20000.

На рис 3.8 приведена залежність втомленої міцності і межі плинності від розміру зерна фериту, яка достатньо добре описується рівнянням (3.9). Розміщення значень σ_{-1} від $d^{-\frac{1}{2}}$ під кривою для односпрямованого статичного розтягнення вказує, що тільки для σ_i і σ'_i спостерігаємо близькі значення, в той час як k_y приблизно в 2 рази більше k'_y . На основі цього, можна вважати, що роль k'_y , як характеристики, котра оцінює проникність границь зерен фериту розповсюдженню металу при знакозмінному навантаженні, не нижче k_y (при статичному деформуванні). Зростання ступеню пластичної деформації супроводжується зниженням k_y , аналогічний вплив надає величина початкової деформації при реверсивному навантаженні на k'_y . В той же час σ_i і σ'_i змінюються по різному: σ_i зростає і може перевищити значення недеформованого стану в декілька разів, а σ'_i залишається практично незмінною величиною [12]. Враховуючи, що в залежності від схеми навантаження (односпрямована або реверсивна) сформована на початкових стадіях дислокаційна субструктура буде в значній мірі визначати поведінку металу при навантаженні, визначимо граничні умови подібно тому, як це було для однонаправленого деформування.

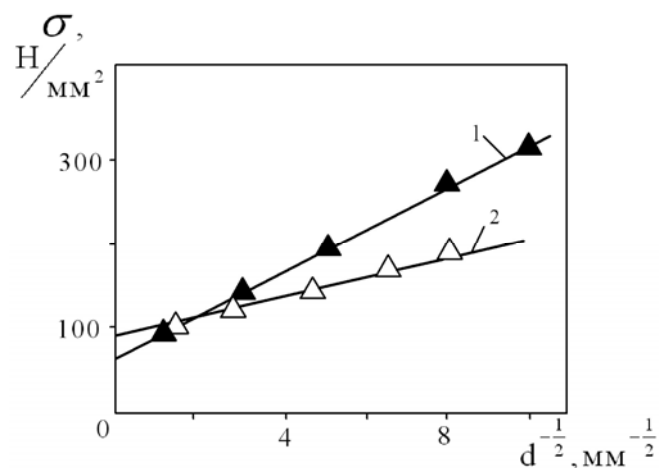


Рисунок 3.8 – Залежність межі текучості при статичному розтягуванні (1) і втомній міцності (2) досліджуваної сталі від розміру зерна фериту.

Для оцінки критичного розміру зерна фериту при знакозмінному циклічному навантаженні, при якому починається формування періодичних дислокаційних структур на ранніх стадіях деформації, скористаємося співвідношенням (3.12). Після підстановки експериментальних величин $\sigma'_i \approx 90$ Н/мм² і $k'_y = 14$ Н/мм^{3/2} отримали $d'_k \approx 24 - 25$ мкм. Набутого значення приблизно в 7-8 разів менше аналогічної характеристики однонаправленого навантаження. З цього виходить, що якщо при статичному розтягуванні досліджувана сталь з $d = 25$ мкм володіє деформацією Людерса 3,2 %, то при циклічному навантаженні послідовно змінювані етапи зміцнення і знеміцнення, за рахунок анігіляції дислокацій в різних об'ємах феритних зерен (поблизу меж і усередині зерен), приводять до швидшого розпаду рівномірного розподілу дислокацій на періодичну будову. Таким чином, виникнення неоднорідностей в розподілі дефектів кристалічної будови можна розглядати як процес, сприяючий прискоренню зародження і зростання тріщин і, як наслідок цього, швидшому настанню руйнування металу.

На підставі приведених результатів можна вважати, що одним з пояснень, складного механізму впливу розміру зерна фериту низьковуглецевої сталі на її втомну міцність, є локалізація пластичної течії, що має місце від моменту формування періодичних дислокаційних структур подібних до чарункових.

3.2.2. Вплив дисперсності перліту на характеристики міцності сталі при циклічному навантаженні сталі.

За певних умов і схем навантаження виробів з вуглецевих сталей одночасно із зміцненням можуть розвиватися процеси, що призводять до зниження опору деформації, які мають назву знеміцнення. Розвиток вказаних явищ, окрім температури навантаження, у значній мірі визначається структурним станом металу [77]. Якщо для однофазних металів і низьковуглецевих сталей ефективною перешкодою розповсюдженню деформації є границі зерна, то поява частинок другої фази, наприклад, карбідів у вуглецевих сталях, може в значній мірі змінюватись. Так, при незмінній

об'ємній частці цементиту в сталі, зменшення відстані між частинками супроводжується незмінним приростом опору деформації [12]. Особливо значний вплив спостерігається при складних схемах навантаження, знакозмінній деформації, сумісній або чередування процесів нагріву і деформації [22].

На підставі аналізу процесу подолання зростаючою тріщиною, міжзеренної межі низковуглецевої сталі [63], і впливу деформаційного зміцнення [76] на величину критичного розкриття тріщини (δ_x) отримано співвідношення, яке дозволяє оцінити умови зростання тріщини залежно від структурних характеристик [78]:

$$\frac{\delta_\varepsilon}{d} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\varepsilon}{m} \cdot \frac{1}{\mu}, \quad (3.13)$$

де d – розмір зерна фериту;

$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} m$ – відповідно швидкість і коефіцієнт деформаційного зміцнення

[16, 22, 77];

μ – модуль зрушення;

ε – дійсна деформація.

Як витікає з (3.13), з урахуванням зв'язку між $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ і m

$\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{m \cdot (\sigma - \sigma_0)}{\varepsilon} \right)$ [78] для незмінної ε , збільшення $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ повинно сприяти

приросту δ_ε , що являється не чим іншим як зміщенням моменту прискореного зростання тріщини в сторону посилення умов навантаження, наприклад подібно приросту ε і зниженню температури навантаження.

Правомірність наведеного явища на δ_ε підтверджується експериментально. Так, в [76] показано, що для кожного значення об'ємної частки глобулярного цементиту (аж до вмісту вуглецю 0,8 %) існує визначений розмір зерна фериту (d_ε). Подрібнення зеренної феритної структури вище

вказаної величини супроводжується різним зниженням пластичних характеристик метала, що пояснюється локалізацією деформації.

В сталі з об'ємною часткою цементиту $f=0,09$, $d_e \approx 3$ мкм, а для сталі з $f=0,034$, d_e досягає значення 10 мкм. На підставі цього, можна вважати, якщо для низьковуглецевої сталі в процесі експлуатації досягаються умови розвитку прискореного зростання тріщини і, як наслідок цього, низька тріщиностійкість, то збільшення f повинно сприяти зміщенню моменту настання етапу неконтрольованого росту тріщини в сторону більш високих величин попередньої деформації.

Обумовлено наведене положення не тільки приростом здатності метала до деформаційного зміцнення, але і підвищенням енергії зародження субмікротріщини [78].

Зі збільшенням рівня твердості сталі під час прискореного її охолодження сталі, відстань між карбідними частками (λ) і δ_e знижуються (рис. 3.9). Проте, з урахуванням експериментальних даних, виходить, що із зростанням дисперсності перлітної колонії запас пластичності вуглецевої сталі, наприклад, при волочінні – росте. Тоді можна вважати, що δ_e не повною мірою здатна характеризувати процеси зростання тріщини.

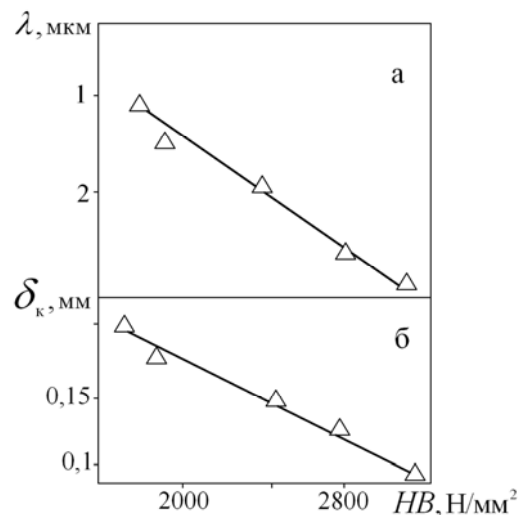


Рисунок 3.9 – Зміна міжкарбідної відстані в перліті (а), величини критичного розкриття тріщини (б) сталі з 0,6% С, після термічного зміцнення на різні рівні твердості (HB).

Дійсно, як у випадку однофазних сплавів і низьковуглецевих сталей, коли основною структурною складовою є розмір зерна ($\ell = b \cdot d$, де ℓ – довжина тріщини, b – число зерен розміщених по її довжині), а спроможність тріщини до зростання оцінюють по відношенню δ_ε до d [78], так і для високовуглецевих необхідно розглядати співвідношення δ_ε і λ . На підставі цього, можна вважати, що величина δ_ε визначає момент переходу процесу зростання тріщини в стадію прискорення, а скоріше кут в гирлі тріщини (α), який пропорційний співвідношенню $\frac{\delta_\varepsilon}{d}$ або $\frac{\delta_\varepsilon}{\lambda}$. Підтверджують наведені положення дані по низьковуглецевим сталям [22, 77]. Зі зростанням d , при незмінній об'ємній частці цементиту, температура переходу сталі в крихкий стан (T_k) і δ_ε зростають, а кут в гирлі тріщини знижується. Подрібнення фериту призводить до зниження T_k при одночасному зростанні α і $\frac{\delta_\varepsilon}{d}$.

Для сталей з високим вмістом вуглецю на процеси зародження і зростання тріщини, окрім дисперсності структурних складових, величезний вплив має морфологія карбідної фази [12, 22]. Так, в порівнянні з цементитом глобулярної форми, який практично не зазнає змін аж до високих сумарних пластичних деформацій [22], пластинчастий – навпаки, здатний до деформації з моменту перших актів пластичної течії сталі [12]. Приведена відмінність в поведінці цементиту виявляється і в зміні співвідношення (3.13):

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \sim \frac{\lambda}{\delta_\varepsilon}$$

(якщо замість d підставити λ), тобто отримуємо, що для сталей з пластинчастим цементитом збільшення кута в гирлі тріщини досягається при зниженні параметрів деформаційного зміцнення. Для пояснення приведеного співвідношення розглянемо зміну дислокаційної структури феритних проміжків перлітної колонії. Підвищення дисперсності перлітної колонії супроводжується зниженням темпу накопичення дислокацій і зрушенням формування немонотонностей в розподілі дислокацій у бік великих сумарних деформацій.

На підставі цього, можна вважати, що зсув моменту виникнення дислокаційної комірчастої структури у бік підвищених деформацій повинен сприяти приросту пластичності металу. В цьому випадку диспергування перлітної колонії, за рахунок підвищеної здатності цементиту пластично деформуватися супроводжувалося не тільки зниженням деформаційного зміцнення сталі, але і зростанням рівномірності розподілу дислокацій в перліті і, як наслідок цього, збільшенням максимально можливої витяжки [79]. Таким чином, як і у випадку однонаправленої деформації, при втомному навантаженні можна чекати досягнення підвищених значень втомної міцності за рахунок диспергування перлітної складової середньо- і високовуглецевих сталей.

Зменшення міжпластинчастої відстані вуглецевої сталі супроводжується зростанням втомної міцності (σ_{-1}) (рис. 3.10 а).

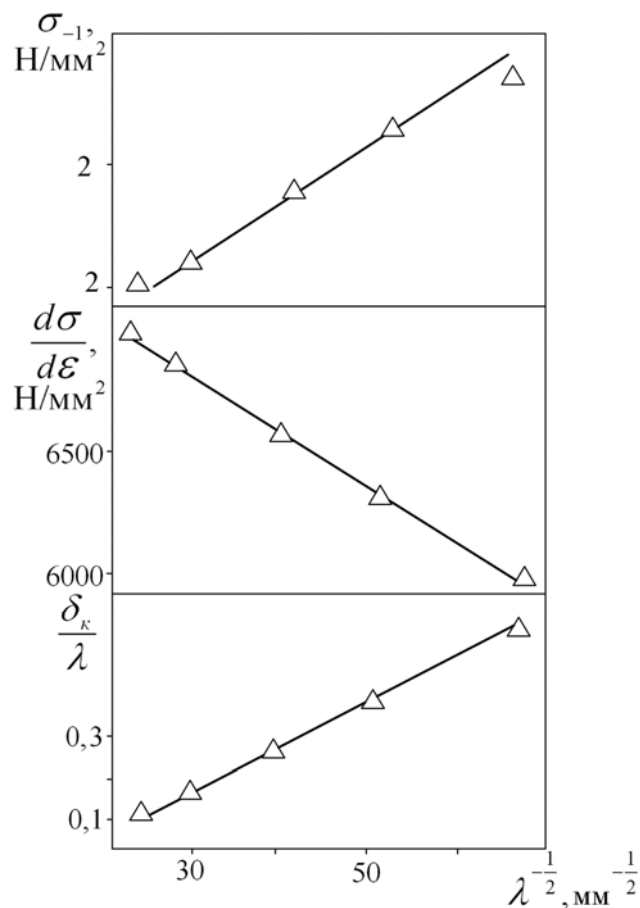


Рисунок 3.10 – Вплив міжкарбідної відстані на втомну міцність (а), швидкість деформаційного зміцнення (б) і величину відношення $\frac{\delta_k}{\lambda}$ (в) для сталі з 0,6% С.

Характер вказаної залежності досить добре описується рівнянням типу Холу-Петча:

$$\sigma_{-1} = \sigma'_i + K_y' \lambda^{\frac{1}{2}} \quad (3.14)$$

де σ'_i і K_y' – характеристики подібні до визначаємих із залежності σ_T від структурних параметрів при статичних випробуваннях.

Порівняльний аналіз абсолютних значень параметрів рівняння (3.14) і отриманих при розтяганні показують доволі хороше співпадіння для σ'_i і σ_i , в той час як K_y приблизно в 2 рази перевищує K_y' [12]. Виходячи з того, що K_y' являється більш складною характеристикою чим K_y і визначається не тільки станом границь розподілу, але і структурними змінами поблизу них в процесі втомного навантаження.

Дійсно зі зростанням ступеня односпрямованості деформації K_y монотонно знижується, а σ_i зростає [22]. При зміні знаку навантаження картина дещо інша. Величина K_y' спочатку знижується а потім зростає при практично незмінній σ'_i [12].

Наведене положення обумовлене різним характером взаємодії дефектів кристалічної будови і в першу чергу дислокацій. Монотонний приріст щільності дислокацій при односпрямованому деформуванні супроводжується не тільки підвищенням міцнісних властивостей, але і зниженням опору металу прискореному зростанню тріщини [22]. При втомному навантаженні реверсивне деформування супроводжується якісно іншим дислокаційним розподілом, що є наслідком анігіляційних процесів, які знижують темп накопичення дислокацій. Враховуючи, що $\rho_m \sim \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, де ρ_m – щільність рухомих дислокацій [12, 22], а для сталей з перлітною структурою $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \sim \frac{\lambda}{\delta_e}$, при

втомному навантаженні навпаки – зменшення $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ повинно супроводжуватися зростанням σ_{-1} і $\frac{\delta_\varepsilon}{\lambda}$, що підтверджується даними на рис. 3.10.

Таким чином, підвищення межі міцності при втомі пропорційно дисперсності перліту вуглецевих сталей обумовлено збільшенням відношення критичного розкриття зростаючої тріщини до міжкарбідної відстані. Одночасне зменшення товщини пластин цементиту та феритного проміжку перліту підвищує опір металу зародженню неоднорідностей в розподілі дефектів структури під час циклічного навантаження металу [106].

Висновки до розділу

1. Коефіцієнт інтенсивності напружень для області інкубаційного зростання мікротріщини залежить від величини, яка оцінює процеси розповсюдження деформації через границі розподілу в структурі сталі.
2. Коефіцієнт інтенсивності напружень для області неконтрольованого росту тріщини (при остаточному руйнуванні металу) зв'язаний параболічною залежністю з ударною в'язкістю вуглецевої сталі.
3. Визначено, що мікротріщина, яка зароджена на міжфазній границі неметалевого включення-феритна складова структури вуглецевої сталі, розповсюджується у напрямку локально зниженого опору металу.
4. Підвищення локалізації пластичної течії вуглецевої сталі при збільшенні розміру зерна фериту являє собою один із чинників, який знижує межу міцності при втомі.
5. Зростання межі міцності при втомі колісних сталей при збільшенні дисперсності перлітної колонії обумовлено підвищенням відношення критичного розкриття зростаючої тріщини до міжкарбідної відстані.

РОЗДІЛ 4

АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ УШКОДЖЕНЬ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС, БАНДАЖІВ ТА ВІСЕЙ

4.1. Аналіз процесів формування ушкоджень при експлуатації залізничних коліс та бандажів

4.1.1 Вплив форми залізничного колеса на рівень внутрішніх напружень

Залізничне колесо, незалежно від технології його виготовлення, повинно відповідати такій вимозі, як накопичення в його ободі необхідного рівня тангенціальних залишкових напружень стиснення. Ці напруження гальмують процеси виникнення та зростання тріщин різної природи [80].

Колеса, що виготовляють за технологією гарячого деформування, при термічному зміцненні (після останньої формоутворюючої операції) піддають примусовому диференційованому охолодженню. Поверхню катання та частину бокових поверхонь ободу охолоджують інтенсивним потоком води, а диск та маточину – на повітрі. Потім колесо піддається відпуску за режимом: близько 500 °С, 3 години.

Для виготовлення залізничного колеса використовують також технологію литва під тиском. Колесо, виготовлене за такою технологією, відрізняється хімічним складом сталі та її структурою.

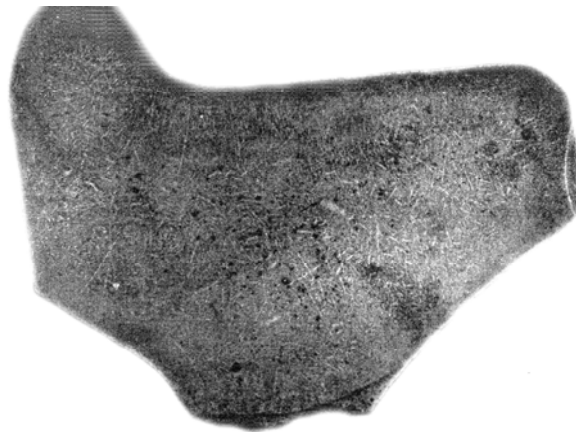
Через це колеса, що виробляються за різними технологіями, мають свої конструктивні особливості.

При термічному зміцненні обода (технологія термічної деформації) температура поверхні катання швидко знижується і досягає близько 250 °С, в той час як диск та маточина охолоджуються значно повільніше. Через це в ободі колеса (поблизу поверхні кочення) виникають тангенціальні напруження розтягнення, які значно перебільшують межу плинності металу. Релаксація цих

напружень відбувається за рахунок пластичних деформацій. При цьому диск колеса перебуває під дією напружень стиснення. Процес вирівнювання температури при охолодженні на повітрі після термозміцнення та відпуску сталі, супроводжується зміною знаку, раніш сформованого, поля напружень. Так в ободі залишкові напруження стають напруженнями стиснення, а в диску – розтягнення. Вимірювання залишкових напружень показало, що в колесі, виготовленому за технологією гарячого деформування і подальшого термічного зміцнення, зазначені напруження приблизно у двічі перебільшують значення аналогічних характеристик в колесі, виготовленому за технологією литва. Наведені розбіжності обумовлені різним структурним станом металу, в залежності від технології виробництва, та відмінністю в розподілі температурних полів в елементах колеса при охолодженні. Слід зазначити, що рівень остаточних напружень у колесах, які виготовлені за технологією гарячого деформування, задовольняє вимогам стандартів ISO та ГОСТ 10791.

Порівняльний аналіз внутрішньої будови досліджуваних коліс показав як існування розбіжностей, так і значну схожість. Дійсно, якщо обод колеса, який піддають прискореному охолодженню, має в цілому більш дрібнозернисту будову і на підставі цього підвищені властивості міцності, ніж у стані гарячого деформування, то для литого колеса картина дещо інша. Низькі швидкості охолодження призводять до формування такої первинної структури в різних елементах колеса (рис. 4.1 а), яка з незначними розбіжностями за дисперсністю схожа із спостерігаємою після гарячої деформації. Враховуючи, що шар термічнозміцненого металу з підвищеними властивостями міцності в середньому складає до 8% від об'єму ободу, компенсувати наведені розбіжності можна за рахунок підвищення дисперсності перлітної складової або збільшення її об'ємної частки. Дійсно, підвищення кількості перліту в литому колесі за рахунок використання сталі з більшим вмістом вуглецю дало змогу перевищити вимоги щодо міцнісних властивостей колеса (ГОСТ 10791) в середньому на 3% від вищої та на 25% від нижчої границь інтервалу, щодо твердості – в середньому на 18%. Однак, при цьому пластичні властивості були

нижчими через наявність грубодисперсної перлітної структури та надмірно високого вмісту вуглецю в сталі, внаслідок чого формується надлишкова кількість перлітної складової. Окрім цього, як показали додаткові дослідження внутрішньої будови металу, сталь литого колеса, особливо поблизу поверхонь, має незначну несущість (рис 4.1 б) та деяку кількість неметалевих включень у вигляді сульфідів (загальний бал нижче 0,5).



а



б

Рисунок 4.1 – Структура виливного колеса (а – макроструктура, б – несущість). Збільшення б – 100 разів.

Останнім часом розробки щодо пропозицій в напрямку підвищення навантаження на елементи рухомого складу не залишили поза увагою і колісну пару. На підставі цього було проведено оцінку рівня діючих напружень у найбільш навантажених місцях коліс, в залежності від їх конструктивних особливостей (рис. 4.2) та епюри експлуатаційних сил. Встановлено, що найбільш висока концентрація напружень, яка виникає, діє в місцях переходу

від маточини до диску (область 1) та від диску до ободу (область 2), що показано на рис. 4.2.

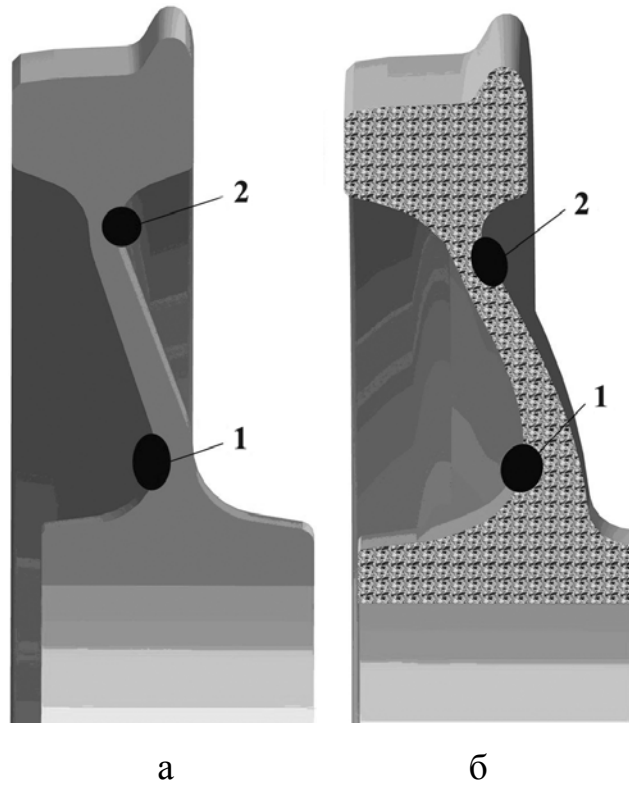


Рисунок 4.2 – Місця визначення напружень на колесах, вироблених за технологією гарячого деформування (а) та литва (б)

Рівень напружень було визначено за методикою, наведеною у роботі [81], пристосованою і до форми литого колеса, яка відрізняється від форми колеса виготовленого за технологією гарячого деформування. Для визначення рівня напружень, вигляд колеса моделювали окремими елементами тетрадральної форми, загальна кількість яких сягала від 55 до 85 тис. Для рішення кубічних поліномів визначали їх коефіцієнти за допомогою параметричних функцій, як це наведено в [82]. На підставі цього вважається, що напруження переміщення довільної точки $\vec{U}(P)$ являє собою лінійку комбінацій переміщення тетраедра:

$$\vec{U}(P) = \sum_{j=1}^4 l_j(P) \vec{U}(V_j) \quad (4.1)$$

де $l_j(P)$ – лінійна функція координат, яка дорівнює 1 у вершині (V_j) та 0 в інших місцях елемента;

$\vec{U}(V_j)$ – пружне переміщення вершини V_j елемента.

За допомогою наведеної методики були визначені значення напружень, які виникають у місцях переходу між елементами колеса (області 1 і 2) на рис. 4.2. Так для колеса, що має форму наведену на рис. 4.2, а, еквівалентні напруження в області 1 склали значення 120 Í /í í ^2 , а в області 2 – 110 Í /í í ^2 . Збільшення радіусів кривизни в 2 рази для області 1 привело до зниження рівня діючих напружень приблизно на 20% (100 Í /í í ^2), а в області 2 вони знизилися до 38 Í /í í ^2 . Таким чином, ураховуючи наведені дані, можна вважати, що збільшення кривизни в місцях переходу між елементами колеса дає змогу знизити еквівалентні напруження, які виникають у ньому під час експлуатації. Наведений аналіз може бути корисним для розробки концептуальних моделей рухомого складу, призначеного для використання в умовах підвищених швидкостей руху та навантажень на вісь колісної пари [119].

4.1.2. Поведінка металу колеса, бандажу при взаємодії з рейкою

Відомо, що величина зносу залізничного колеса від взаємодії в місцях контакту з рейкою, в значній мірі зв'язано з міцнісними властивостями, як металу по поверхні кочення, так і по робочій поверхні рейки [83]. На підставі достатньо великої кількості проведених досліджень по моделюванню процесу зносу, а також натурних випробувань визначено, що мінімальні значення зносу як залізничних коліс, так і рейок досягаються за умовами приблизно однакових значень їх твердості [83, 84]. З іншого боку відомо, що однаковий рівень властивостей міцності в сталях можна досягти при різноманітному структурному стані – після термічної зміцнюючої обробки – поліпшення, коли карбідна фаза має глобулярну форму, або після прискореного охолодження (зі швидкостями нижчими критичного значення) пластинковою формою [85].

Аналіз нормативно-технічної документації [56, 85] свідчить, що в умовах України залізничні колеса в основному виготовляють із вуглецевої сталі з

0,55...0,65% вуглецю, в той час як для рейок застосовують більш високовуглецеву сталь з 0,7...0,8% С. В гарячекатаному стані, або після відпалу, структура сталі для залізничних коліс з урахуванням стехіометрії, може мати приблизно до 25% структурно вільного фериту. Він розташовується у вигляді прошарків, розділяючих перлітні колонії, або при достатньо низьких швидкостях охолодження у вигляді окремих об'ємів – зерен (рис. 4.3, а).

