

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ ім. З.І. НЕКРАСОВА

О.І. БАБАЧЕНКО, Г.А. КОНОНЕНКО

ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

*ПРОЄКТ
«НАУКОВА КНИГА»*

КІЇВ • НАУКОВА ДУМКА • 2022

УДК: 669.017:621.771.294:62-19(043)

У монографії набули розвитку наукові положення про закономірності впливу структурного стану феритно-перлітних сталей, які застосовуються для виробництва залізничних коліс, на їх службові та експлуатаційні механічні властивості (в тому числі й показники тріщиностійкості за статичного та циклічного навантажень). Встановлено закономірність впливу вмісту вуглецю та параметрів структури феритно-перлітних сталей на в'язкість руйнування K_{Ic} за статичного навантаження, параметри кінетичних діаграм утомного руйнування за циклічного навантаження, зносостійкість і стійкість до утворення «білих шарів».

Для наукових та інженерно-технічних співробітників науково-дослідних інститутів, металургійних та машинобудівних заводів, а також може бути корисною викладачам і студентам відповідних ВНЗ.

Рецензенти:

професор, доктор технічних наук Л.Н. Дейнеко
професор, доктор технічних наук В.Н. Волчук

*Рекомендовано до друку вченого радою
Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України
(протокол № 3 від 01.09.2020 р.)*

*Видання здійснено за кошти Цільової комплексної програми НАН України
«Наукові основи функціонування та забезпечення умов розвитку
науково-видавничого комплексу НАН України»*

Науково-видавничий відділ фізико-математичної та технічної літератури

Редактор *O.A. Микитенко*

ISBN 978-966-00-1824-2

© О.І. Бабаченко, Г.А. Кононенко, 2022
© НВП «Видавництво “Наукова думка”
НАН України», дизайн, 2022

ПЕРЕДМОВА

Наразі залізничний транспорт є основним видом транспорту для України. На нього припадає 88 % вантажообігу (без урахування трубопровідного транспорту) і 50 % пасажирообігу. За цих умов підвищення експлуатаційної надійності залізничного транспорту є важливим завданням.

До найбільш відповідальних елементів рухомого складу залізничного транспорту належать залізничні колеса. Аналізуючи умови їх експлуатації, дійшли висновку, що одним з основних чинників, які визначають надійність і довговічність залізничних коліс, є структурний стан сталі, що формується в процесі їх виробництва. Ускладнення умов експлуатації коліс (підвищення швидкості руху поїздів, збільшення навантаження на вісь та ін.) призводить до посилення вимог, що ставляться до них споживачами. У багатьох випадках високий рівень міцності та твердості повинен поєднуватися з не менш високими значеннями пластичності та в'язкості. Реалізація таких вимог в умовах промислового виробництва суцільнокатаних залізничних коліс можлива тільки в разі комплексного підходу до вдосконалення технології їх виробництва.

Ускладнення умов експлуатації залізничних коліс і підвищення характеристик міцності для оцінювання їх надійності та довговічності потребує використання нових додаткових критеріїв, зокрема тих, що ґрунтуються на підходах механіки руйнування. Як встановлено сьогодні численними дослідженнями, руйнування виробів із конструкційних сталей є не миттєвим актом у разі досягнення напруження межі міцності, а процесом зародження та росту тріщини до критичної довжини. Окрім того, залізничні колеса є такими сталевими виробами, в яких у процесі виробництва та експлуатації неможливо уникнути виникнення різних типів мікродефектів (неметалевих включень, пор та ін.), які за несприятливого розподілу експлуатаційних напруженень можуть бути концентратором напружень та, як наслідок, осередком виникнення мікротріщин.

Передмова

Такими додатковими показниками надійності та довговічності залізничних коліс повинні бути критичний коефіцієнт інтенсивності напружень (в'язкість руйнування) K_{IC} за статичного розтягання, порогове та критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень за циклічного навантаження K_{th} та K_{fc} , а також швидкість росту тріщини за циклічного навантаження dL/dN .

Таким чином, розвиток теоретичних положень про закономірності впливу хімічного складу та структурного стану сталей для залізничних коліс на їх показники тріщиностійкості (в'язкість руйнування K_{IC} за статичного навантаження, параметри кінетики розвитку втомної тріщини за циклічного навантаження, ударна в'язкість у випадку динамічного навантаження), а також визначення оптимального структурного стану цих сталей, забезпечать підвищення надійності виробів з них, що є актуальною науково-технічною проблемою сучасного матеріалознавства та має наукове й практичне значення.

РОЗДІЛ 1

УМОВИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС І ВИБІР КРИТЕРІЇВ ОЦІНЮВАННЯ ЇХ ТРИЩИНОСТІЙКОСТІ

1.1. АНАЛІЗ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС І ВИДИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ДЕФЕКТІВ

Високі вимоги до експлуатаційної надійності та довговічності залізничних коліс зумовлюються їх відповідним призначенням у структурі рухомого складу, безпосереднім впливом на безпеку руху і складними, специфічними умовами роботи. У процесі експлуатації колеса зазнають впливу статичних, динамічних та циклічних навантажень під час руху потягу, а в локальних об'ємах у випадку його гальмування — циклічних впливів високих температур і напружень. Аналізуючи сили, що діють на колісну пару в ході експлуатації, отримують, що напруження в контакті колеса з рейкою і гальмівною колодкою є головною причиною всіх пружно-пластичних деформацій і значною мірою теплових явищ, що призводять до руйнування поверхні кочення. Ці сили спричиняють розвиток процесів втоми в ободі й диску колеса, зумовлюючи небезпеку його руйнування. Тому жорсткі вимоги ставляться не тільки до конструкції коліс, а й до якості матеріалу, що застосовується для їх виготовлення.

Надійність — один із основних комплексних показників якості матеріалів. Загалом суть надійності полягає в запобіганні передчасним або непередбаченим виходам з експлуатації виробів. Експлуатаційну надійність виробу можна визначити як його властивість виконувати свої функції, зберігаючи стійкі характеристики в певних межах протягом заданого часу і заданих умов експлуатації.

Ресурс і експлуатаційна надійність залізничних коліс визначаються низкою характеристик, і тільки частина з них (базові характеристики) нормуються стандартами на цей вид металопродукції. Основними нормованими характеристиками якості коліс є показники їх характеристик міцності, пластичності та в'язкості. Водночас такі показники, як втомна і контактно-втомна міцність, зносостійкість, циклічна в'язкість руйнування, хоча і не належать до переліку здавальних характеристик, однак є дуже важливими в забезпеченні експлуатаційної надійності й заданого ресурсу експлуатації залізничних коліс.

У процесі експлуатації коліс виникають різні дефекти. Основні з них пов'язані з накопиченням теплової та механічної втоми, зношеннем поверхні кочення і гребеня, з пластичною деформацією, виникненням повзунів і утворенням мартенситу в схильних до інтенсивного теплового впливу зонах на поверхні кочення [1—4].

Для залізничних коліс важливою експлуатаційною характеристикою довговічності є зношення. Значна частина відмов цих виробів відбувається не через руйнування, а внаслідок зношення тертьових поверхонь.

Взаємодія колеса та рейки є фізичною основою руху потягів. Застосувані матеріали повинні мати високу міцність, щоб сприймати вертикальні та бічні статичні навантаження, а також динамічний вплив, зумовлений вертикальним і горизонтальним прискоренням елементів рухомого складу. При цьому інтенсивність зношення елементів і швидкість розвитку втомних дефектів мають бути такими, щоб забезпечувалася економічно доцільна експлуатація рухомого складу [5].

Механізм і величина зношення залежать від багатьох чинників, які можна розділити на три групи: зовнішній механічний вплив (характер руху тіл, що контактиують, величина навантаження та ін.); фізико-хімічний вплив середовища; властивості матеріалів пари тертя. Перші два чинники у процесі експлуатації змінювати дуже складно. Тому високого рівня зносостійкості та контактної витривалості контактувальних тіл можна досягти здебільшого внаслідок оптимізації комплексу механічних властивостей та структурного стану конструкційних сталей, що використовуються. З численних видів механічного зношення, які можна класифікувати за різними ознаками, найпоширенішим є нормальне окислювальне зношення, що відбувається за наявності на поверхні тертя захисних плівок, які утворюються під час взаємодії контактувальних матеріалів із киснем.

Для всіх різновидів нормального зношення характерними є інтенсивна пластична деформація тонких поверхневих шарів, їх взаємодія з хімічно активними компонентами проміжного матеріалу і руйнування цих поверхневих шарів без руйнування всередині основного металу. Для нормального зношення існують три стадії. На першій стадії, яку називають стадією припрацювання, з плином часу швидкість зношення зменшується. Це пов'язано з усуненням нерівностей на поверхнях контакту. На другій стадії швидкість зношення є сталою. На цьому етапі можна прогнозувати величину зношення і, таким чином, враховувати її при визначені розмірів деталей. Третя стадія характеризується пришвидшеним зношенням. В умовах експлуатації переход до третьої стадії може спричинити швидке пошкодження деталі [6].

Властивістю процесу зношення є те, що в зоні безпосереднього контакту тертьових тіл у поверхневих шарах виникає особлива, так звана вторинна структура, а під нею розташовується зона з деформованою структурою глибиною до декількох мікрометрів [7]. Головними ознаками нормального зношення, на відміну від різних типів пошкоджуваності, є відсутність будь-яких видів руйнування основного металу і локалізація руйнування в найтонших поверхневих шарах вторинних структур, що утворилися під час тертя.

На думку деяких авторів [7–9], природа всіх видів зношення єдина і є процесом утомного руйнування. Це уявлення про природу зношення базується на таких положеннях: контакт двох тіл через шорсткість і хвилястість їх поверхонь завжди є дискретним; зношення відбувається внаслідок дії локальних напружень і деформації в зонах фактичного контакту; руйнування металу в окремих ділянках поверхні тертя зумовлене багаторазовим навантаженням зон контакту [10]. Так, автори праці [11] показали, що в поверхневих шарах

1.1. Аналіз умов експлуатації залізничних коліс і види експлуатаційних дефектів

матеріалів, які трутися, утворюється комірчаста структура, характерна для матеріалів, що зазнають втомного навантаження. Зі збільшенням циклів навантаження ця структура проявляється в глибших шарах матеріалу. Межі комірок за певних умов можуть бути концентраторами напружень та ініціювати зародження мікротріщин.

Теорія втоми базується на визначенні такої характеристики механічних властивостей, як межа витривалості. Тому повинен існувати взаємозв'язок між зносостійкістю та межею витривалості. Однак у дослідженнях [12] таку залежність не було встановлено. Це пов'язано з тим, що межа витривалості характеризує процес втомного руйнування в цілому. Але цей процес є ступеневим і складається з двох стадій: розсяяного втомного пошкодження (стадія зародження тріщини) і локального ушкодження (стадія поширення тріщини), для кожної з яких визначальними є певні механізми руйнування і використовуються певні рівняння для опису процесів. Можливо, під час вивчення зношення необхідно застосовувати таку модель, яка б описувала втомне руйнування як процес накопичення пошкоджень і зародження втомної тріщини, а також її зростання до критичної довжини. Таку модель запропоновано в праці [13]. Вона ґрунтуються на критеріях механіки руйнування, які визначаються в ході циклічного навантаження.

Залізничні колеса в процесі експлуатації зазнають термічного впливу [14]. Прикладання гальмівних зусиль до поверхні кочення коліс, зокрема в разі несправності гальм і гальмування на затяжних ухилах, спричиняє виникнення високих термічних напружень. Як наслідок на поверхні кочення можуть з'являтися дефекти, зростання яких до критичної довжини за певних умов може привести до руйнування коліс [15–21]. У процесі інтенсивного гальмування на ободі колеса часто виникають пошкодження термічного (термо-механічного) походження: «блілі шари», повзуни, навари, гальмівні вищербini, термічні тріщини та ін. У цілому через дефекти термомеханічного характеру ремонтується до 35 % коліс, які знято з експлуатації [22, 23].

Нині одним з найпоширеніших видів дефектів теплового походження на поверхні кочення залізничних коліс є вищербini. Класифікуючи дефекти коліс, виділяють три типи вищербин [24]:

1) світлі плями, повзуни, «навари» — викришування твердих ділянок поверхні кочення, що утворюються внаслідок короткочасного ковзання заклинених колісних пар уздовж рейок; зазвичай глибина не перевищує 2 мм;

2) утомні тріщини — втомне руйнування поверхневих шарів під дією багаторазово повторюваних контактних навантажень, глибина яких досягає значних розмірів; виявлено тріщини, що поширюються вглиб обода;

3) сітка термотріщин — вищерблення ділянок поверхні кочення, на яких є поперечні термотріщини, що виникають унаслідок нагрівання гальмівними колодками (рис. 1).

На думку авторів [7], найпоширеніші пошкодження поверхні кочення колеса виникають із утворенням світлих плям і повзунів. Світлі плями на поверхні кочення мають найрізноманітніші розміри — від 1–2 до 20 см². Вони можуть розташовуватися ізольовано, поруч одна з одною, накладатися або перебувати на певній відстані вздовж кола кочення. На деяких з них видно сліди ковзання колеса вздовж рейки, на інших ці сліди непомітні — вони

РОЗДІЛ 1. Умови експлуатації залізничних коліс і вибір критеріїв оцінювання їх тріщиностійкості

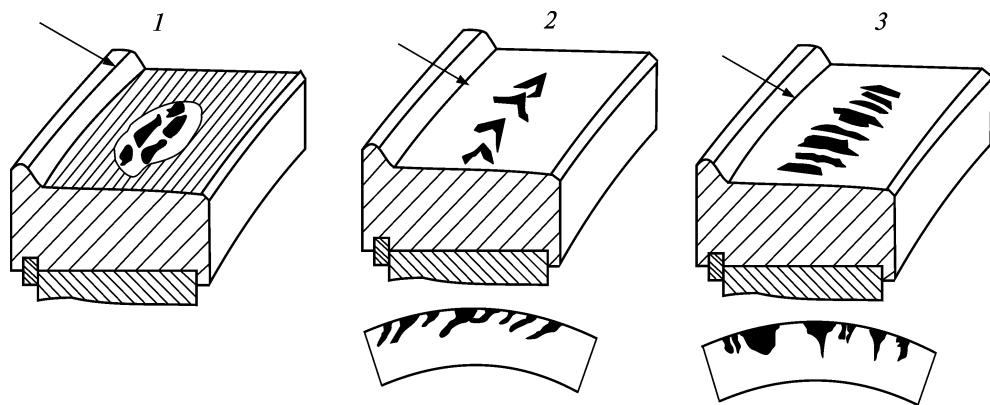


Рис. 1. Чинна класифікація вищербин [24]

можуть зникати внаслідок природного зношення. Зазначимо, що причина виникнення світлих плям і повзуна є однією й тією самою — ковзання загальмованого колеса вздовж рейки. Тільки в разі світлих плям юз не супроводжується значним місцевим «сточуванням» металу. Відмінною рисою викишування світлих плям є те, що воно починається на межі між світлою плямою та рештою поверхні. Твердість поверхні в зоні світлих плям, особливо вздовж її краю зсередини, в 1,5—2 рази вища, ніж решти поверхні кочення. Вищі значення твердості є результатом робочого зміцнення (наклепання) поверхні в процесі взаємодії колеса з рейкою [25]. Світлі плями виникають через інтенсивне нагрівання поверхневого шару металу вище за критичну температуру структурних перетворень під час повного ковзання (юза) загальмованого колеса вздовж рейки і швидкого охолодження цього шару внаслідок відведення теплоти в колесо, коли ковзання припиняється [26].

Теплota, що виникає в процесі ковзання, сприймається поверхнею обода, яка може нагріватися вище за критичні точки. Подальше швидке відведення теплоти призводить до утворення структур гарту (мартенситу) — твердої та крихкої фаз.

Ця структурна складова слабо піддається травленню і тому її називають «білим шаром», або світлою кіркою. В разі подальшої експлуатації ділянки зі структурою крихкого мартенситу під впливом циклічних навантажень викишуються, утворюючи за місцем твердої скоринки (або повзуна) так звані вищербини гальмівного характеру. Глибина вищербин (до 3 мм) визначається глибиною загартованого шару. Відомо, що на утворення вищербин впливає низка експлуатаційних і матеріалознавчих чинників. До перших належать інтенсивність гальмування, швидкість руху вагона, стан гальмівної системи та ін. Матеріалознавчим чинником насамперед є хімічний склад колісної сталі та рівень твердості колеса [27—32]. Застосування композиційних гальмівних колодок збільшило вихід коліс з ладу через утворення наварів і термічних тріщин. Навар (наплив металу на поверхню кочення) утворюється за певних умов гальмування, коли відбувається ковзання колеса вздовж рейки з незначним імпульсним поворотом. Структура наварів, як і повзунів, представлена мартенситом. Його утворення пов'язане з впливом на поверхню високого тис-

1.1. Аналіз умов експлуатації залізничних коліс і види експлуатаційних дефектів

ку і температури. На місцях наварів за подальшої експлуатації також утворюються вищербini. У разі роботи коліс в умовах різких повторюваних гальмувань на поверхні кочення утворюються термічні тріщини, які є наслідком збільшеного теплового навантаження на обід унаслідок застосування композиційних колодок: приблизно 95–97 % теплоти гальмування відводиться колесом і тільки 3–5 % розсіюється колодкою [23]. Утворювані на поверхні кочення термічні тріщини найчастіше переходят у вищербini. Ці дефекти виникають як у випадках, коли температура поверхні перевищує критичні точки сталі, так і за нижчих температур. У останньому випадку тріщини є наслідком циклічних температурних напружень, що перевищують межу втоми сталі.