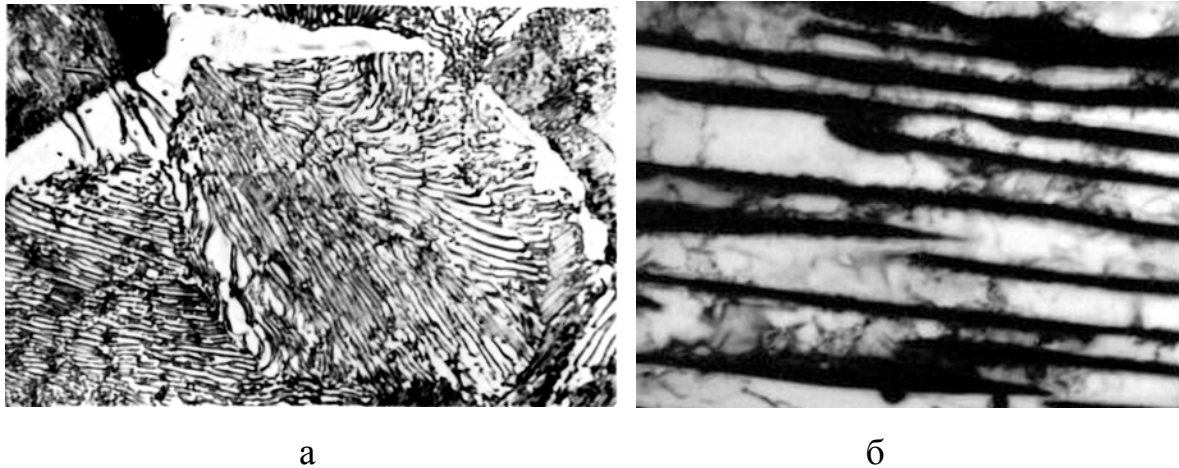
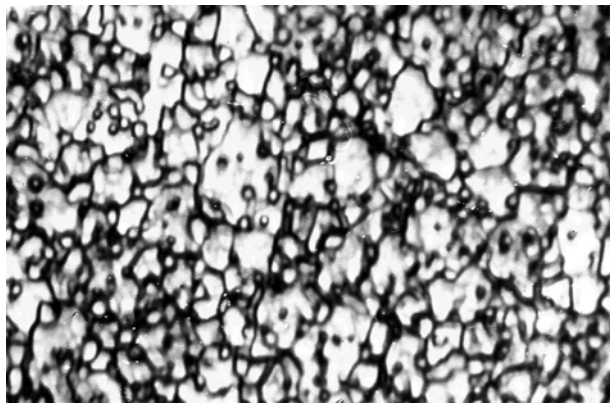


Рисунок 4.3 – Структура металу обода залізничного колеса після термічного зміцнення (а), перлітної колонії після 30 % пластичної деформації (б), (збільшення 1000 – а, 16500 – б)

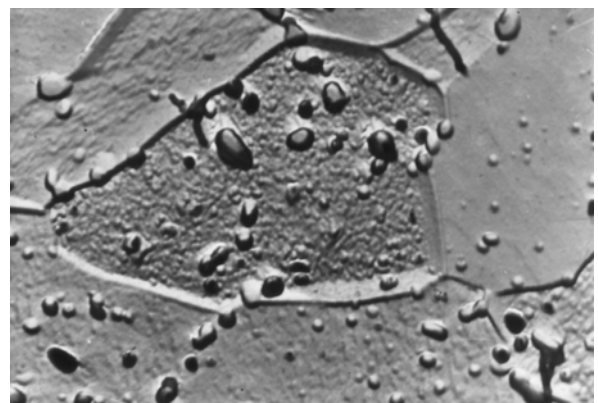
Збільшення швидкості охолодження, наприклад як при термічному зміцненні ободу коліс, супроводжується одночасним диспергуванням перліту і частковим зменшенням об'ємної частки структурного вільного фериту за рахунок формування псевдоевтектоїда. Однак, навіть використання максимально високих швидкостей охолодження (обмеження геометричними розмірами обода коліс) не дозволяє повністю усунути присутність структурно вільного фериту. По нормативно-технічній документації [56] дозволяється наявність структурно вільного фериту у вигляді преривчастої сітки по границях аустенітних зерен. В той же час швидкості охолодження достатньо щоб аустенітні зерна після видалення структурно вільного фериту перетворилися у дрібнодиференційований сорбіт за перлітним механізмом (рис. 4.3, б). Таким чином, структура металу залізничних коліс в об'ємах поблизу поверхні

кочення, представляє собою дрібнопластинковий перліт з прошарками структурно вільного фериту, що забезпечує необхідний рівень опору процесам втомлення та зносу при експлуатації [119].

В порівнянні з пластинковою формою карбідної фази, яка в складі перлітної колонії спроможна до пластичного деформування, глобулярні карбіди, наприклад, після поліпшення, навпаки, навіть після деформації, яка приведе до повного руйнування виробу, практично залишаються незмінними [12]. В цьому випадку на процеси деформаційного зміцнення при навантаженні металу дуже велике значення має характер розташування карбідних глобулів в матриці. У випадку коли глобулярні частки в основному розташовуються по границям феритних зерен (рис. 4.4, а) спостерігається підвищення пластичних властивостей і, особливо, опору металу зародженню та розповсюдженню тріщин при низьких температурах.



а



б

Рисунок 4.4 – Структура вуглецевої сталі після холодної пластичної деформації і нагріву до 700 °С, коли розмір зерна фериту (d) дорівнює відстані між карбідами (λ) (а), та при $d > \lambda$ (б), (збільшення 2000 – а, 4000 – б)

Пояснення наведеного приклада засновано на факті того, що міжфазна ферито-карбідна поверхня виконує функції як джерела, так і місця анігіляції дислокацій [22]. На підставі цього стає зрозумілим, що збільшення об'ємної частки без зміни дисперсності карбідів, супроводжується не тільки підвищенням міцнісних властивостей а, що особливо важливо, збільшується опір зародженню і зростанню тріщин при низьких температурах навантаження [114].

У випадках, коли розмір зерна фериту значно перевищує міжкарбідну відстань (рис. 4.4, б), картина суттєво змінюється. Враховуючи, що міжфазна поверхня ферит-глобуль карбіда має можливість поглинати дислокації тільки у випадку коли частка розташована в площині ковзання дислокацій, стає зрозумілою роль великокутових границь фериту в розвитку анігіляційних процесів дислокацій під час пластичного деформування. В результаті отримуємо, що збільшення об'ємної частки карбідної фази при незмінному розмірі зерна фериту, буде супроводжуватись зростанням кількості джерел дислокацій в той час як кількість місць їх анігіляції залишається незмінною. В цьому випадку зайвий залишок дислокацій буде, вже на початкових етапах пластичної течії металу, сприяти формуванню навколо глобулярних карбідних часток нашарування із взаємнозаблокованих дислокацій. В свою чергу формування наведених об'ємів навколо карбідів може розглядатися як майбутні осередки з високою вірогідністю зародження субмікротріщин.

На підставі проведеного аналізу розвитку процесів деформаційного зміцнення в вуглецевих сталях з різною морфологією карбідної складової стає можливим визначити оптимальний структурний стан металу з урахуванням умов експлуатації виробу [114].

Так, залізничне колесо, окрім формування прошарку металу по поверхні кочення з високою концентрацією дефектів кристалічної будови і, в першу чергу дислокацій, піддається температурним впливанням від взаємодії з гальмівними колодками. Характер сумісного впливу (холодне деформування і розігрів) на метал ободу колеса обумовлює виникнення достатньо високих градієнтів структурних змін, що в свою чергу може розглядатися, як впливання на рівень внутрішніх остаточних напружень. Але наведене впливання в значній мірі залежить від чисельних факторів, основні з яких ступінь наклепу металу по поверхні кочення колеса та інтенсивність розігріву (питома енергія гальмування, частота та тривалість взаємодії з гальмівними колодками). Враховуючи існування градієнта температур від поверхні кочення, збільшення інтенсивності розігріву буде супроводжуватись розвитком процесів

структурних перетворень в металі. При цьому сам характер наведених структурних змін в значній мірі буде зв'язаний з відстанню прошарків металу від поверхні розігріву. Так, в приповерхневих прошарках металу, за рахунок дуже високого підвищення температур до 700...800 °С, формується дрібнозеренна структура фериту з цементитними частками різної морфології. При чому, об'ємам металу з підвищеним ступенем накопиченої деформації (більш високий наклеп) буде відповідати більш дрібнозеренна будова фериту з підвищеною кількістю глобулярного цементиту з різним співвідношенням напіввісей. В наведеному прошарку металу, за рахунок розвитку процесів динамічної рекристалізації, суттєво будуть знижені остаточні напруження від наклепу і, як наслідок цього, буде підвищення спроможності металу до деформаційного зміцнення та опору до зародження тріщин.

Для більш заглиблених від поверхні кочення прошарків метала, для яких температура не перебільшує 500...550 °С, картина складається інша. Відомо, що при температурах нагріву металу до початку рекристалізації, в процесі витримки починають свій розвиток полігонізаційні процеси. Їх розвиток супроводжується перерозподілом дислокацій, які накопичуються під час наклепу та врешті решт виникають конфігурації у вигляді полігональних субструктурних поверхонь розподілу. Слід урахувати, що чим в більшій ступені завершуються процеси полігонізації, тим менша вірогідність розвитку рекристалізації. Таким чином, на визначеній глибині від поверхні кочення виникає прошарок металу з повністю, або частково закінченими процесами формування структур полігонізації. При цьому по різних оцінках [86] може залишитися до 70 % накопиченої щільності дислокацій, які практично всі знаходяться у зв'язаному стані. Чисельні послідовні етапи гальмування, окрім нагріву, будуть супроводжуватись зносом металу з поверхні кочення. Прошарок металу з полігональною структурою буде наближуватись до поверхні кочення та послідовно (пропорційно градієнту деформації) піддаватися наклепу. При цьому нові дислокації, взаємодіючи з полігональною структурою, будуть блокуватися, що в свою чергу приведе до ускладнення

розвитку процесу рекристалізації, та не буде досягнутий необхідний рівень зниження наклепу. В цьому випадку гальмування розвитку релаксації внутрішніх напружень повинно сприяти зниженню спроможності металу до деформаційного зміцнення і, як наслідок такого положення, до зниження опору колісної сталі зародженню субмікротріщин.

Таким чином, на визначеній глибині від поверхні кочення залізничного колеса формуються прошарки металу з підвищеним рівнем окрихлення. Експериментально спостерігаючи відсутність виникнення в наведеному шарі металу (крім випадків розташування поза нормативними обмеженнями окислів, шлакових включень і ін.) тріщин може бути зобов'язаним існуванню розірваної сітки структурно вільного фериту. Наявність такої складової в структурі колісної сталі додатково сприяє розвитку релаксаційних процесів при досягненні максимально можливої концентрації дефектів кристалічної будови в фериті перліту. Одне із пояснень – дуже швидкий розвиток рекристалізації структурно вільного фериту в порівнянні з перлітною колонією при нагріві під час гальмування рухомого складу.

4.1.3. Вплив гальмівної системи на утворення ушкоджень по поверхні кочення залізничних коліс і бандажів.

В сучасних умовах збільшення маси рухомого складу, з одночасним підвищенням інтенсивності руху, супроводжується зростанням навантаження на залізничні колеса та рейки. Враховуючи, що в умовах високих тягових і гальмівних потужностей процес руху відбувається на межі зчеплення, питання оптимального структурного стану залізничних коліс, бандажів та рейок стає достатньо актуальним. Окрім цього, для підвищених швидкостей руху значно збільшується температурне впливання особливо в зоні контакту колесо (бандаж) -рейка. Наведений вплив в значній мірі пов'язаний не тільки із структурним станом металу залізничних коліс та рейок, а ще і з особливостями процесу гальмування. Порівняльний аналіз впливання на метал по поверхні

кочення, при використанні дискових гальмівних пристроїв і колодочної схеми, показав існування як багато спільного, так і свої особливості. Для залізничних коліс використовують термічні зміцнюючі обробки, особливо для об'ємів металу обода, які сприяють формуванню дрібнодиференційованих пластинкових структур сорбіту з переривчастою сіткою структурно вільного фериту, який розташований по колишнім великокутовим аустенітним границям. Рейки, навпаки, піддаються зміцнюючим термічним обробкам, які приводять до структур поліпшення – структурні перетворення за зсувним механізмом з подальшим відпуском сталі. В цьому випадку структурний стан металу – дрібнодисперсні глобулі карбідної фази рівномірно розташовані в феритній матриці.

На підставі аналізу внутрішньої будови металу обода залізничного колеса визначено, що після термічної зміцнюючої обробки структура представляє собою ферито-перлітну суміш різного ступеня дисперсності і морфології, в залежності від відстані від поверхні примусового охолодження [87]. В процесі експлуатації залізничне колесо піддається різноманітним впливам. Так, виникаючий наклеп металу по поверхні кочення, маючи визначений градієнт значень у глиб обода, одночасно з градієнтом температур по товщині обода від взаємодії з рейкою, визначають характер структурних змін в металі. Однак, сам характер структурних змін в металі залізничного колеса під час експлуатації може змінюватися в залежності від використаної схеми гальмування.

Для схем гальмування з використанням гальмівних колодок визначено, що стискування залізничних коліс по поверхні кочення сприяє, з достатньо високою швидкістю, збільшенню температури в приповерхневих прошарках металу. При цьому температура розігріву по різних оцінках [21] в прошарку металу до 1 мм може досягати значень достатніх для початку фазових перетворень (до 800 °C). Так, для об'ємів металу, які піддаються нагріву до 600...650 °C з попереднім наклепом, адекватним 40-50% пластичної деформації, в місцях перлітних колоній спостерігається формування частково (в

залежності від ступеня пластичної деформації та температури нагріву) сфероїдизованих карбідних часток (рис. 4.5) [110].

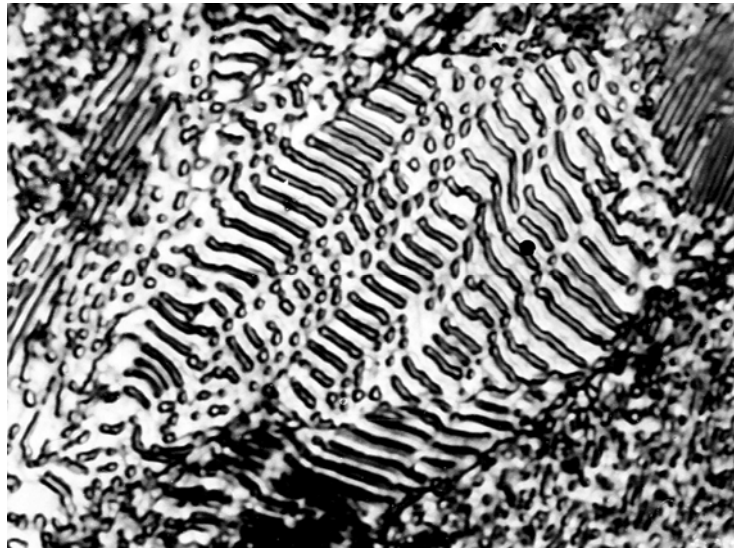


Рисунок 4.5 – Структура перлітної колонії вуглецевої сталі після 30% деформації та нагріву до 650 °С. (збільшення 2000)

Прошарки структурно вільного фериту після наведеного впливу можуть перетворюватися в ланцюги, які складаються з дрібних зерен різної морфології. Зменшення відстані від поверхні кочення сприяє одночасно збільшенню ступеня наклепу металу обода та температури розігріву. Як було визначено дослідженнями, нагрів вуглецевої сталі з 0,6% С до температур 700...720 °С після попередньої пластичної деформації 60...70% супроводжується розвитком процесів рекристалізації, при чому розмір зерна фериту обернено пропорційний швидкості нагріву, та величині наклепу. Враховуючи, що п'ятно контакту залізничне колесо-рейка має достатньо малий розмір, за одне обертання колеса на поверхні кочення формується вузька смуга з певним ступенем наклепу, в той час як сусідні ділянки на поверхні кочення залишаються незмінними. Таким чином, тільки за рахунок взаємодії колеса з рейкою при вільному коченні виникає достатньо неоднорідний наклеп металу по робочій поверхні обода.

В процесі гальмування, при взаємодії гальмівних колодок з колесом, відносно рівномірний розігрів металу по всій контактній поверхні супроводжується розвитком процесів структурних перетворень з одночасним

вирівнюванням по об'єму та зниженням накопичених дефектів кристалічної будови металу. Окрім цього, гальмівні колодки виконують функцію своєрідного інструменту, який знімає поверхневий шар металу в тому числі і ділянки з невеликими поверхневими ушкодженнями.

Таким чином, в процесі гальмування відбувається рівномірне зрізання неоднорідно наклепаного, з можливими поверхневими ушкодженнями прошарку металу, що може розглядатися як, свого роду, процес підвищення якості поверхні кочення. Розігрів поверхні сприяє релаксації внутрішніх напружень від залишків наклепаного металу.

В подальшому, при експлуатації залізничного колеса структурні зміни по поверхні кочення будуть мати свій розвиток. Після закінчення етапу гальмування, без зупинки потяга, розігріте колесо з частково знятим прошарком ушкодженого металу, подальше піддається пластичній деформації з підвищеною температурою розігріву. Коли ступеня розігріву достатньо, відбуваються процеси релаксації внутрішніх напружень на місці. При поступовому зниженні температури, послідовно розвиваємі процеси рекомбінації дефектів кристалічної будови до приблизно 400 °С, динамічного деформаційного старіння до 350...200 °С можуть приводити до збільшення властивостей міцності при незмінності запасу пластичності, а в деяких випадках і до підвищення пластичності та опору крихкому руйнуванню [12].

Характер структурних змін при експлуатації залізничного колеса при використанні дискової гальмівної системи декілька відрізняється від спостерігаємих при використанні колодок. По-перше, необхідно відмітити, це відсутність рівномірного розігріву металу по поверхні кочення. Виникаючий наклеп металу від взаємодії з рейкою, як згадано вище, має дуже високу неоднорідність по поверхні кочення. Передача енергії при гальмуванні від гальмівних дисків, через вісь колісної пари на місце контакту з рейкою обмежується достатньо малою площиною. На підставі цього можна вважати, що виникають достатньо великі напруження від високої щільності енергії. Обумовлено це відносно низькими температурами розігріву приповерхневих

прошарків металу колеса. В цьому випадку відсутність розвитку релаксаційних процесів (недостатньо висока температура), накопичення дефектів кристалічної будови до максимально можливої межі, а при неодноразовому початку роботи гальмівних елементів до невиконання умов незчеплення, все це буде сприяти виникненню дефектів по поверхні кочення та вилученню коліс з експлуатації. Враховуючи експериментальні данні [88], які свідчать, що на протязі останнього часу почастишали випадки, при використанні дискової системи гальм, передчасного вилучення коліс по невиконанню умов геометрії. Поверхня кочення залізничного колеса від форми у вигляді кола, відносно швидко перетворюється в багатокутник. Наведені відомості можуть розглядатися як одне із підтверджень ймовірності структурних перетворень в металі обода колеса при використанні принципово різних систем гальмування.

4.1.4. Напрямки підвищення експлуатаційної безпеки експлуатації залізничних коліс і бандажів. Визначення оптимального структурного стану.

Вуглецеві сталі які використовуються для виготовлення коліс та бандажів, після гарячої пластичної деформації як показано вище, мають структуру, яка складається з перлітних колоній та областей структурно-вільного фериту. Підвищення швидкості охолодження, наприклад, як при термозміцнюючих обробках залізничних коліс одночасно з диспергуванням перлітних колоній спостерігається зменшення об'ємної частки структурно-вільного фериту, за рахунок формування псевдоевтектоїда [51]. Однак, навіть у випадку досягнення максимально високих швидкостей охолодження, усунути виділення прошарків незв'язаного фериту по великокутових границях аустенітних зерен неможливо (рис. 4.6, а).

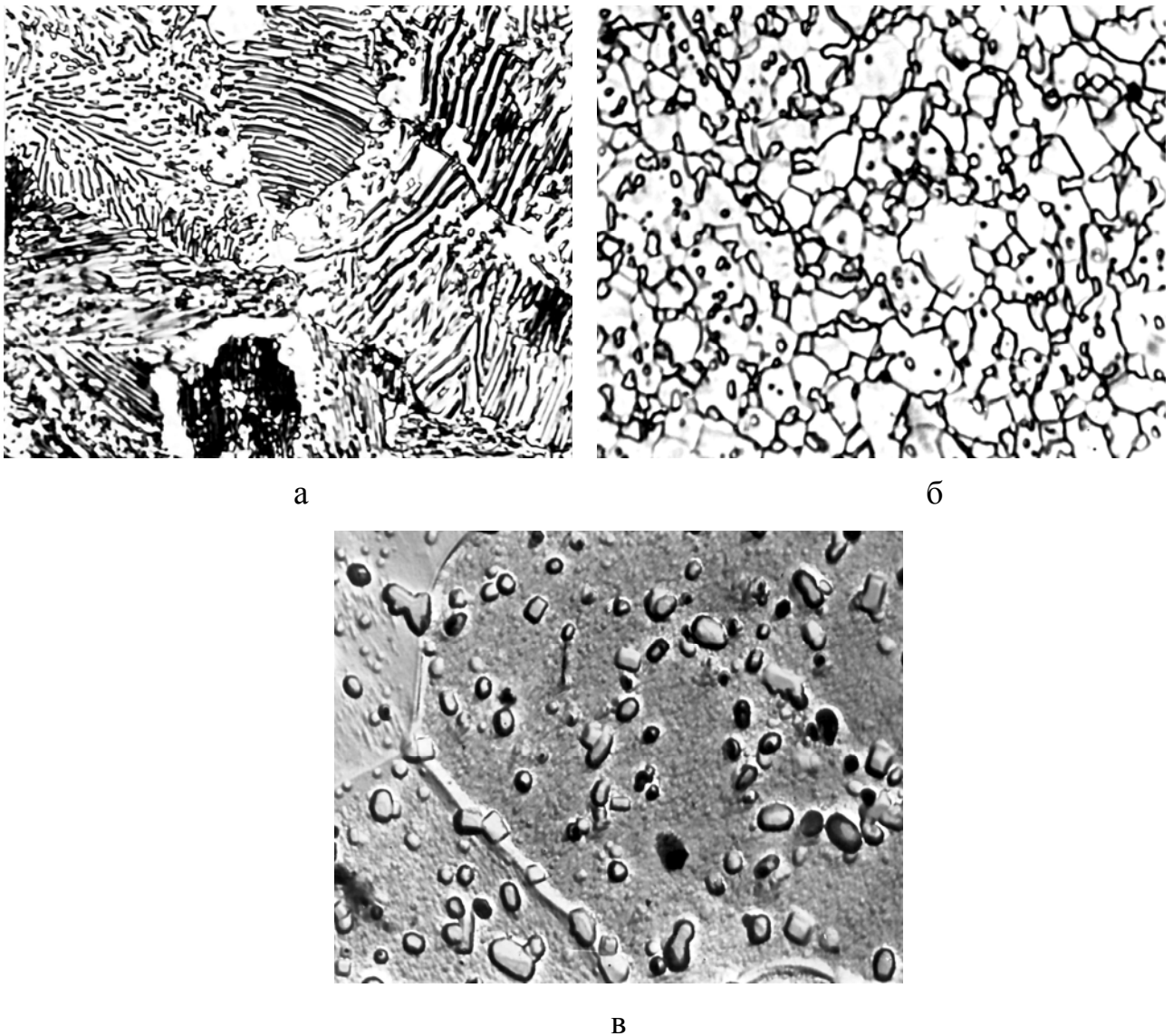


Рисунок 4.6 – Структура колісної сталі з 0,6 % С після гарячої пластичної деформації (а), після гартування від нормальних температур відпуску 650 °С, деформації 50...60 %, відпалу 650 °С (б), після гартування від нормальних температур відпуску 650 °С, деформації 15 %, відпалу 650 °С (в).

Збільшення 800 (а), 2000 (б), 4000 (в)

Таким чином, оптимальною структурою, яку можна сформувати в процесі прискореного охолодження ободу залізничного колеса являється пластинковий сорбіт з переривчастою сіткою структурно-вільного фериту. Враховуючи достатньо складну форму залізничного колеса та різнорозмірність його елементів, зміцнюючої термічної обробці можуть піддавати як повністю залізничне колесо, так і окремі його елементи. Обумовлений такий підхід

вирішенням проблеми підвищення надійності експлуатації залізничних коліс, в залежності від умов навантаження. Однією з можливих характеристик для цього можуть бути виникаючі напруження, які виникають в елементах колеса від зовнішніх впливів. Урахування конструктивних особливостей диска колеса, вигляду епюри напружень дали можливість розробити процес термічної зміцнюючої обробки, який дозволяє через формування структурного стану в диску колеса впливати на рівень внутрішніх напружень в ободі. Так, при використанні примусового прискореного охолодження диску, особливо в місцях переходу до обода та маточини, за рахунок формування бейнітних структур на визначеній глибині від поверхні охолодження та подальшого самовідпуску (адекватного окремому розігріву до температур 600...650 °C) досягаються глобулярні структури карбідної фази.

В порівнянні з пластинковою формою цементиту, який входячи до складу перлітної колонії спроможний витримувати великі пластичні деформації [51], глобулярні карбіди навпаки, навіть після ступеней деформації при яких метал руйнується, залишаються практично незмінними. В цьому випадку, розвиток процесів дисперсійного твердіння в значній ступені визначає поведінку металу при навантаженні. Так, у випадку коли глобулі цементиту розташовуються по великокутовим границям зерен фериту (рис. 4.6, б), експериментально спостерігається підвищення опору металу зародженню та зростанню тріщин, особливо для відносно низьких температур [12]. Обумовлено наведене положення співвідношенням між кількістю місць зародження та анігіляції дислокацій при наклепу металу. У разі розташування цементитних глобулів на великокутових границях фериту, міжфазна поверхня ферит-цементит виконує функції як джерела, так і місць анігіляції дислокацій після виконання ними акту деформації [12, 51]. На підставі цього стає зрозумілим, що збільшення об'ємної частки цементиту, навіть без урахування дисперсності, сприяє підвищенню опору зародженню тріщин за рахунок низького рівня деформаційного зміцнення [12].

У випадку, коли розмір зерна фериту значно перебільшує міжкарбідну відстань (рис. 4.6, в), картина в значній ступені змінюється.

Обумовлене наведене положення різною можливістю поглинання дислокацій після елементарного акту пластичної деформації металу. В порівнянні з великокутовими границями фериту, міжфазова ферит-цементит може бути місцем анігіляції дислокацій лише у випадку, коли глобуль цементиту розташовується в кристалографічній площині ковзання дислокацій. Тоді при підвищенні об'ємної частки карбідної фази, при незмінному розмірі зерна фериту досягається лише збільшення джерел зародження дислокацій, без зміни кількості місць анігіляції. В цьому випадку накопичення дислокацій вже на початкових етапах пластичної деформації (в об'ємах металу попереду гирла тріщини) приведе до формування навколо глобулів цементиту визначеної щільності взаємозаблокованих дислокацій. На підставі цього спостерігається різке підвищення параметрів деформаційного зміцнення вуглецевої сталі [89]. Враховуючи, що для середньо- та високовуглецевих сталей збільшення деформаційного зміцнення супроводжується зниженням пластичних властивостей, можна вважати, що в цьому випадку об'єми металу поблизу міжфазних поверхонь розподілу будуть найбільш вірогідними місцями зародження субмікротріщин.

Таким чином, при використанні вуглецевих сталей, з кількістю вуглецю коли не має можливості усунення структурновільного фериту, оптимальним структурним станом необхідно вважати пластинкові структури. Перлітні колонії разом із структурно вільним феритом приймають участь в пластичному деформуванні металу, що обумовлює можливість розвитку анігіляційних процесів, які сприяють гальмуванню процесів зародження та зростання мікротріщин в металі залізничних коліс під час експлуатації.

З іншого боку, враховуючи виникнення достатньо складного напруженого стану металу в диску колеса при експлуатації, можна вважати, що використання зміцнюючої термічної обробки диску буде сприяти зміні поля напружень в інших елементах.

Висновки до розділу

1. На основі аналізу виникаючих напружень в місцях переходу між елементами колеса визначений напрямок зміни геометричних розмірів елементів, що дозволить знизити еквівалентні напруження.
2. Аналіз зміни внутрішньої будови вуглецевих сталей з урахуванням ступеня розігріву від поверхні кочення показує, що пропорційно градієнту температур виникають внутрішні напруження, які в місцях з низьким опором металу приводять до формування зародків руйнування.
3. Використання матеріалів з низьким коефіцієнтом теплопередачі для виготовлення гальмівних колодок при порівняльних незмінних умовах гальмування сприяють підвищенню градієнта температур в металі поблизу поверхні кочення.

РОЗДІЛ 5

ПРАКТИКА ВИЗНАЧЕННЯ ПРИЧИН ФОРМУВАННЯ УШКОДЖЕНЬ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС, БАНДАЖІВ ТА ВІСЕЙ.

5.1. Визначення причин викришування металу по поверхні кочення

На підставі аналізу пошкоджень [Наказ № 095-ц від 15.03.2006] визначено, що найбільш частою причиною формування дефектів, є розвиток процесів контактної втоми металу. Враховуючи, що протікання втомних явищ в металі обумовлене необерненими структурними змінами, такими як поступове накопичення дефектів кристалічної будови [12], можливість зниження їх приросту дозволить підвищити ресурс роботи елементів рухомого складу.

Систематизація випадків руйнування указує на необхідність окремого розгляду найбільш характерних дефектів залізничних коліс по поверхні кочення.

У переважній більшості відкол частини обода обумовлений формуванням втомних тріщин різного походження (циклічна зміна діючих напружень в елементах колеса, температурні впливи та ін.) [62, 105, 107].

В першому наближенні, спостерігаємі руйнування, повинні бути пов'язані з посиленням умов експлуатації коліс, які в свою чергу обумовлені використанням блочної основи шляху і залізобетонних шпал, збільшення швидкостей руху і, один з основних чинників – інтенсивні режими гальмування. Так, використання в гальмівних системах композитних колодок замість чавунних супроводжувалося розвитком термомеханічної пошкодженості металу коліс. Аналіз схеми роботи гальмівного вузла спільно із зміною інерційних характеристик колісних пар підтвердив існування відмінностей процесу гальмування для різних матеріалів гальмівних колодок. Яскравим прикладом цьому може бути формування наварів на поверхні кочення і, як наслідок цього, спостерігаємі пошкодження в ободі колеса при експлуатації (рис. 5.1).

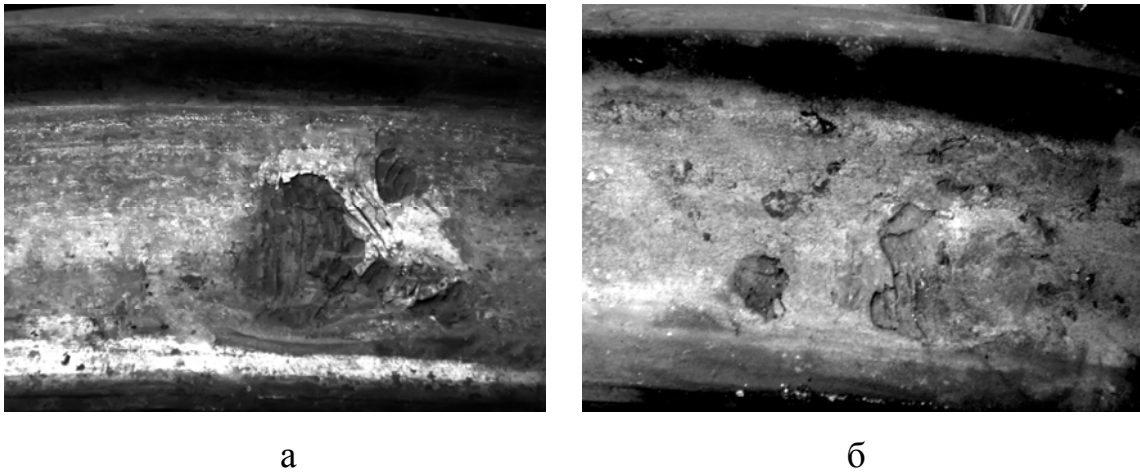
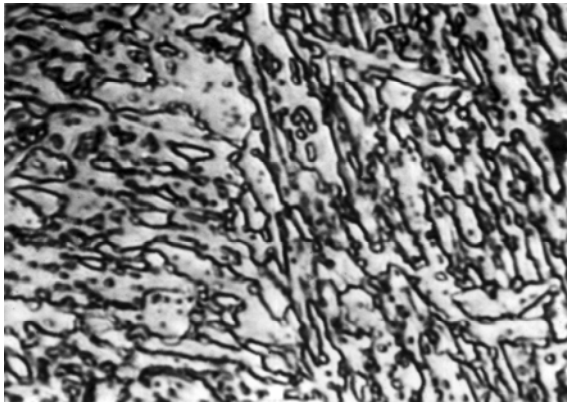


Рисунок 5.1 – Характерний вигляд вищербин металу по поверхні кочення залізничних коліс.

Наваром є чергування зрушень металу на різні ступені по поверхні кочення колеса, які у свою чергу є наслідком посилення режимів гальмування. В результаті досягаються умови прослизання колеса по рейці. В цьому випадку в зоні контакту колеса з рейкою, за рахунок високих напружень тертя, відбувається інтенсивне локальне розігрівання металу, а розвиток так званого процесу схоплювання металу – до значних пластичних деформацій зрушення. Обумовлено вказане явище різким підвищенням температури в тонкому шарі металу. Так, за вказаних умов експлуатації, в шарі металу завтовшки до 1 мм від поверхні кочення, підвищення температури може досягати значень поблизу початку фазових перетворень, а в окремих випадках і перевищувати їх. Твердість і характеристики міцності знижуються до величин в десятки разів менших в порівнянні з рівнем значень при температурі навколишнього середовища [12].

В результаті спостерігаємо формування навару. Окрім цього, на певній глибині в металі обода від поверхні кочення формується достатньо суттєва структурна неоднорідність. Як показано вище, в процесі гальмування колеса, в тонкому приповерхневому шарі обода різко зростає температура до значень достатніх розвитку процесів фазових перетворень. Після закінчення гальмування, інтенсивний тепловідвід від нагрітого металу в холодніші глибинні об'єми, з урахуванням підвищеної стабільності аустеніту (для сталей

із змістом вуглецю 0,6...0,7%), може приводити до розвитку структурних перетворень по зсувному механізму [90]. В цьому випадку, навіть незначна нестабільність процесу розігріву металу неминуче супроводжуватиметься формуванням певної структурної неоднорідності (рис. 5.2): від структур мартенситного типу після різних температур відпуску, до перлітних різної дисперсності. Вплив такої структурної неоднорідності обов'язково усядковуватиметься комплексом властивостей в мікроб'ємах металу і, як наслідок цього, зміниться опір процесам зародження і зростання тріщин.



а



б

Рисунок 5.2 – Мікроструктура об'ємів металу залізничного колеса поблизу сформованого навару: мартенсит відпуску при високих температурах (а), перлітні колонії (б). Збільшення (а) – 2000, (б) – 1000.

Приведені структурні зміни в металі обода залізничного колеса матимуть ще більше значення при циклічному характері впливу вказаних чинників. Так, циклічна зміна етапів гальмування і розгальмовування коліс, з урахуванням неминучого неодночасного початку гальмування для різних коліс рухомого складу, супроводжуватиметься зростанням амплітуди зміни температури. По своєму характеру і рівню виникаючих внутрішніх напружень, спостерігаємі втомні явища відносяться до малоциклової втоми [62], коли за відносно короткий період експлуатації колеса відмічається інтенсивне збільшення щільності дефектів кристалічної будови. В цьому випадку метал достатньо швидко переходить в стан, який відповідає умовам неконтрольованого зростання тріщини. В результаті, навіть після проведення ремонтних робіт по

усуненню навару, за рахунок вказаних структурних змін в об'ємах металу, розташованих на певній глибині від поверхні кочення, створюватимуться умови для викришування металу (рис. 5.1, б).

На підставі вивчення випадків передчасного вилучення залізничних коліс з експлуатації [91], систематизації пошкоджень, представляється доцільним перед проведенням ремонтних робіт на металорізальних верстатах по відновленню профілю поверхні кочення, проводити маркування місць обода, в яких спостерігалися дефекти. Такі заходи дозволять полегшити процес визначення причин руйнування коліс при експлуатації, особливо тих, які піддавалися ремонтно-відновлювальним роботам.

5.2. Формування тріщин поблизу поверхонь кочення

Аналіз випадків вилучення залізничних коліс з експлуатації свідчить, що найбільш частіше це обумовлено формуванням дефектів за рахунок розвитку процесів контактного втомлення металу. Незважаючи на велику кількість різноманітних чинників, які впливають на кінетику процесу, в першому наближенні їх сумарний вплив може бути представлений в наступному. Перш за все розвиток контактної втомленості обумовлено неухильним накопиченням дефектів кристалічної будови під час експлуатації виробу, що є цілком природне явище [21]. Окрім цього, в металі є дефекти металургійного виробництва, які в значній мірі сприяють прискоренню процесів зародження субмікротріщин. Найбільш вірогідні місця зародження таких субмікротріщин це неметалеві включення різної природи та морфології або міжфазові поверхні розділу їх з матрицею металу.

На підставі багаточисельних досліджень процес руйнування металу, в тому числі і при втомі, в основному підрозділяють на три етапи: зародження субмікротріщини, її повільне зростання до критичних розмірів та остаточне прискорене зростання до повного руйнування виробу [64]. Однак, наведені етапи зростання тріщини в значній мірі зв'язані зі структурним станом металу, з кінетикою структурних змін під час експлуатації.

Так, процес зародження субмікротріщини супроводжується обов'язковою пластичною деформацією. На підставі цього, для пояснення причин, які сприяють зародженню тріщини можуть бути використані параметри, які описують появу перших ознак пластичної деформації, та закономірності її розповсюдження в залежності від структурних складових сталі.

Для вуглецевих сталей границя плинності (σ_0) та напруження необерненого переміщення дислокацій (σ_i) з достатньо високою точністю описуються співвідношенням $\sigma_0, \sigma_i = f(d^{-\frac{1}{2}})$ [3], де d – розмір основного структурного елемента (для низько вуглецевої сталі це розмір зерна фериту, для середньо- та високовуглецевої товщина феритного проміжку перлітної колонії (λ)). Враховуючи, що етап інкубаційного зростання мікротріщини обумовлен взаємодією смуг ковзання з великокутовою, або міжфазовою границею, коефіцієнт інтенсивності напружень в гирлі тріщини (K_i) оцінюють по залежності $K_i = K_y \sqrt{\pi \cdot n}$, де K_y - величина опору границь розподілу в металі розповсюдженню пластичної деформації, n - критична довжина тріщини в розмірах структурного елемента (найбільш частіше складає значення 2÷3).

Наведене співвідношення відноситься до об'ємів металу без неметалевих включень. В разі наявності неметалевих включень величина K_i знижується, при чому рівень відхилення від розрахункових значень зв'язаний з природою включення, його формою та ін. [64]. Обумовлено, це загальною картиною розвитку процесу руйнування металу, яка передбачає формування порожнин навколо часток неметалевих включень від огинання дислокаціями включень під час розповсюдження пластичної деформації в мікрооб'ємах металу [63].

Таким чином, можна вважати, що швидкість накопичення порожнин навколо неметалевих включень при пластичній течії в значній мірі залежить від зв'язку їх з матрицею металу, яка в свою чергу обумовлена не тільки різницею фізико-хімічних властивостей частка-матриця, але і кристалометричними параметрами розповсюдження деформації [12].

Як показали дослідження, в залежності від умов експлуатації процес зростання тріщини в вуглецевій сталі може мати розвиток як послідовно, так і одночасно во взаємоперетинаючихся кристалографічних площинах [12,63]. Однак, в обох випадках розповсюдження тріщини відбувається по об'ємах металу з підвищеною щільністю неметалевих включень різної дисперсності та розташування. Додатковий вплив має місце і від виникаючих напружень тертя при гальмуванні рухомого складу. В залізничному колесі на глибині від поверхні кочення до 1 мм, за рахунок досягнення високих температур металу, в разі виходу тріщини на поверхню та дуже швидкого окислення берегів в гирлі тріщини, виникає додатковий чинник для прискорення її зростання – збільшення локального об'єму металу при окисленні (рис. 5.3) [107, 112].



Рисунок 5.3 – Тріщина з виходом на поверхню кочення колеса повністю заповнена окислами металу. Збільшення 200.

Якщо поверхня, в якій спостерігається підвищена щільність неметалевих включень паралельна поверхні кочення, тріщина з великою імовірністю зростає по цій поверхні, що врешті рещт приводе до порушення зв'язку поверхневого шару з глибинними об'ємами металу (рис. 5.4). На підставі цього, амплітуда циклу при термічному впливанні значно зростає, що обов'язково приведе до різкого зниження властивостей міцності, як наслідок цього, до виникнення локального зсуву металу у вигляді розчавлення обода.

В процесі зростання тріщини, як відомо [64] коефіцієнт інтенсивності напружень в гирлі постійно зростає і досягає максимальних значень в момент руйнування металу (K_{1C}). Враховуючи, що для вуглецевої сталі, яку використовують для виготовлення залізничних коліс основним структурним елементом є λ , а величина K_{1C} достатньо добре описується залежністю: $K_{1C} = (1 - \nu) \sqrt{KCU \cdot E}$, де E – модуль пружності, KCU - ударна в'язкість, яка зв'язана з λ співвідношенням $KCU = f(\lambda^{-\frac{1}{2}})$, ν – коефіцієнт Пуасона. Використання указаної залежності для K_{1C} дає змогу оцінити умови, які сприяють досягненню етапу неконтрольованого зростання тріщини. Всі чинники, які підвищують KCU приводять до зсуву моменту досягнення критичних значень K_{1C} в сторону більш високих абсолютних величин.



Рисунок 5.4 – Перетин обода колеса. Розповсюдження тріщини уздовж поверхні кочення колеса.

Дійсно, як свідчать експериментальні данні, підвищення дисперсності перлітної колонії ($\lambda =$ від 1,2 до 0,7 мкм) привело до збільшення межі міцності при втомі від 300 до 400 $\frac{I}{i i^2}$, що в свою чергу знизило імовірність формування тріщин втоми на 30 % [1].

З іншого боку, дослідження залізничних коліс, які були вилучені з експлуатації за рахунок формування дефектів спостерігали на колесах, які мали

відносно грубодисперсну перлітну структуру, низькі значення KCU та твердість (\hat{H}) на різній глибині від поверхні кочення: поблизу з поверхнею (\hat{H}_1) $285 \div 300 \hat{H}$, на відстані 10 мм (\hat{H}_2) $260 \div 280 \hat{H}$, та на відстані 30 мм (\hat{H}_3) $255 \div 265 \hat{H}$. Враховуючи, що в процесі експлуатації коліс максимальні дотичні напруження діють на відстані 10-15 мм від поверхні кочення, недостатній рівень \hat{H} може не забезпечувати необхідний опір металу зародженню та зростанню тріщин втоми. Навпаки, в колесах, які відпрацювали свій термін та були вилучені з експлуатації по досягненню мінімально припустимої товщини обода, було визначено, що кількість неметалевих включень знаходиться на рівні мінімальних значень інтервалу по умовам ГОСТ 10791. Окрім цього, величини твердості мали підвищені значення: \hat{H}_1 330–340, \hat{H}_2 310–320 $\frac{\text{eã}}{\text{i i}^2}$.

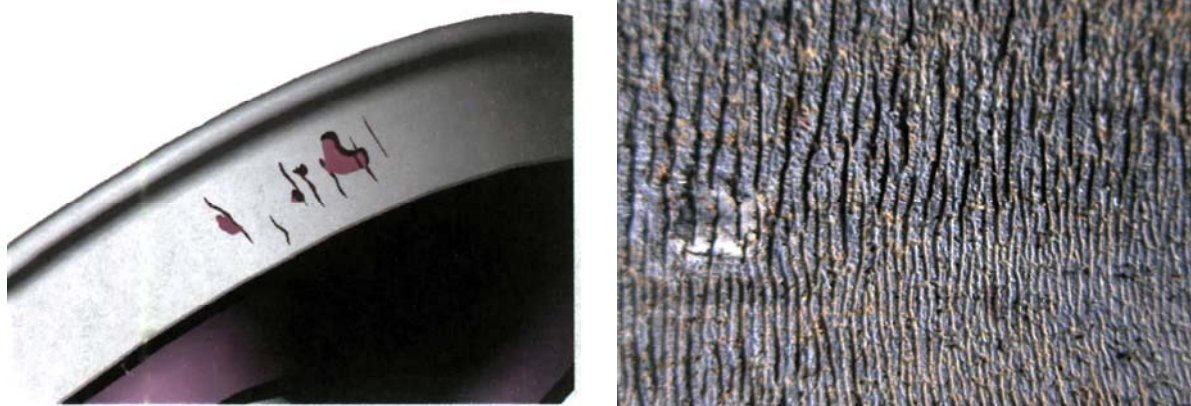
Таким чином, можна вважати, що в разі зниження кількості неметалевих включень в металі, піддаючи залізничні колеса зміцнюючим термічним обробкам (диспергування перлітних колоній) досягаються умови, коли під час експлуатації колеса на відстані від поверхні кочення 10-15 мм формується зона металу з \hat{H} 290–300. Це дозволяє сподіватися на підвищення надійності роботи залізничних коліс.

5.3. Вплив термічних тріщин на виникнення вищербин металу по поверхні кочення

Викришування ділянок поверхні кочення залізничного колеса можна розділити на залежні від якісно різних джерел впливу.

Формування сітки тріщин, які зорієнтовані перпендикулярно напрямку кочення колеса (рис. 5.5, б) обумовлені циклічною зміною етапів нагрівання та охолодження поверхневих шарів металу. Окрім цього, велике значення на умови зародження та зростання поверхневих тріщин має знак та рівень остаточних внутрішніх напружень, які формуються при виробництві залізничних коліс, та наявність неметалевих включень в металі. Дійсно, на

підставі проведення процесу термічного зміцнення елементів колеса і, в першу чергу обода, за рахунок остаточного охолодження внутрішніх об'ємів обода, коли поверхня кочення піддається примусовому охолодженню, в ободі формуються остаточні напруження стискування.



а

б

Рисунок 5.5 – Зовнішній вигляд вищербин на поверхні кочення залізничного колеса (а), фрагмент поверхні кочення поблизу вищербини (б).

Збільшення 10x2,5.

На підставі того, що на поверхні кочення по перетину обода рівень ступеня переохолодження металу змінюється, пропорційно йому змінюються остаточні напруження стискування. В процесі експлуатації коліс та їх чергових обточувань, поверхневий шар металу з підвищеним рівнем остаточних напружень стискування знімається. Після таких ремонтних робіт колесо видається в експлуатацію із зниженим рівнем напружень стискування і, як наслідок цього, з більш низьким опором до зародження та зростання тріщин. Таким чином можна вважати, що обточування поверхні кочення колеса не тільки знімає наклепаний шар металу, встановлює геометричні розміри колеса до потрібних норм, але може призвести до зниження опору металу виникненню поверхневих тріщин. Остаточо можна вважати, що наведений процес формування тріщин має ендогенний характер походження.

Якісно іншу картину спостерігаємо при наявності неметалевих включень різної природи походження, при кількості яка перебільшує припустимі обмеження по нормативній документації. Враховуючи, що неметалеві

включення відрізняються від металевої матриці за фізичними, хімічними, механічними властивостями, вони мають суттєве впливання на розподіл внутрішніх напружень при експлуатації залізничного колеса. В першу чергу після виготовлення колеса та після термічної обробки, неметалеві включення сприяють виникненню остаточних напружень розтягіння [62, 92], ще до використання виробу. Рівень внутрішніх напружень в значній ступені обумовлений типом неметалевих включень, їх поведінкою в процесі розвитку мікропластичних деформацій металу. Так у більшості випадків, крихкі неметалеві включення типу глинозему мають низький коефіцієнт термічного розширення та високе значення модуля нормальної пружності. На підставі цього, вже тільки за рахунок наведених чинників, на міжфазовій поверхні неметалевого включення-феритна матриця можуть виникати внутрішні напруження за своїм рівнем перебільшуючи границю плинності вуглецевої сталі [69]. Додаткове підтвердження наведеного положення наведено на рис. 3.5, стр. 66. Навколо неметалевих включень заміри мікротвердості показують завжди значення твердості, які відрізняються від замірів у більш віддалених мікрооб'ємах матриці металу.

Якісно інше впливання на процес зародження мікротріщин спостерігається з боку пластичних включень. Такі неметалеві частки, в порівнянні з крихкими мають невеликий рівень відхилень від властивостей металевої матриці по коефіцієнту термічного розширення, модулю пружності та ін. На підставі цього, виникаючі термічні напруження будуть значно нижчими і, як наслідок більш безпечними, з точки зору зародження осередків руйнування в металі.

В загальному вигляді послідовність процесів структурних перетворень і формування осередка руйнування при циклічній зміні етапів розігріву і охолодження металу, складається з наступного. В процесі охолодження нагрітого металу під впливом термічних напружень виникають потоки вакансій, які спрямовані до неметалевого включення. Окрім цього, необхідність розвитку релаксації наведених напружень приводе до переміщення присутніх в матриці металу дислокацій, які гальмуються включеннями. Таким чином,

зростає щільність загальмованих дислокацій на міжфазовій поверхні включення-матриця. За рахунок коагуляції вакансій виникає первинний зародок руйнування – мікрокаверни. Підтверджується наведений механізм спостереженням фігур травлення металу навколо неметалевого включення, які складаються не тільки з дислокацій, але і з об'єднань вакансій [66]. На підставі цього вважається, що неметалеве включення виконує функцію своєрідного постачальника вакансій до сформованої навколо включення тріщини втоми [69].

Таким чином, неметалеві включення різної природи походження з урахуванням їх морфології (глобулярні, строчне розташування, з гострими кутами та ін.) практично у всіх досліджуваних випадках сприяють розвитку тріщин втоми.

5.4. Формування відколу металу на поверхні кочення

При зовнішньому обстеженні колеса (рис. 5.6, а) було виявлено відкол прошарку металу від поверхні кочення. Воно показало, що осередок руйнування являє собою одиничний об'єм металу, а характер руйнування має явний вираз втомлення.

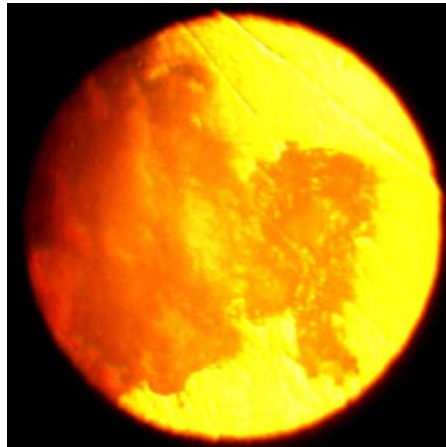
Оцінка остаточних технологічних напружень в ободі колеса, яка проведена за умовами ГОСТ 10791 (гаряча порізка колеса від обода до отвору моточини з заміром на базі 100 мм величини сходження кінців ободу) показала значення сходження 2,5 мм. Отримана величина сходження та заміри твердості по Бринеллю на глибині від поверхні катання 30 мм ($\hat{A} \approx 247$) з урахуванням зносу, колеса задовольняють вимогам, які висуваються до нових залізничних коліс та підтверджує дотримання технології виготовлення колеса на етапах гарячого пластичного формоутворення і термічної обробки.

Проведений мікроструктурний аналіз ободу колеса, починаючи від осередка руйнування і подалі углиб металу показав наступне. Причиною зародження мікротріщини є неметалеве включення достатньо великого розміру.

Підтверджує цей факт залишкова, незначна частка включення, яка ще залишилась та має зв'язок з основним металом.



а



б

Рисунок 5.6 – Відкол металу по поверхні кочення колеса (а), неметалеве включення, яке знайдено в осередку зародження тріщини. Збільшення 100 (б).

З урахуванням достатньо значної крихкості неметалевого включення та неодмінного вилучення значної його частки після початку зростання тріщини втомлення, решта включення, яка спостерігається (область А, рис. 5.6, а) все одно має достатньо великі розміри, які перебільшують максимальний 5 бал за вимогами ГОСТ 1778 [115].

Окрім цього, мікроструктурні дослідження сусідніх об'ємів металу, з осередком початку руйнування, показали наявність визначеної кількості неметалевих включень з розмірами, починаючи від декількох разів перебільшення 5-го балу (рис. 5.7, а, б) до 5-4 балів і т.д.

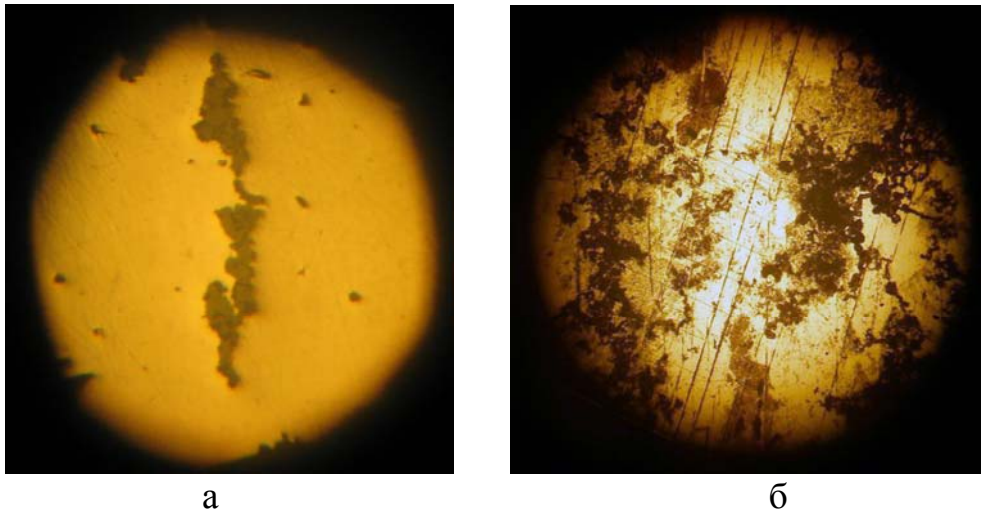


Рисунок 5.7 – Неметалеві включення, які розташовані в металі поблизу осередку зародження тріщин втоми. Збільшення а – 400; б – 200.

Зростання відстані від осередку руйнування супроводжується значним зниженням кількості та розмірів неметалевих включень. При цьому на відстані вже 1...2 мм від місця початку руйнування, метал задовольняє вимогам ГОСТ 10791 щодо розмірів та кількості неметалевих включень (рис. 5.8).

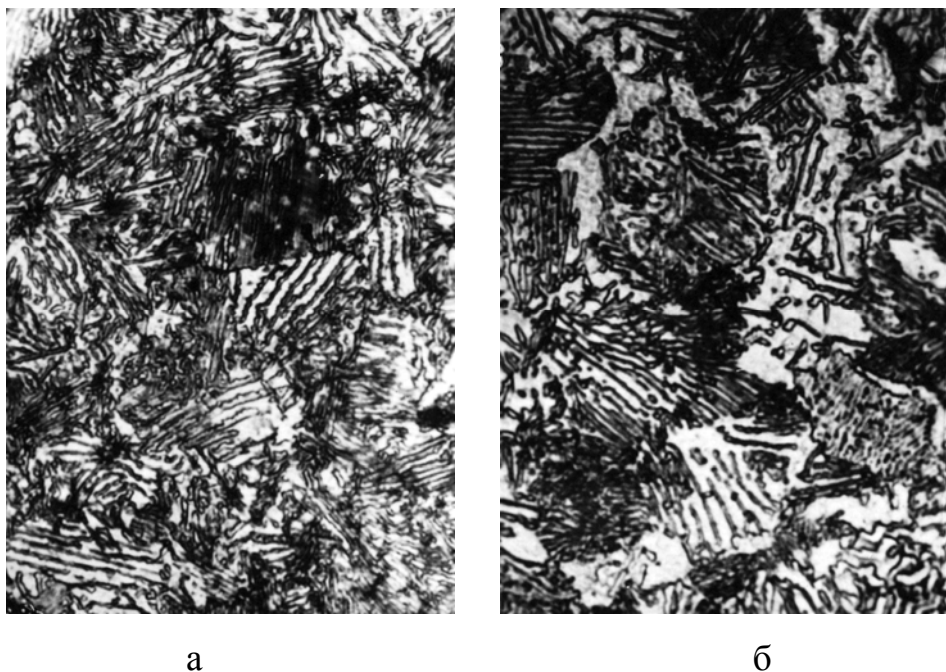


Рисунок 5.8 – Мікроструктура вуглецевої сталі з 0,6 %С, яка відповідає твердості 290 НВ (а) і 280 НВ (б). Збільшення 800.

На підставі проведених випробувань визначено, що причиною руйнування колеса є наявність в обмеженому об'ємі металу визначеної концентрації

неметалевих включень за оцінками ГОСТ 1778, які значно перебільшують 5 бал. Однак, залягання наведених неметалевих включень на глибині від поверхні катання (для нового колеса) не приводили до виникнення критичного рівня концентрації напружень при навантаженні в процесі експлуатації колеса. При експлуатації колеса, за рахунок розвитку процесів зносу металу, відстань залягання наведених неметалевих включень від поверхні катання зменшувалась. Після досягнення критичного значення відстані неметалевих включень від поверхні катання (за рахунок зносу та обточування колеса) на окремому етапі відбулося зародження субмікротріщини. При чому, як свідчать етапи зростання тріщини, процес був достатньо повільним. Після, мабуть останнього обточування колеса, коли відстань тріщини досягла приблизно 8 мм від поверхні катання, швидкість її зростання значно зросла і, в решті решт, відбулося руйнування колеса.

Таким чином, можна вважати, що відкол металу ободу колеса обумовлено наявністю неметалевих включень, які за розмірами та кількістю перебільшують значення, які обмежуються вимогами ГОСТ 10791.

В разі відсутності після обточування явних ознак скопичення неметалевих включень або тріщин, які спрямовані углиб металу в місці осередка руйнування, колесо може бути використано, але у випадку коли залишкова товщина обода не менше як 60% від розміру до експлуатації.

5.5. Формування різної орієнтації від поверхні кочення повздовжньої тріщини

В порівнянні з дефектами, які утворюються в результаті порушення умов експлуатації залізничних коліс, формуються тріщини уздовж поверхні кочення (рис. 5.9) у більшості випадків пов'язано з технологічними особливостями металургійного виробництва.



Рисунок 5.9 – Схематичне зображення повздовжніх тріщин по поверхні кочення залізничного колеса.

Як показали дослідження [69], формування неметалевих включень в значній ступені обумовлено природою розкислювачів, які використовуються при виробництві вуглецевих сталей. При використанні алюмінію в якості розкислювача, в металі спостерігається підвищена кількість алюмосилікатів, які відносяться до часток крихкого типу та які вважаються найбільш небезпечними для циклічнозмінюючихся умов навантаження. До другого негативного впливання може бути віднесене забруднення по неметалевим включенням сульфідного типу. Такі включення розміщуються в основному по границям зерен (рис. 5.10).