Авторами [23] встановлено, що «нетравимість» і висока твердість «білих шарів», які утворюються на поверхнях кочення залізничних коліс, зумовлені дрібногольчатістю та мікродвійникуванням мартенситу в їх структурі.

З'ясовано, що головними структурними чинниками, які спричиняють виникнення «білих шарів», є висока насиченість аустеніту поверхневих зон коліс дислокаціями та значна неоднорідність розподілу в ньому вуглецю. В праці [33] досліджувався вплив вуглецю, марганцю, хрому, кремнію, титану та ванадію на властивості «блогошару». Базовий хімічний склад досліджених сплавів був таким: 0,29–0,71 % C, 0,59–0,70 % Mn, 0,15–0,22 % Cr, 0,30–0,37 % Si. Встановлено, що з підвищенням вмісту вуглецю від 0,29 до 0,71 % мікротвердість загартованого шару збільшується приблизно на 2000 МПа, його глибина — на 0,5 мм. Збільшення вмісту титану в сталі до 0,21 % зменшує мікротвердість шару в середньому на 3000 МПа. Марганець, хром, кремній і ванадій в дослідженіх межах не впливають на властивості «блогошару».

За результатами аналізу контактної взаємодії з рейкою колеса вантажного вагона в умовах статичного навантаження з осьовим навантаженням 240 кН у праці [25] отримано такі висновки: максимально нормальний тиск у зоні контакту незношених колеса і рейки становить близько 1100 МПа і може збільшуватися до 2400 МПа для колеса, яке має прокатну заглибину, особливо в разі взаємодії зі зношеною рейкою; максимальні значення дотичних напружень досягаються на глибині 4–6 мм, а нормальні напруження, яке спричиняє пластичну плинність матеріалу за коефіцієнтів тертя 0,35–0,4, спостерігається на поверхні; максимальні розтягувальні напруження, які призводять до зародження і поширення тріщин, знаходяться на поверхні і залежать від коефіцієнта тертя; збільшення швидкості відносного ковзання зумовлює зростання внутрішніх напружень, збільшення розтягувальних напружень, а також зменшення зон зчеплення колеса з рейкою на майданчику контакту. Дефекти контактної втоми зароджуються в таких випадках: у разі накопичення мікропластичної деформації в підповерхневих шарах під дією максимальних тангенціальних напружень, переважно в зоні дефектів у структурі матеріалу; за наявності високих розтягувальних напружень на поверхні контакту, які спричиняють виникнення тріщини з поверхні; в умовах реакції матеріалу на циклічне навантаження, коли вичерпується здатність матеріалу до пластичної деформації й виникають тріщини на поверхні кочення колеса. Цей режим виникає, коли на поверхні колеса та рейки діють сили тертя, пов'язані з відносним проковзуванням колеса вздовж рейки, які перевищують 0,3 нормального навантаження [25].

Термовтомні тріщини. Відповідно до класифікації [24] дефект 3 (рис. 1) являє собою вищерблення ділянок поверхні кочення, на яких є термовтомні тріщини, що виникають унаслідок циклічного нагрівання та охолодження під час гальмування гальмівними колодками. Ці тріщини завжди спочатку спрямовані паралельно твірній циліндричній поверхні і розвиваються в радіальному напрямку.

Автор праці [34] досліджував вплив різних структурних чинників на контактно-втомну міцність сталі. Показано, що зі збільшенням дисперсності структури і зростанням ступеня її спотворення контактно-втомна міцність сталі підвищується, як і її опір пластичній деформації. Найсуттєвіше на рівень контактно-втомної міцності сталі впливають дисперсність і кількість частинок другої фази (карбідів), що визначають вільну міжкарбідну відстань у α -твірному розчині, і щільність дефектів кристалічної будови (дислокацій) твердого розчину, тобто ті чинники, від яких найбільше залежить опір сталі пластичній деформації. Певним чином на контактно-втомну міцність сталі також впливає розмір аустенітного зерна. Результати дослідження впливу останнього на межу контактної витривалості зразків сталі 75Г зі структурами сорбіту гарту і сорбіту відпуску за однакової твердості 350 НВ свідчать, що в обох випадках зростання розміру аустенітного зерна від 30 до 180 мкм призводить до помітного зниження межі контактної витривалості сталі. Інтенсивність підвищення контактно-втомної міцності суттєво залежить від механізму, за рахунок якого збільшується опір сталі пластичної деформації. З огляду на результати досліджень, якщо опір пластичній деформації сталі підвищується внаслідок збільшення дефектності кристалічної гратки твердого розчину, то контактно-втомна міцність зростає значно менше, ніж коли той самий рівень зміщення досягається через збільшення кількості та дисперсності частинок другої фази. Крім дисперсності та кількості карбідів на контактно-втомну міцність сталі суттєво впливає форма карбідів.

Сталі зі структурою пластинчастої феритно-цементитної суміші мають більшу контактно-втомну міцність, ніж з глобулярними карбідами. Контактно-втомна міцність сталі суттєво залежить від однорідності її структури. Шари різновидів структур, які утворюються в процесі термічної обробки в досить потужних деталях, виготовлених зі сталей з обмеженою прогартовуваністю, утворюють неоднорідну структуру металу. Якщо область дії максимальних дотичних напружень від контактного навантаження поширюється на зону, яка має структуру верхнього бейніту, або взагалі на зони переходу від мартенситу до немартенситних продуктів перетворення, спостерігається істотне зниження контактно-втомної міцності. Результати випробувань на контактну витривалість за двома схемами (куля по площині і циліндр по цилінду) свідчать, що модифікування сталі елементами, які ефективно подрібнюють зерно (титаном, ніобієм, церієм), підвищує і межу контактної витривалості.

Збільшення конструктивної міцності сталей з високим вмістом вуглецю в разі циклічного навантаження передусім залежить від виду термічної обробки. Перевагу структури сорбіту гарту перед сорбітом відпуску виявлено під час циклічного контактного навантаження. Вивчення залежності кількості циклів до початку руйнування від навантаження показало, що у випадку чистого кочення (без проковзування) умовна межа витривалості (база $7 \cdot 10^7$ циклів) сор-

1.1. Аналіз умов експлуатації залізничних коліс і види експлуатаційних дефектів

біту гарту сталі 70Г (0,72 % C, 0,9 % Mn) на 20—25 % більша, ніж сорбіту відпуску за однакового рівня твердості 360 НВ. Це збільшує довговічність, оскільки перевищення межі витривалості на 20—25 % здебільшого збільшує кількість циклів до руйнування за заданих умов навантаження в 2—5 разів. Щоб виріб зі структурою сорбіту відпуску досяг такої самої контактної витривалості, як і зі структурою сорбіту гарту, необхідно підвищити його статичну міцність (твердість) на 15—18 % зменшенням температури відпуску. Оскільки таке підвищення міцності супроводжується істотним зменшенням пластичності, конструктивна міцність знижується. Застосування високовуглецевої (0,5—0,8% C) конструкційної сталі зі структурою сорбіту гарту, з виключенням значного виділення вільного фериту, дає змогу створити високу конструктивну міцність виробів, що працюють в умовах циклічного навантаження [35].

Термічна втома. Сучасні вимоги, що ставляться до коліс пасажирських і вантажних вагонів, разом з подальшим збільшенням зносостійкості включають в себе необхідність підвищення опірності дефектам, які з'являються на поверхні кочення колеса в процесі гальмувань. Теплота, що виникає під час гальмування і ковзання колеса вздовж рейки, розігриває зовнішню поверхню обода, яка залежно від режимів гальмування може нагріватися від 300 до 1000 °C.

Нагрівання коліс призводить до утворення термічних напруженів і термовтомних тріщин. За даними ВНДІЗТ до 2 % коліс пасажирських вагонів знімаються через наявність термовтомних тріщин. Нагрівання поверхневих шарів понад критичні температури і швидке відведення теплоти в тіло колеса можуть призвести до утворення структур гарту. У загартованому шарі виникають високі об'ємні напруження, які, підсумовуючись з експлуатаційними, зумовлюють появу тріщин у цих ділянках.

Проте ці тріщини можуть утворюватися і за нагрівання до температур нижчих за критичні, зазвичай унаслідок наявності великих температурних градієнтів. Встановлено, що втомні тріщини утворюються в колесах, які заливали частих інтенсивних гальмувань. Руйнування може наставати тоді, коли температурні зміни супроводжуються повторною пластичною деформацією. Від циклу до циклу відбувається накопичення розтягувального напруження. У разі перевищення межі плинності сталі за наявності концентратора напруженів може статися руйнування. На стійкість коліс проти термічної втоми впливають такі чинники, як хімічний склад сталі, її структурний стан, механічні властивості та напружений стан виробу. З'ясовано, що основним елементом сталі, що впливає на термостійкість, є вуглець [36]. У праці [37] відмічено масове утворення термовтомних тріщин за швидкості руху потягів до 120 км/год на колесах, виготовлених із сталі з вмістом до 0,9 % C. На стійкість коліс проти термічної втоми впливають легувальні елементи, що знижують верхню критичну точку сталі. Термостійкість обернено залежить від розміру зерна сталі.

У ІЧМ НАН України досліджено вплив хімічного складу колісної сталі на термічну втому із застосуванням клиноподібного зразка [38], гостра кромка якого нагрівалася струмом високої частоти і охолоджувалася водою, температурний цикл становив 20—600 °C. На рис. 2 наведено залежність утворення термотріщин від вмісту вуглецю [36, 39].

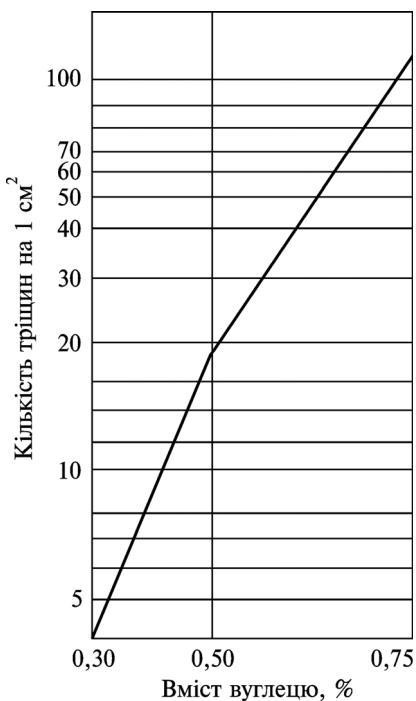


Рис. 2. Залежність утворення термовтомних тріщин від вмісту вуглецю [36, 39]

Кількість і розмір тріщин визначалися на нетравлених шліфах під мікроскопом за 50-кратного збільшення. Встановлено, що в стальях із перлітною структурою зародження тріщин починається здебільшого в м'якшій фазі — фериті (переважно в структурно вільному), а їх поширення має транскристалітичний характер. Сталь із мартенситною структурою є менш термостійкою порівняно зі стальми зі структурою сорбіту або перліту внаслідок їївищої твердості та меншої теплопровідності. Результати вивчення впливу термічного зміщення сталі перлітного класу в інтервалі твердості 170—330 НВ свідчать, що зміщення до 250 НВ значно підвищує термостійкість, а подальше зміщення до 330 НВ практично не впливає на термостійкість [39]. Додавання розтягувальних напруженень значно знижує термостійкість.

Виконані дослідження дали змогу встановити, що термін служби суцільномокатаних коліс і їх конструктивна міцність залежать від хімічного складу сталі, її структури в різних елементах і системи залишкових напружень, що утворюється в процесі термічної обробки [36].

Автори праці [36] проводили випробування коліс на втому на гальмівному інерційному стенду. Принцип випробування полягав у чергуванні циклів нагрівання під час гальмування колодки і подальшого охолодження коліс стисненим повітрям. Тривалість циклу становила 120 с (25 с нагрівання і 95 с охолодження). Гальмування здійснювали серійними пластмасовими колодками за двобічного натиснення на колесо зусиллям 17 кН. Швидкість обертання колеса відповідала лінійній швидкості руху вагона 125 км/год на початку і 100 км/год у кінці гальмування. Температура колеса на глибині 5 мм від поверхні кочення становила 300 і 550 °C відповідно на початку і в кінці гальмування. Результати випробувань дослідних коліс на гальмівному стенду (табл. 1) свідчать про те, що максимальну стійкість проти утворення і накопичення термічних тріщин мають колеса зі сталі з найменшим вмістом вуглецю (плавка 5).

Зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі інтенсивність накопичення ушкоджень V_{tp} ($V_{tp} = F_{tp}/N_{tp}$) зростає. Мікролегування сталі ванадієм (плавки 4 і 6) поліпшує її стійкість проти утворення термічних тріщин: показник інтенсивності накопичення ушкоджень становить для цих сталей 16,6 і 15,0 од., а для вуглецевих сталей без ванадію з близьким вмістом вуглецю (плавка 2 і 3) — 17,4 і 20,7 од.

1.1. Аналіз умов експлуатації залізничних коліс і види експлуатаційних дефектів

Таблиця 1. Термостійкість дослідних коліс [36]

Плавка	Вміст, %				Межа міцності σ_b , МПа	Кількість циклів до утворення першої тріщини N_{tp} , тис.	Площа ділянки з тріщиною F_{tp}	Коефіцієнт ушкоджуваності
	C	Mn	Si	V				
1	0,56	0,64	0,37	—	1000	1,69	22	13,0
2	0,64	0,65	0,32	—	1100	1,03	18	17,4
3	0,73	0,81	0,35	—	1150	1,51	31	20,7
4	0,75	0,90	0,34	0,15	1200	1,40	21	15,0
5	0,44	1,10	0,54	0,15	1050	2,57	12	4,7
6	0,65	0,75	0,40	0,10	1100	0,96	16	16,6

Деякі фахівці висловили думку, що поліпшити експлуатаційні характеристики і продовжити термін служби коліс рухомого складу можливо застосуванням нових матеріалів. Найперспективніші з них — бейнітна сталь з низьким вмістом вуглецю, в якій неможливі мартенситні перетворення, і так звані суперсплави на основі нікелю або нікелю із залізом, в яких мартенситні перетворення так само неможливі та які мають високу термостійкість.

Проводиться техніко-економічний аналіз їх застосовності. Ймовірно, додільнішим буде визнано поєднання колісних центрів зі звичайної сталі з ободом з суперсплавів або навіть нанесення покриттів з них на ободи зі звичайної сталі [40, 41].

Вуглецева сталь характеризується сприятливим співвідношенням між ціною й ефективністю. У зв'язку з високими вимогами до залізничних коліс щодо міцності, зносостійкості та в'язкості нині застосовуються сталі з тимчасовим опором 600–1100 МПа і чітко вираженою дрібнозернистою структурою з високою чистотою.

Формування мікроструктури має бути спрямоване на створення однорідного дрібнодисперсного стану, що дасть змогу підвищити увесь комплекс властивостей. З погляду зношення оптимальний структурний стан вуглецевої сталі є феритно-перлітною структурою з пластинчастою морфологією карбідів [42].

Так, встановлено, що опір зношенню евтектоїдної сталі зі структурою тонкопластинчастого перліту вище в 1,2–1,5 раза у випадку абразивної дії та в 3,5 раза під час тертя, ніж у евтектоїдної сталі із структурою дрібнодисперсного глобулярного і грубопластинчастого перліту [43, 44].

Залізничні колеса пасажирського транспорту, що експлуатуються в умовах помірних навантажень на вісь, великих швидкостей руху, частих гальмувань із утворенням на поверхні кочення гальмівних вищербин і термічних тріщин, повинні мати малий вміст вуглецю, дрібнозернисту структуру сталі та низьку температуру крихкого руйнування.

Вантажному залізничному транспорту властиві великі навантаження на вісь, а головними причинами виходу його коліс з експлуатації є вищербини, дефекти контактно-втомного походження і зношення. Тому колеса вантажного транспорту повинні мати високу міцність і зносостійкість уздовж усього перерізу робочого шару обода, дрібне зерно сталі, високі значення пластичних властивостей і ударної в'язкості за всіх температур експлуатації [22].

1.2. ВИМОГИ НОРМАТИВНО-ТЕХНІЧНОЇ ДОКУМЕНТАЦІЇ ДО ЯКОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Основні вимоги до матеріалів коліс — це висока міцність, достатня термостійкість, висока пластичність і в'язкість, здатність протистояти втомним явищам, що виникають у контакті кочення, висока тріщиностійкість, низька швидкість росту тріщин; висока стійкість відносно термічної втоми та термоударів; незначна схильність до структурних перетворень; оптимальне зношення.