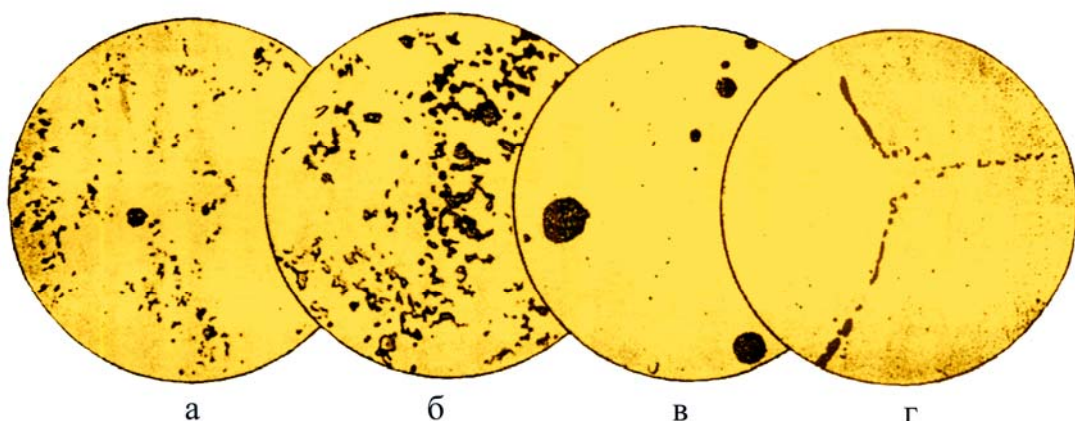


Рисунок 5.10 – Частки сульфідів в структурі вуглецевої сталі, яка оброблена церієм (комплексні сульфіди – а, б; після комбінованої обробки фероцерієм і сілікокальцієм – в, г) [20]. Збільшення 400.

Формування сульфідів обумовлено розвитком реакції утворення відносно низькотемпературної сірчаної евтектики при визначеній концентрації алюмінію в сталі. Розташування по границям зерен, плівок сірчаної евтектики знижує (порушує) зв'язок між сусідніми зернами, що супроводжується зниженням пластичних властивостей, ударної в'язкості сталі. Оптимальною кількістю алюмінію, в якості розкислювача, вважається кількість на рівні 0,1%. Додаткове невелике введення до алюмінію сілікокальція та фероцерію в значній ступені поліпшує комплекс властивостей вуглецевої сталі. Обумовлене наведене впливання зміною як форми включення, так і його властивостей. При такому комплексному розкислюванні формуються складні неметалеві включення: серединні об'єми складаються з крихких включень окисульфідів церію, які покриті пластичною оболонкою із сілікокальція, або крихка глиноземна центральна частина покрита зовнішньою оболонкою із сілікокальція. В цьому випадку пластична сілікокальцієва оболонка комплексних включень має більш високе значення коефіцієнта термічного розширення і менший модуль пружності в порівнянні з частками глинозему.

За абсолютними значеннями як модуль пружності, так і коефіцієнт термічного розширення окисульфідів церія достатньо близькі до аналогічних характеристик вуглецевої сталі. На підставі цього циклічна зміна температури буде супроводжуватись виникненням значно меншого рівня внутрішніх напружень навколо комплексних неметалевих включень (окисульфідів церію) в порівнянні із включеннями глинозему. Морфологічні особливості неметалевих включень мають визначений вплив на комплекс властивостей сталі і особливо на тріщиностійкість. Сфероїдна форма включень незалежно від їх властивостей, завжди сприяє зниженню концентрації напружень і, як наслідок цього, підвищенню властивостей залізничного колеса при експлуатації.

Окрім часток неметалевих включень, які виникають в рідкій сталі, вони можуть утворюватись і в процесі виготовлення залізничного колеса. В процесі гарячої формуючої операції, формуючись на поверхні металу окисли

можуть бути закатані в приповерхневі об'єми виробу. В процесі експлуатації колеса, зношування металу або при виконанні ремонтних робіт – обточування поверхні кочення, можуть привести, якщо не до виходу неметалевих включень на поверхню кочення, то до досягнення концентрації напружень навколо включення достатньої для зародження і зростання тріщини. При проведенні мікроструктурних досліджень, достатньо часто виявляється в місцях зародження і росту тріщини підвищена кількість неметалевих включень, яка не задовольняє вимогам нормативно-технічної документації на залізничні колеса.

5.5.1. Поперечні поодинокі тріщини

Причини виникнення поперечних поодиноких тріщин в ободі (рис. 5.11) у більшості випадків обумовлені одночасним впливанням декількох негативних чинників.

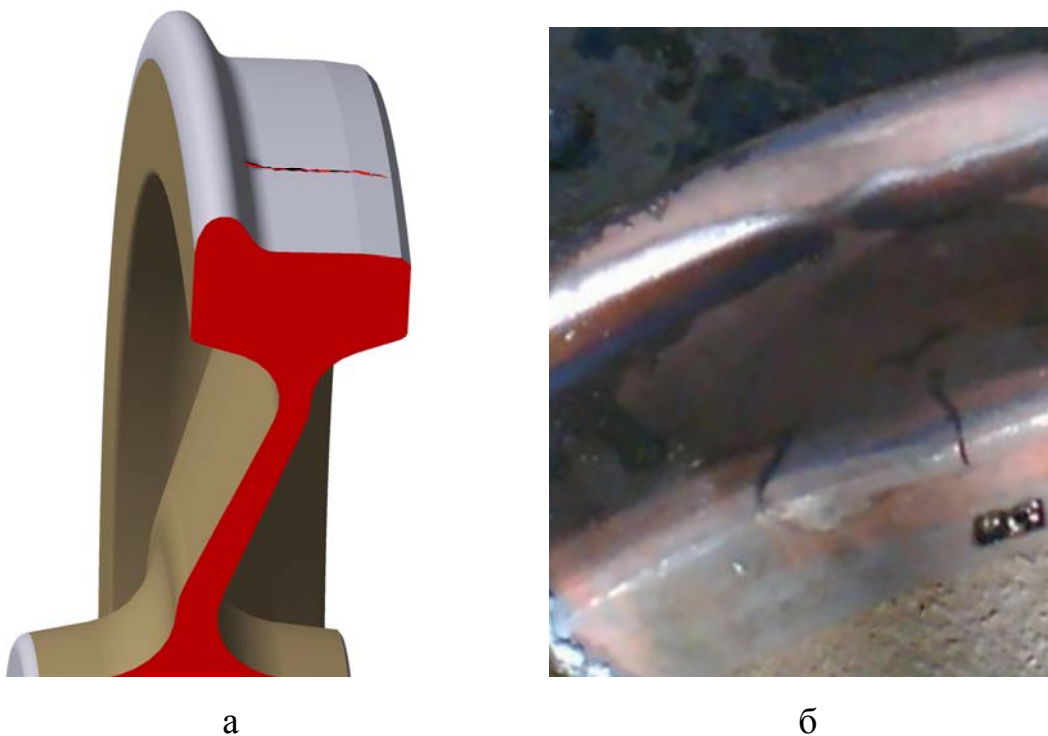


Рисунок 5.11 – Схематичне зображення поперечної поодинокі тріщини (а) і її реальне зображення на ободі колеса (б).

На основі аналізу причин виникнення ушкоджень залізничних коліс при експлуатації [21, 87] визначено, що окрім порушень технологічного характеру при виготовленні коліс, вагоме впливання може мати з боку зміни умов

експлуатації. Так, при експлуатації залізничних коліс розвиток процесів зношення металу, разом з виконанням робіт по відновленню геометричних розмірів поверхні кочення (обточування обода), супроводжуються зменшенням товщини обода колеса. У цьому випадку збалансована система внутрішніх напружень в ободі колеса (формування остаточних напружень стискування) буде порушена. Таким чином, вірогідність зародження поперечної тріщини зростає. Додатковий стимул формуванню наведених тріщин на зношених залізничних колесах може спостерігатися і з боку наявності анізотропії властивостей металу в зоні контакту колесо-рейка. Найбільш небезпечні умови виникають на поверхні уздовж площадки Герца [35]. Враховуючи, що анізотропія властивостей металу обумовлена перерозподілом внутрішніх напружень під час руху та співвідношенням між недеформованими частинами А і Е (рис. 5.12), положенням граничних точок В і D та центральною зоною двостороннього стискування, виникнення внутрішніх напружень на визначеній глибині від поверхні кочення є цілком закономірним явищем.

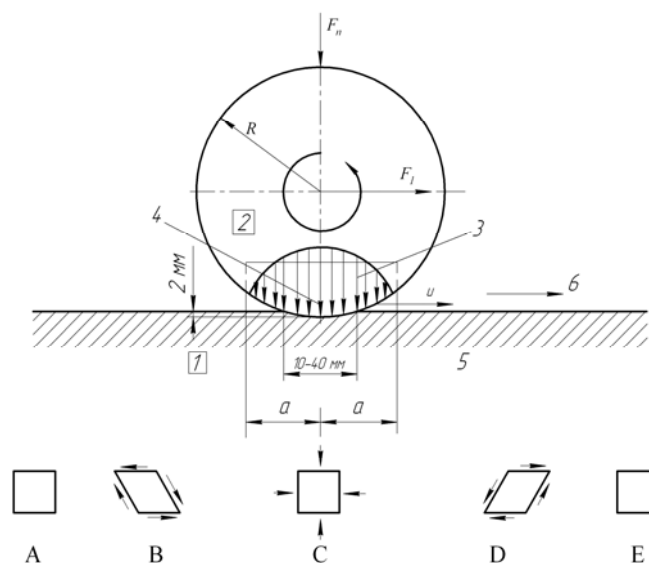


Рисунок 5.12 – Схематичне зображення напружень в зоні контакту колесо-рейка

(1 – рейка; 2 – колесо; 3 – контактна зона напружень; 4 – область, яка відповідає за зчеплення; 5 – зона підвищеного тиску; 6 – напрямок руху).

Більш детальніше виникнення внутрішніх напружень наведено на рис. 5.13. На виді з переду представлена форма поверхні з однаковим значенням внутрішніх напружень. По за площадкою Герца спостерігається формування немонотонностей 1, та чітко визначена область 2, в якій виникають тріщини 5.

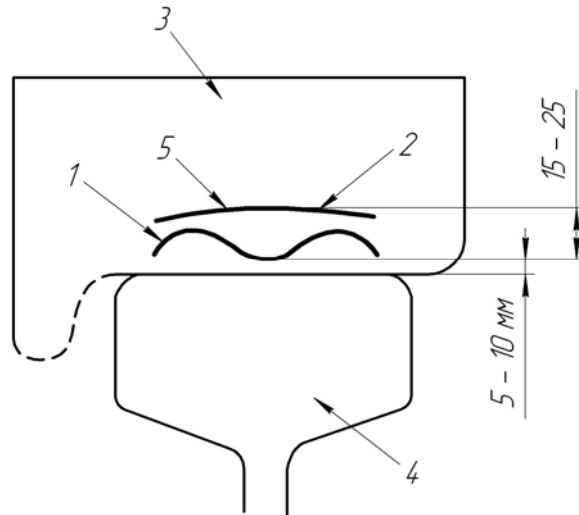


Рисунок 5.13 – Схематичне зображення розподілу напружень в приповерхневій зоні колеса (1 – немонотонності; 2 – найбільш небезпечна область; 3 – колода; 4 – рейка; 5 – внутрішня тріщина).

Підтвердження наведеного процесу формування тріщин було отримано із експерименту [38]. Зона 8 (рис. 5.14) вважається найбільш ураженою з точки зору зародження внутрішніх мікротріщин, які в подальшому можуть мати вихід на поверхню кочення.

Враховуючи розвиток структурних змін в металі колеса при експлуатації, особливо в приповерхневих шарах від поверхні кочення, зміна знаку остаточних напружень буде сприяти виникненню поперечних тріщин, а осередками їх зародження скоріш за все будуть неметалеві включення. Разом з цим, підвищення жорсткості залізничної колії наприклад у зимовий час [34], обов'язково повинно супроводжуватися додатковими динамічними навантаженнями на колода. При експлуатації це впливання буде прискорювати процеси зародження поперечних тріщин, в тому числі зросте частка складової від процесів втомлення. Наведені чинники, разом з негативним впливом від

присутніх неметалевих включень різної природи походження, являються основним джерелом виникнення поперечних тріщин по поверхні кочення залізничних коліс.

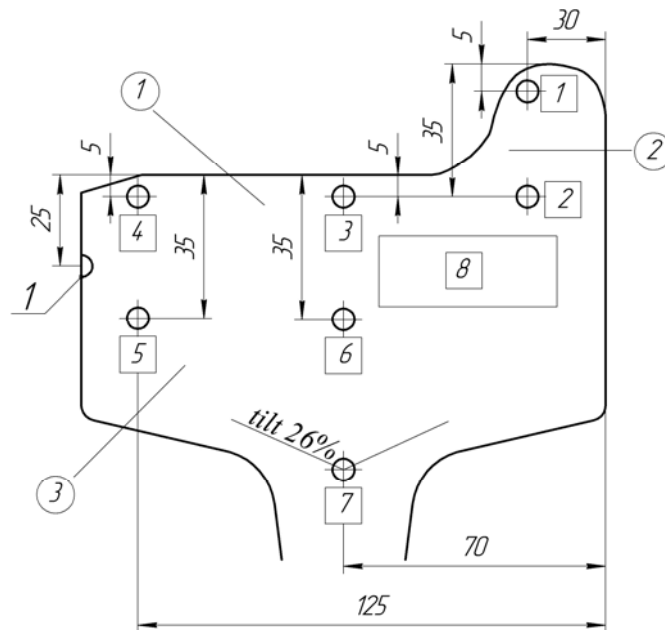


Рисунок 5.14 – Схематичне зображення місць заміру твердості у поперечному темплеті обода колеса.

5.5.2. Сітка тріщин

Виникнення сітки тріщин по зовнішнім ознакам подібна тріщинам термічного походження, що обумовлено циклічно змінюючимися процесами нагрівання та охолодження тонкого шару металу, під поверхнею кочення. Але нерівномірність розподілу наклепу металу по поверхні кочення при експлуатації колеса, разом з формуванням поля остаточних напружень при виробництві коліс, сприяють зародженню та зростанню тріщин внаслідок нагрівання металу гальмівними колодками. Існування структурної неоднорідності приведе до різної реакції мікрооб'ємів металу при нагріві і охолодженні металу. На підставі цього, формування неоднорідного поля напружень супроводжується неоднорідністю протікання анігіляції і накопичення дефектів кристалічної будови. Таким чином можна вважати, що неоднорідність розподілу дефектів являє собою осередки формування перших мікротріщин, які в подальшому об'єднуючись з іншими мікротріщинами

перетворюються в тріщини, які спостерігають на рівні макроструктури. Підтверджується наведене положення експериментальними даними [93]. З урахуванням неможливості однорідності розподілу комплексу властивостей металу по поверхні кочення, розвиток процесів деформаційного зміцнення буде тільки збільшувати різницю по міцностним властивостям між сусідніми ділянками ободу (рис. 5.15).

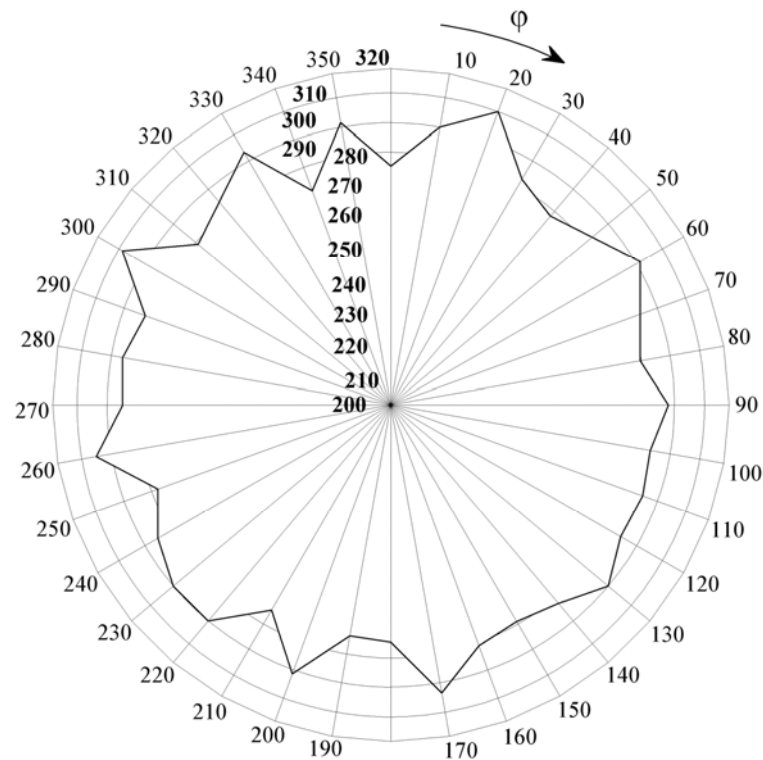


Рисунок 5.15 – Розподіл значень твердості по Бринелю ділянок поверхні кочення залізничного колеса після зміцнюючої термічної обробки. В залежності від кутової координати φ в радіальному напрямку наведені значення твердості.

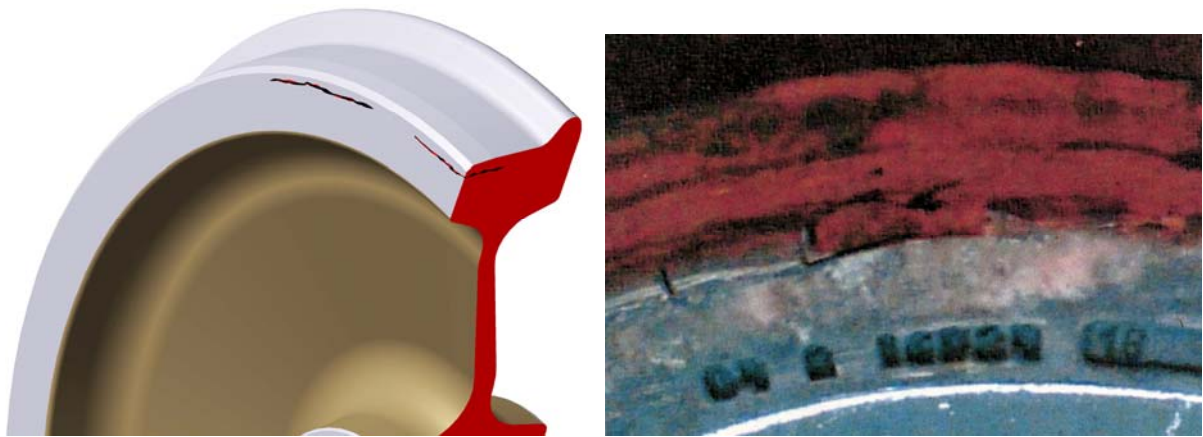
Як свідчить аналіз розподілу абсолютних значень твердості металу, на поверхні кочення залізничного колеса коливання можуть досягати значень до 10...13% відносно середньо виваженої величини. Така неоднорідність металу обов'язково має свій відбиток на величині опору зростанню тріщин.

Разом з цим, розвиток процесів зношування металу при експлуатації колеса, проведення ремонтних робіт по оновленню геометричних розмірів поверхні кочення, приводять до зменшення товщини ободу. При цьому в першу чергу знімається поверхневий термічно зміцнений шар металу, який в значній

ступені відповідає за рівень остаточних напружень стискування в ободі. Таким чином, усування поверхневого шару може приводити до неухильного зниження наведених напружень σ , як наслідок цього, знижується опір металу зародженню і зростанню тріщин на поверхні кочення [116]. З іншого боку, враховуючи, що виникнення сітки термічних тріщин може розглядатися як закінчення етапу зародження мікротріщин, то вже зростання цих тріщин буде залежати від рівня напружень на поверхні кочення. Розташування низки неметалевих включень в площинах металу на невеликих відстанях від поверхні кочення, за рахунок підвищення інтенсивності напружень в гирлі сформованих тріщин від наявності неметалевих включень екзогенного походження, дуже швидко може перевести їх у стан прискореного, або неконтрольованого росту [69]. Слід відзначити, що перебільшена кількість чинників, які виникають під час експлуатації залізничного колеса сприяють зародженню або зростанню тріщин, а не гальмують їх. Таким чином, якщо своєчасно не визначити наявності тріщини, руйнування залізничного колеса при експлуатації може відбутися за дуже короткий час.

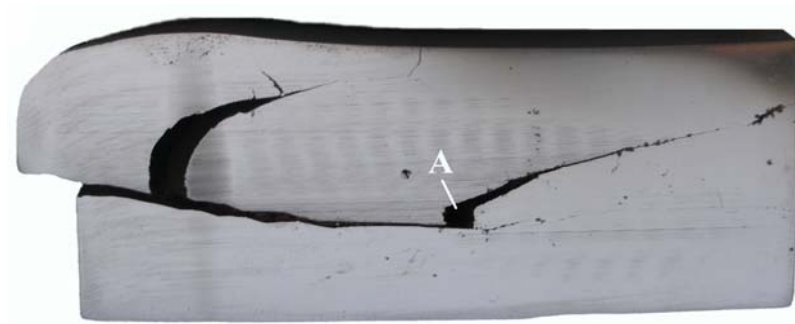
5.5.3. Формування кільцевих тріщин

При візуальному аналізі в радіальному напрямку обода спостерігають явні ознаки розшарування металу по площині, яка паралельна поверхні кочення (рис. 5.16 б). Геометричні розміри обода часто свідчать, що причина, яка привела до формування наведеної тріщини, зв'язана з осередками руйнування, розташованими на значній глибині від зовнішніх поверхонь обода. Найбільш типовий приклад приведений на рис. 5.16, в. Проведені дослідження наведеного випадку свідчать, що поблизу області руйнування металу, у вигляді порожнини А (рис. 5.16, в), концентрація та розміри неметалевих включень значно перевищують вимоги по ГОСТ 1778 – максимальний 5 бал.



а

б



в



г

Рисунок 5.16 – Схематичне зображення сформованих кільцевих тріщин, які паралельні поверхні кочення (а), реальний їх вигляд в ободі колеса (б), Вигляд тріщини на поперечному темплеті обода колеса (в), мікроструктура металу з тріщиною, яка заповнена окислами (г). Збільшення г – 200.

При відносно невеликих збільшеннях достатньо добре можна спостерігати, що мікротріщини починають зростання від міжфазних границь “включення-матриця” або від самого включення [118].

Наведені висновки структурних досліджень підтверджуються замірами мікротвердості. На підставі цього, стає можливим зв'язати зародження мікротріщини та її зростання по об'ємам металу з локально низьким опором руйнуванню.

Окрім цього існують випадки, коли сформована субмікротріщина має зв'язок з навколишнім середовищем (вихід на поверхню). Підвищення температури нагріву під час гальмування супроводжується прискоренням процесів окислення металу. На підставі цього, окислення внутрішньої поверхні тріщини супроводжується стимуляцією її подальшого зростання за рахунок збільшення локального об'єму при окисленні металу (рис. 5.16, г). В решті решт це призводить до розшарування металу обода колеса.

Розшарування може приводити до зсуву одних об'ємів металу відносно інших (рис. 5.16, в) або без зсуву (рис. 5.16, б), але в цілому формування наведеного ушкодження являється дуже небезпечним з точки зору експлуатаційної безпеки рухомого складу.

5.5.4. Тріщини в диску

В процесі експлуатації достатньо часто виникають ушкодження у вигляді тріщин на поверхні диску (рис. 5.17).

Враховуючи, що наведена несправність достатньо часто виникає через наявність в металі диску неметалевих включень, температурне впливання та бокові навантаження при експлуатації колеса можуть суттєво прискорювати процес руйнування.

Окрім впливу температури на кінетику структурних перетворень в металі диска, визначене впливання на рівень внутрішніх напружень може спостерігатися з боку обода колеса. Так, дійсно, якщо вважати, що при короткочасних режимах гальмування тепловідвід від обода, окрім

навколишнього середовища, незначно нагріває місця спряжиння диска і обода, то при відносно тривалих, або достатньо частих гальмуваннях положення суттєво змінюється.

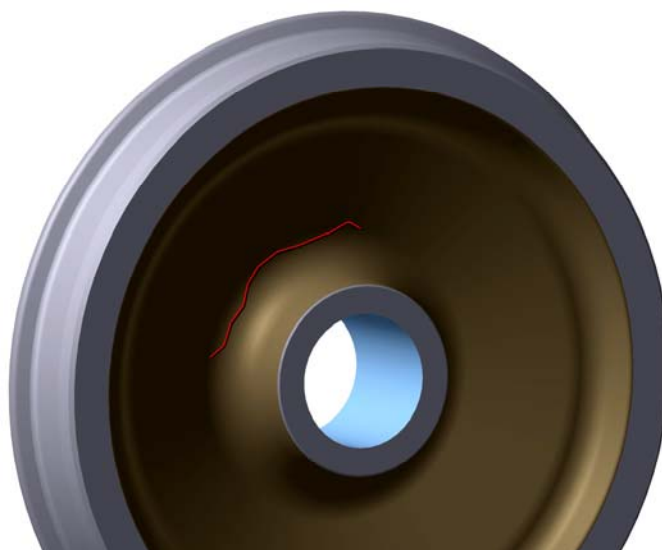


Рисунок 5.17 – Схематичне зображення залізничного колеса з тріщиною в місці переходу від диску до маточини.

В цих випадках теплові впливання від ободу будуть в більш значній мірі сприяти підвищенню температури диску колеса. Зміна геометричних розмірів диску, яка пропорційна температурі нагріву, буде супроводжуватися виникненням розтягуючої складової внутрішніх остаточних напружень в металі ободу. Таке впливання буде сприяти зниженню опору металу зародженню та зростанню тріщин та може розглядатися як додатковий фактор, який знижує тріщиностійкість обода залізничного колеса. Окрім цього, частим змінам етапів гальмування та закінчення цього процесу, відповідає закономірна зміна температури розігріву металу, а з урахуванням неодночасного, для різних коліс та колісних пар початку гальмування, різким збільшенням амплітуди циклу температурного впливу. По характеру свого впливу – періодичність етапів нагріву та охолодження металу подібне малоцикловому навантаженню і супроводжується зміною виникаючих деформацій за цикл. Спостерігаємо при нагріві до високих температур при великих швидкостях зміни внутрішньої будови металу можуть бути віднесені одночасно і до статичного навантаження. Таким чином, за відносно малий період часу велика швидкість накопичення

різноманітних дефектів кристалічної будови достатньо швидко переводє метал в стан з неконтрольованим зростанням тріщини.

Окрім температурного впливання на виникнення внутрішніх напружень в диску колеса, визначений вплив має поява складової напруження при проходженні криволінійних ділянок. В цьому випадку формування виникаючого моменту в місці переходу від диску до маточини може привести до появи умов зародження мікротріщини (рис. 5.18).

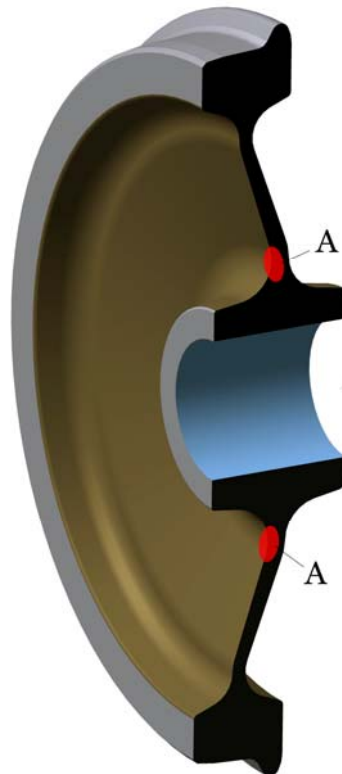


Рисунок 5.18 – Схематичне зображення найбільш вірогідних місць зародження осередків руйнування при переході від диску до маточини.

Компенсувати виникнення достатньо складного напруженого стану металу в диску колеса при експлуатації, можна за рахунок використання зміцнюючих термічних або термомеханічних обробок найбільш навантажених місць (рис. 5.18 т. А). В промислових умовах, використання примусового інтенсивного охолодження диску, особливо в місцях переходу до маточини, зі швидкістю, яка обумовлює розвиток структурних перетворень за проміжним механізмом [2, 22] – являє собою напрямок підвищення тріщиностійкості диску. Оптимальною структурою вважається формування бейніту, а загальна його кількість повинна

відповідати товщині шару приблизно до 20% від товщини диску. При наведеній кількості зміцнюючих фаз досягаються умови оптимального співвідношення між міцнісними і пластичними властивостями, що в свою чергу визначає необхідний рівень тріщиностійкості диску колеса. Окрім цього, як показали дослідження [87], після використання термічної зміцнюючої обробки критичних місць диску, в ободі колеса формується система остаточних внутрішніх напружень стискування за рівнем, який задовольняє вимогам ГОСТ 10791.

Так, підвищення навантаження на вісь колісної пари, особливо за умови високошвидкісних потягів, супроводжується неухильним підвищенням інтенсивності динамічних навантажень. Це пов'язано з підвищенням вірогідності виникнення дефектів за процесами втомлення металу. Як показано в [66, 69], високі рівні номінальних напружень сприяють зародженню осередків руйнування на визначеній відстані від поверхні кочення, особливо в місцях розташування неметалевих включень типу оксидів. Такі включення мають достатньо високу твердість в порівнянні з матрицею металу колеса, що в свою чергу сприяє розвитку початкових етапів зародження мікротріщин. За даними [38] відстань об'ємів металу від поверхні кочення, в яких достатньо висока вірогідність формування зародків руйнування складає значення до 35...40 мм.

Враховуючи специфіку технології формування колісної пари, після посадки колеса на вісь, неодмінно виникаючі напруження залишаються в маточині, що в решті решт може сприяти при експлуатації зародженню осередків руйнування металу (рис. 5.19).