До матеріалів коліс ставляться й інші додаткові вимоги: нормоване значення внутрішнього напруження; поліпшені певні властивості залежно від елемента колеса (обід, диск, маточина і под.); однорідність властивостей поверхневих шарів колеса; незначні зміни властивостей по товщині зношуваної частини обода [45].

Проаналізувавши національні, зарубіжні та міжнародні стандарти на виробництво залізничних коліс, з'ясували, що в усіх країнах їх виготовляють здебільшого з вуглецевої сталі. Вимогами ISO 1005-6 і EN 13262 передбачено визначення твердості бічної поверхні обода колеса; вітчизняний стандарт регламентує твердість на глибині 30 мм від поверхні кочення, яка визначається на поперечному темплеті.

Для проведення випробувань на розтягування відповідно до ДСТУ ГОСТ 10791–2016 зразки відбираються з обода на глибині 30 мм від поверхні кочення, а ISO 1005-6 і EN 13262 — на глибині 15 мм. Схеми відбору зразків для визначення ударної в'язкості (роботи удару) обода за зарубіжними і вітчизняними стандартами є подібними.

На підставі результатів аналізу основних вимог до механічних властивостей залізничних коліс можна зробити висновок, що їх пряме зіставлення у більшості випадків неможливе, окрім значень роботи удару (ударної в'язкості).

У табл. 2 наведено вимоги до ударної в'язкості (роботи удару) для залізничних коліс за нормативними документами України (позиція 1) і основними міжнародними стандартами. Для порівняльного аналізу використано колісні сталі з нормативних документів України та близькі до них за хімічним складом і рівнем міцності сталі з основних міжнародних стандартів.

Для зручності порівняння в'язкі характеристики обода колеса (робота удару та ударна в'язкість) зведені до одного показника — ударна в'язкість.

Аналіз даних табл. 2 свідчить, що в усіх міжнародних стандартах за близького рівня міцності для коліс з термічно зміненим (пришвидшено охолодженим) ободом нормований рівень ударної в'язкості (отримані перерахунком вимог до роботи удару) вищий порівняно з вимогами вітчизняного стандарту.

Важливим напрямом в підвищенні ефективності оцінювання службових властивостей залізничних коліс є розробка та використання додаткових критеріїв оцінювання їх надійності. Розвиток науки про міцність і руйнування матеріалів досяг нового рівня завдяки виникненню нового напряму, названого механікою руйнування [15, 46]. На підставі нових критеріїв руйнування, що визначають умови поширення тріщин і методів їх оцінювання, стало можливим використовувати теорію руйнування для виконання практичних інженерних завдань.

1.2. Вимоги нормативно-технічної документації до якості залізничних коліс

Таблиця 2. Вимоги різних нормативних документів на залізничні колеса до межі міцності та ударної в'язкості металу обода колеса

№ з/п	Нормативний документ	Марка сталі	Вміст вугле-цю, %	Межа міцності $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Ударна в'язкість*, Дж/см ² (робота удару, Дж)
1	ДСТУ ГОСТ 10791—2016	1	0,44—0,52	880—1080	30
		2	0,55—0,63	910—1110	20
		T	0,62—0,70	≥1020	18
2	ISO 1005-6	C44GW-T-A	<0,48	770—890	30
		C48GW-T-A	<0,52	820—940	30
		C51GW-T-A	<0,57	860—980	30
		C55GW-T-A	<0,61	900—1050	24
		C64GW-T-A	<0,70	940—1140	20
3	EN 13262	ER6	<0,48	780—900	$\frac{34}{24}$ (17)
		ER7	<0,52	820—940	$\frac{34}{24}$ (17)
		ER8	<0,56	860—980	$\frac{34}{24}$ (17)
		ER9	<0,60	900—1050	$\frac{26}{18}$ (13)
4	M-107/M-208	Клас U Клас L Клас А Клас В Клас С	0,65—0,8 <0,47 0,47—0,57 0,57—0,67 0,67—0,77	Не нормується	Не нормується
5	BS 5892	R 6	0,48	770—890	(15)
		R 7	0,52	820—940	(15)
		R 8	0,56	860—980	(15)
		R 9	0,60	900—1050	(10)
6	IRS R-19/93	R-34	0,57—0,67	≥980	(11)

* Над рискою наведено припустиме середнє значення, а під рискою — припустиме мінімальне значення.

Нині критерії в'язкості руйнування широко застосовують для характеристики високоміцних матеріалів, вживаних для виготовлення відповідальних виробів [47, 48].

Основні переваги використання критеріїв в'язкості руйнування для інженерної практики над іншими характеристиками механічних властивостей полягають в наступному: знання величини в'язкості руйнування дає можливість розрахувати критичну довжину тріщини, в разі досягнення якої відбувається руйнування за заданого рівня напруження; цим методом можна визначити максимальний безпечний розмір дефекту, за якого не відбувається його розвиток до критичної довжини, тобто руйнування виробу.

Обидва питання є дуже актуальними і для залізничних коліс, оскільки вони є виробами, в процесі експлуатації яких неможливо уникнути виникнення

різних дефектів на поверхні кочення. За несприятливого розподілу залишкового напруження і малих значень в'язкості металу обода від цих дефектів у радіальному напрямку вглиб обода можуть розвиватися втомні тріщини, що призведе до руйнування колеса.

З огляду на посилення умов експлуатації залізничних коліс (підвищення навантаження на вісь, збільшення швидкості руху залізничного транспорту та ін.), а також використання в експлуатації коліс підвищеної міцності постало питання про необхідність використання для оцінки надійності коліс разом з традиційними механічними характеристиками критеріїв механіки руйнування.

Як міру тріщиностійкості прийнято в'язкість руйнування K_{1C} [49]. За кордоном протягом тривалого часу ведуться роботи з вивчення в'язкості руйнування колісних сталей [50, 51]. Найбільшу кількість таких досліджень проводять в європейських країнах. Зокрема, проведено дослідження критичного коефіцієнта інтенсивності напружен (статична в'язкість руйнування) K_{1C} колісної сталі ER7 ($C = 0,52\%$ стандарт EN 13262) і впливу на цей показник структурного стану такої сталі.

На підставі результатів стендових досліджень визначено мінімально допустимий рівень значень K_{1C} для вказаної марки сталі, а результати досліджень на в'язкість руйнування визначено як здавальні за вказаним вище стандартом.

Проте такі дослідження проводили лише на сталі для залізничних коліс марки ER7 за стандартом EN 13262, який є головним для європейських країн. Для залізничних коліс, які виготовляються за вітчизняним стандартом ДСТУ ГОСТ 10791–2016 за замовленням «Укрзалізниці» такі дослідження не виконували.

Для забезпечення високого рівня надійності залізничних коліс потрібно проводити дослідження в'язких характеристик обода колеса, розробити методики оцінювання цих характеристик і, нарешті, визначити абсолютні значення цих показників для кожної з використовуваних марок колісних сталей.

У процесі експлуатації залізничні колеса зазнають впливу динамічних навантажень. Тому їх експлуатаційну надійність необхідно оцінювати з використанням результатів динамічних випробувань, серед яких одними з найпоширеніших є випробування на триточковий ударний вигин зразків із надрізом. Такі випробування тривалий час були практично єдиним методом оцінювання чутливості конструкційних матеріалів до концентраторів напружен. Ударна в'язкість, визначувана в ході досліджень на ударний вигин, є складною, комплексною характеристикою, яка залежить від сукупності міцності та пластичних властивостей матеріалу. Її вираховують як відношення повної роботи руйнування до площи поперечного перерізу зразка в місці надрізу до випробування [52].

Проте в процесі оцінювання сталі за ударною в'язкістю існує деяка невизначеність. Підвищенню ефективності використання цієї характеристики передикоджає те, що під час випробувань на ударний вигин не виконується закон подібності [7]. На практиці це означає неможливість порівняння результатів ударних випробувань, проведених на зразках різних розмірів або з різним концентратором напружен [53–55].

Ударна в'язкість складається з двох складових:

$$a_h = a_s + a_n, \quad (1)$$

де a_s — робота зародження тріщини; a_n — робота поширення тріщини.

1.2. Вимоги нормативно-технічної документації до якості залізничних коліс

Характеристика a_n без розкладення на складові не дає достатньо інформації щодо надійності матеріалу. Численні дослідження спрямовано на визначення складових роботи руйнування, розроблення спрощених методик їх визначення [56].

Основною проблемою для підвищення ефективності використання цих характеристик є відсутність єдиної точки відліку, яка не залежить від умов проведення динамічних випробувань. Останнім часом здійснювався пошук у цьому напрямі [54, 55]. Але широкого застосування запропонована методика не набула, оскільки є низка обмежень, пов'язаних з особливостями зміни властивостей металу в разі в'язко-крихкого переходу.

Істотним недоліком ударної в'язкості як показника є те, що її знання не дає можливості судити ні про напруження, які призводять до руйнування, ні про співвідношення між пластичною деформацією зразка без руйнування і деформацією в процесі розвитку тріщини. Неможливо використовувати значення ударної в'язкості й у розрахунках на міцність і надійність виробів на етапі їх проектування.

У залізничних колесах розвиток тріщини до критичної довжини відбувається від концентратора напружень під дією циклічного навантаження, тобто за механізмом утомного зростання тріщини.

У випадку циклічного навантаження на виріб або конструкцію діють напруження, які циклічно змінюються в часі. Тоді руйнування насамперед є небезпечним, бо може протікати під дією напружень, значно менших за межі міцності та плинності [7]. При цьому остаточне руйнування має крихкий характер, що ускладнює виявлення дрібних тріщин на ранній стадії ушкодження. В умовах низьких температур, що призводять до окрихчення, повне руйнування може відбутися за розмірів утомної тріщини, що становлять лише кілька відсотків від повної площини зразка [57].

Донедавна відмінною властивістю втомних випробувань була межа витривалості. Однак вона узагальнено характеризує процес утомного руйнування, який, як відомо, складається із двох стадій: стадії зародження тріщини і стадії розвитку тріщини. Дляожної зі стадій є певні визначальні механізми руйнування та використовуються певні рівняння для опису цього процесу [58]. Знання межі витривалості не надає інформації про кінетику розвитку втомної тріщини на різних етапах її розвитку.

У працях [59, 60] показано, що кінетику розвитку втомної тріщини досить точно можна описати функцією, що пов'язує швидкість росту тріщини dL/dN і різницю між максимальним і мінімальним значеннями коефіцієнта інтенсивності напружень за цикл:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min},$$

тобто

$$dL/dN = \varphi(\Delta K), \quad (2)$$

де dL/dN — швидкість росту тріщини.

Швидкість росту втомної тріщини є однією з найважливіших характеристик надійності матеріалу. За її значеннями оцінюють і вибирають матеріали та режими їх зміцнювальних обробок, що забезпечують необхідну опірність поширенню втомної тріщини в конструкціях.

Залежність швидкості росту втомної тріщини від максимального значення коефіцієнта інтенсивності напружень K_{\max} за циклічного навантаження (або розмаху його значень ΔK_{\max}) називають кінетичною діаграмою втомного руйнування (КДВР), яка в логарифмічних координатах являє собою S-подібну криву, що складається з декількох ділянок: з малою амплітудою ($dL/dN < 5 \cdot 10^{-9}$ м/цикл), з середньою прямолінійною, що описується степеневою залежністю:

$$dL/dN = 10^{-7}(K_{\max}/K^*)^n. \quad (3)$$

Основними параметрами кінетичної діаграми втомного руйнування є чотири характеристики: K_{th} — максимальне значення коефіцієнта інтенсивності напружень, за якого тріщина не розвивається протягом заданої кількості циклів (перша ділянка КДВР); параметри n і K^* апроксимують залежності другої лінійної ділянки діаграми втомного руйнування. Коефіцієнт n — це тангенс кута нахилу прямої на цій ділянці (тобто характеризує темп зростання швидкості росту тріщини); K^* дорівнює коефіцієнту інтенсивності напружень за швидкості росту тріщини 10^{-7} м/цикл.

Четвертим параметром КДВР є циклічна в'язкість руйнування K_f — значення коефіцієнта інтенсивності напружень, за якого настає долом зразка, і, зокрема, його значення K_{f_c} досягається за максимального стиснення пластиичною деформацією і руйнування нормальним відривом (третя ділянка КДВР) [61]. Ця ділянка характеризує критичний стан виробу під час переходу від стадії пришвидшеного росту тріщини до остаточного руйнування і не може бути показником його довговічності.

З погляду практики найбільшої уваги варте дослідження перших двох ділянок КДВР. Показники в'язкості руйнування, визначені саме на цих ділянках, характеризують довговічність сталевих виробів. Так, на першу ділянку припадає 90 % ресурсу росту тріщини щодо її загального періоду росту [62].

Різним ділянкам КДВР відповідають різні стадії втомного руйнування [63]. За результатами дослідження закономірностей розвитку втомних тріщин можна виділити такі стадії втомного руйнування:

0 — інкубаційний період утоми — збільшення щільноті дислокацій за відсутності ознак пошкоджуваності матеріалу при $K < K_{th}$ (ця стадія втоми на КДВР відсутня, бо пошкодження матеріалу відбувається на мікрорівні);

1 стадія пошкодження пов'язана із зародженням і накопиченням субмікротріщин втоми в об'ємах металу з критичною щільністю дислокаций при $K_{th} < K < K_{1-2}$ (де K_{1-2} — початок другої ділянки КДВР);

2 стадія стабільного росту магістральної тріщини, яка формується до початку стадії 2, під час утворення тріщини такої довжини, коли вона стає зосереджувачем напружень за умов $K_{1-2} < K < K_{2-3}$ (стадія автомодельного росту тріщини);

3 стадія пришвидшеного росту тріщини, після якої відбувається повне руйнування ($K = K_f$) [64—66].

Проведено безліч досліджень щодо вивчення впливу структурних складових на параметри КДВР.

У праці [67] порівнюється вплив дисперсності перліту на граничний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{th} перлітних сталей із впливом на цей показник розміру зерна у феритних сталях. Правомірність порівняння базовано

1.2. Вимоги нормативно-технічної документації до якості залізничних коліс

на тому, що саме ці структурні складові є бар'єром для руху дислокації. На думку авторів [67], збільшення міжпластиначастої відстані в перліті призводить до підвищення показника K_{th} . Аналогічні результати отримано в працях [68, 69]. Проте було одержано і протилежні результати. Збільшення швидкості охолодження до $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ під час термічної обробки вуглецевих сталей ($C = 0,38$ і $0,80\%$) [70] зумовлює зменшення міжпластиначастої відстані, зростання межі плинності та зменшення швидкості росту втомної тріщини, як на першій, так і на другій ділянці КДВР. Тому сумнівною є структурна нечутливість другої ділянки кінетичної діаграми втомного руйнування. Можливість одночасного підвищення міцності, статичної та циклічної в'язкості руйнування конструкційних сталей у випадку пришвидшеного охолодження показано також у праці [71].

Ступінь і характер впливу наведених вище параметрів структури на показники циклічної в'язкості руйнування конструкційних сталей залежать від загального структурного стану цих сталей. Зміна одного зі структурних параметрів у той або інший бік може привести не тільки до посилення або послаблення впливу решти на показники КДВР, а й змінити характер цього впливу на протилежний [70].

За даними Кука і Біверса [72], збільшення об'ємної частки доевтектоїдного фериту від 2 до 28 % у перлітній сталі з 0,55 % С зумовлює деяке зниження порога втомної тріщиностійкості K_{th} . Аналогічні результати отримано в праці [73].

З підвищеннем вмісту вуглецю в нормалізованих стальах критичне розкриття тріщини зменшується, що, мабуть, пояснюється зниженням частки пластичної структурної складової — доевтектоїдного фериту. Зміна вмісту вуглецю впливає на вигляд діаграми «зусилля—переміщення». За вмісту понад 0,6 % С спостерігається чітко виражений максимум зусилля. Зменшення характеристики ΔS зі збільшенням твердості, ймовірно, зумовлено фазовим на клепанням фериту і підвищеннем концентрації вуглецю у твердому розчині [74].

Відомі в літературних джерелах дані про те, що структурні чутливості параметрів першої та другої ділянок КДВР істотно розрізняються (більш того, висловлюються припущення про повну структурну нечутливість параметрів другої ділянки [72, 75]), мабуть, справедливі лише для деяких конструкційних сталей з певним видом термічної обробки у вузькому діапазоні швидкостей росту тріщини. Їх не можна прийняти як загальні закономірності взаємозв'язку між параметрами структури та кінетикою розвитку втомної тріщини на другій лінійній ділянці КДВР. Це засвідчують результати праці [76]. Циклічна в'язкість руйнування високоміцних сталей, особливо в разі випробування їх за умов низьких температур, може бути значно нижчою (до 50 %), ніж в'язкість руйнування за статичного навантаження [77, 78]. Перехід від стабільного розвитку втомної тріщини до повного руйнування супроводжується стрибками розмірів тріщини, які зростають зі збільшенням поточних значень коефіцієнтів інтенсивності напруженень [79—81].