Так, формування колісних пар відбувається за процесом холодного запресовування залізничних коліс на вісь із натягом, що відповідає умовам, які викладені нормативно-технічною документацією на колісні пари. За цими умовами різниця в діаметрах отвору в маточині колеса і діаметром посадочного місця вісі складає значення 0,3 мм. Якість посадки колеса на вісь, в процесі експлуатації колісної пари у більшості випадків контролюватися не може, виключення складають колісні пари з полими вісями.

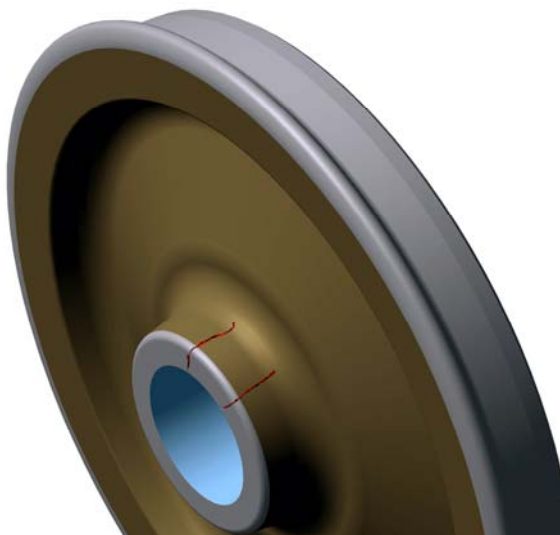


Рисунок 5.19 – Схематичне зображення залізничного колеса з тріщинами, які виникли в маточині.

Однак відомо, що в процесі експлуатації на поверхні контакту залізничне колесо-вісь зароджуються осередки руйнування, які називають як фретінг-корозія (корозія при процесах тертя). Розвиток процесів фретінгу, після ураження визначеної поверхні металу, може ініціювати виникнення тріщин по краям центрального отвору колеса. У більшості випадків фретінг-корозія супроводжується виникненням мікродеформацій в об'ємах металу поблизу поверхонь контакту вісь-колесо, що обумовлено в першу чергу, прогином вісі при навантаженні. Проведення досліджень по оцінці якості посадки колеса на вісь, разом із аналітичними методами розрахунків рівня виникаючих напружень на поверхні контакту, сприяють розумінню процесу фретінг-корозії і розробки пропозицій по зниженню вірогідності розвитку наведеного явища.

Розглянуті різноманітні ушкодження, які виникають під час експлуатації залізничних коліс представлені залежними від низки чинників. Наведені пояснення щодо процесів, які відбуваються в металі коліс, знання яких дозволяє розробити рекомендації щодо зниження вірогідності виникнення ушкоджень і, як наслідок цього, підвищення експлуатаційної безпеки залізничного транспорту.

5.6. Ушкодження бандажів колісних пар під час експлуатації

Дослідження випадків формування ушкоджень в залізничних бандажах показали великий рівень співпадіння, як за чинниками, які приводять до їх формування, так і за зовнішнім виглядом, з тими які розглядалися для коліс. Таким чином, можна вважати, що в бандажах формуються вищербини по поверхні кочення, відколи, тріщини різної природи походження та ін.

Але розглядаючи агрегатний стан бандажу в порівнянні із нормативно технічною документацією (ГОСТ, ДСТУ) в залізничних колесах після виготовлення обов'язково повинні бути сформовані остаточні внутрішні напруження стискування визначеного рівня то в бандажу наведений параметр не регламентується.

За технологічною інструкцією [94] при формуванні залізничного колеса, бандажі після розігріву до температури 250...320 °С після чого відбувається посадка бандажу на колісний центр. В процесі охолодження зменшення геометричних розмірів пропорційно коефіцієнту температурного розширення, буде супроводжуватися зростанням рівня внутрішніх напружень. Враховуючи, що швидкість зародження та зростання поперечних тріщин в бандажу в значній мірі залежить від рівня діючих напружень розтягування, зниження наведених напружень може розглядатися як фактор підвищення експлуатаційної безпеки залізничного транспорту. Один із чинників, який обумовлює рівень остаточних напружень розтягування в бандажу після посадки його на колісний центр та охолодження є співвідношення геометричних параметрів між бандажем та колісним центром по місцям посадки. Проведені оціночні підрахунки рівня остаточних напружень розтягування, з урахуванням інтервалу зміни діаметрів колісного центру та внутрішнього діаметру бандажу, показав зміну рівня напружень у визначеному інтервалі значень. Так за технологічною інструкцією при формуванні колеса [94], діаметр колісного центра повинен перебільшувати внутрішній діаметр бандажу по місцю посадки від 1,2 до 1,6 мм на кожні 1000 мм. Розрахунки показали, що у випадку коли діаметр бандажу складає мінімальне значення від інтервалу можливих величин, а центру максимальне,

після посадки бандажу на центр та охолодження збірного колеса, в бандажі виникають напруження розтягування, на рівні межі плинності – а це вже ознаки перших актів пластичної деформації. Вірогідність в такому випадку, формування поперечної тріщини з відносно прискореним зростанням дуже висока. В якості приклада може бути розглянутий випадок руйнування бандажу 5397 плавка 41258 (рис. 5.20).

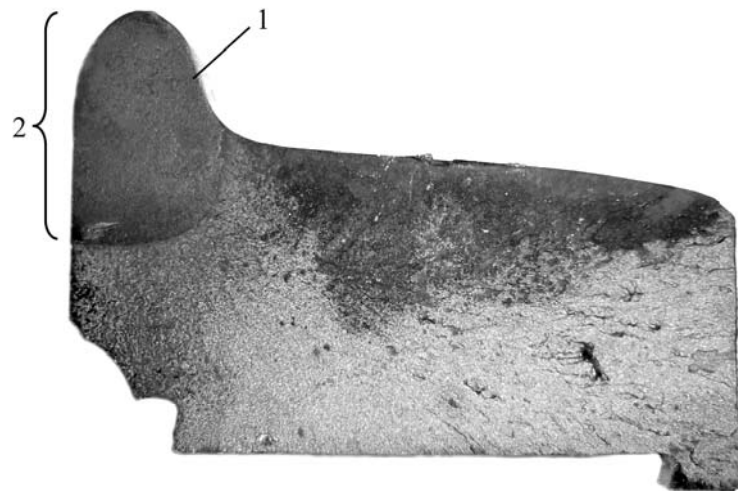
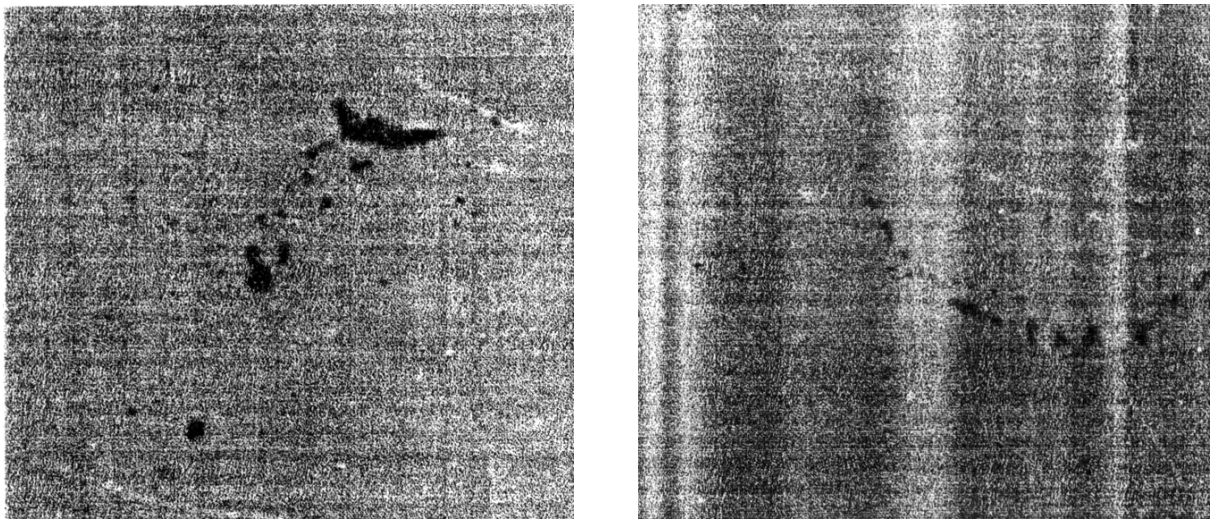


Рисунок 5.20 – Вигляд місця руйнування бандажу:

1 – місце зародження тріщини втомі; 2 – область яка відповідає руйнуванню при втомі.

Як показали дослідження, по хімічному складу, по структурі кількості та морфології неметалевих включень, відхилень від вимог ГОСТУ 398 не було виявлено. Однак в області переходу від гребеня до поверхні кочення (рис. 5.20 позн. 2), по візерунку розташування елементів зламу було визначено розташування осередка зародження руйнування (рис. 5.2 позн. 1). Більш поглиблені дослідження структурного стану металу показали що осередок руйнування має визначені ознаки, які обумовлені розвитком процесів втомлення (рис. 5.20). Окрім цього, об'єми металу по поверхні кочення безпосередньо поблизу з поверхнею руйнування мали сітку поперечно орієнтованих тріщин.



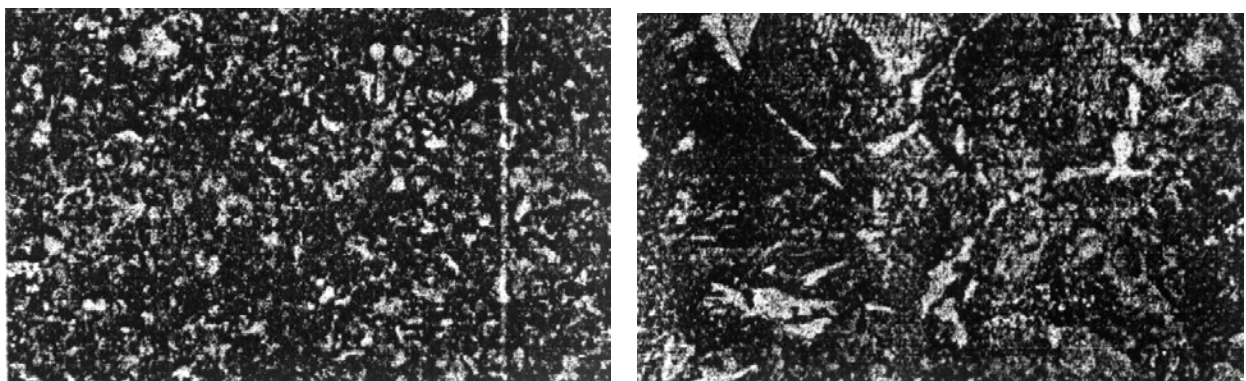
а

б

Рисунок 5.21 – Неметалеві включення в металі бандажу

а – шліф 1; б – шліф 2. Збільшення 200 – а, 400 – б).

Таким чином, було визначено, що причина формування ушкодження яке привело до остаточного руйнування бандажу у більшій степені пов'язана з умовами використання бандажу, в тому числі вірогідно, з технологією формування збірного залізничного колеса. Виникнення напружень розтягування по поверхні кочення при збиранні колеса стає стимулом зародження та зростання тріщини від невеликого за розміром ушкодження. Наведене явище достатньо часто має місце до формування візуально спостерігаємих дефектів, у випадку бандажу було достатньо для його руйнування.



а

б

Рисунок 5.22 – Мікроструктура сталі бандажу. Збільшення 100 – а, 400 – б).

На підставі оціночних розрахунків можна визначити, що звуження інтервалу розбіжності між максимальними і мінімальними значеннями геометричних розмірів по діаметрам посадочних місць бандаж-колісний центр, дозволить знизити ризики виникнення високих остаточних напружень розтягування в бандажу після посадки його на центр.

5.7. Аналіз співвідношення між ушкодженнями залізничних коліс в експлуатації

Оцінка випадків вилучення залізничних коліс із експлуатації показує, що достатньо велика кількість ушкоджень припадає на повзуни та викришування металу по поверхні кочення [1...4]. Аналіз наведених експериментальних даних, окрім залежності від впливу гальмівних елементів на поверхню кочення залізничного колеса [4] показує, що можна сподіватися на існування взаємного впливання процесів формування вищербин і повзунів [1...3]. Так, дійсно використавши дані по формуванню повзунів та вищербин за різний інтервал часу спостережень, як після відновлювальних робіт [4], так і після експлуатації залізничних коліс, які не піддавались вилученням, можна бачити існування кореляційного зв'язку між ними з достатньо високим коефіцієнтом кореляції (рис. 5.23).

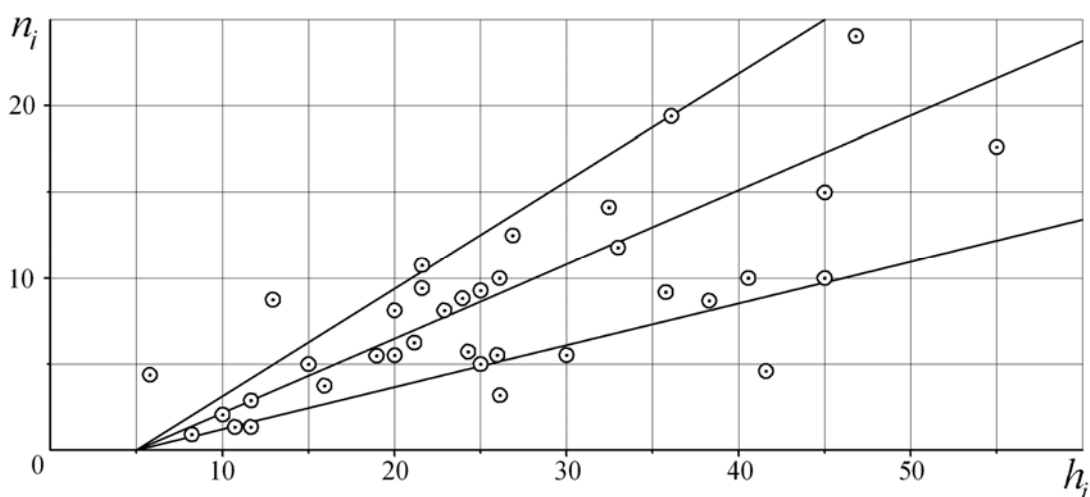


Рисунок 5.23 – Взаємозв'язок між кількістю виникаючих під час експлуатації повзунів (n_i) та вищербин (h_i).

Аналіз наведеного співвідношення (рис. 5.23) між кількостями ушкоджень, на перший погляд показує, що за абсолютними значеннями формування вищербин спостерігається приблизно в два рази частіше в порівнянні з повзунами. З іншого боку, враховуючи що вищербини обумовлені в першу чергу насиченням при поверхневих прошарків металу колеса до межі припустимої концентрації дефектів кристалічної будови при дуже великій неоднорідності їх розподілу, закатування їх під час експлуатації колеса не можливо. Пов'язане явище (формування вищербини) у випадку від сутності в металі відхилень від вимог за нормативно-технічною документацією по неметалевим включенням, в тому числі шлаковим, сульфідним та ін., обумовлено неможливістю розвитку анігіляції накопичених дефектів. Повзуни навпаки формуються за рахунок одночасного впливу на метал колеса по поверхні кочення, дуже високого розігріву (можливо до температур, в тонкому прошарку металу початку фазових перетворень) та деформацій зсуву. В цьому випадку наклепаний прошарок металу після зсувного деформування неодмінно піддається розігріву. Враховуючи, що розвиток структурних перетворень відбувається за рахунок дифузійного механізму, пропорційно температурі розігріву будуть відбуватися анігіляційні процеси накопичених дефектів кристалічної будови, їх перерозподіл, що в решті решт приводить до зниження їх градієнта між сусідніми мікрооб'ємами металу. На підставі цього, відносно невеликого розміру повзун може бути закатаний в процесі послідувочої експлуатації колеса за рахунок відновлення спроможності металу до розвитку деформаційного зміцнення. Таким чином, не всі повзуни, а тільки відносно великих розмірів, з явними ознаками, які перебільшують припустимі розміри за класифікатором можуть бути зафіксовані.

На підставі цього, можна вважати, що у першому наближенні виникнення повзуна в значній ступені може бути обумовлено формуванням вищербин. Дійсно, якщо представити процес роботи залізничного колеса при гальмуванні, то виникаючи, напруження в місці контакту колесо-рейка, за рахунок малих розмірів плями контакту можуть досягати значень на межі стеження. Невеликі

відхилення в співвідношенні між нормальною і зсувною компонентами можуть привести до зниження зчеплення, і як наслідок цього, до виникнення повзуна.

5.8. Оцінка роботи залізничної вісі колісної пари

Характер поведінки металевих матеріалів під час деформування в значній ступені залежить від умов навантаження та особливостей їх внутрішньої будови. Так, за схемою статичного, односпрямованого навантаження пропорційно збільшенню діючого напруження зростає щільність накопичених дефектів кристалічної будови, що, в свою чергу, визначає розвиток процесів деформаційного зміцнення та досяжний рівень зміцнення металу [1, 2]. Немонотонність навантаження, в тому числі циклічний характер діючих напружень, приводять до якісних змін у поведінці металів і сплавів. Аналіз відомих експериментальних даних про вплив різноманітних факторів на міцнісні характеристики при циклічному навантаженні вказує на достатньо неоднозначний характер впливу [3, 4]. Це положення пов'язане з дуже складними структурними перетвореннями, які відбуваються в металевих матеріалах при немонотонному навантаженні.

5.8.1. Натурні випробування на витривалість залізничної вісі

В сучасних умовах роботи мережі залізничного транспорту України, коли одночасно зі збільшенням навантаження, підвищують швидкість перевезень, оцінка ресурсу роботи елементів рухомого складу є достатньо актуальною проблемою. Враховуючи умови використання можна вважати, що одним із найбільш навантажених елементів колісної пари являється залізнична вісь. Циклічна зміна різноманітних впливань повинна сприяти зародженню та зростанню тріщин різної природи походження від тріщин втомлення до тріщин імпульсного навантаження металу, при цьому швидкість їх зростання може змінюватися в дуже широкому інтервалі значень [62, 95].

Систематизація випадків формування тріщин в залізничних вісях вантажних вагонів указує на необхідність систематичного підходу до оцінки

процесів руйнування вісей з урахуванням виконання вимог нормативно-технічної документації як при виготовленні вісі, так і вимог стосовно умов експлуатації. Аналіз отриманих результатів показує, що при зародженні та подальшому зростанні тріщини розвиток процесів структурних перетворень, які в свою чергу обумовлені кінетикою накопичення дефектів кристалічної будови металу, в значній мірі зв'язані з первинним структурним станом металу при виготовленні вісі [12].

Мета роботи – дослідження етапів зростання тріщини при циклічних навантаженнях під час ресурсних випробувань залізничної вісі.

Для проведення досліджень була вибрана залізнична вісь поточного виробництва Дніпродзержинського металургійного комбінату. Проведення стандартних випробувань показало, що як за хімічним складом (0,46% C, 0,75% Mn, 0,22% Si, 0,017% S, 0,016% P) так і по рівню механічних властивостей при розтяганні (межа міцності 667 Н/мм^2 , відносне подовження 24,5%, ударна в'язкість $0,6 \text{ Мдж/м}^2$) метал залізничної вісі повністю відповідає вимогам ГОСТу 4728-96. Металографічні дослідження проводили з використанням світлового мікроскопа "Epiquant". Фактографічні дослідження були використані для пояснень щодо змін внутрішньої будови металу під час зростання тріщини в процесі ресурсних випробувань залізничної вісі [107].

Комплексне дослідження хімічного складу металу вісі, рівня механічних властивостей на відповідність вимогам нормативно-технічної документації, було доповнено аналізом мікроструктури сталі. Структура металу вісі, як було визначено, являє собою дрібно пластинчатий перліт з структурновільним феритом, який розташований по границях перлітних колоній (рис. 5.25). Структура, яка приведена на рис. 5.25, являє собою найбільш типовий вигляд та повністю відповідає стехіометрії. Окрім цього, дослідження мікроструктури металу показали наявність неметалевих включень різної природи походження, які за розмірами, кількістю та морфологічними особливостями повністю відповідають вимогам ГОСТу 4728-96.

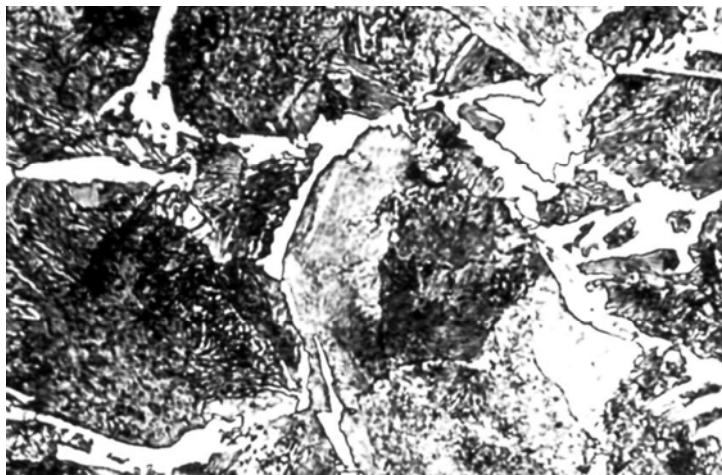


Рисунок 5.25 – Структура сталі шийки залізничної вісі, (збільшення 800).

Для оцінки рівня опору металу процесам зародження тріщин втоми від наявності неметалевих включень були проведені дослідження по визначенню межі втоми з аналізу побудованої діаграми Велера (рис. 5.26).

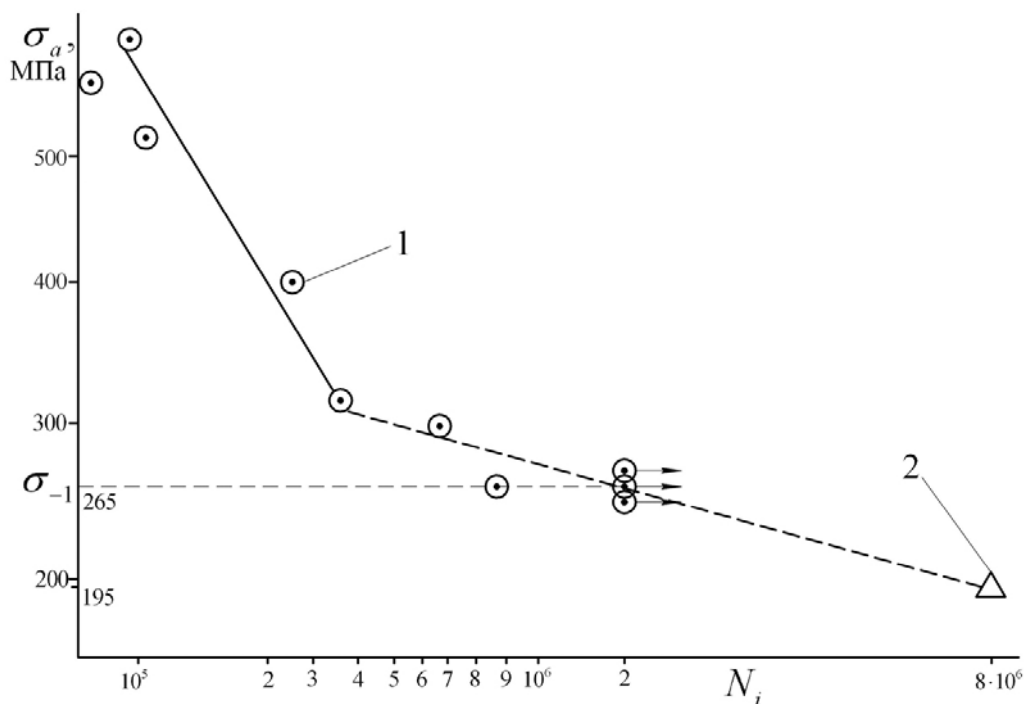


Рисунок 5.26 – Вплив амплітуди навантаження (σ_a) на кількість циклів (N_i) до руйнування зразка (1) і залізничної вісі (2).

Випробування проводили на циліндричних зразках, які піддавалися навантаженню при згині з обертанням. По зовнішньому вигляду діаграму необхідно підрозділити на дві ділянки: для кількості циклів навантаження до $4 \cdot 10^5$ та більше цього значення, які відповідають мало- та велико цикловому

втомленню відповідно. Враховуючи той факт, що для оцінки міцностних характеристик металу коли випробування проводилось на зразках, часто обмежують кількість циклів до руйнування базовими значеннями, в першому наближенні можна прийняти значення 265 Н/мм^2 , як умовну величину межі міцності при втомі. Однак, за методикою натурних випробувань на втомлюваність залізничних вісей амплітуда навантаження дорівнювала 195 Н/мм^2 , а N_i руйнування досягло значення $8 \cdot 10^6$ циклів [111]. Незважаючи на неспівпадіння схеми навантаження зразків (згин з обертанням) та при натурних випробуваннях залізничної вісі (згин), разом з впливанням масштабного фактора, була отримана достатньо висока кореляція експериментальних даних (рис. 5.26). Отриманий результат дозволяє переносити пояснення щодо стабільності процесів втомлення отриманих на зразках, на загальну картину розвитку тріщини при руйнуванні залізничної вісі (рис. 5.27).

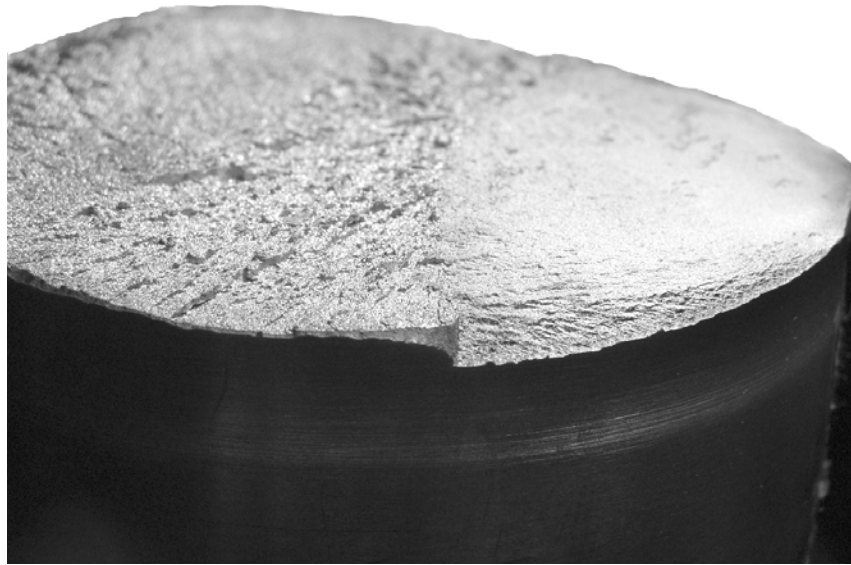


Рисунок 5.27 – Вигляд фрагменту поверхні руйнування залізничної вісі після натурних випробувань.

По зовнішнім якісним ознакам поверхню зламу можна підрозділити на декілька областей (рис. 5.28). В області I, в місці А відбулося зародження тріщини, яка за рахунок накопичення дефектів кристалічної будови в гирлі при циклічному навантаженні, послідовно зростала. Зміна вигляду зламу свідчить,

що послідовне зниження перетину неушкодженого металу вісі супроводжувалось неухильним підвищенням швидкості від інкубаційного до прискореного періодів [95, 96]. Але, за рахунок симетричного циклу навантаження, коли до 30...35% перетину вісі було пройдено тріщиною, а її орієнтація послідовно відхилялась від площини перетину (рис. 5.27), при визначених умовах її зростання було зупинено. Обумовлено наведене явище формуванням умов на протилежній боковій поверхні другого зародка тріщини (В). Висока швидкість зростання тріщини В, практично без ознак втомлення привела до розвитку процесів деформаційного зміцнення і, як наслідок цього, до підвищення опору зростаючої тріщини. В наслідок цього подальше зростання тріщини перейшло в область III, з явними ознаками мало циклового втомлення. Підтверджують це формування чисельних дрібних борознок (рис. 5.28).

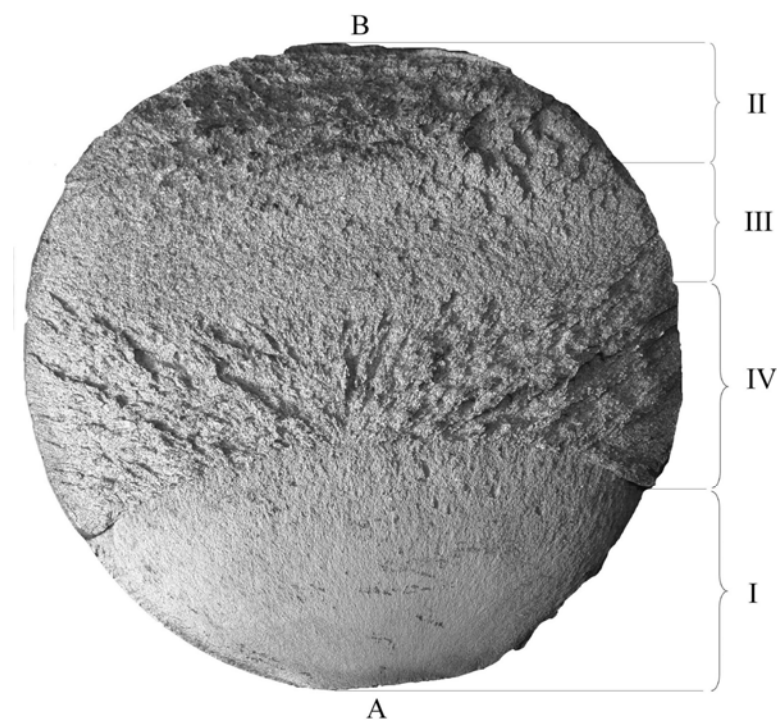


Рисунок 5.28 – Злам залізничної вісі після випробувань на циклічний згин, (зменшення в 2,3 рази).