Кінетична діаграма втомного руйнування має як наукове, так і прикладне значення. За її допомогою можливо встановити зв'язок між різними галузями науки (механіки, фізики твердого тіла, матеріалознавства). КДВР є необхідними для прогнозування розвитку втомних тріщин у виробах або конструкціях у періоди між перевірками з метою забезпечення їх безavarійної роботи.

1.3. ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Як свідчить багаторічний досвід експлуатації, визначальним впливом на працездатність коліс є вплив технології їх виготовлення. Суцільнокатані колеса мають значні ресурси працездатності насамперед за рахунок підвищення їх надійності та довговічності вдосконаленням хімічного складу сталей та технологічних параметрів виробництва.

Технологія виробництва залізничних коліс складається з трьох основних переділів металургійного виробництва: сталеплавильне виробництво, деформаційна обробка на пресопрокатній лінії та термічна обробка.

Одним зі способів формування високого комплексу механічних властивостей є вдосконалення технології виплавлення сталі. Зменшення кількості екзогенних та ендогенних неметалевих включень, зниження рівня загазованості сталі позитивно впливає на якість сталі, а отже, і на весь комплекс службових характеристик залізничних коліс [75–80].

Іншим методом підвищення вихідних властивостей металу є легування. Для легування колісних сталей необхідно застосовувати елементи, які забезпечують відповідний комплекс механічних властивостей, а також задовільну деформованість, оброблюваність на металорізальних верстатах, низьку флокеночутливість та ін.

Встановлено, що збільшення вмісту вуглецю від 0,3 до 0,7 % зумовлює суттєві зміни властивостей колісних сталей. Підвищення концентрації вуглецю призводить до зростання міцності сталі (твердості, межі плинності, тимчасового опору), збільшуєчи зносостійкість і контактну втомну міцність у 5 разів. При цьому пластичні властивості сталі (відносне звуження та відносне видовження), а також ударна в'язкість зменшуються. З підвищенням вмісту вуглецю збільшується схильність сталі до крихкого руйнування, зростає твердість і глибина утворення «блого шару», підвищується схильність цих місць до крихкого руйнування і виникнення дефектів за типом «вищербини» [22, 82]. Вуглець є основним елементом, що впливає на термічну втому, знижуючи її з підвищенням вмісту в сталі.

Збільшення вмісту марганцю в колісній сталі від 0,6 до 1,4 % призводить до зростання міцності внаслідок збільшення кількості перліту та зменшення кількості доевтектоїдного фериту за рахунок підвищення стійкості аустеніту, знижуючи температуру його розпаду. Пластичні властивості сталі з вмістом марганцю до 1,2–1,6 % є досить високими. Збільшення марганцю понад 2 % спричиняє різке зменшення пластичності та ударної в'язкості. При 1,8 % Mn спостерігається аномальне різке збільшення зношення (~ у 2 рази) щодо його вмісту до 1,4 %. Водночас контактна довговічність зростає зі збільшенням вмісту марганцю до 2 % під час випробувань на контактну втому. Високий вміст марганцю позитивно впливає і на термостійкість коліс за низького і високого вмісту вуглецю. При 0,44 % C і 1,1 % Mn (рівень міцності 1050 МПа) кількість циклів до появи першої тріщини становить $2,57 \cdot 10^6$; при 0,75 % C і 0,9 % Mn (рівень міцності 1200 МПа) — $1,40 \cdot 10^6$, а, наприклад, при 0,64 % C і 0,65 % Mn (рівень міцності 1100 МПа) — $1,03 \cdot 10^6$ [22].

1.3. Формування структурного стану та механічних властивостей залізничних коліс

Частка кремнію до 1,7 % у сталі з 0,4 % С несуттєво підвищує характеристики міцності кременистої сталі та практично не впливає на її пластичні властивості. За вмісту кремнію в сталі понад 0,7 % спостерігається різке падіння її зносостійкості, що зумовлено ймовірно спотворенням гратки фериту, зменшенням його пластичності, невисоким опором відриву, а також анізотропністю сталі, що пов'язано, очевидно, з її перитектичним механізмом кристалізації та посиленням дендритної ліквакції [83, 84]. Контактна втомна міцність під дією кремнію майже не змінюється [22].

У численних літературних джерелах наведено дані лабораторних випробувань колісних сталей різного хімічного складу, леговані такими елементами як нікель, хром, кремній, марганець, титан, ванадій, молібден, бор та ін. [22, 85, 86]. Останнім часом з'явилися розробки з використання принципово нових матеріалів для виробництва залізничних коліс — це спеціальні сталі [87, 88]. Однак, враховуючи великий обсяг виробництва коліс і дефіцитність багатьох елементів, легування не є пріоритетним напрямом поліпшення комплексу властивостей коліс.

Технологія виробництва залізничних коліс на Україні складається з 12 основних операцій, які відображені на рис. 3.

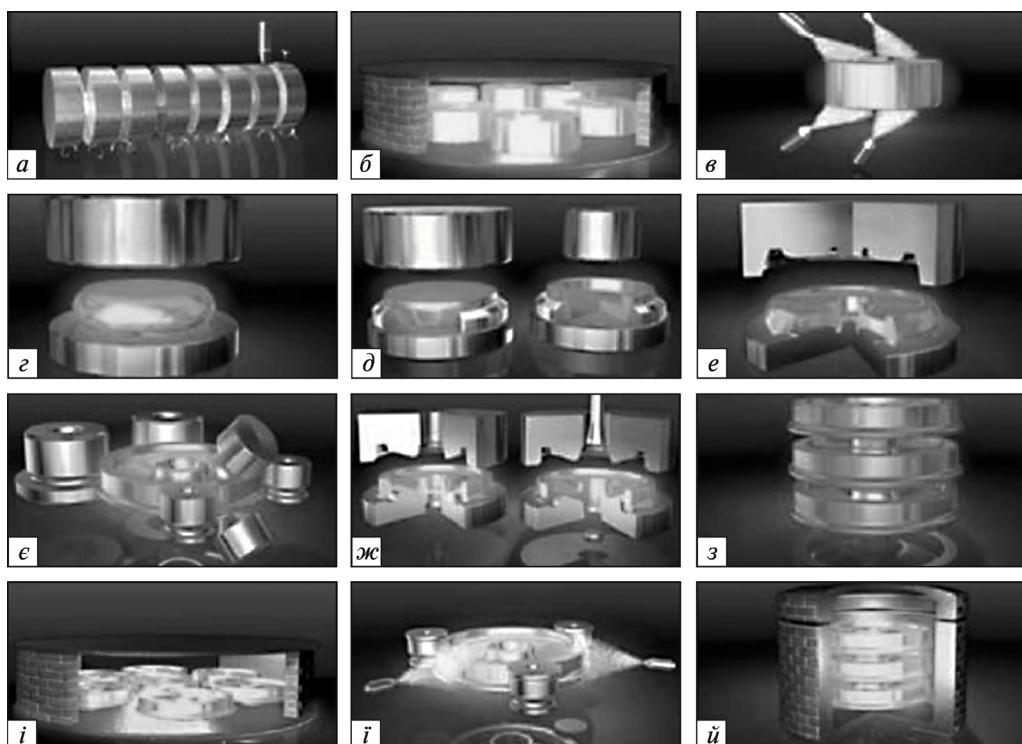


Рис. 3. Основні технологічні операції в процесі виготовлення залізничних коліс на виробництві:
а — надрізання і злам безперервнолитої заготовки на заготовки потрібного розміру; б — нагрівання заготовок у кільцевій печі; в — гідрозбивання окалини; г — відкрите кування на пресі 2000 т; д — закрите кування на пресі 5000 т; е — штампування на пресі 10 000 т; ж — прокатка коліс на колесопропатному стані; жс — калібрування колеса на стані 35/8 і прошивка отворів у маточині; з — охолодження коліс на повітрі; і — нагрівання під гарп; і — гарп; ю — відпускання в колодязних печах

Суцільнокатане колесо є конструкцією із трьох елементів: маточина, диск та обід. Кожен з них виконує специфічну функцію і має особливості формування в процесі виробництва.

Виготовлення виробів складної форми методом гарячої пластичної деформації зумовлює різний ступінь деформації в його елементах уздовж перерізу. З цим істотно пов'язаний ступінь розвитку процесів рекристалізації і, як наслідок, нерівномірність зміщення сталі вздовж перерізу виробів [89].

У праці [90] показано, що механічні властивості металу колісних заготовок (межі плинності й міцності, відносне подовження та звуження) у ході формування, прокатки, вигину диска і калібрування обода порівняно низькі й практично повністю визначаються 2–3-кратним обтисканням під час осадження. Вони обумовлюються переважно механічними властивостями вихідної заготовки та термічною обробкою, котра є завершальною операцією в процесі виробництва залізничних коліс.

У ході інших досліджень [91, 92] показано, що деформація вихідних заготовок під час виробництва коліс сприяє помітному підвищенню міцності. Зміщення периферійної зони до 800–850 МПа досягається вже в ході першої операції деформування (осадження) і мало змінюється після формування колісної заготовки та прокатки колеса. Деформація, здійснювана на формувальному пресі, сприяє зміщенню металу лише в маточині, а прокатка різко підвищує властивості у розкатаній частині диска. Зазначимо, що деформуванням в ободі і диску колеса вдається досягти значення тимчасового опору, яке дорівнює нижній межі вимог стандарту до металу обода за цим показником. Дійшли висновку про те, що деформування зливків суттєвіше сприяє зміщенню вихідного металу, ніж подальша термічна обробка.

Розмір зерна мікроструктури вихідних заготовок дуже великий (бал –1) і несуттєво змінюється після першої операції осадження (бал 0). Формування вносить достатньо істотні зміни в мікроструктуру диска та маточини колісної заготовки, які зазнають максимальної деформації. Обід, який утворюється стіканням металу в периферійну зону формувальних штампів, не суттєво деформується, що можна спостерігати в мікроструктурі. Найбільше зерно по-дрібнююється під час прокатки колісних заготовок в ободі та прилеглої до нього частини диска, що піддається деформуванню. В ободі розмір зерна становить 2 бали, а в диску — 3–4 бали. Отже, стан мікроструктури також свідчить про сприятливий вплив розкатки на деформовану частину диска і про слабке пророблення обода.

У праці [92] велику увагу приділено дослідженням зміни механічних властивостей металу вихідних заготовок у ході послідовного виконання операцій осаджування, а також закономірностям пластичної плинності металу. Однак через значну тривалість процесу прокатки під час формування потрібної геометрії колеса, особливо в разі використання нераціональних режимів обтискання, можуть погіршуватися механічні властивості та навіть з'являтися внутрішні розриви в ободі.

Відповідно до цих висновків один із напрямів робіт із удосконалення технології виробництва коліс зумовлений прагненням до зменшення частки прокатки і збільшення частки штампування. Останнє забезпечує значне під-

1.3. Формування структурного стану та механічних властивостей залізничних коліс

вищення точності геометричних розмірів коліс і наближає дослідників до реалізації ідеї отримання «сухо штампованих» коліс, тобто таких, які не потребують подальшої механічної обробки різанням. Результати експериментів свідчать, що більшість їх геометричних параметрів матимуть точність вищу, ніж у коліс, отриманих прокаткою. Особливо істотно знижується ексцентричність маточини відносно обода (менше ніж 1 мм). Механічні властивості штампованих коліс за всіма показниками також виявилися не нижчими відповідних катаних, а за низкою параметрів їх перевишили.

Проте експерименти виявили і недоліки запропонованої технології. Після штампування перших коліс дзеркало штампів вкрилося сіткою дрібних тріщин, які під час подальшого штампування збільшувалися [93].

Вивчення розподілу деформацій вздовж перерізу обода [94] виявило більшу її нерівномірність. У центральній частині обода колеса реальні ступені деформації в разі прокатки становлять 5–10 %, а біля поверхні кочення колеса досягають 60 %. За такого розподілу деформацій процеси рекристалізації вздовж перерізу обода протікають нерівномірно і за різних температурних умов. Як наслідок, після гарячої деформації (за температури нагрівання 1250 °C) розмір зерна в центральній частині обода становить 0–1 бал, а біля поверхні кочення — 2–3 бали. Тому підвищення ступеня та рівномірності деформації вздовж перерізу обода колеса під час його прокатки зумовить зниження ріznозернистості структури металу обода.

Підвищення ступеня та рівномірності деформації вздовж перерізу обода колеса досягалося охолодженням його поверхні в процесі прокатки. При цьому меншою опірністю деформуванню внутрішніх шарів обода порівняно зі зовнішніми забезпечувалася рівномірніша деформація вздовж перерізу обода колеса. Також пригнічувалася збірна рекристалізація у поверхневих шарах обода і сповільнювалася у центральних шарах. За таких умов деформування біля поверхні кочення отримано структуру обода з розміром зерна 6–8 балів, а в центральній частині — 4–5 балів. Усунення ріznозернистості обода коліс, прокатаних в умовах пришвидшеного охолодження, можна пояснити відсутністю збиральної рекристалізації, тобто рекристалізація відбувалася вздовж всього перерізу обода тільки внаслідок зародження і росту нових зерен. Це й привело до отримання дрібнішого і рівномірнішого зерна вздовж перерізу обода під час прокатки коліс.

У працях [95, 96] показано, що на етапах штампування величина викривлення обода досить невелика, але на етапі прокатки відбувається зворотне — інтенсивно деформується зона обода. Таким чином, наявні схеми штампування заготовок залізничних коліс забезпечують дуже слабке деформаційне пророблення обода колеса.

Зазначимо, що на етапі прокатки сумарна деформація обода колеса велими значна і ймовірнішим є прояв ефекту насичення, тому коригування режиму деформації обода на етапі прокатки може не дати суттєвого результату. Проте, як випливає з праці [95], на етапі штампування деформація зони заготовки, що відповідає ободу, порівняно мала. Таким чином, збільшення пророблення металу заготовки в зоні майбутнього обода саме на етапах штампу-

вання може зумовити ефект подрібнення зерна та підвищення механічних властивостей виробу.

У праці [97] показано доцільність коригування технологічних режимів деформаційно-термічної обробки сталі в напрямку зниження температури деформації. Для колесопрокатного виробництва це має дуже важливе значення, оскільки метал обода колеса проробляється мало і в нього практично не змінюється лита структура [98, 99].

Кінцевою технологічною операцією виробництва коліс, яка суттєво впливає на структурний стан і рівень властивостей, є термічна обробка. Під час нагрівання для проведення відповідної термообробки отримують однорідну структуру аустеніту, яка забезпечує отримання заданої величини зміщення в разі пришвидшеного охолодження, та задовільні значення ударної в'язкості сталі у дисках і ободі колеса. При цьому від температури нагрівання колеса під час гартування залежить розмір зерна аустеніту в ободі колеса, який в свою чергу найсуттєвіше впливає на рівень ударної в'язкості та в'язкості руйнування K_{1C} обода [100].

Пришвидшене охолодження обода колеса здійснюють за режимами, які забезпечують максимальну дисперсність продуктів розпаду аустеніту (пластинчастого перліту), і, як наслідок, досягають у ньому заданого рівня міцності, твердості, відносного подовження та відносного звуження. Водночас підвищення дисперсності перліту позитивно впливає на в'язкість руйнування й ударну в'язкість обода колеса. Режими зміщення розробляються відповідно до конкретних коліс і залежать від їх конструктивних особливостей, хімічного складу сталі та вимог до їх властивостей.

Авторами праці [101] показано можливість створення коліс підвищеної твердості внаслідок інтенсифікації гартування зниженням температури охолоджувального середовища і підвищення тиску в спреєрах.

Проте досягнення в металі коліс високого рівня статичної міцності, втомної міцності та в'язкості руйнування у багатьох випадках є проблематичним, наявні технології зміщення металопрокату орієнтовані здебільшого на досягнення високого рівня міцності в поєднанні з потрібною пластичністю. При цьому для досягнення оптимального поєднання комплексу експлуатаційних та службових властивостей металопрокату ці зміни можуть відбуватися не тільки на стадії термічної обробки, а й на більш ранніх етапах (у процесі деформаційної обробки).

Проведенням операції відпуску коліс істотно зменшується величина залишкових напружень, які утворюються під час пришвидшеного охолодження. Це особливо важливо для виробів зі складним профілем за типом залізничного колеса. Отримати найкраще поєднання механічних властивостей зі сприятливим характером розподілу залишкових напружень можливо в разі дотримання оптимальних параметрів відпускання [102—104]. При цьому контролюваними параметрами є не тільки тривалість і температура відпускання, а й тривалість і температура охолодження у випадку накопичення коліс перед відпусканням [105].

1.3. Формування структурного стану та механічних властивостей залізничних коліс

Найвразливішою до зміни розміру зерна є ударна в'язкість, що підтверджують результати досліджень, отримані авторами [106]. Відомо, що ударна в'язкість характеризує опір матеріалу локальним пластичним деформаціям, які зосереджені в невеликих обсягах біля концентратора напружень (надрізу). Дрібне зерно зменшує неоднорідність розподілу деформацій у мікрооб'ємах структурних складових, що і спричиняє підвищення ударної в'язкості.

За однакових температурно-швидкісних умов деформації розмір зерна визначається величиною накопиченої деформації за всі попередні формо-змінні операції. У праці [107] стверджується, що істотного та прогнозованого подрібнення зерна можна досягти тільки збільшенням ступеня деформації. Інші чинники: зміна температури, швидкості і способу деформування, витримка не завжди однозначно впливають на утворення нового зерна. Наприклад, І.М. Францевич [108] показав, що вихідний розмір зерна неістотно впливає на протікання процесу рекристалізації. Кінцева зерenna структура визначається лише ступенем деформації та температурою в останньому проході незалежно від зміни структури в попередніх проходах. До іншого висновку прийшли автори праці [109], які досліджували опір металу під час періодичного деформування. На їхню думку, вплив історії деформування металу на його структуру та властивості є значним.

Для однофазних сталей найважливішим структурним параметром є розмір феритного зерна. В численних дослідженнях, проведених на залізі [73] і низьковуглецевих стальях [110, 111], спостерігалося зростання порогового коефіцієнта інтенсивності напружень відповідно до збільшення зерна в однофазних стальях. Причину такого несподіваного взаємозв'язку K_{th} і розміру зерна d вивчали неодноразово [73, 112, 113]. Однак єдиної думки щодо цього немає. Вважають [73], що вищий рівень K_{th} у грубозернистому матеріалі може зумовлюватися відхиленням площини руйнування фериту від площини дії максимальних розтягувальних напружень, що призводить до мікророзгалужування тріщини.

На думку авторів праць [75, 67], ця залежність може бути справедливою як для мартенситних, так і для перлітних сталей, що суперечить висновками праці [113] про те, що для феритно-перлітних структур розмір феритного зерна не впливає на показники циклічної в'язкості руйнування.

Доевтектойдний ферит впливає на кінетику розвитку втомних тріщин як на першій, так і на другій ділянках КДВР. Більшість досліджень цього питання присвячено двофазним феритно-мартенситним сталям. Дані щодо феритно-перлітних сталей в літературних джерелах практично відсутні.

Сталі здебільшого з перлітною структурою широко використовуються для виготовлення рейок, коліс, бандажів та інших виробів. Збільшення вмісту перліту є корисним для підвищення міцності у випадку розтягування й визначає опірність зношенню, але негативно впливає на ударну в'язкість і загальну пластичність. Від цих сталей традиційно не вимагалося високої ударної в'язкості, але аварії на залізниці підтвердили необхідність її підвищення для металу залізничних коліс. Цього можна досягнути зниженням вмісту вуглецю, що в свою чергу призведе до збільшення об'ємної частки фериту в структурі й, як наслідок, до втрати міцності та зниження опору зношенню.

Проте результативний ефект буде визначатися співвідношенням чинників, які пов’язані із впливом фериту і перліту та зумовлені зниженням об’ємної частки фериту, особливо якщо в’язкість фериту висока, тобто ферит є дрібнозернистим. Тому збільшення кількості перліту може знизити опір ударному навантаженню. В деяких стальах складні взаємні співвідношення структурних параметрів можуть призвести до того, що властивості у випадку ударного навантаження не залежатимуть від морфології фериту та перліту. Однак за великої об’ємної частки останнього він відіграє істотнішу роль [114].

Як зазначалося, за однакових значень міцності у сталі зі структурою зернистого перліту порівняно зі сталлю з пластинчастим перлітом вищими є показники статичної тріщиностійкості, порогового коефіцієнта інтенсивності напружень, меншої швидкості поширення втомної тріщини на другій ділянці КДВР; також вищі значення пластичності (відносне подовження, відносне звуження) й ударної в’язкості. Водночас пластинчастий перліт забезпечує вищу межу контактно-втомної витривалості та меншу швидкість зношування в умовах тертя [5].

Досить ефективним методом підвищення властивостей сталей для залізничних коліс є мікролегування [22]. У лабораторних умовах випробувано колісні сталі, леговані такими елементами, як нікель, хром, кремній, марганець, титан, ванадій, молібден, бор [55]. Досліджували сталі з: 0,3–0,7 % С, 0,6–2,1 % Mn, 0,3–1,7 % Si, 0,3–1,9 % Cr, до 0,26 % V, до 0,21 % Ti, до 0,21 % Mo і до 0,20 % Nb.

Ефективною легувальною мікродомішкою, яка значно підвищує комплекс механічних властивостей сталі після її відповідної термічної обробки, є ванадій [22, 115, 116]. У сталі з 0,4–0,7 % С механічні властивості після нормалізації за впливу ванадію залежать від температури нагрівання, і загалом спостерігається тенденція до їхнього зростання, за винятком деякого зниження пластичних характеристик. Ударна в’язкість ванадієвої сталі з вмістом вуглецю від 0,48 до 0,70 % зростає, а в сталі з 0,40 % — зменшується.

Після нормалізації від оптимальних температур нагрівання зі збільшенням тимчасового опору сталі її пластичність не зменшується. У мікролегованих ванадієм колісних стальях з 0,48, 0,60 і 0,70 % С низькотемпературна нормалізація призводить до збільшення в’язкості [22]. Зносостійкість сталі з ванадієм та її втомна міцність також зростають.

Відомі результати досліджень будови, фізико-хімічних властивостей легувальних елементів та їх впливу на механізми зміщення, структуру й властивості конструкційних сталей свідчать, що ефективним способом підвищення комплексу механічних властивостей металопродукції є спрямоване внутрішньофазне легування δ - γ - і α -заліза. Внаслідок цого утворюються відповідні тверді розчини: δ -ферит, аустеніт і α -ферит, які спадково пов’язані взаємними поліморфними перетвореннями і впливають на кінцевий фазовий склад, структуру та властивості сталі. У цьому випадку найефективніше та найекономічніше здійснювати легування сталей для залізничних коліс базового складу малими (масовою часткою до 1–1,5 %) домішками марганцю, кремнію та ванадію.

1.3. Формування структурного стану та механічних властивостей залізничних коліс

Аналізуючи літературні джерела, можна зробити висновок, що попри значну кількість робіт, присвячених дослідженю формування структурного стану в ободах залізничних коліс і його впливу на їх механічні властивості, на сьогодні практично відсутні експериментальні результати з дослідження впливу структурного стану залізничних коліс на показники в'язкості руйнування як за статичного, так і циклічного навантаження.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ I

На підставі даних із визначення впливу гарячої пластичної деформації та термічної обробки на структурний стан і механічні властивості (включно з показниками тріщиностійкості за статичного і циклічного навантаження) встановлено способи підвищення надійності та довговічності залізничних коліс, виготовлених із феритно-перлітних сталей з рівнем міцності 800—1200 МПа.

РОЗДІЛ 2

ВПЛИВ ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ ТА СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС НА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ ЗА СТАТИЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

2.1. ОСОБЛИВОСТІ ЗАРОДЖЕННЯ ТА РОЗВИТКУ ТРІЩИН У ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ ІЗ РІЗНИМ ВМІСТОМ ВУГЛЕЦЮ

Щоб отримати вироби з вуглецевих сталей зі структурою пластинчастого перліту та з високими характеристиками міцності в поєднанні з оптимальною в'язкістю руйнування, необхідно знати закономірності зародження і розвитку тріщин в сталях перлітного класу.

Матеріалом для досліджень особливостей розвитку тріщин у вуглецевих сталях з різним вмістом вуглецю обрано вуглецеві сталі, що застосовуються для виробництва коліс: марки 1 (вміст вуглецю 0,44–0,52 %), марки 2 (вміст вуглецю 0,55–0,63 %) і марки Т (вміст вуглецю 0,62–0,70 %; мікролегування ванадієм до 0,15 %) згідно з ДСТУ ГОСТ 10791:2016 «Колеса суцільнокатані. Технічні умови».

Для отримання різного структурного стану (різної дисперсності перліту) проведено термічну обробку дослідних зразків за двома режимами, що розрізнялися швидкістю охолодження: відпал (охолодження з піччю, $V_{ox} = 0,1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$) і нормалізація (охолодження на повітрі, $V_{ox} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$). Експерименти проводили на пласких зразках розміром 20–100 мм з попередньо нанесеним гострим концентратором напружень глибиною 3 мм. У кожному стані досліджено по три зразки. Вихідну структуру для досліджуваних сталей подано на рис. 4. Механічні властивості досліджуваних зразків після зазначених режимів термічної обробки наведено в табл. 3.

Досліджувані зразки статично навантажували за схемою одновісного розтягання до напружень, вищих за межу плинності на 15–20 %. Контроль напружень проводили за діаграмами розтягання. Появу тріщини визначали як візуально, так і за допомогою світлового мікроскопа. За необхідності (у разі відсутності тріщини) виконували повторне навантаження зразка до вищих напружень. Для всіх трьох зразків сталі марки Т у нормалізованому стані не вдалося зафіксувати тріщину. Ці зразки руйнувалися крихко без помітної пластичної деформації.

Для всіх досліджуваних зразків характерним є витягування в зоні концентратора, що значно обмежило можливості дослідження мікроструктури поблизу концентратора за допомогою світлової мікроскопії. Також на полірованій поверхні далеко від концентратора спостерігалися лінії ковзання, що відповідали напрямку дотичних напружень, які виникають у металі під час розтягання.

Закономірності зародження і розвитку тріщини в розглядуваних сталях вивчали за допомогою растрового електронного мікроскопа. Для сталі марки 1 у

2.1. Особливості зародження та розвитку тріщин у вуглецевих стальях із різним вмістом вуглецю

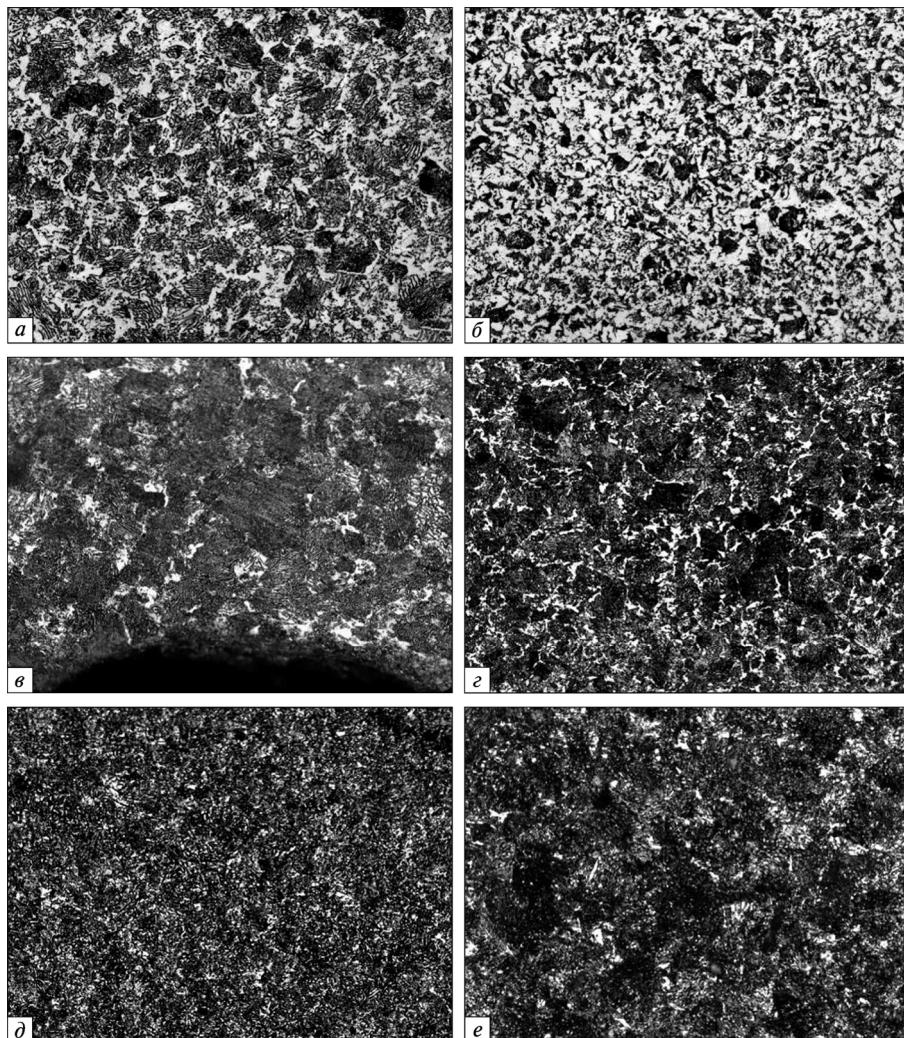


Рис. 4. Мікроструктура досліджуваних сталей після різних режимів термічної обробки:
a, б — сталь марки 1; *в, г* — сталь марки 2; *д, е* — сталь марки Т; *а, в, д* — $V_{\text{ox}} = 0,1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$; *б, г, е* — $V_{\text{ox}} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ($\times 100$)

Таблиця 3. Механічні властивості досліджуваних зразків після різних режимів термічної обробки

Умовне позначення зразка	Марка сталі	Швидкість охолодження V_{ox} , $^{\circ}\text{C}/\text{s}$	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження δ_s , %
1	1	0,1	614	316	27,4
2	2	0,1	665	333	20,9
3	Т	0,1	698	399	19,6
4	1	1	697	412	19,8
5	2	1	779	428	18,7
6	Т	1	912	498	17,2

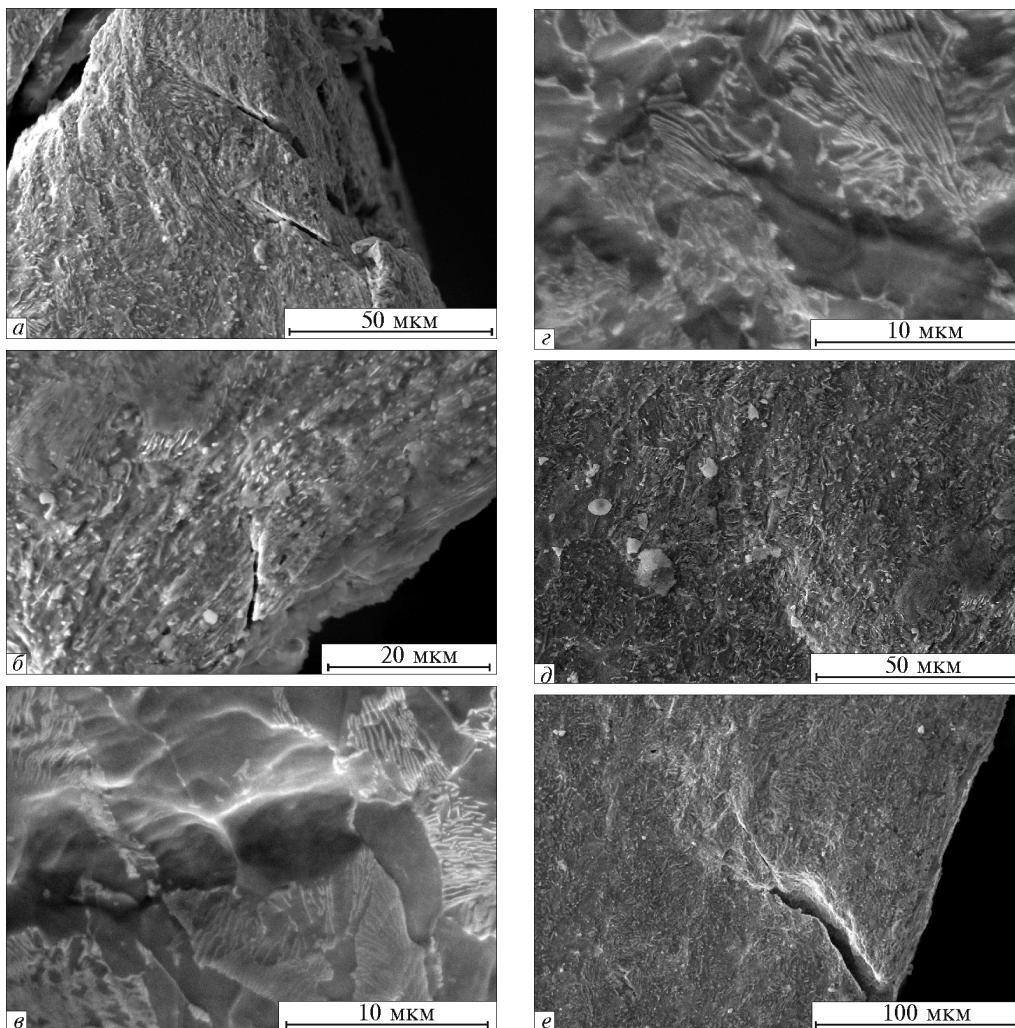
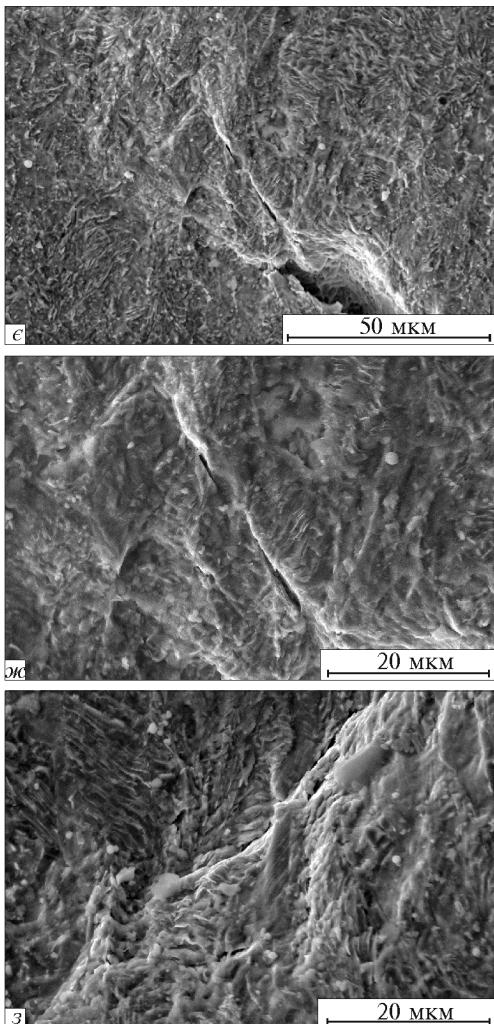


Рис. 5. Зародження та розвиток тріщини в сталі марки 1 ($V_{ox} = 0,1 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$)

стані після охолодження з піччю в зоні концентратора спостерігали значну пластичну деформацію структурних складових, що передує утворенню тріщини. Цементитні пластини є потоншеними і місцями подрібненими (рис. 5, а, б). До моменту виникнення магістральної тріщини в металі протікають процеси зміни мікроструктури.