Після досягнення перетину неушкодженого металу критичного значення, відбувся перехід тріщини від осередків А і В в стадію остаточного статичного долому (IV). Достатньо висока швидкість остаточного руйнування вісі

підтверджується наявністю радіальної зони в зламі з дуже грубими рубцями. Окрім цього, орієнтація наведених рубців показує, що домінуючим в формуванні зони IV, є розповсюдження руйнування від первинної тріщини втомки від осередка А [109].

На підставі проведених досліджень, за відсутністю явних ознак по впливу на характер зростання тріщин втомлення з боку структурних параметрів металу (неоднорідність структури металу, перебільшення припустимої межі по впливу неметалевих включень), можна вважати, що залізнична вісь являє собою достатньо надійний елемент рухомого складу в разі дотримання вимог нормативно-технічної документації щодо умов її використання.

5.8.2. Аналітичне дослідження діаграми циклічного навантаження

У першому наближенні, криві циклічного навантаження за зовнішнім виглядом розподіляють на два типи: з обмеженою і необмеженою витривалістю (рис. 5.29).

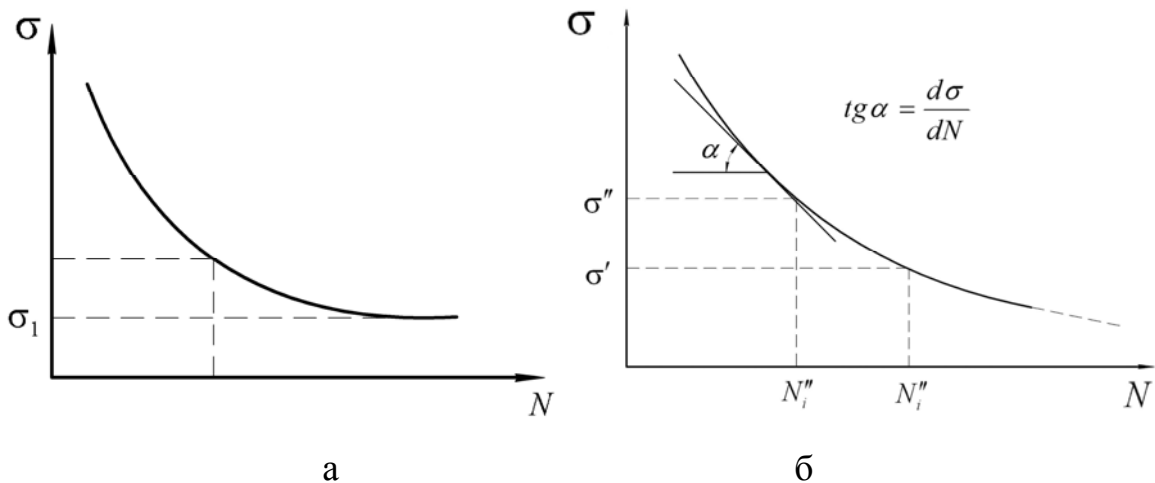


Рисунок 5.29 – Криві циклічного навантаження з необмеженою (а) та обмеженою (б) витривалістю.

Співвідношення між амплітудою навантаження (σ) та кількістю циклів, які витримує метал до руйнування (N) може бути описано рівнянням типу:

$$\sigma = \sigma_1 + K_1 N^{-m} \quad (5.1)$$

де σ_1 , K_1 – постійні величини;

m – показник ступеня

По зовнішнім ознакам залежність (5.1) в значній мірі подібна запропонованої Одінгом І.А. [97] ($N = K(\sigma - \sigma_1)^{-m}$).

Аналіз наведеного рівняння (5.1) показує, що для кривих із необмеженою витривалістю величина σ_1 повинна дорівнювати межі міцності при втомі (σ_{-1}). З іншого боку, для сплавів які мають лише ділянки обмеженої витривалості, коли $\sigma_1 \rightarrow 0$, залежність (5.1) набуває вигляду:

$$\sigma = KN^{-n} \quad (5.2)$$

де K і n – аналогічні характеристики, як для рівняння (5.1)

При цьому необхідно відзначити, що $K_1 \neq K$ і $m \neq n$. Сумісний аналіз будови наведених рівнянь указує, що вони відносяться до одного типу. З іншого боку, з урахуванням наявності більшої кількості невідомих характеристик у співвідношенні (5.1), ускладнень методичного характеру по визначенню величини σ_1 (у більшості випадків навантаження починають з більш великих амплітуд) можна говорити про значні складнощі застосування рівняння (5.1). На підставі цього, для дослідження кривої циклічного навантаження було обране співвідношення (5.2).

Враховуючі, що значення характеристик рівняння (5.2) повинні відповідати особливостям будови кривої циклічного навантаження, розробка методики визначення K і n та пошук їх імовірних зв'язків з параметрами мікроструктури має визначене значення. Однією із можливих характеристик, яка дозволить прогнозувати хід кривої втомлення, може бути співвідношення між швидкостями зміни амплітуди навантаження та відповідної зміни кількості циклів. Для цього проведемо диференціювання співвідношення (2):

$$d\sigma = -nKN^{-n-1} \cdot dN \quad (5.3)$$

Після множення обох частин рівняння (5.3) на N , проведення перетворень, остаточно отримаємо:

$$\frac{d\sigma}{dN} = -\frac{n\sigma}{N} \quad (5.4)$$

Аналіз співвідношення (5.4) показує, що величина $\frac{d\sigma}{dN}$ являє собою тангенс кута нахилу дотичної у визначеній точці на кривій циклічного навантаження з координатами σ_i і N_i . Таким чином, в першому наближенні, для вибраної випадкової точки експериментальної кривої, підстановка значень її координат (σ_i і N_i) і тангенсу кута нахилу дотичної в цій точці в рівняння (5.4), дозволить визначити величину показника ступеня n . З іншого боку, виникає питання визначення граничних значень характеристик, які розглядаються. Так, в якості приклада розглянемо умови коли $N \rightarrow \infty$, $\sigma \rightarrow 0$ (рис. 5.29, б). Після підстановки цих значень (N і σ) в (5.4) отримаємо:

$$\frac{d\sigma}{dN} = -\frac{n \cdot 0}{\infty} \quad (5.5)$$

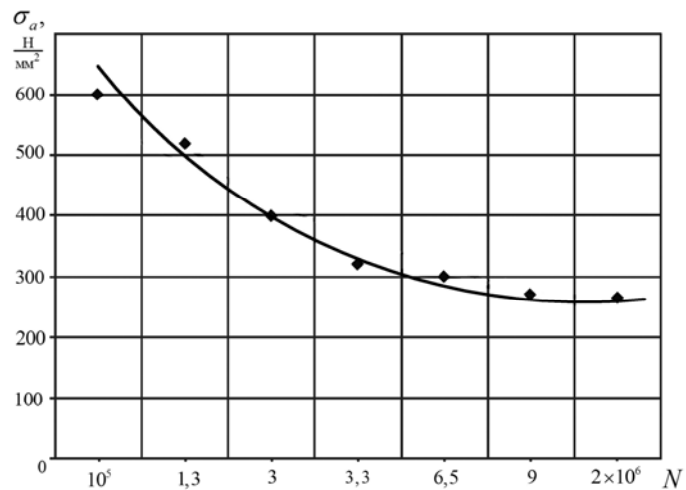
Для розв'язання наведеного неозначення скористуємось правилом Лопіталя [6]:

$$\frac{d\sigma}{dN} = \lim_{\substack{N \rightarrow \infty \\ \sigma \rightarrow 0}} \frac{-n(\sigma)'}{N'} = -n \quad (5.6)$$

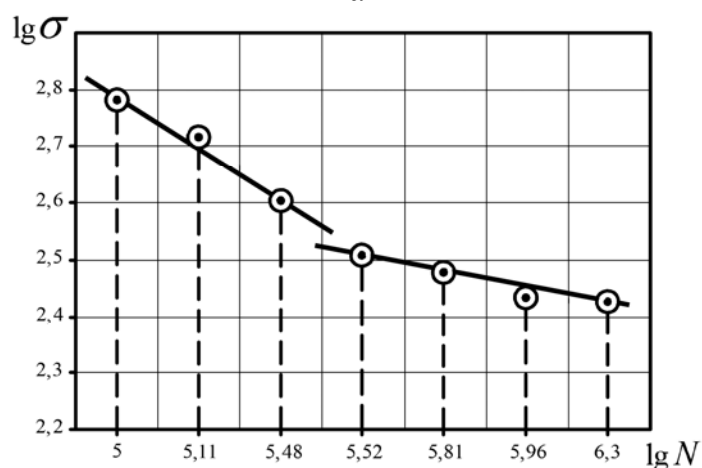
На підставі цього, можна вважати, що однією з ознак наближення умов необмеженої витривалості буде дорівнювати $\frac{d\sigma}{dN}$ по абсолютному значенню показнику ступеня n . Аналогічний аналіз проведемо за умови коли $n \rightarrow \infty$, а $\sigma \rightarrow \infty$. Співвідношення, в цьому випадку між $\frac{d\sigma}{dN}$ і n , буде мати аналогічний вигляд (6), але абсолютні значення їх повинні суттєво відрізнятися від тих, які відповідають умовам необмеженої витривалості. Разом з цим, для малоциклового втомлення величина N , за логічним обґрунтуванням, не може бути меншою за одиницю. При $N=1$, виконуються умови статичного односпрямованого навантаження аж до руйнування металу. Тоді σ повинно наближуватися до межі міцності (σ_a), наприклад при розтягненні. На підставі

отриманих результатів можна сформулювати припущення, що незмінність коефіцієнта K і показника ступеня рівняння (5.2) повинно обмежуватися лише окремими ділянками кривої циклічного навантаження, яким відповідають якісно різні процеси структурних перетворень при зародженні і зростанні тріщин.

Перевірку наведеного припущення по незмінності K і n кривої циклічного навантаження було проведено на вуглецевій сталі з 0,45 % С після нормалізації. На рис. 5.30, а наведений вигляд кривої в координатах $\sigma_a - N$, де σ_a – амплітуда, N – кількість циклів до руйнування металу або в логарифмічних: $\log \sigma_a - \log N$ (рис. 5.30 б).



а



б

Рисунок 5.30 – Крива циклічного навантаження вуглецевої сталі з 0,4 5% С після нормалізації в звичайних ($\sigma_a - N$) (а) і логарифмічних координатах ($\log \sigma_a - \log N$) (б).

Якщо крива в звичайних координатах достатньо однозначно описується експоненціальною залежністю без явних ознак розподілу на окремі ділянки, то ця ж крива в логарифмічних координатах ілюструє іншу картину. Візуально можна спостерігати розподіл на дві ділянки з різними кутовими коефіцієнтами. При чому, місце переходу від однієї ділянки до другої знаходиться як раз в межах переходу металу від малоциклового до багатоциклового втомлення [62,97,98].

5.8.3. Аналіз процесів внутрішньої перебудови в металі залізничної вісі при циклічному навантаженні

На рис. 5.31 наведена діаграма циклічного навантаження за схемою симетричного згину сталі 45. В місці переходу від ділянки, яка відповідає малоциклового втомлення до багатоциклового, спостерігається формування лінії розриву.

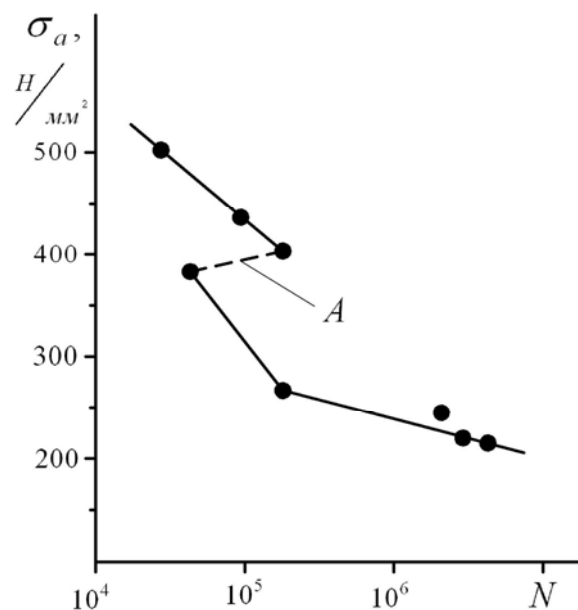


Рисунок 5.31 – Крива циклічного навантаження при симетричному згинанні сталі 45 (A – лінія розриву).

Існує декілька тлумачень щодо причин виникнення наведеного явища. Найбільш відомі – це зміна напруженого стану металу в гирлі зростаючої тріщини [99], або можлива зміна механізму формування тріщини [62]. Якщо за даними [99] вважається, що перехід стану металу від площино-напруженого,

який відповідає малоцикловому втомленню до площино-деформованого (багатоциклове), супроводжується обов'язковим виникненням лінії розриву, на монотонному характері кривої циклічного навантаження, то в [62] наводять іншу причину. За цими даними основним чинником являється зміна механізму формування мікротріщини: для малоциклового втомлення – це виникнення границь фрагментів, на які поділяється тіло зерна матриці металу з подальшим зростанням по ним тріщини. Для багатоциклового – більш повільне накопичення дефектів кристалічної будови, з паралельним розвитком релаксаційних процесів під час циклічного навантаження. Але, враховуючи існування третьої ділянки на кривій втомлення, для якої також спостерігається зміна (в порівнянні з другою ділянкою) механізму зародження тріщини, питання залишається відкритим, так як лінія розриву відсутня.

З урахуванням експериментальних даних [2, 100, 101], пошук зв'язків параметрів субструктурних змін в металі при циклічному навантаженні з особливостями будови місць руйнування, дозволить визначити особливості розвитку процесів втомлення в залежності від ступеня перевантаження. Дослідження характеру збільшення щільності дислокацій при циклічному навантаженні в залежності від амплітуди (σ_a) (рис. 5.32), показує якісне співпадання з положенням окремих ділянок на кривій втомлення (рис. 5.31).

Достатньо складний характер зміни щільності накопичених дефектів кристалічної будови указує на необхідність більш ретельного аналізу структурних змін під час циклічного навантаження. Так, для аналізу послідовності етапів накопичення дефектів кристалічної будови, перетворення їх в осередки мікротріщин, необхідно залучити положення теорії деформаційного зміцнення [2].

Відомо, що параметри деформаційного зміцнення характеризують темп зростання дислокацій при деформації, отже використання таких величин може дозволити визначити збільшення дислокацій за цикл навантаження для різних ділянок кривої втомлення.

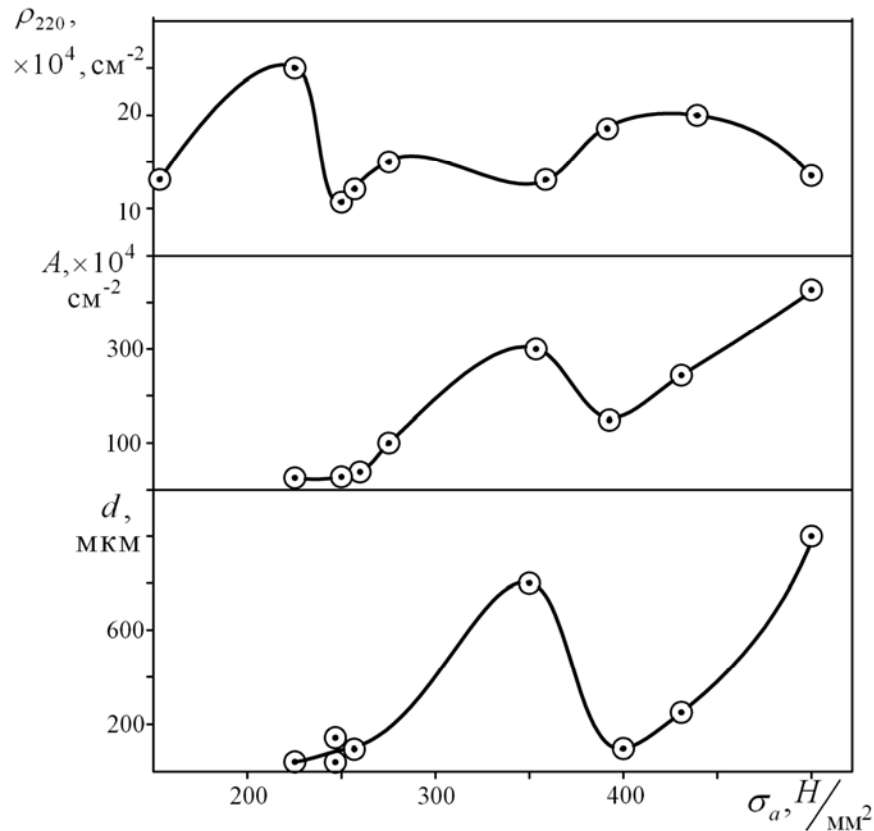


Рисунок 5.32 – Зміна щільності дислокацій (а), величини A (б), розміру фасеток в зламі зразків (в), від амплітуди навантаження.

На підставі цього, величина відношення ρ_i до N_i , де ρ_i і N_i текучі значення щільності дислокацій та кількості циклів до руйнування зразка, позначимо як A , має більш логічне обґрунтування ніж ρ_i . Для малих амплітуд (до 250 Н/мм²) швидкість зростання кількості дислокацій за цикл навантаження відносно невелика, що може бути обумовлено тільки відсутністю ефективного блокування рухомих дислокацій, які вводяться в систему тими, які вже присутні. На підставі цього, присутність визначеної кількості рухомих дислокацій в фериті сталі, які при зміні знаку деформації, починаючи обернений рух взаємодіють з дислокаціями протилежного знаку, що в решті решт приводе до їх анігіляції. Підтверджується це суттєвим зниженням ρ_i при зростанні σ_a в межах до 250–260 Н/мм² (рис. 5.32, а) та величини A до 20 % (рис. 5.32 б). Далі, починаючи від амплітуд, які перебільшують значення 250–260 Н/мм² спостерігається підвищення величини A .

Обумовлено це в першу чергу суттєвим гальмуванням процесів анігіляції дислокацій, що підтверджується незмінністю щільності їх загальної кількості при зростанні σ_a . З іншого боку, екстремальний характер зміни величини A при значному збільшенні ρ_i , указує на необхідність детального аналізу субструктурних змін в металі. Так відомо, що існує якісно різний ступінь впливання пластичної деформації на приріст ρ_i за умови рівномірного або гетерогенного розташування дислокацій [2]. Як показано в чисельних дослідженнях по змінам внутрішньої будови вуглецевих сталей при холодному деформуванні, моменти формування неоднорідностей в розподілі дислокацій і подальшого перетворення їх у дислокаційну чарункову структуру, обов'язково супроводжується виникненням аномалій на залежностях характеристик міцності від структурних параметрів [2, 22, 99]. Аналогічні впливання повинні мати свій відбиток і на особливостях будови місць руйнування металу [52, 62]. Дійсно, як показали фактографічні дослідження (рис. 5.33) розмір фасеток на поверхні руйнування зразків після визначеної кількості циклів навантаження (рис. 5.31), або в залежності від амплітуди навантаження (рис. 5.32 в), цілком відповідає структурним змінам в металі [117].

Так, при низьких рівнях приросту дислокацій за цикл ($\sigma_a < 250 \text{ Н/мм}^2$) не досягаються умови виникнення негомогенностей в розподілі дислокацій. На підставі цього розповсюдження фронту зростаючої тріщини втоми відбувається рівномірно, по визначеній кристалографічній системі, а розміри фасеток мають мінімальні значення. Для амплітуд навантаження більше 250 Н/мм^2 , підвищення величини A супроводжується цілком закономірним збільшенням середнього розміру фасеток (d). Обумовлена наведена залежність виникненням неоднорідностей в дислокаційному розподілі. Справа в тому, що на початкових етапах виникаючі неоднорідності в розподілі дислокацій мають достатньо низьку різницю в щільності між областями, які в подальшому будуть перетворені у субграниці або тіло чарунок.

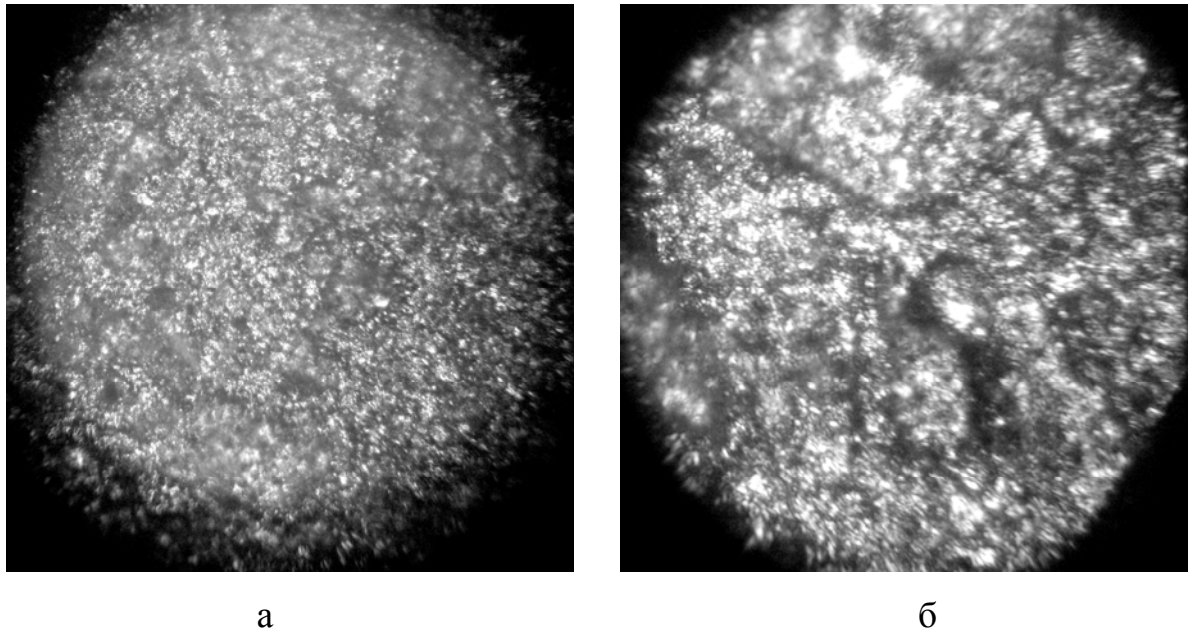


Рисунок 5.33 – Структура поверхні руйнування зразків в залежності від амплітуди циклічного навантаження $\sigma_a=250$ Н/мм² (а) і $\sigma_a=410$ Н/мм² (б).

Збільшення 200.

На підставі того, що неоднорідність розподілу дефектів кристалічної будови, разом з підвищеною їх концентрацією окрихлюють метал, а одна із ознак – збільшення розміру фасеток в зламі [52], зростання d для $250 < \sigma_a < 400$ Н/мм² цілком обґрунтовано. Для інтервалу зміни σ_a від 400 Н/мм² і вище, прогресуюче збільшення швидкості накопичення дислокацій за цикл навантаження також супроводжується закономірним окрихленням металу. Наведене збільшення розміру фасеток може бути обумовлено розвитком процесів дислокаційних переміщень по вторинним системам ковзання [2]. При цьому, аналізуючи по зовнішнім ознакам характер зміни величини збільшення щільності дислокацій за цикл навантаження та розміру фасеток в зламі зразків (рис. 5.32, б, в) можна очікувати існування зв'язку між ними. Дійсно, парне нанесення однієї характеристики проти другої ілюструє достатньо однозначне співвідношення (рис. 5.34). Наведений зв'язок між величинами A і d указує, що незалежно від механізму формування мікротріщин, розвиток процесів деформаційного зміцнення в сталі супроводжується неухильним збільшенням розміру фасеток в зламі.

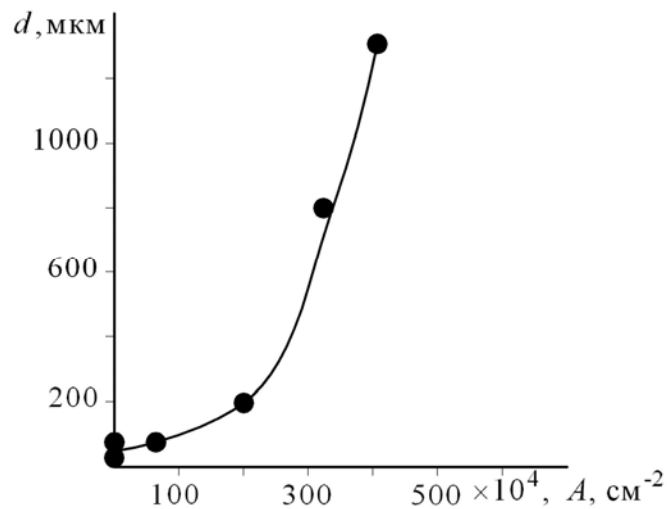


Рисунок 5.34 – Залежність d від A при циклічному навантаженні сталі 45.

З іншого боку відомо, що чим більш грубокристалічна будова зламу, тим в більш окриленому стані знаходиться метал. В досліджуваному випадку – чим більші розміри фасеток, тим меншу тріщиностійкість має метал при циклічному навантаженні.

На підставі отриманих результатів визначається напрямок розробки пропозицій що до підвищення тріщиностійкості металу залізничних вісей – формування в приповерхневому шарі металу структур, для яких спостерігаються низькі значення величини приросту дефектів кристалічної будови при циклічному навантаженні. Окрім цього, результати дослідження можуть бути корисними при оцінках ресурсу експлуатації вісі.

5.8.4. Оцінка рівня внутрішніх напружень в елементах залізничної вісі

Одним з основних різновидів пошкоджень залізничних вісей в процесі експлуатації є тріщини з характерними ознаками розвитку процесів стомлювання. При цьому найбільш частіше наведені тріщини зароджуються в місцях посадки колеса на вісь та при переході від попередпідматочини до підматочинної частини. Обумовлено це різницею в швидкостях охолодження окремих елементів вісі після гарячої пластичної деформації та схемою навантаження вісі при експлуатації. Так, дійсно враховуючи, що чим більший

перетин металу, тим повільніше цей елемент буде охолоджуватися, що в свою чергу приведе до зміни характеру структуроутворення і, як наслідок цього, різного комплексу властивостей. Окрім цього, неодночасний розвиток структурних перетворень обов'язково призведе до виникнення градієнта внутрішніх напружень між елементами вісі.

На підставі аналізу електронно мікроскопічних досліджень визначено, що вже при відносно незначному прискоренні охолодження підматочинній частині вісі спостерігається диспергування перлітних колоній (рис. 5.35.)

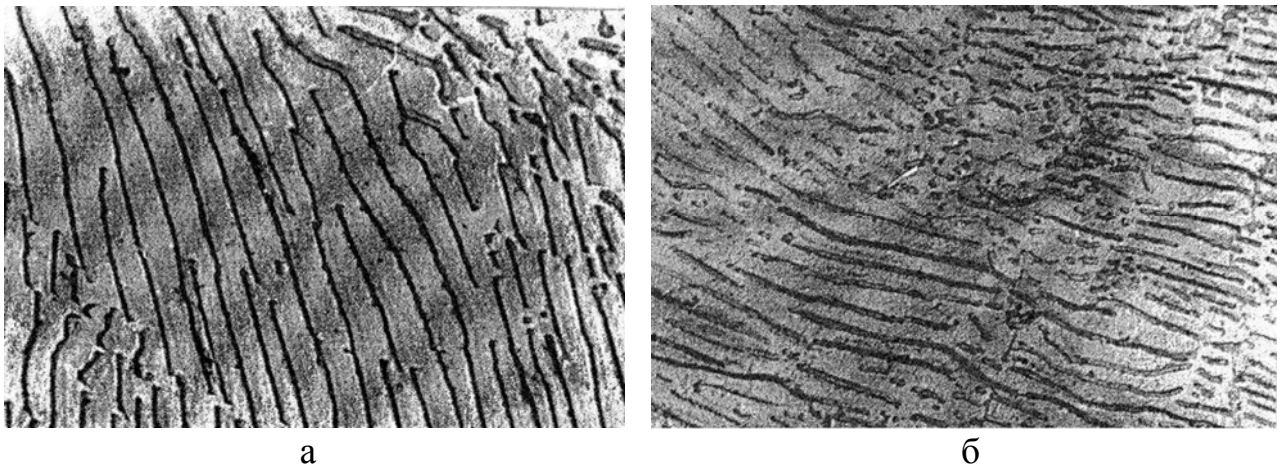


Рисунок 5.35 – Структура перлітної колонії: а – після нормалізації; б – прискореного охолодження до 550°С підматочини, (збільшення 6000)

Наведені структурні зміни супроводжуються підвищенням характеристик міцності сталей [90], як наслідок цього, підвищенням опору процесам втомлення [12]. По днючі, на сьогодні, технології термічної обробки залізничних вісей, яка складається з нагріву до температур аустенітного стану (860-880°С), витримки при цих температурах для вирівнювання хімічного складу по об'єму металу та закінчення структурних перетворень, виріб піддають нормалізації. Як показали вимірювання внутрішніх остаточних напружень, виникнення градієнта температур за рахунок неодночасного охолодження елементів вісі (різниця для різних типо- розмірів вісі між елементами може складати до 30 % площі в перетині) приведе до формування не тільки різних рівнів напружень але, що особливо важливо, до зміни знаку напружень при переході від одного елемента до другого. Так, найбільш

масивна частина вісі – підматочина буде охолоджуватись з мінімальною швидкістю, в порівнянні з іншими елементами. В ній будуть формуватись остаточні напруження розтягіння, які не будуть сприяти гальмуванню процесів руйнування металу.