Виникнення мікротріщин відбувається в багатьох випадках на межі між доевтектоїдним феритом і ділянкою перліту (рис. 5, в–з). У феріті під впливом прикладеного навантаження відбуваються процеси, характерні для холодної пластичної деформації, спостерігаються ділянки з різним ступенем деформації в межах одного феритного зерна (рис. 5, в, г). Тріщина без особливих перешкод (тобто її траекторія практично не змінюється) може поширюватися всередині феритної ділянки, якщо її напрямок відповідає площині, перпен-

2.1. Особливості зародження та розвитку тріщин у вуглецевих стальях із різним вмістом вуглецю



У сталі марки 2, попри більший вміст вуглецю, ніж у сталі марки 1, під впливом пластичної деформації перед вершиною мікротріщини також відбуваються зміни мікроструктури фериту (рис. 6, а). Тріщина може поширюватися вздовж доевтектоїдного фериту (рис. 6, а), уздовж межі між колоніями перліту (рис. 6, б) або феритними пластинами перліту, між пластинами цементиту (рис. 6, в, г). У сталі марки 2 (рис. 6, а) порівняно зі сталлю марки 1 тріщина має менш розгалужену форму. Можливо, це пов'язано з тим, що зменшення кількості більш м'якої структурної складової — доевтектоїдного фериту, в якому відбувався розвиток тріщини в обхід перлітних ділянок, «змусило» її поширюватися прямолінійніше у перліті. Цей шлях є енергетично менш вигідним, оскільки потребує великих витрат енергії на поширення тріщини. Про це свідчить вищий рівень межі плинності для сталі марки 2, ніж

дикулярній до розтягувальних навантажень, які прикладаються до зразка. Межі типу ферит—ферит часто не є серйозною перешкодою для поширення тріщини та прямолінійного їх подолання (рис. 5, в). На рис. 5, г бачимо, що тріщина проходить через перлітну ділянку феритними пластинами, не руйнуючи при цьому пластин цементиту.

На рис. 5, з наведено типову макротріщину з великим кутом її розкриття, що виникає у вершині концентратора. Вона складається з магістральної тріщини, від якої йде кілька відгалужень у вигляді мікротріщин. Не всі мікротріщини, що утворилися, розвиваються, оскільки їх напрямок може відрізнятися від напрямку поширення магістральної тріщини, перпендикулярного до максимальних розтягувальних напружень. Іншим важливим чинником, що впливає на поширення мікротріщин, є перешкоди у вигляді масивних широких виділень цементиту перліту, для подолання яких, ймовірно, потрібні напруження вищі, ніж наявні у зразку (рис. 5, з). Мікротріщина, що розвивається, проходить уздовж межі між колоніями перліту. Про належність до різних колоній різних боків тріщини свідчить різний напрямок пластин перліту з обох боків від тріщини (рис. 5, е—з).

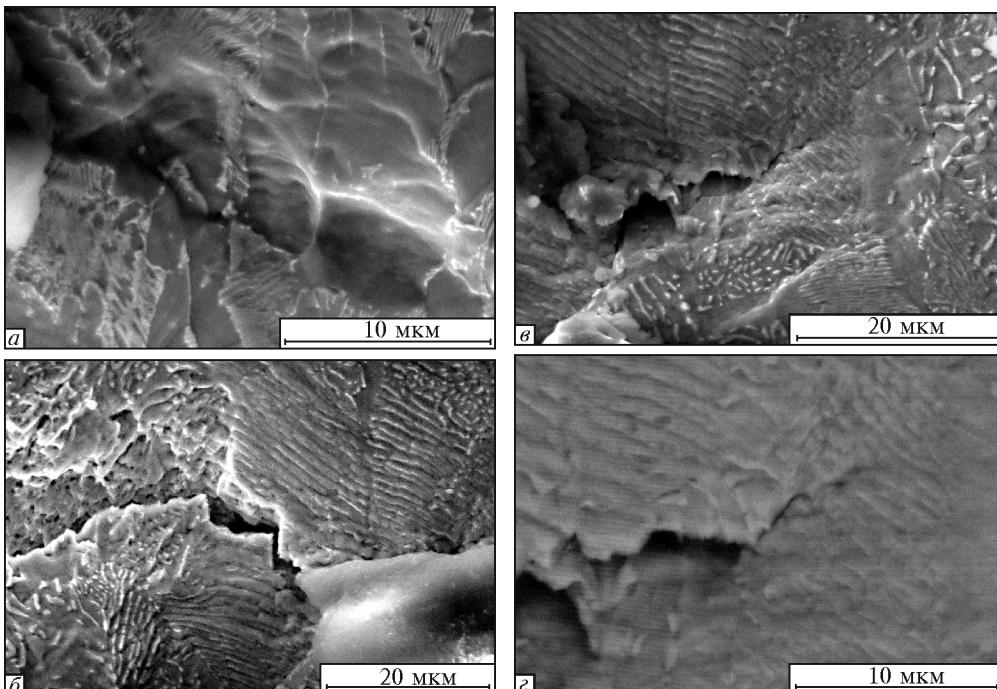


Рис. 6. Зародження та розвиток тріщини в сталі марки 2 ($V_{\text{ox}} = 0,1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$)

сталі марки 1 (табл. 3). Усередині перлітних ділянок енергетично найкращими напрямками поширення тріщини залишаються межі колоній. Якщо тріщині доводиться у зв'язку із загальним напрямком її розвитку поширюватися через перлітну колонію, то вона огибає стовщені цементитні пластини, що зустрічаються на її шляху (рис. 6, б). Однак при цьому не було зафіксовано випадків руйнування пластин цементиту перліту з їх вигинанням і дробленням.

У зразку зі сталі марки Т тріщини практично не мають відгалужень (рис. 7, а). Оскільки мікроструктура цієї сталі у відпаленому стані є перлітом складної морфології (пластини цементиту мають різну довжину), то тріщині не доводиться шукати шляхів для обходу міцних цементитних пластин, просуваючись у феріті перліту. На рис. 7, б можна чітко бачити випнуту цементитну пластину, яку тріщина, рухаючись, не зруйнувала, а обійшла. На рис. 7, в, г показано зміни в металі, які характеризують процес зародження тріщини. Перед вершиною тріщини видно темні мікрооб'єми — надриви, розташовані у феріті або на межі феріт—цементит.

Для сталі марки 1 у нормалізованому стані (з урахуванням розміру досліджуваного зразка швидкість охолодження близька до швидкості охолодження ободів залізничних коліс під час їх термічної обробки) характерні такі самі особливості руйнування, що і для стану після відпалу: в області біля зони концентратора спостерігаються значні зміни мікроструктури внаслідок впливу напруження, що докладається (рис. 8, а, б). Видно утворення несуцільностей металу, як на межах перліт—феріт, так і всередині ферітних ділянок. За

2.1. Особливості зародження та розвитку тріщин у вуглецевих сталях із різним вмістом вуглецю

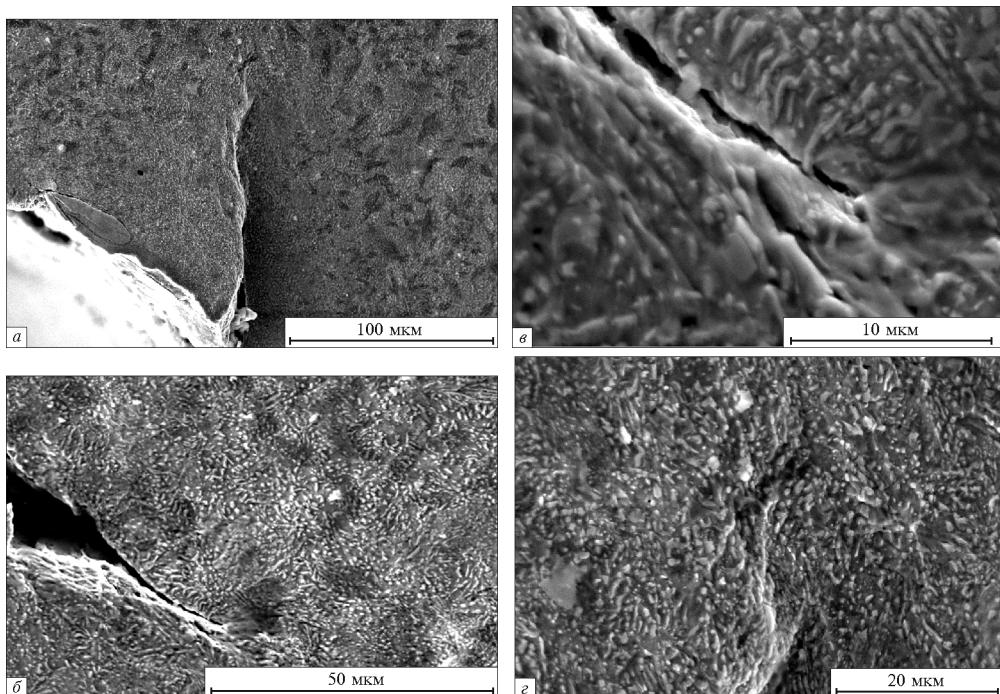


Рис. 7. Зародження та розвиток тріщини в сталі марки Т ($V_{\text{ox}} = 0,1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$)

значної деформації можна спостерігати виникнення ліній ковзання у феріті. При цьому ділянки пластинчастого перліту залишаються практично без видимих змін (рис. 8, а, б). На деякій відстані від вершини тріщини можна спостерігати утворення зон зародження тріщин, розташованих на межі перліт—феріт (рис. 8, в, г). Оскільки сталь марки 1 містить до 20 % доевтектоїдного феріту, розташованого у вигляді суцільної сітки, що огортає ділянки перліту, то частина траекторії тріщини, як показано раніше, проходить більш м'якою однорідною структурною складовою. Межі типу феріт—феріт не є нездоланим бар'єром на шляху поширення тріщини і мало змінюють її траєкторію (рис. 8, д—е).

У зразку сталі марки 2 після нормалізації сформувався зневуглецеваний шар, тому поверхня має структуру з меншою кількістю перліту, часто цементит спостерігається біля межевих виділень у формі прошарків або окремих частинок. На рис. 9, а, б показано зародження тріщини (утворення несуцільності), яке відбувається на межі цементит—феріт. Далі вона поширюється вглиб зразка у феріті, в якому внаслідок пластичної деформації спостерігається утворення ліній ковзання. Видно, як, розвиваючись, тріщина огибає цементитні пластини, змінюючи траєкторію.

У сталі марки Т після нормалізації формується структура пластинчастого перліту з незначною кількістю доевтектоїдного феріту (~5 %). Оскільки в цьому структурному стані не вдалося зафіксувати тріщину видимої довжини,

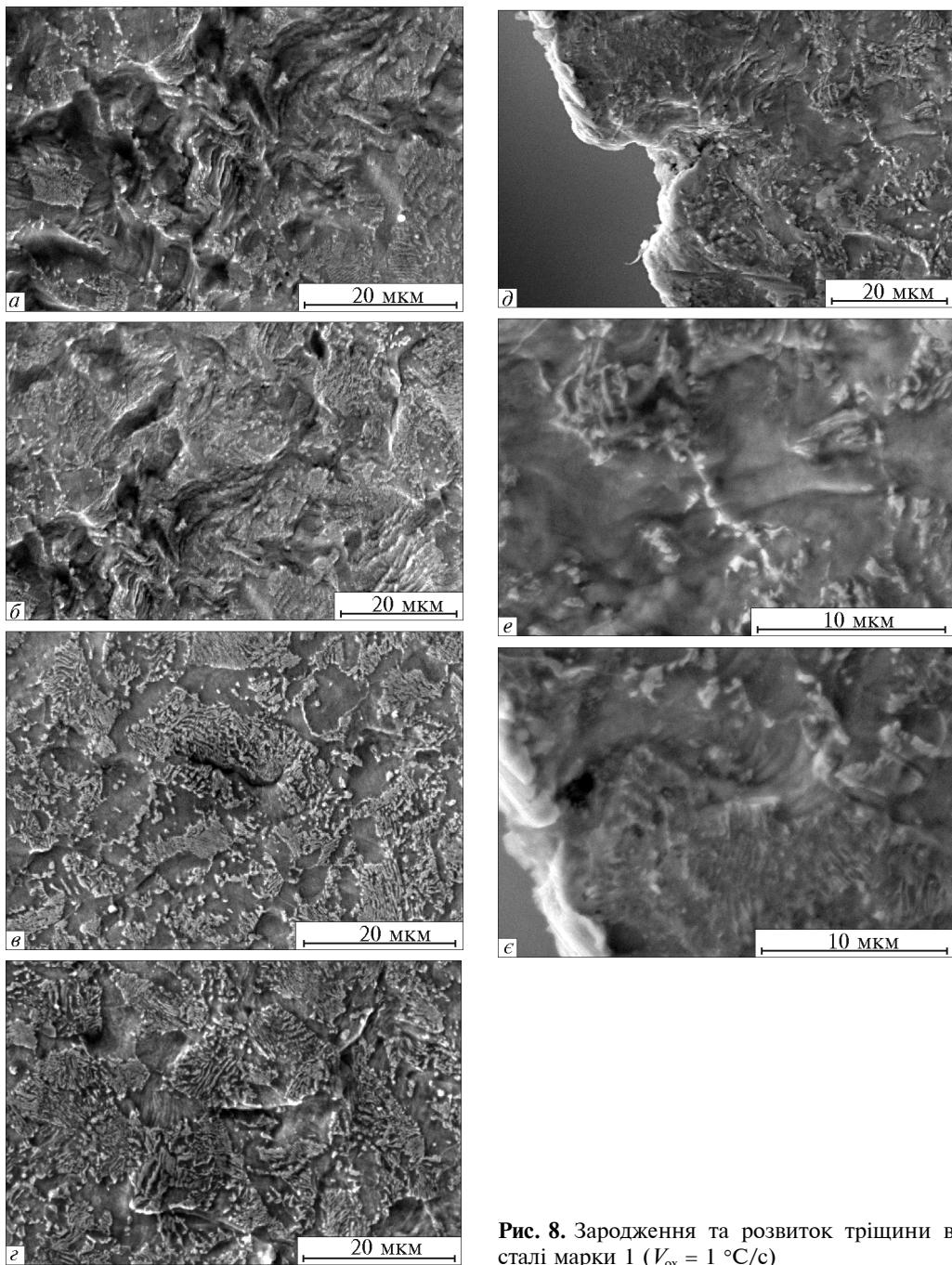


Рис. 8. Зародження та розвиток тріщини в сталі марки 1 ($V_{ox} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$)

2.1. Особливості зародження та розвитку тріщин у вуглецевих сталях із різним вмістом вуглецю

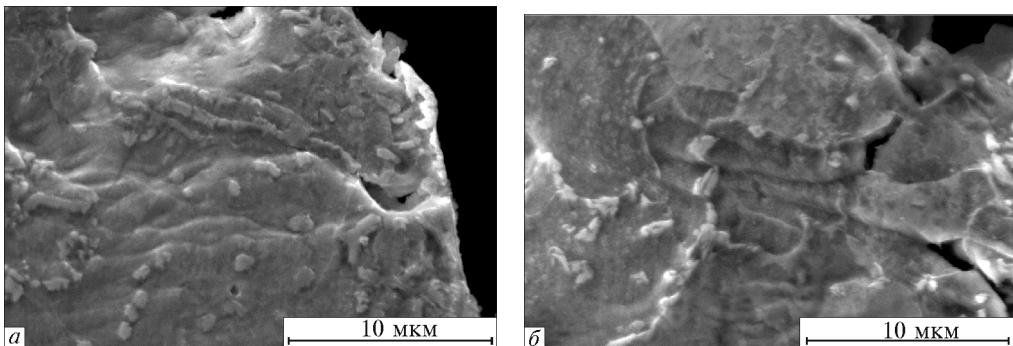


Рис. 9. Сталь марки 2 ($V_{\text{ox}} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$): а, б — виникнення та розвиток тріщини

то її розвиток досліджували вздовж краю поверхні руйнування. З рис. 10 видно, що зародження тріщини відбувається біля межі ферит—перліт, а ділянки перліту поблизу поверхні руйнування оточені несуцільностями. Ймовірно, тріщина формується внаслідок злиття декількох таких несуцільностей, розташованих у прийнятному напрямку.