З іншого боку, піддаючи прискореному охолодженню, спочатку найбільш масивні елементи вісі, тим самим сприяючи вирівнюванню температур між різними елементами, можна очікувати зниження градієнта внутрішніх напружень між ними. Як показали дослідження, наведене припущення в дійсності спрацьовує на практиці.

Піддаючи примусовому охолодженню, спочатку тільки підматочинну частину вісі, а після досягнення визначеної середньої температури в ній, останні елементи, спостерігаємо закономірну зміну внутрішніх напружень в досліджуваних частинах вісі (рис. 5.36).

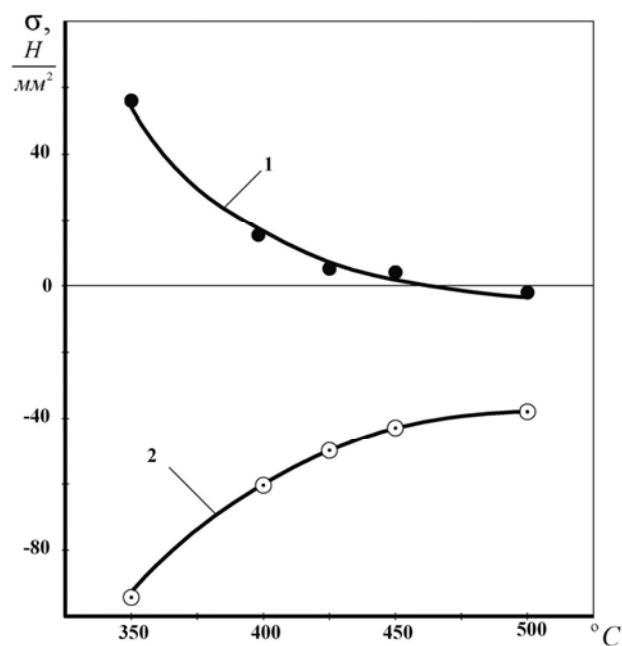


Рисунок 5.36 – Залежність рівня і знака внутрішніх напружень в попередпідматочинній (1) і підматочинній (2) частинах залізничної вісі, від температури кінця примусового охолодження під маточини.

Прогресуюче зниження температури кінця прискореного охолодження підматочини, починаючи з температури $500^{\circ}C$, супроводжується неухильним зростанням внутрішніх напружень стискування. При охолодженні до

температур 400-350°C вони досягають рівня 100 Н/мм² [108]. Разом з цим позитивним моментом з точки зору підвищення опору процесам зародження тріщин втоми в місці посадки колеса на вісь, в попередпідматочинній частині неухильно зростають внутрішні напруження розтяжіння (рис. 5.36).

На підставі цього, на передній план виходять питання перепаду внутрішніх напружень при переході від попередпідматочини до підматочини. Дійсно, враховуючи, що наведене місце вісі являє собою найбільш навантажену ділянку, градієнт, а особливо знак напружень мають дуже велике значення при складанні з виникаючими напруженнями, під час експлуатації, необхідно прагнути до зниження різниці в напруженнях. Таким чином, можна вважати, що найбільш привабливим рішенням з точки зору досягнення підвищеного опору металу зародженню та зростанню тріщин різного характеру походження, будуть умови визначеного співвідношення між рівнем внутрішніх напружень стискування в підматочинній частині вісі, мінімально припустимими значеннями твердості, міцностних властивостей металу (вимоги нормативно-технічної документації) та градієнта напружень в місці переходу від підматочини до попередпідматочинної частини.

Висновки до розділу

1. Розігрів металу по поверхні кочення коліс і бандажів до температури початку фазових перетворень з подальшим швидким охолодженням сприяють виникненню внутрішніх напружень, які являються одним із головних чинників формування дефектів на поверхні контакту колесо-рейка.
2. Підвищення швидкості розігріву металу супроводжується зростанням градієнту температур, а подальше охолодження приводить до формування низки структур від сформованих за зсувним до дифузійного механізмів.
3. Зміна структурного стану металу залізничних коліс і бандажів в процесі експлуатації від холоднодеформованого до структур сформованих за

зсувним механізмом, за рахунок зміни питомого об'єму супроводжується обов'язковим виникненням внутрішніх напружень.

4. Неспівпадіння типу кристалічної решітки та фізико-механічних властивостей неметалевих включень і феритної матриці вуглецевих сталей являється однією з головних причин виникнення на міжфазовій поверхні внутрішніх напружень.
5. Збільшення температури і швидкості розігріву, циклічна зміна етапів розігріву і охолодження з одночасним впливом деформаційного зміцнення від контакту колеса (бандажу) з рейкою сприяють накопиченню дефектів в металі, а нестаціонарні умови розвитку наведених процесів до додаткового зростання внутрішніх напружень.
6. Існуючі порожнини навколо часток неметалевих включень під час зміни циклів нагрів-охолодження, при виникненні градієнта деформації від поверхні кочення рекомбінують, приводячи до формування в металі мікрооб'ємів з локально зниженим опором зростанню тріщин.

РОЗДІЛ 6

РОЗРАХУНОК РАЦІОНАЛЬНОЇ ПЕРІОДИЧНОСТІ КОНТРОЛЮ І ОБТОЧКИ БАНДАЖІВ КОЛІСНИХ ПАР ЛОКОМОТИВІВ

Після впровадження на ремонтних базах залізничного транспорту верстатів для обточування колісних пар без їх викатки з під локомотива, проблема ремонту бандажів перестала бути лімітуючою з точки зору експлуатації локомотивів. Це дало змогу визначити величину пробігу між обточуваннями з позиції раціонального використання ресурсу бандажів.

На зношення бандажів колісних пар локомотивів в експлуатації впливають чисельні фактори, основні з яких це план та профіль колії, конструкція екіпажної частини, кліматичні умови та ін. З метою розробки моделі оцінки періодичності ремонтно-відновлювальних робіт, в першому приближенні приймаємо, що профіль бандажу описується кривою $y = f(x)$, вигляд якої представлений на рис. 6.1.

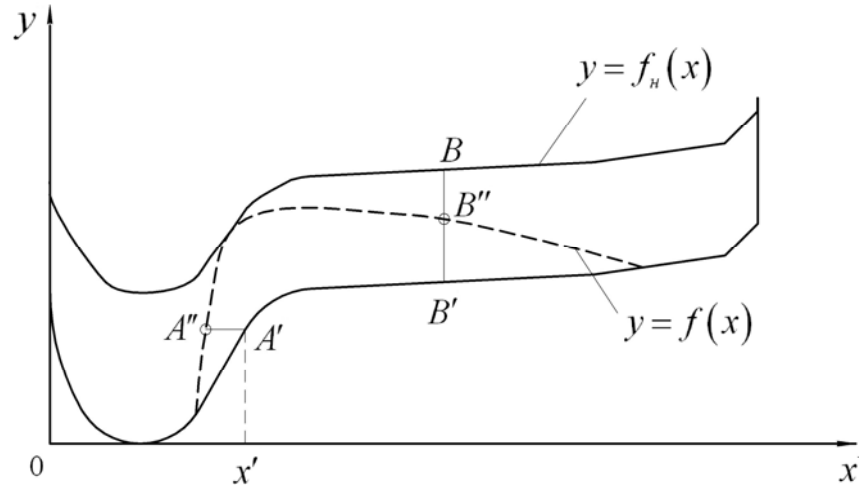


Рисунок 6.1 – Вигляд кривої, яка описує профіль бандажу.

Після деякого пробігу локомотиву t , відбувається зношення бандажу, профіль якого показаний пунктирною лінією (рис. 6.1).

Ремонт бандажу представляє собою обточування до розрахункового профілю, який може бути описаний залежністю y загальному вигляді

$$y = f_i(x)$$

Математичною моделлю процесу відновлення будемо вважати паралельний перенос вихідної кривої $y = f(x)$ вздовж вісі $\hat{t}y$ на величину BB' (рис. 6.1).

По прийнятій методиці контролю, зношування бандажу характеризується двома величинами:

$$l_1 = A'A'' \text{ і } l_2 = B'B'',$$

де l_1 і l_2 – зношення гребеня та прокат відповідно (рис. 6.1).

Величина $z = BB'$ визначає технологічний знос. Наведена характеристика показує на скільки необхідно зменшити товщину бандажу для виготовлення розрахункового профілю.

Якщо позначити через t пробіг локомотиву, від моменту останнього обточування або виготовлення бандажу, то величини l_1 , l_2 та z можуть бути представлені як деякі функції від t :

$$\begin{aligned} l_1 &= \varphi_1(t); \\ l_2 &= \varphi_2(t). \end{aligned} \tag{6.1}$$

Приймаємо, що \bar{l}_1 та \bar{l}_2 – максимально допустимі значення зношення гребеня та прокату відповідно.

Порушення хоча б однієї із наведених умов:

$$\begin{aligned} \varphi_1(t) &\leq \bar{l}_1; \\ \varphi_2(t) &\leq \bar{l}_2. \end{aligned} \tag{6.2}$$

відповідає моменту настання відмови роботи виробу. На підставі вище викладеного, величина технологічного зношення z може бути визначена із співвідношення:

$$z(t) = f(x') - f(x' - \varphi_1(t)) - \varphi_2(t), \tag{6.3}$$

де x' – таке значення аргументу, в межах якого функція $y = f(x)$ описується лінійною залежністю.

Звичайно, виникає задача визначення такого пробігу t_0 , щоб технологічний знос $z(t_0)$ був би мінімальним і відповідав умовам (6.2). Одне із рішень

наведеної задачі складається з наступного. Вибирається масштаб для зношення гребеня, за якими величина a повинна бути у 2,75 рази більшою чим для прокату [102]. Далі будуються криві $\varphi_1(t)$ і $\varphi_2(t)$ та визначаються напрацювання t_0 . Величина t_0 визначається за умови перетинання кривих наведених на рис. 6.2, та виконання умов (6.2).

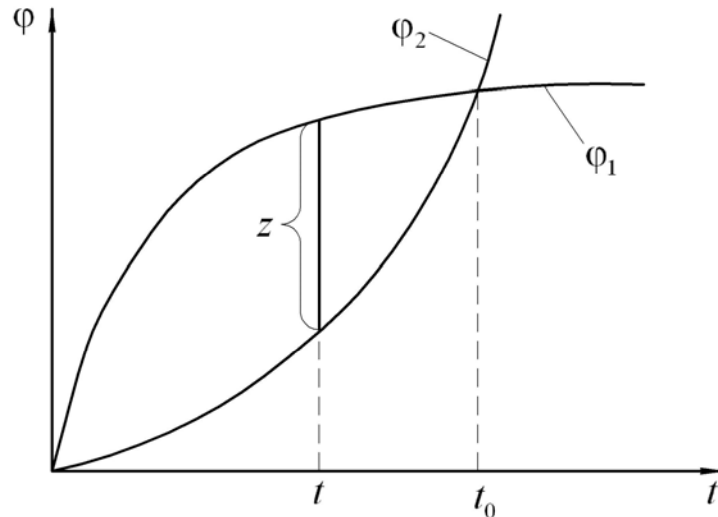


Рисунок 6.2 – Визначення напрацювання.

Величина z оцінюється по співвідношенню (6.3), в межах точки x' у вигляді:

$$z(t) = a\varphi_1(t) - \varphi_2(t),$$

де

$$a = \left. \frac{df}{dx} \right|_{x=x_1} = \operatorname{tg} 70^\circ = 2,75.$$

З рішення співвідношення витікає, що зношення одного мм гребеня супроводжується переносом профілю на 2,75 мм, що достатньо однозначно ілюструється рис. 6.2.

Такий підхід дозволяє вирішити задачу по мінімізації технологічного зносу, якщо є можливість безперервного або “майже” безперервного контролю зношення гребеня і прокату по поверхні кочення.

В іншому випадку контроль повинен проводитися з деяким періодом по пробігу, раціональне значення якого необхідно визначити.

В першому приближенні залежність (6.1), в загальному вигляді, може розглядатися як випадкова. На підставі цього, в задачу контролю вноситься елемент стохастичності, що приводить до необхідності математичного описання процесу зношення.

Для отримання математичної моделі зношення необхідно прийняти деякі припущення. Так, вважаємо, що функції $\varphi_1(t)$, $\varphi_2(t)$ не зменшуються із зростанням пробігу t та швидкість зносу не залежить від пробігу, а залежить тільки від величини зносу.

Окрім цього, приймаємо позначення:

$$\xi_1 = a\varphi_1(t);$$

$$\xi_2 = a\varphi_2(t).$$

Припустимо, що:

$$P_n(t) = P\{\xi_1(t) \in [n\delta, (n+1)\delta]\};$$

$$Q_n(t) = P\{\xi_2(t) \in [n\delta, (n+1)\delta]\},$$

де δ – крок по зносу.

Тоді:

$$N_1 = \left[\frac{a\bar{l}_1}{\delta} \right];$$

$$N_2 = \left[\frac{\bar{l}_2}{\delta} \right],$$

де $\left[\frac{a\bar{l}_1}{\delta} \right]$ та $\left[\frac{\bar{l}_2}{\delta} \right]$ – цілі частини співвідношення.

Аналіз співвідношення показує, що $P_{>N_1}(t)$ являється вірогідністю відмови по зносу гребеня, $Q_{>N_2}(t)$ – вірогідність того, що прокат досяг максимально допустимої величини. При цьому випадкові процеси $\xi_1(t)$ і $\xi_2(t)$ являються незалежними. Наведене припущення обумовлено достатньо великою відстанню між місцями заміру зношення гребеня та прокату. Необхідність урахування

припущення додатково підтверджується коефіцієнтом кореляції між цими величинами, який не перевищує величини 0,001, а гіпотеза незалежності $\xi_1(t)$ і $\xi_2(t)$ – підтверджується за допомогою критерію Стюдента, з вірогідністю 0,95.

Система контролю, що розглядається (позначимо SK) може бути представлена як послідовність напрацювань τ_1, τ_2, \dots , де τ_1 – пробіг до першого контролю після обточування, $\tau_1 + \tau_2$ – пробіг до другого контролю і т.д.

Вважається, що дана система SK повинна відповідати обмеженням

$$\begin{aligned}\xi_1(SK) &\leq a\bar{l}_1 - \varepsilon, \\ \xi_2(SK) &\leq \bar{l}_2 - \varepsilon,\end{aligned}\tag{6.4}$$

де ε – параметр, який характеризує допуск на обточку;

$\xi_1(SK)$ – середнє значення ξ_1 ;

$\xi_2(SK)$ – середнє значення ξ_2 .

В якості критерію оптимальності SK приймаємо, що:

$$J = c\bar{n}(SK) + q\bar{z}(SK)\tag{6.5}$$

де c – вартість однієї перевірки;

$\bar{n}(SK)$ – середнє число перевірок при системі контролю SK ;

q – вартість одного мм бандажа;

$\bar{z}(SK)$ – середній технологічний знос бандажу при системі контролю SK .

Не зупиняючись на загальному вирішенні задач (6.4) – (6.5), обмежимося системою контролю SK за умови, що після пробігу τ_1 контроль проводиться з періодом τ . Величина τ_1 вибирається за умови:

$$\begin{aligned}P\{\xi_1(\tau_1) \leq a\bar{l}_1 - \varepsilon\} &\geq 0,95; \\ P\{\xi_2(\tau_1) \leq a\bar{l}_2 - \varepsilon\} &\geq 0,95.\end{aligned}\tag{6.6}$$

З урахуванням того, що наведена задача має сенс при $\tau_1 < t_0$, тоді середня кількість перевірок може бути оцінена по співвідношенню:

$$\bar{n}(SK) = \frac{\tau^* - \tau_1}{\tau},$$

де τ^* – мінімальне значення кореня рішення рівнянь:

$$\xi_1(t) = a\bar{l}_1,$$

$$\xi_2(t) = \bar{l}_2.$$

Середня величина технологічного зносу буде вираховуватися за формулою:

$$\bar{z} = \begin{cases} \xi_1(\tau_1 + \tau \cdot n) - \xi_2(\tau_1 + \tau \cdot n), & \text{якщо } \tau_1 + \tau \cdot n \leq t_0; \\ 0, & \text{інакше.} \end{cases}$$

Для подальшого розрахунку SK необхідно мати кількісні оцінки $\xi_1(t)$ і $\xi_2(t)$.

При побудові залежності $\xi_1(t)$ потрібно виходити із припущення, що швидкість зносу має лінійну залежність від його величини. Для $\xi_2(t)$ приймаються умови коли, швидкість зношення стає залежною від величини зносу тільки тоді, коли зношення стає більше деякої величини Δ_0 .

Сумісний аналіз двох моделей показує, що значення зносу повинні бути розділені з кроком δ , а число інтервалів визначається із умови $\Delta = N\delta$, де Δ – максимально допустиме зношення. З метою оцінки приймемо, що X_t є зношення за напрацювання t (зношення гребеня чи прокату). На підставі цього можна записати:

$$P_n(t) = P\{X_t \in [n\delta, (n+1)\delta]\} \quad (6.7)$$

Перепишучи співвідношення (6.7) прийдемо до слідуючої системи диференціальних рівнянь [103]:

$$\frac{dP_0}{dt} = -\lambda_0(t)P_0$$

$$\frac{dP_1}{dt} = -\lambda_1(t)P_1 + \lambda_0(t)P_0$$

$$\frac{dP_{\hat{e}}}{dt} = -\lambda_{\hat{e}}(t)P_{\hat{e}} + \lambda_{\hat{e}-1}(t)P_{\hat{e}-1}$$

$$\frac{dP_{N-1}}{dt} = -\lambda_{N-1}(t)P_{N-1} + \lambda_{N-2}(t)P_{N-2}$$

$$\frac{dP_N}{dt} = \lambda_{N-1}(t)P_{N-1}$$

з початковими умовами:

$$P_0(0) = 1; P_{\hat{e}}(0) = 0, \hat{e} = \overline{1, N}.$$

Тоді математичне очікування величин зносу за напрацювання t , коли в якості одиниці вимірювання взято δ , буде дорівнювати

$$m_X(t) = \sum_{\hat{e}=0}^N \hat{e}P_{\hat{e}}(t). \quad (6.8)$$

Диференціювання співвідношення (6.8) по t дозволяє отримати:

$$\frac{dm_X(t)}{dt} = \sum_{\hat{e}=0}^N \hat{e} \frac{d}{dt} P_{\hat{e}}(t) \quad (6.9)$$

Після підстановки замість похідних $\frac{dP_{\hat{e}}}{dt}$, відповідних правих частин системи диференціальних рівнянь, отримаємо співвідношення:

$$\frac{dm_X}{dt} = \sum_{\hat{e}=0}^N \lambda_{\hat{e}} P_{\hat{e}}. \quad (6.10)$$

З метою перевірки, що до можливості використання рівняння (6.10) для оцінки процесу зношення, розглянемо в якості прикладу зміну гребеня. За умови роботи гребеня приймаємо що $\lambda_{\hat{e}}$ може бути оцінено як:

$$\lambda_{\hat{e}} = \alpha + \beta \hat{e} \quad (6.11)$$

Після підстановки (6.11) в (6.10) отримаємо:

$$\frac{dm_X}{dt} = \alpha + \beta m_X - (\alpha + \beta N) P_N(t) \quad (6.12)$$

для початкових умов $m_x(0) = 0$.

Припускаємо, що значення зносу $\Delta_{\hat{a}} = \delta n_{\hat{a}}$ відповідає умові $n_{\hat{a}} < N$, то в рівнянні (6.12) можна прийняти, що $P(t) = 0$. Після цього співвідношення (6.12) приймає вигляд:

$$m_x(t) = \frac{\alpha}{\beta} (e^{\alpha t} - 1) \quad (6.13)$$

Розглянемо другий приклад використання моделі – випадок формування прокату. За цих умов (формування прокату) $\lambda_{\hat{e}}$ оцінюється залежностями:

$$\lambda_{\hat{e}} = \begin{cases} \alpha_1, & \text{якщо } 0 \leq \hat{e} \leq n_0; \\ \alpha_1 + \beta_1(\hat{e} - n_0), & \text{якщо } n_0 \leq \hat{e} \leq N, \end{cases}$$

на підставі наведеного підходу характер зміни значень середнього прокату від t_2 приймає вигляд (рис. 6.3).

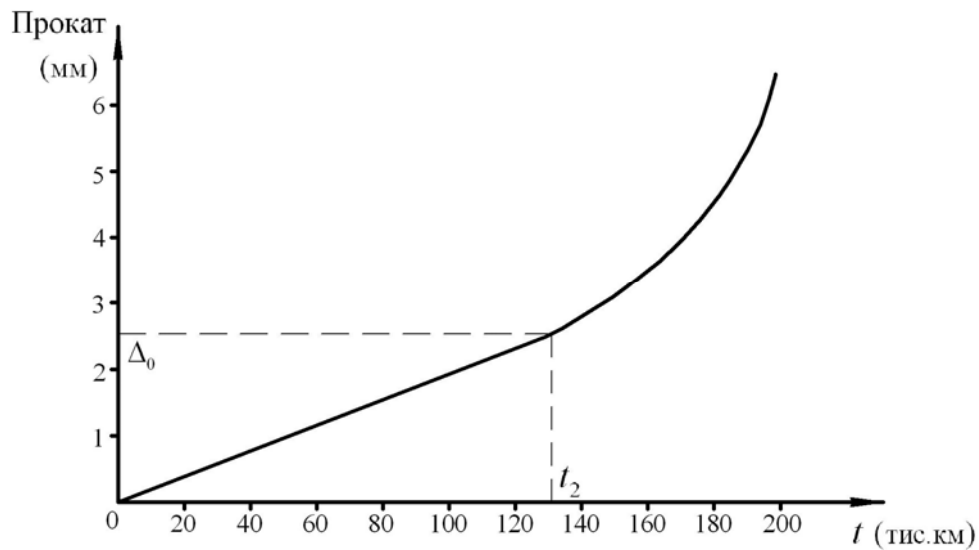


Рисунок 6.3 – Вигляд залежності прокату від t_2 .

З урахуванням приведених моделей функціонал (6.5) приймає вигляд:

$$J = c \frac{\tau^* - \tau_1}{\tau} + q \left(a n_1 \left(1 - e^{-a_1(\tau^* - \tau)} \right) - n_2 - \frac{a_2}{b_2} \left(e^{b_2(\tau^* - \tau - t_2)} - 1 \right) \right) \quad (6.14)$$

Взявши похідну по τ отримаємо рівняння для визначення τ :

$$\frac{\tilde{n}(\tau^* - \tau_1)}{\tau^2} + q a a_1 n_1 e^{-a_1(\tau^* - \tau)} - q a_2 e^{b_2(\tau^* - \tau - t_2)} = \frac{dJ}{d\tau}, \quad (6.15)$$

але за умови $\frac{dJ}{d\tau} = 0$.

Практичне використання моделі було проведено на прикладі роботи локомотива ТЭ7. Параметри, входні в дані рівняння (6.15) дорівнюють:

$$a = 2,75; \quad n_1 = 2,5; \quad a_1 = 0,0125; \quad n_2 = 2; \quad \frac{a_1}{b_2} = 4; \quad b_2 = 0,0057; \quad \tau^* = 260 \text{ тис. км.};$$

$$\tau_1 = 150 \text{ тис. км.}; \quad t_2 = 140 \text{ тис. км.}; \quad \bar{l}_2 = 6 \text{ мм.}; \quad q = 16,96 \text{ руб./мм.}; \quad \tilde{n} = 0,06 \text{ руб.}$$

Рівняння (6.15) при даних параметрах приймає вигляд:

$$\frac{6,6}{\tau^2} + 1,457e^{-0,0125(260-\tau)} - 0,387e^{0,0057(120-\tau)} = 0. \quad (6.15a)$$

Рішення рівняння (6.15a) проводили з використанням системи символічних розрахунків Maple [104].

На рис. 6.4 приведений графік правої частини рівняння

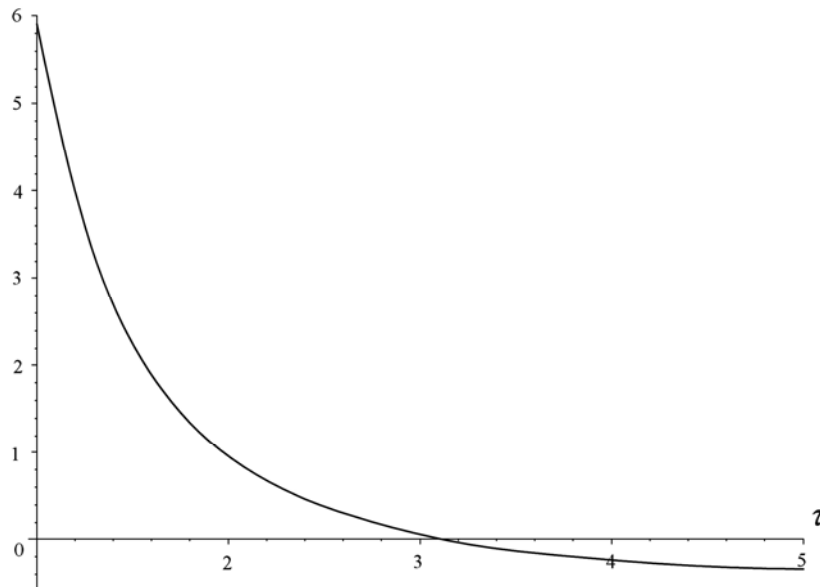


Рисунок 6.4 – Вигляд залежності $\frac{dJ}{d\tau}$ від τ .

Графічне рішення залежності (рис. 6.4) показує, що умови рівняння (6.15a) виконується при $\tau \approx 3,1$ тис. км.

На підставі наведеної оцінки розробляється система обстеження бандажів, яка на практиці складається з наступного:

– після ремонту профілю, перше обстеження необхідно проводити після напрацювання $\tau \approx 150$ тис. км;

– послідуючі обстеження проводяться з періодом не більше $\tau \approx 3.1$ тис. км.

З метою підвищення точності оцінки розміру періодичності τ , було проведено логарифмування, та відповідна перебудова співвідношення (6.15а). Результати наведені на рис. 6.5. Аналіз графічної залежності показує, що критичне значення τ дорівнює 3,08 замість, раніше отриманого 3.1. Наведене уточнення може розцінюватися як крок по підвищенню експлуатаційної безпеки рухомого складу, тому, що послідуючі обстеження повинні проводитися з періодичністю не більше 3,08 тис. км. Порівняльний аналіз отриманих результатів з умовами, які викладені в інструкції №092 показує достатньо задовільний збіг.

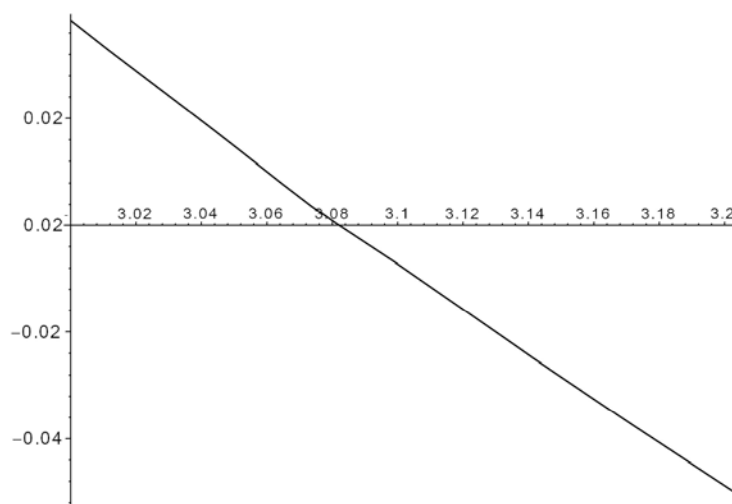


Рисунок 6.5 – Більш точне визначення критичного значення τ .

Висновки до розділу 6

1. Запропоновані математичні моделі зносу гребеня та утворення прокату дозволяють розробити раціональну періодичність обстеження.