Зародження тріщини в перлітних сталях в разі прикладання розтягувальних навантажень, вищих ніж межа плинності на 15—20 %, відбувається або в більш м'якій структурній складовій — фериті, або між м'якою і твердою структурними складовими — на межі ферит—цементит. Під впливом напружень унаслідок пластичної деформації у фериті утворюються лінії зсуву, які можуть бути місцями зародження мікротріщин та їх подальшого розвитку.

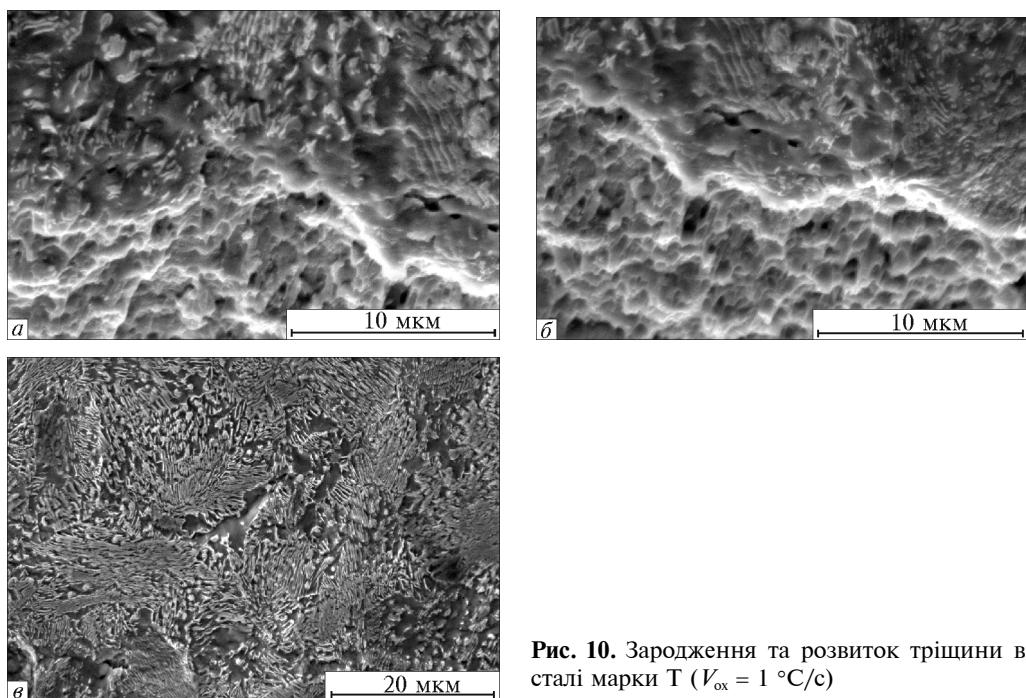


Рис. 10. Зародження та розвиток тріщини в сталі марки Т ($V_{\text{ox}} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$)

Утворення макротріщини, ймовірно, відбувається за рахунок розвитку і злиття окремих мікротріщин, розташованих в площині, перпендикулярній до напрямку впливу прикладених розтягувальних напружень. При цьому тріщина в процесі поширення обирає енергетично найвигіднішу траєкторію руху: феритна сітка навколо перлітних ділянок, ферит перліту у випадку руху через перлітну ділянку (якщо траєкторія розвитку тріщини приблизно паралельна пластинам перліту) або вздовж меж перлітних колоній (коли орієнтування пластин перліту не збігається з траєкторією руху тріщини). Межі між зернами фериту не є бар'єром для розвитку тріщини, на відміну від великих цементитних пластин, які тріщина огинає, поширюючись.

На думку авторів праці [117], у вуглецевих сталях зі структурою пластинчастого перліту можуть реалізовуватися два механізми руйнування: гомогенний (зернистий) або гетерогенний (перлітний). У першому випадку руйнування відбувається вздовж меж перлітних колоній, а в другому — згинанням і руйнуванням цементитних пластин перліту. Реалізація одного з двох механізмів руйнування, як вважають автори [117], залежить від співвідношення між розміром перлітної колонії й товщиною цементитної пластини (d_n / t_u). Критичним є співвідношення $d_n / t_u = 550$. Якщо перлітна сталь має великі перлітні колонії, тобто $d_n > 550t_u$, то руйнування повинно відбуватися в перлітних колоніях. Якщо виконується співвідношення $d_n < 550t_u$, тобто сталь має грубі пластини цементиту, то руйнування сталі відбувається за цементитним механізмом.

Визначено розміри перлітних колоній та дисперсність перліту за відомою методикою [118], розраховано товщину цементитних пластин [119] і проаналізовано співвідношення між цими структурними параметрами досліджуваних сталей. Показано, що для будь-якого з досліджуваних варіантів (незважаючи ані на хімічний склад сталі, ані на режим термічної обробки) співвідношення d_n / t_u значно менше ніж 550 (становить 150—250). Це означає, що повинен реалізуватися цементитний механізм руйнування. Однак результати досліджень свідчать, що мікротріщини утворюються в більш м'якій феритній складовій, а енергетично вигіднішим їх розвиток є не внаслідок деформації і руйнування цементитних пластин, а в м'якій феритній складовій або вздовж межі перлітної колонії, огинаючи при цьому цементитні пластини. Руйнування пластин цементиту з їх згинанням і дробленням не зафіковано.

2.2. МЕТОДИЧНІ ПИТАННЯ ЩОДО ВІЗНАЧЕННЯ В'ЯЗКОСТІ РУЙНУВАННЯ K_{1c} ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Нині головним показником в'язкості руйнування залізничних коліс є критичний коефіцієнт інтенсивності напружень (в'язкість руйнування) K_{1c} . З великою кількості різних типів зразків, рекомендованих як вітчизняними, так і зарубіжними стандартами для цього виду випробувань, основним обрано компактний зразок, навантажуваний за схемою позацентрового розтягання. Такий вибір пояснюється двома причинами: по-перше, геометричні розміри обода колеса дають змогу вирізати цей зразок такого розміру, за якого має виконуватися вимога коректності визначення K_{1c} :

$$B > 2,5 (K_{1c} / \sigma_{0,2})^2, \quad (4)$$

де B — товщина зразка, мм; $\sigma_{0,2}$ — межа плинності, МПа.

2.2. Методичні питання щодо визначення в'язкості руйнування K_{lc} залізничних коліс

По-друге, з урахуванням виконання умови (4) ця схема навантаження є більшою до реальних умов навантаження залізничних коліс під час експлуатації (розвиток тріщин в них здебільшого відбувається за впливу розтягувальних напружень, які змінюються в часі).

Результати досліджень, проведених у низці країн на випробувальних стендах, що моделюють екстремальні умови експлуатації залізничних коліс, свідчать [120], що за значень в'язкості руйнування $K_{lc} < 2530 \text{ Н}/\text{мм}^{3/2}$ ($80 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$) відбувається руйнування залізничних коліс. За значень цього показника понад $2530 \text{ Н}/\text{мм}^{3/2}$ усі дослідні колеса залишилися незруйнованими. На підставі цих результатів у технічні умови UIC812.3 Міжнародного союзу залізниць, а потім і в європейський стандарт EN 13262 на постачання залізничних коліс для локомотивів і вагонів рухомого складу включено критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{lc} як нормативний показник якості, а його мінімальне значення для сталі марки ER7 прийнято таким, що дорівнює $2530 \text{ Н}/\text{мм}^{3/2}$ ($80 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$).

Головним нормативним документом, відповідно до якого визначається критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{lc} , є американський стандарт ASTM E 399 [121], в якому викладено основні положення, пов'язані з методикою визначення в'язкості руйнування K_{lc} . На базі цього стандарту розроблено ГОСТ 25.506 [122]. Однак низка положень у цьому стандарті нормуються не дуже жорстко. Наприклад, для частоти навантаження або максимального навантаження циклу в разі наведення втомної тріщини задаються обмеження тільки вздовж верхньої межі. Зміни цих параметрів у рамках проведення однієї серії випробувань можуть привести до розкиду результатів, не пов'язаних із технологією виробництва коліс та їх механічними властивостями.

На рис. 11 зображено схему вирізки зразка на в'язкість руйнування, яка визначається вітчизняним стандартом ДСТУ ГОСТ 10791:2016 на залізничні колеса. Подібну схему вирізки зразків наведено і в європейському стандарті EN 13262.

Для проведення досліджень впливу частоти навантаження на величину в'язкості руйнування обрано два режими наведення втомної тріщини, параметри яких подано в табл. 4.

Середні значення в'язкості руйнування K_{lc} і час наведення втомної тріщини за кожним з досліджуваних режимів наведено в табл. 5.

З даних табл. 5 випливає, що зміна частоти навантаження у випадку наведення втомної тріщини в межах 10—20 Гц не впливає на величину в'язкості руйнування залізничних коліс зі сталі марки 1 (відмінність між значеннями не є значущою і становить 1,8 %).

Для дослідження впливу максимального навантаження циклу в разі наведення втомної тріщини на в'язкість руй-

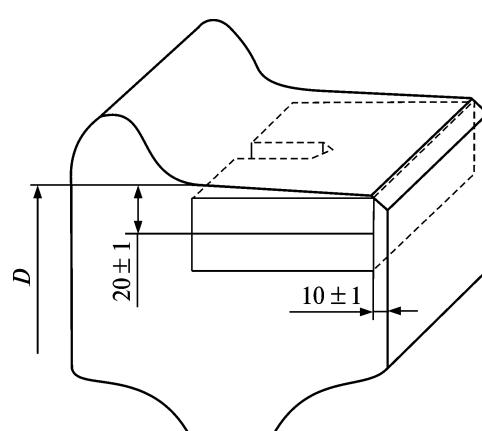


Рис. 11. Схема вирізки зразка для визначення в'язкості руйнування K_{lc} за ДСТУ ГОСТ 10791:2016

Таблиця 4. Режими наведення втомної тріщини дослідних зразків

Номер режиму	Максимальне навантаження циклу*, Н		Частота навантажень, Гц
	на першому ступені	на другому ступені	
1	$\frac{70400}{44400}$	$\frac{35000}{313200}$	20
	$\frac{70400}{44400}$	$\frac{35000}{313200}$	10

* Над рискою наведено значення на початку ступеня, а під рискою — наприкінці ступеня.

Таблиця 5. Значення в'язкості руйнування дослідних зразків

Номер режиму	Середнє значення в'язкості руйнування K_{IC} , МПа · м ^{1/2}	Загальний час наведення втомної тріщини, хв
1	96,3	16
2	94,6	40

Таблиця 6. Значення максимального навантаження циклу в разі наведення тріщини за різними режимами

Номер режиму	Максимальне навантаження циклу*, Н	
	на першому ступені	на другому ступені
1	$\frac{103000}{68400}$	$\frac{51700}{48600}$
	$\frac{70400}{44400}$	$\frac{35000}{31320}$
2	$\frac{70400}{44400}$	$\frac{35000}{22200}$
	$\frac{44200}{26900}$	$\frac{19240}{19240}$

* Те саме, що й у табл. 4.

де K_{IC} — в'язкість руйнування, МПа · м^{1/2}; P_1 , P_2 — максимальне навантаження відповідно на першому та другому ступенях, Н.

Значення коефіцієнта кореляції ($R = 0,99$) свідчить про тісну кореляційну залежність між досліджуваними характеристиками.

На рис. 14, 15 подано мікроструктуру зразків, відібраних для визначення їхньої в'язкості руйнування з наведеною втомною тріщиною на різному віддаленні від її фронту. Мікроструктура складається з перліту і незначної кількості доевтектоїдного фериту, який виділяється вздовж меж колишніх аустенітних зерен. Результати вимірювання мікротвердості поблизу фронту тріщини

нування K_{IC} обрано три режими наведення втомної тріщини. Максимальне навантаження циклу на першому і другому ступенях кожного з випробуваних режимів подано в табл. 6.

Середні значення в'язкості руйнування K_{IC} за максимального навантаження і час наведення втомної тріщини за кожним з досліджуваних режимів наведено в табл. 7.

На рис. 12 відображено вплив режимів наведення втомної тріщини на в'язкість руйнування.

На рис. 13 наведено залежності між в'язкістю руйнування K_{IC} і максимальним навантаженням циклу на першому і другому ступенях у випадку наведення втомної тріщини, які описуються такими лінійними рівняннями:

для першого ступеня навантаження

$$K_{IC} = 0,0004P_1 + 63,5, \quad (5)$$

для другого ступеня

$$K_{IC} = 0,0002P_2 + 63,5, \quad (6)$$

Таблиця 7. Значення в'язкості руйнування K_{IC} дослідних зразків у випадку наведення тріщини з різною максимальною загрузкою цикла

Номер режиму	Значення в'язкості руйнування K_{IC} , МПа · м ^{1/2}	Загальний час наведення втомної тріщини, хв
1	86,3	16
2	78,1	40
3	73,6	11

2.2. Методичні питання щодо визначення в'язкості руйнування K_{IC} залізничних коліс

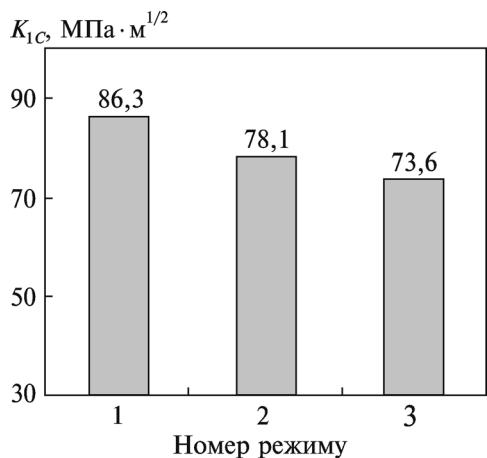
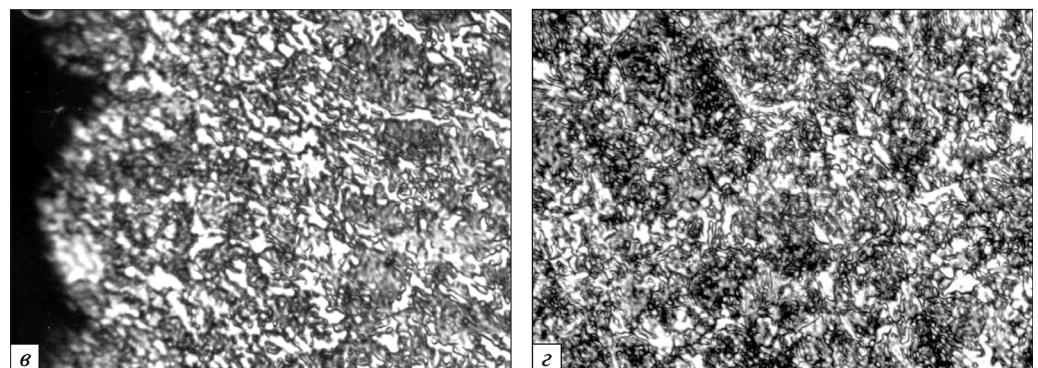
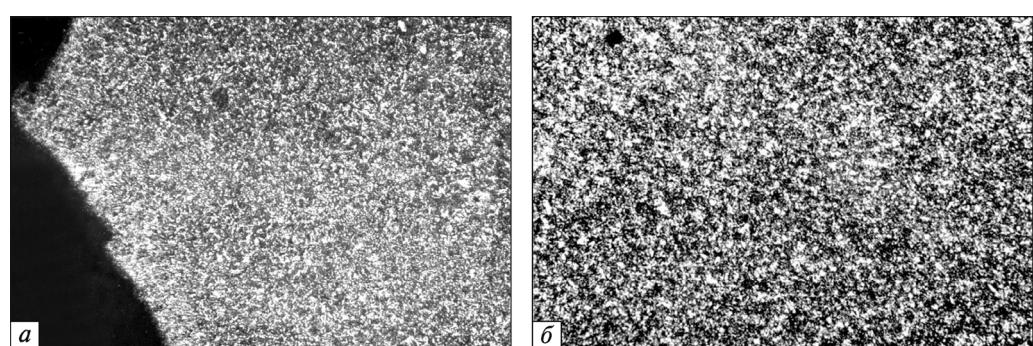
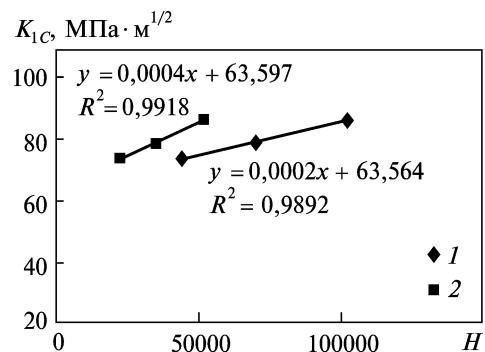