2. Розроблена методика визначення моменту початку ремонту бандажу дозволяє мінімізувати технологічне зношення виробу.

3. Запропонована методика визначення періодичності контролю, проведення ремонту сприяє раціональному використанню бандажу, підвищуючи ресурс його роботи та експлуатаційну безпеку.

ОСНОВНІ ВИСНОВКИ

В дисертаційній роботі наведено теоретичне узагальнення і нове рішення актуальної науково-технічної задачі по підвищення експлуатаційної безпеки залізничних коліс, бандажів і вісей рухомого складу на основі визначення механізму формування ушкоджень і їх класифікації. За результатами роботи розроблений класифікатор дефектів, методичні вказівки, що затверджені відповідними службами Укрзалізниці та міждержавний стандарт «Оси чистовые для специального подвижного состава. Требования эксплуатационной безопасности».

1. Вперше представлена класифікація виникаючих дефектів в залізничних колесах, бандажах, вісях колісних пар залежно від комплексного впливу чинників технології виробництва та умов експлуатації. Наведена класифікація дефектів дозволяє визначити оптимальний напрям по проведенню ремонтно-відновлювальних робіт, оцінки можливості використання виробу після ремонту. Доцільно використовувати при розробці нових та перегляду діючих нормативно-технічних документів на виготовлення залізничних коліс, бандажів та вісей з урахуванням підвищених сучасних норм експлуатаційної безпеки.

2. Вперше визначено, що коефіцієнт інтенсивності напружень для області інкубаційного зростання тріщини залежить від величини, яка характеризує початковий процес розповсюдження деформації через межі розподілу в структурі сталі.

3. Вперше визначено, що коефіцієнт інтенсивності напружень для області неконтрольованого росту тріщини зв'язаний параболічною залежністю з ударною в'язкістю вуглецевої сталі.

4. Розроблено моделі процесів зношення гребеня та утворення прокату при експлуатації бандажів дало змогу розробити концепцію заходів щодо підвищення експлуатаційної безпеки. Наведені заходи складаються з визначення моменту вилучення бандажу з експлуатації з метою проведення ремонтних робіт коли умови відповідають раціональному використанню

виробу.

5. Отримали подальший розвиток уявлення, що мікротріщина яка зароджується на міжфазовій межі неметалевого включення–феритна складова структури вуглецевої сталі розповсюджується у напрямку з локально зниженим опором металу. Наведені дані необхідні для розуміння впливу неметалевих включень на процеси зародження та зростання тріщин при експлуатації залізничних коліс, бандажів та вісей.

6. Зростання межі міцності при втомі колісних сталей при збільшенні дисперсності перлітної колонії обумовлено підвищенням відношення критичного розкриття зростаючої тріщини до міжкарбідної відстані.

7. Підтверджено, що розігрів металу по поверхні кочення коліс та бандажів до температури початку фазових перетворень з подальшим швидким охолодженням сприяють виникненню внутрішніх напружень, які виступають одним із головних чинників формування дефектів на поверхні контакту колесо-рейка.

8. За результатами роботи, затверджені методичні вказівки «З порядку досліджень причин виникнення тріщин в суцільнокатаних колесах та руйнування їх в цілому», розроблені класифікатор дефектів та Міждержавний стандарт «Оси чистовые для специального подвижного состава. Требования эксплуатационной безопасности», що сприяють підвищенню експлуатаційної безпеки рухомого складу.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Hamilton, G. M. and Goodman, L. E., 1966, "The stress field created by a circular sliding contact". *Journal of Applied Mechanics*, New York, v. 33, pp. 371-376.
2. Вакуленко И.А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И.А. Вакуленко, В.И. Большаков. – Д.: Маковецкий, 2008. – 194 с.
3. Haines, D. J. and Ollerton, E., 1963, "Contact stress distribution on elliptical contact surfaces subjected to radial and tangential forces". *Proc. Of Inst. of Mechanical Engineers*, London, v. 177, n. 4, pp. 45-54.
4. Stone, D. H., Moyar, G. L. and Guins, T. S., 1992, An interpretative review of railway wheel spalling and shelling. *ASME RTD*, v. 5, pp. 97-103.
5. Марков Д. П. Контактно-усталостные повреждения колес и рельсов / Д. П. Марков // *Трение и износ*. – 2001. – Т. 23, № 4. – С. 437-447.
6. Ларин Т.В. Цельнокатаные железнодорожные колеса / Т.В. Ларин, В. П. Девяткин. – М.: Трансжелдориздат, 1956. – 286 с.
7. Щапов Н. П. Влияние холодной правки на прочность стальных деталей / Н. П. Щапов. – М.: Трансжелдориздат, 1953. – 136 с.
8. Ларин Т.В. Износ и пути продления службы бандажей и железнодорожных колес / Т.В. Ларин. – М.: Трансжелдориздат, 1958. – 165 с.
9. Марков Д. П. Взаимосвязь коэффициента трения с проскальзыванием в условиях взаимодействия колеса с рельсом / Д. П. Марков // *Вестник ВНИИЖТ*. – 2003. № 4. – С. 31-33.
10. ПТЕ. Правила технічної експлуатації залізниць України, 2003 р.
11. Класифікація несправностей вагонних колісних пар та їх елементів / – К.: Державна адміністрація залізничного транспорту України, 2006. – 79 с.
12. Вакуленко И. А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании / И.А. Вакуленко. – Днепропетровск: Guadeamus, 2003. – 94 с.

13. Перков О.Н. Формирование остаточных напряжений в диске цельнокатаных колес / О.Н. Перков, И.А. Вакуленко, Г.В. Рейдемейстер// В кн.: Проблемы и перспективы развития железнодорожного транспорта. – Днепропетровск, 2005. – С. 404-405.
14. Вакуленко И. А. Факторы, влияющие на надёжность и долговечность железнодорожных колёс / И. А. Вакуленко, Г. В. Рейдемейстер, О. Н. Перков // Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – 2005. – Вип. 9. – Д. : Вид-во ДНУЗТ, 2005. – С. 129-132.
15. Евстратов А.С. Экипажные части тепловозов / А.С. Евстратов. – М.: Машиностроение 1987. – 136 с.
16. Бабичков А.М. Тяга поездов и тяговые расчеты / А.М. Бабичков, П.А. Гурский, А.П. Новиков, – М.: Транспорт, 1971, – 280 с.
17. Вагоны / [Кузьмич Л. Д., Кузнецов А. В., Ржавский Б. А. и др] ; под ред. Л. Д. Кузьмича. – М.: Машиностроение, 1978. – 376 с.
18. Конструкции железнодорожных колес мира / Есаулов В.П., Козловский А.И., Есаулов А.Т., Староселецкий М.И.; Гос. металлург. акад. Украины. ОАО "Нижнеднепр. трубопровод. завод". - Днепропетровск: Січ, 1997. – 427 [1] с.: ил., табл.
19. ГОСТ 9036-88. Колеса цельнометаллические. Конструкция и размеры.
20. Бандажи черновые для колес подвижного состава железнодорожных дорог широкой колеи и метрополитена. Типы и размеры: ДСТУ 3717-98. – [Действителен от 1999-01-01]. – К.: Госстандарт Украины, 1998. – 10 с.
21. Данченко Н. И. Зависимость усталостной прочности и ударной вязкости колесной стали от её структурного состояния / Н. И. Данченко, О. Н. Перков, Т. А. Гладкова // – В кн.: Теория и практика термической обработки проката. – М.: Металлургия, 1984. – С. 43-45.
22. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, – 1972. – 320 с.

23. Гензамер М. Влияние границ зерен на механические свойства / М. Гензамер // – В кн. Структура металлов и свойства – М.: Metallurgizdat, 1957. – С. 22-25.
24. Юм-Розери В. Введение в физическое металловедение / В. Юм-Розери. – М.: Metallurgiya, 1965, – 203 с.
25. Бекофен В. Процессы деформации / В. Бекофен. – М.: Metallurgiya, 1977. – 288 с.
26. Гурьев А.В. Исследование границы раздела упругой и пластической деформации в стали / А. В. Гурьев, Л. В. Кукса – ФММ, 1966. т. 21, вып. 1, – С. 116-124.
27. Маклинток Ф. Деформация и разрушение материалов / Ф. Маклинток, А. Аргон. – М.: Мир, 1970, - 443 с.
28. Трефилов В.И. Дисперсные частицы в тугоплавких металлах / В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев. – Киев: Наукова думка, 1978. – 240 с.
29. Гольштейн М.И. Методы оценки вклада дисперсных частиц в упрочнение по результатам электронно-микроскопического исследования / М. И. Гольштейн, Б. М. Бронфин // – В кн.: Новые методы структурных исследований металлов и сплавов. – М.: 1982. – С. 9-13.
30. Бернштейн М. Л. Структура и механические свойства / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. – М.: Metallurgiya, 1970. – 472 с.
31. Данченко Н. И. Зависимость усталостной прочности и ударной вязкости колесной стали от её структурного состояния / Н. И. Данченко, О. Н. Перков, Т. А. Гладкова // – В кн. Теория и практика термической обработки проката. – М.: Metallurgiya, 1984. – С. 43-45.
32. Термическое упрочнение проката. [К. Ф. Стародубов, Н. И. Савенков, В. В. Калмыков и др.] – М.: Metallurgiya, 1970. – 368 с.
33. Совершенствование режимов термической обработки цельнокатаных колес [Г. А. Блажнов, Н. И. Данченко, О. Н. Перков и др.] – Сб. трудов. Термическая обработка металлов. – М.: Metallurgiya, 1978. – С. 33-35.

34. 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.
35. Harder R. Creep force-creepage and frictional work behavior in non-Hertzian counter formal rail/wheel contacts. Proc. ИННА’99 STS-conf. Moscow, 1999. v. 1, p. 207-214.
36. Лебошкин Б. М. Эволюция структуры и фазового состава стали / Б. М. Лебошкин, Ю. Ф. Иванов // – Изв. Вузов. Черная металлургия. 2002, №2, с. 24-30.
37. Усталость и вязкость разрушения металлов. Материалы VI Совещания по усталости металлов. – М.: Наука, 1974. – 263 с.
38. Vasauskas V., Bazras Z., Capas V. Strangth anisotropy of railway wheels under contact load. – Mehanika (Lietuva), 2005. № 1, p. 31-38.
39. Вакуленко И. А. Оптимальное структурное состояние металла железнодорожных колес и рельсов / И. А. Вакуленко, О. Н. Перков, Н.Н. Грищенко // – Черные металлы, 2010. №2, – С. 20-23.
40. Вакуленко І. О. Перспективи підвищення експлуатаційної безпеки залізничних коліс і бандажів / І. О. Вакуленко, М. А. Грищенко, О.М. Перков // – Локомотив інформ. 2010. №4, – С. 50-51.
41. Черепанов Г. П. Рост трещин при циклическом и переменном нагружении / Г. П. Черепанов, В. Д. Кулиев, Х. Халманов // В.кн.: Усталость и вязкость разрушения металлов. – М.: Наука, 1974. – С. 200-209.
42. Фридель К. Дислокации / К. Фридель. – М.: Мир. 1967. – 644с.
43. Глейтер Г. Большеугловые границы зерен / Г. Глейтер, Б. Чалмерс. – М.: Мир. 1975. – 376 с.
44. Чалмерс Б. Физическое металловедение / Б. Чалмерс. – М.: Металлургиздат, 1963. – 455 с.
45. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.

46. Гордиенко Л. К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов / Л. К. Гордиенко. – М.: Наука, 1973. – 224 с.
47. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов / М. Я. Дзугутов. – М.: Металлургия, 1977. – 480 с.
48. Большаков В. И. Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции / В. И. Большаков, И. Е. Долженков, В. И. Долженков. – Днепропетровск: Guadeamus, 2002. – 390 с.
49. Breyer N. N. The yield-point phenomenon in strain-aged martensite. – Trans. Met. Soc. AIME, 1966. v.236, №8, p. 1198-1202.
50. Сталь. Методы испытаний и оценки макроструктуры. ГОСТ 10243-75. [Действителен от 1978-01-01]. – М.: Издательство стандартов, 1985. – 27 с.
51. Панченко Е. В. Лаборатория металлографии / Е. В. Панченко, Ю. А. Скаков, Б. И. Кример. – М.: Металлургия, 1965. – 439 с.
52. Фридман Я. Б. Строение и анализ изломов металлов / Я. Б. Фридман, Т. А. Гордеева, А. М. Зайцев. – М.: ГНТИМашгиз, 1960. – 128 с.
53. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. ГОСТ 1778-70. [Действителен от 1972-01-01]. – М.: Издательство стандартов, 1972. – 24 с.
54. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. ГОСТ 5639-82. [Действителен от 1983-01-01]. – М.: Издательство стандартов, 1983. – 22 с.
55. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: Металлургиздат, 1958. – 446 с.
56. Колеса цельнокатаные. Технические условия. ГОСТ 10791-2004. [Действителен от 2005-07-01]. – М.: Издательство стандартов, 2005. – 27 с.
57. Бандажи из углеродистой стали для подвижного состава железной дороги широкой колеи и метрополитена. Технические условия. ГОСТ 398-96. [Действителен от 1998-01-01]. – К.: Госстандарт Украины, 1999. – 11 с.
58. Металлы. Методы испытания на растяжение. ГОСТ 1497-84. [Действителен от 1986-01-01]. – М.: Издательство стандартов, 1986. – 35 с.

59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. ГОСТ 9012-59. [Действителен от 1960-01-01]. – М.: Издательство стандартов, 1959. – 42 с.
60. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. ГОСТ 9013-59. [Действителен от 1960-01-01]. – М.: Издательство стандартов, 1959. – 12 с.
61. Бернштейн М. Л. Механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. Л. Займовский. – М.: Металлургия, 1979. – 495 с.
62. Трощенко В.Г. Усталость и неупругость металлов / В.Г. Трощенко. – К.: Наукова Думка, 1971. – 268 с.
63. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения / Дж.Ф. Нотт. – М.: Металлургия, 1978. – 256с.
64. Гуревич С.Е. О скорости распространения трещины и пороговых значениях коэффициента интенсивности напряжений в процессе усталостного разрушения / С.Е. Гуревич, Л.Д. Едидович // В кн. Усталость и вязкость разрушения металлов. – М.: Наука, 1974. – С. 36-78.
65. Cottrel A. X. Theory of brittle fracture in steel and similar metals. Trans. Met. Soc. AIME. -1958. – Vol. 212. – P. 192-209.
66. Финкель В. М. Неметаллические включения и прочность стали / В. М. Финкель, О. П. Елесина, В. А. Зайченко. ДАН СССР, 1968. т. 183, № 3.
67. Грдина Ю. В. Внутренние напряжения в стали вокруг неметаллических включений / Ю. В. Грдина, Г. М. Тов, Г. М. Минкина // Изв. вузов. Чер. металлургия. 1969. - №2. - С. 102-105.
68. Brocks, J. Iron. Steel just, 1972. V. 210. №4. P. 246.
69. Куслицкий А. Б. Неметаллические включения и усталость стали / А. Б. Куслицкий. – К.: Техніка, 1976. – 126 с.
70. Иванова В. С. Усталостное разрушение металлов / В. С. Иванова. – М.: Металлургия, 1963. – 203 с.
71. Усталость и хрупкость металлических материалов / В. С. Иванова, С. Е. Гуревич, И. М. Копьев и др. М.: Наука, 1968. – 215 с.
72. Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл. – М.: Металлургиздат, 1958. – 267 с.

73. Вакуленко И. А. Влияние структурных параметров углеродистой стали на процессы формирования полосы Людерса – Чернова / И. А. Вакуленко, В. Г. Раздобреев, О. Н. Перков // *Металлы*. 2004. №4. – С.108-112.
74. Garofalo F. Factors affecting the propagation of a Lüders band and lower yield stress in iron // *Met. Trans.* 1971. V.2. №8. P.2315-2317.
75. Holt D.L. Dislocation cell formation in metals // *J. Appl. Phys.* 1970. V. 41. P.3197-3202.
76. Вакуленко И. А. Пластическое течение стали со сверхмелким зерном феррита / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич // *Изв. АН СССР. Металлы*. 1989. №4. – С. 145-147.
77. Большаков В. И. Термическое упрочнение и контролируемая прокатка строительных сталей / В. И. Большаков. – К: УМКВО, 1991. - 435 с.
78. Вакуленко И. А. Связь величины критического раскрытия трещины с параметрами деформационного упрочнения углеродистой стали / И. А. Вакуленко, В. Г. Раздобреев // – *Металлы*, 2003, № 1, – С. 73-77.
79. Пирогов В. А. Влияние структурных параметров на деформируемость углеродистых сталей при волочении / В. А. Пирогов, В. П. Фетисов, И. А. Вакуленко // – *Сталь*, 1986. № 10, – С. 73-76.
80. Приходько Е. В. Остаточные напряжения в термически обработанных цельнокатаных колесах / Е. В. Приходько // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1965. – №2. – С. 14-16.
81. Нормы для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колеи 1520 мм. –М.: ГосНИИВ-ВНИИЖТ, 1996. – 319 с.
82. Завьялов Ю. С. Методы сплайн функций / Ю. С. Завьялов, Б. И. Квасов, В. Л. Мирошниченко. – М.: Наука, 1980. – 352 с.
83. Шур Е. А. Влияние структурных неоднородностей на свойства термически обработанной рельсовой стали / Е. А. Шур, Я. Ф. Раузин // – В кн. *Труды ЦНИИМПС*, 1966. Вып. 314, – С. 115-137.

84. Ларин Т. В., Пути повышения надежности и долговечности цельнокатаных колес / Т. В. Ларин, Ю. М. Парышев // – Железнодорожный транспорт, 1973. – С. 56-59.
85. Большаков В. И. Термическая обработка строительной стали / В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин. – М.: Metallurgy, 1977. – 200 с.
86. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – М.: Metallurgy, 1977. – 431 с.
87. Вакуленко И. А. Технологические особенности производства упрочненных железнодорожных колес / И. А. Вакуленко, О. Н. Перков // – «Вісник» ДНУЗТ, 2008. Вип. 20, – С. 216-218.
88. Выбор стали для колес – альтернативы и возможности. Обзор сталей. – ЖДМ, 2007. №12, – С. 38-43.
89. Вакуленко, И. А. О факторах, вызывающих пластически нестабильное течение углеродистой стали / И. А. Вакуленко // – Изв. ВУЗов. Черная металлургия, – 1994. – № 9. – С. 27-29.
90. Большаков В. И. Переориентирование структуры в углеродистых сталях / В. И. Большаков, И. А. Вакуленко. – Днепропетровск, ПГАСиА, 2005. – 99 с.
91. Вакуленко І. О. Чинники, які впливають на розвиток втомленості металу в процесі експлуатації залізничних коліс / І. О. Вакуленко, О. М. Перков, М. А. Грищенко //– Залізничний транспорт України, 2007. №5. – С. 70-71.
92. Серенсен С. В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению / С. В. Серенсен. – М.: Автоматиздат, 1975. –191с.
93. Ghidini A., Contini S. Linea innovativa di trattamento termico dirnote ferroviarie. – Ing. Ferroviaria. 2004. 59, № 9, P. 729-742.
94. Инструкция по формированию и содержанию колесных пар тягового подвижного состава железных дорог колеи 1520мм. –М.: Транспорт, 1998. – 87 с.

95. Вакуленко І. О. Визначення коефіцієнта інтенсивності напружень при зародженні тріщин / І. О. Вакуленко, О. О. Чайковський, М. А. Грищенко // – МтаГОМ, 2007. №2. – С. 44-47.
96. Иванова В. С. Современные представления о природе усталостного разрушения и новые направления исследований/ В. С. Иванова // – В кн.: Усталость металлов и сплавов. – М.: Наука, 1971. –С. 3-14.
97. Одинг И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов / И. А. Одинг. – М.: Машгиз, 1962, – 260 с.
98. Терентьев В. Ф. Влияние размера зерна на сопротивление усталости металлов / В. Ф. Терентьев, В. Г. Пойда // – В кн.: Усталость и вязкость разрушения металлов. –М.: Наука, 1974. – С.109-140.
99. Ботвина Л. Р. К вопросу о природе разрыва кривых усталости / Л. Р. Ботвина, Л. И. Маслов, С. Е. Гуревич // – В кн. Усталость и вязкость разрушения металлов. – М.: Наука, 1974. – С. 162-170.
100. Вакуленко И. А. Влияние морфологии и дисперсности цементита на усталостную прочность углеродистых сталей / И. А. Вакуленко, О. Н. Перков // – Металлы (РАН), 2008. №3. – С. 52-55.
101. Вакуленко И. А. О механизме влияния размера зерна феррита на усталостную прочность углеродистой стали / И. А. Вакуленко, О. Н. Перков, В. Г. Раздобреев // – Металлы (РАН), 2008. №3. – С.56–59.
102. Босов А. А. Прогнозирование износа бандажем колесных пар и определение рациональной периодичности их обточки / А. А. Босов, А. А. Дрозд, А. Д. Курасов // – В кн.: “Вопросы оптимизации электроподвижного состава”. Труды ДИИТа, вып. 134. Днепропетровск, 1972. – С. 137-146.
103. Колмогоров А. Н. Об оптимальных методах в теории вероятностей / А. Н. Колмогоров // “Успехи математических наук”, вып. 5, 1938. – С. 5-41.
104. Прохоров Г. В. Пакет символьных вычислений Maple V / Г. В. Прохоров, М. А. Леденев, В. В. Коблеев. – М.: Компания “Петит”, 1997. – 200 с.

105. Вакуленко И.А. О причинах зарождения усталостных трещин на поверхности катания железнодорожных бандажем / И.А. Вакуленко, О.Н. Перков, Н.А. Грищенко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2007. – Вип. 19. – С. 242–244.

106. Вакуленко І.О. Вплив дисперсності перлітної складової структури на коефіцієнт інтенсивності напружень сталі при руйнуванні / І.О. Вакуленко, О.М. Перков, М.А. Грищенко // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту: Тези доп. 67 Міжн. наук. - практ. конф. – Дніпропетровськ, 2007. – С. 242–243.

107. Вакуленко, І. О. Чинники, які впливають на розвиток втомленості металу в процесі експлуатації залізничних коліс / І. О. Вакуленко, О. Н. Перков, М. А. Грищенко // Залізничний транспорт України. – 2007. – № 5. – С. 70–71.

108. Вакуленко І. О. Залежність рівня внутрішніх напружень в елементах залізничних вісей від режимів зміцнюючої обробки / І.О. Вакуленко, О.М. Перков, М.А. Грищенко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2008. – Вип. 20. – С. 213-215.

109. Вакуленко І. О. Дослідження етапів зародження та зростання тріщин при натурному випробуванні на втомленість / І. О. Вакуленко, О. М. Перков, М. А. Грищенко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2008. – Вип. 21. – С. 266–268.

110. Вакуленко І. О. Аналіз структурних змін в металі залізничних коліс при їх експлуатаці / І. О. Вакуленко, М. А. Грищенко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2008. – Вип. 22. – С. 168–171.

111. Вакуленко І.О. Розвиток процесів руйнування осі колісної пари при циклічному навантаженні / І.О. Вакуленко, О. М. Перков, В. Г. Анофрієв, В.С. Крот, А.Г. Рейдемейстер, М. А. Грищенко // Залізничний транспорт України. – 2008. – №3, – С. 47–48.

112. Грищенко М.А. Дослідження причин виникнення вищербин металу на поверхні кочення залізничних коліс / М.А. Грищенко // Вісн. Дніпропетр.

нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2008. – Вип. 23. – С. 178–182.

113. Вакуленко І.О. Вплив розміру зерна фериту на початкову область зростання тріщини / І.О. Вакуленко, О.М. Перков, М.А. Грищенко // Вісник Національного університету. Львівська політехніка. 2008, №613, – С. 163–166.

114. Вакуленко І.О. Визначення оптимального структурного стану залізничного колеса / І.О. Вакуленко, М.А. Грищенко, О.М. Перков // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2008. – Вип. 25. – С. 207–209.

115. Вакуленко І.О. Аналіз умов формування поверхневого відколу зовнішньої грані обода залізничного колеса / І.О. Вакуленко, М.А. Грищенко // Сборник научных трудов. Строительство, материаловедение, машиностроение. Стародуб. чтения. 2009. – С. 138–141.

116. Вакуленко І.О. Перспективи вирішення питань по підвищенню експлуатаційної безпеки залізничних коліс і бандажів / І.О. Вакуленко, М.А. Грищенко, О.М. Перков // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2008. – Вип. 26. – С. 166–168.

117. Вакуленко І. О. Аналіз процесів структурних змін в металі залізничної осі за циклічного навантаження / І. О. Вакуленко, М. А. Грищенко // Вісник національного університету. Львівська політехніка, 2009. №642, – С. 69–73.

118. Дефекти залізничних коліс / І. О. Вакуленко, В. Г. Анофрієв, М. А. Грищенко, О. М. Перков – Дніпропетровськ : Маковецький, 2009. – 112 с.

119. N.A. Grischenko. The process of formation of railway wheel damages and tires in operation / N.A. Grischenko. // «Наука та прогрес транспорту». Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В.Лазаряна. 2015. – №1 (55). –Д.: Вид-во ДНУЗТ, С. 100–112.

ДОДАТКИ

УЗГОДЖЕНО

Начальник Головного управління
вагонного господарства «Укрзалізниці»

В.В.Мархай

Начальник Головного
пасажирського управління
«Укрзалізниці»

І.М.Лосойко

В.О. Начальник Головного управління
безпеки руху та екології «Укрзалізниці»

В.О. Мельничук

Проректор з наукової роботи
Дніпропетровського національного
університету залізничного транспорту

Мені академіка В. Лазаряна

С.В. Мямлін

ЗАТВЕРДЖУЮ


Заступник Генерального
директора «Укрзалізниці»

М.І.Сергієнко

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

з порядку визначення причин виникнення тріщин в суцільнокатаних
колесах та руйнування їх в цілому

Зав. кафедри «Технологія
матеріалів» ДНУЗТ

 І.О. Вакуленко

Зав. кафедри «Вагони та
вагонне господарство»
ДНУЗТ

 В.Г. Анофрієв

Дніпропетровськ
2007

ЕВРАЗИЙСКИЙ СОВЕТ ПО СТАНДАРТИЗАЦИИ,
МЕТРОЛОГИИ И СЕРТИФИКАЦИИ (ЕАСС)

EURO-ASIAN COUNCIL FOR STANDARDIZATION,
METROLOGY AND CERTIFICATION (EASC)



МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ
СТАНДАРТ

ГОСТ
0000—
2009

ОСИ ЧИСТОВЫЕ ДЛЯ СПЕЦИАЛЬНОГО ПОДВИЖНОГО СОСТАВА

Требования эксплуатационной безопасности

Издание официальное

Минск
Евразийский совет по стандартизации,
метрологии и сертификации (ЕАСС)
2009

Затверджую

Проректор з наукової роботи
Дніпропетровського національного
університету залізничного транспорту
імені академіка В. Лазаряна
доктор технічних наук, професор



С.В. Мямлін

Затверджую

Директор Львівського науково-дослідного
інституту судових експертиз
канд. хім. наук



О.Ф. Курильова

«11» 10 2015 р.

АКТ ПРО ВПРОВАДЖЕННЯ наукових результатів дисертаційної роботи Грищенка Миколи Анатолійовича

В Дніпропетровському національному університеті залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна виконано дисертаційну роботу «Підвищення експлуатаційної безпеки елементів колісних пар на основі визначення механізмів формування дефектів» Грищенком Миколою Анатолійовичем. Матеріали дисертаційної роботи впроваджено у Львівському науково-дослідному інституті судових експертиз при розробці методик судової експертизи дослідження залізнично-транспортних подій та при виконанні науково-дослідної роботи «Розробка методики технічного аналізу причин руйнування, відмов деталей і вузлів рухомого складу за фрагментарно відображеною інформацією про роботу конструкції».

Встановлені у роботі закономірності зміни мікроструктури колісних сталей при експлуатації рухомого складу в умовах підвищених швидкостей руху і гальмування, а також комплексні дослідження впливу неметалевих включень на процеси деформаційного зменшення в умовах циклічних навантажень, дозволили поглибити теоретичні уявлення та використати виявлені особливості і механізми формування дефектів в практиці судової залізнично-транспортної експертизи при вирішенні прикладних проблем передбачення і прогнозування розвитку деструктивних процесів в залізничних конструкціях.

Використання отриманих результатів при аналізі залізнично-транспортних подій дає можливість більш повно враховувати особливості зміни в часі експлуатаційних параметрів деталей, що функціонують в умовах інтенсивних контактних навантажень.

Від Дніпропетровського національного
університету залізничного транспорту
імені академіка В. Лазаряна

Завідувач кафедри «Технологія матеріалів»,
д.т.н., проф.

Старший викладач

І.О. Вакулєнко

М.А. Грищенко

Від Львівського науково-дослідного інституту
судових експертиз

Провідний науковий співробітник,

канд. техн. наук

Провідний науковий співробітник,

канд. техн. наук

М.О. Кузін

М.П. Сисин