Рис. 12. Вплив режимів наведення втомної тріщини на в'язкість руйнування K_{IC}

Рис. 13. Залежність в'язкості руйнування K_{IC} від максимального навантаження циклу в разі наведення тріщини: 1 — перший ступінь навантаження, 2 — другий ступінь навантаження



Рису. 14. Мікроструктура зразка для визначення його в'язкості руйнування (режим 1) біля фронту поширення тріщини (a, в) і далеко від нього (b, г): a, б — $\times 100$; в, г — $\times 800$

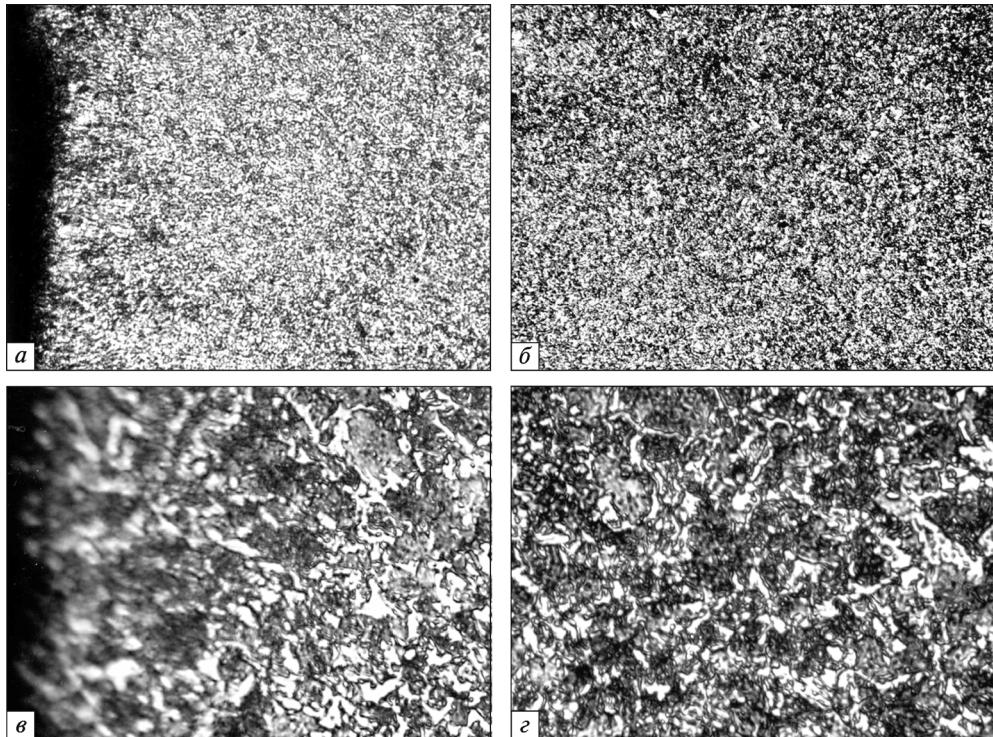


Рис. 15. Мікроструктура зразка для визначення його в'язкості руйнування (режим 3) біля фронту поширення тріщини (*а, в*) і далеко від нього (*б, г*): *а, б* — $\times 100$; *в, г* — $\times 800$

і на деякій відстані від нього засвідчили наступне: різниця між цією характеристикою для режиму 1 (максимальне значення навантаження) згідно табл. 3 становить 529 МПа (мікротвердість дорівнює 3238 МПа та 2709 МПа). Для режиму 3 такої відмінності не спостерігається.

Таким чином, основною причиною підвищення в'язкості руйнування K_{IC} за збільшення навантаження у випадку наведення втомної тріщини є збільшення пластичної деформації в її осередку, що призводить до наклепання (zmіцнення) металу.

Очевидно, що ще одним важливим чинником, який може впливати на стабільність величини в'язкості руйнування залізничних коліс, є незначні випадкові відхилення від заданої схеми вирізки проб для проведення цих випробувань.

Для проведення досліджень щодо впливу параметрів навантаження у випадку наведення втомної тріщини обрано колесо, з якого вирізано 12 зразків на різний глибині від поверхні кочення та на різній відстані від зовнішньої бічної поверхні обода. За хімічним складом ця сталь відповідає сталі марки ER7 за європейським стандартом EN 13262.

Схему вирізки проби на в'язкість руйнування подано на рис. 16, а значення параметрів, які контролювалися при цьому, — в табл. 8.

У табл. 8 і на рис. 17 показано, що збільшення глибини вирізки проби на в'язкість руйнування від поверхні кочення (збільшення відстані «*a*» від поверхні

2.2. Методичні питання щодо визначення в'язкості руйнування K_{1c} залізничних коліс

Рис. 16. Схема вирізки проб на в'язкість руйнування з обода колеса

кочення до горизонтальної площини проби), а також зміщення проби в горизонтальному напрямку вздовж обода (zmіна відстані « b » від зовнішньої бічної поверхні обода до бічної поверхні проби) несуттєво впливають на величину K_{1c} . Максимальна відмінність у величині в'язкості руйнування зразків, вирізаних відповідно до варіантів 1–5 табл. 8, становить 6,5 %.

Усі нормативні документи, такі як ASTM E 399 і вітчизняний ГОСТ 25.506, що описують методику проведення випробувань на в'язкість руйнування, регламентують розмір концентратора. Його довжина (сума довжини ініціюального надрізу та середня довжина тріщини втоми) в зразку для визначення K_{1c} має знаходитися в діапазоні від 0,45 до 0,55 ширини зразка, що для зразка товщиною 30 мм становить 27–33 мм.

Однак результати, отримані в деяких працях, свідчать, що це занадто жорстке обмеження [123, 124].

Аналогічна ситуація спостерігається і для такої характеристики, як швидкість статичного навантаження зразка під час випробувань на в'язкість руйнування. У стандарті ASTM E 399 вказується, що за статичних випробувань

Таблиця 8. Значення в'язкості руйнування K_{1c} залежно від місця вирізання проби з обода колеса

Номер варіанта розташування проби	Відстань, мм		Середнє значення в'язкості руйнування K_{1c} , МПа · м ^{1/2}
	від поверхні кочення a	від зовнішньої бічної поверхні обода b	
1	10	9	99,2
2	16,5	9	93,1
3	23,5	9	97,1
4	10	3	93,3
5	10	16	93,8

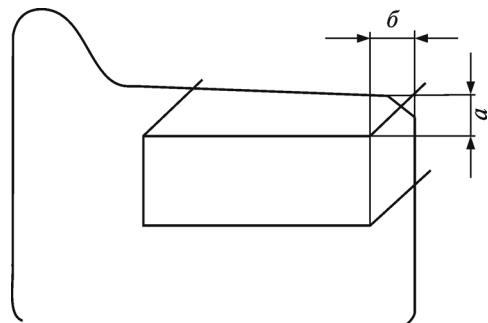
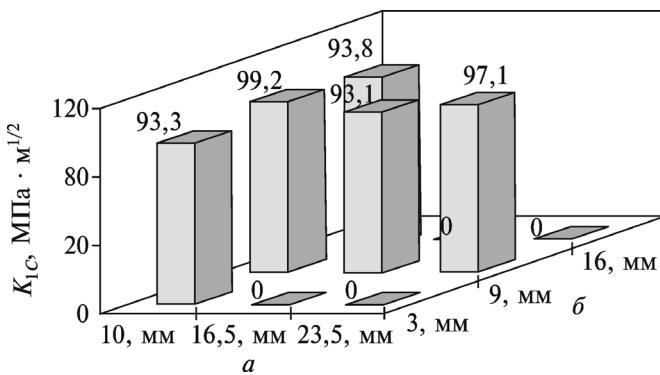


Рис. 17. Вплив глибини вирізки проби (параметр a) та відстані від зовнішньої бічної поверхні обода до бічної поверхні проби (параметр b) на в'язкість руйнування залізничного колеса

зразок необхідно навантажувати з такою швидкістю, за якої швидкість збільшення коефіцієнта інтенсивності напруження становитиме $(0,55\text{--}2,75)$ МПа · м $^{1/2}$ /с. Відповідно до ГОСТ 25.506 швидкість навантаження зразків визначається швидкістю переміщення рухомого захвату в межах від 0,02 до 0,2 мм/с. У ході випробувань швидкість навантаження повинна відповісти швидкості зростання коефіцієнта інтенсивності напруження у межах $(0,5\text{--}1,5)$ МПа · м $^{1/2}$ /с на лінійній ділянці діаграми навантаження—розкриття тріщини.

Оскільки це питання має як науковий, так і практичний інтерес, у цій праці подано результати досліджень впливу зазначеных вище характеристик на величину в'язкості руйнування K_{IC} . Випробування проводили на компактних зразках товщиною 30 мм (рис. 18), вирізаних із залізничних коліс марки 1 за ДСТУ ГОСТ 10791:2016.

Результати досліджень, наведені на рис. 19, засвідчують, що K_{IC} незначно знижується зі зменшенням довжини тріщини (діапазон зміни довжини тріщини 28—40 мм).

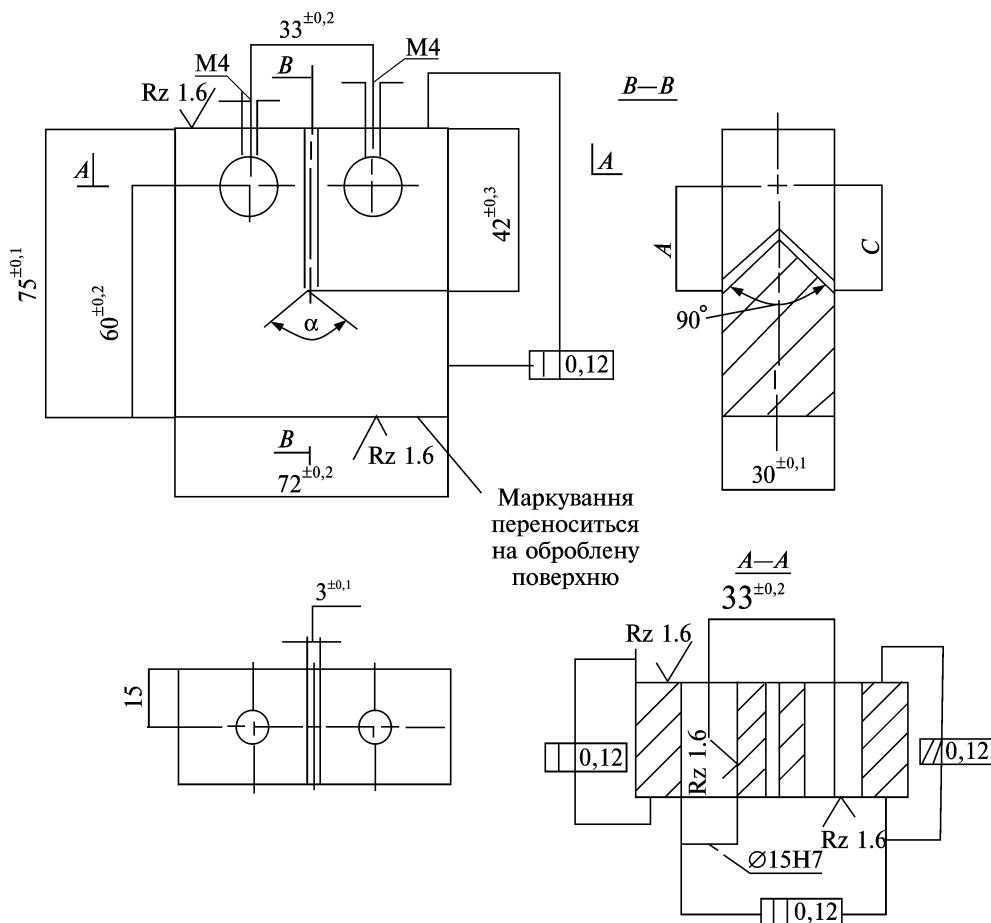


Рис. 18. Компактний зразок товщиною 30 мм для визначення в'язкості руйнування K_{IC}

2.3. Вплив вмісту вуглецю на службові механічні властивості та в'язкість руйнування K_{IC} залізничних коліс

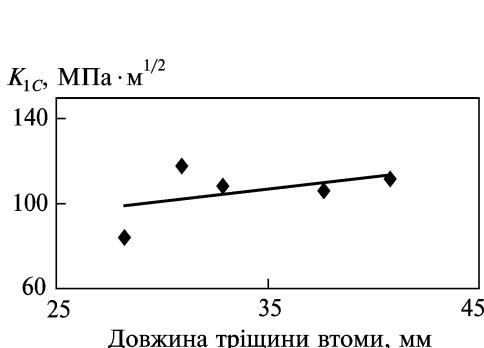


Рис. 19. Вплив довжини втомної тріщини на в'язкість руйнування K_{IC} залізничних коліс

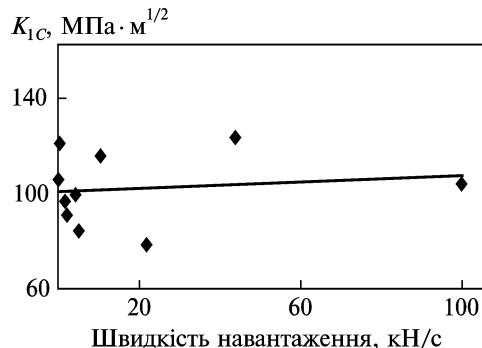


Рис. 20. Вплив швидкості прикладання навантаження за статичного навантаження до руйнування компактного зразка, відібраного для визначення в'язкості руйнування металу залізничних коліс

У ході досліджень у широкому діапазоні від 0,1 до 100 кН/с не виявлено впливу швидкості навантаження зразків із залізничних коліс марки 1 на показники в'язкості руйнування (рис. 20).

2.3. ВПЛИВ ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ НА СЛУЖБОВІ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА В'ЯЗКІСТЬ РУЙНУВАННЯ K_{IC} ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Результати досліджень, проведених у багатьох країнах, переконливо свідчать, що руйнування є процесом зародження та стійкого росту тріщини до критичної довжини, за досягнення якої відбувається перехід до її лавиноподібного зростання, що і призводить до руйнування [15, 21, 125]. Таким чином, поява тріщини ще не означає втрату несучої здатності елемента конструкції.

Окрім того, дослідження в області дефектоскопії свідчать про те, що реальні конструкційні матеріали ще до початку експлуатації мають різні початкові дефекти у вигляді несуцільностей, включень тощо, які можна розглядати як елементи початку руйнування.

Матеріалом для дослідження впливу вмісту вуглецю на службові механічні властивості, в'язкість руйнування K_{IC} залізничних коліс обрано залізничні колеса вітчизняного виробника в стані постачання з різним вмістом вуглецю. Хімічний склад досліджуваних коліс (табл. 9) розрізняється тільки вмістом вуглецю, що дає змогу вивчати вплив цього хімічного елемента на механічні властивості, в тому числі й такі параметри тріщиностійкості, як ударна в'язкість обода, в'язкість руйнування K_{IC} , швидкість росту втомної тріщини та критична довжина тріщини.

Усі досліджувані колеса були термічно оброблені в промислових умовах за одним режимом. А саме — нагрівання до температури 860 °C і охолодження обода на вертикальній гарячої машині з однаковою швидкістю охолодження. Після пришвидшеного охолодження для зняття залишкових напружень колеса піддавали відпуску за температури 500 °C протягом двох годин.

Таблиця 9. Хімічний склад залізничних коліс у стані постачання

Умовне маркування коліс	Масова частка хімічних елементів, %					
	C	Mn	Si	Cr	S	P
1	0,45	0,70	0,35	0,19	0,007	0,010
2	0,47	0,71	0,33	0,18	0,007	0,008
3	0,49	0,70	0,33	0,18	0,008	0,009
4	0,52	0,70	0,34	0,18	0,008	0,010
5	0,54	0,71	0,33	0,19	0,008	0,010
6	0,56	0,69	0,34	0,18	0,008	0,010
7	0,59	0,71	0,33	0,18	0,007	0,008

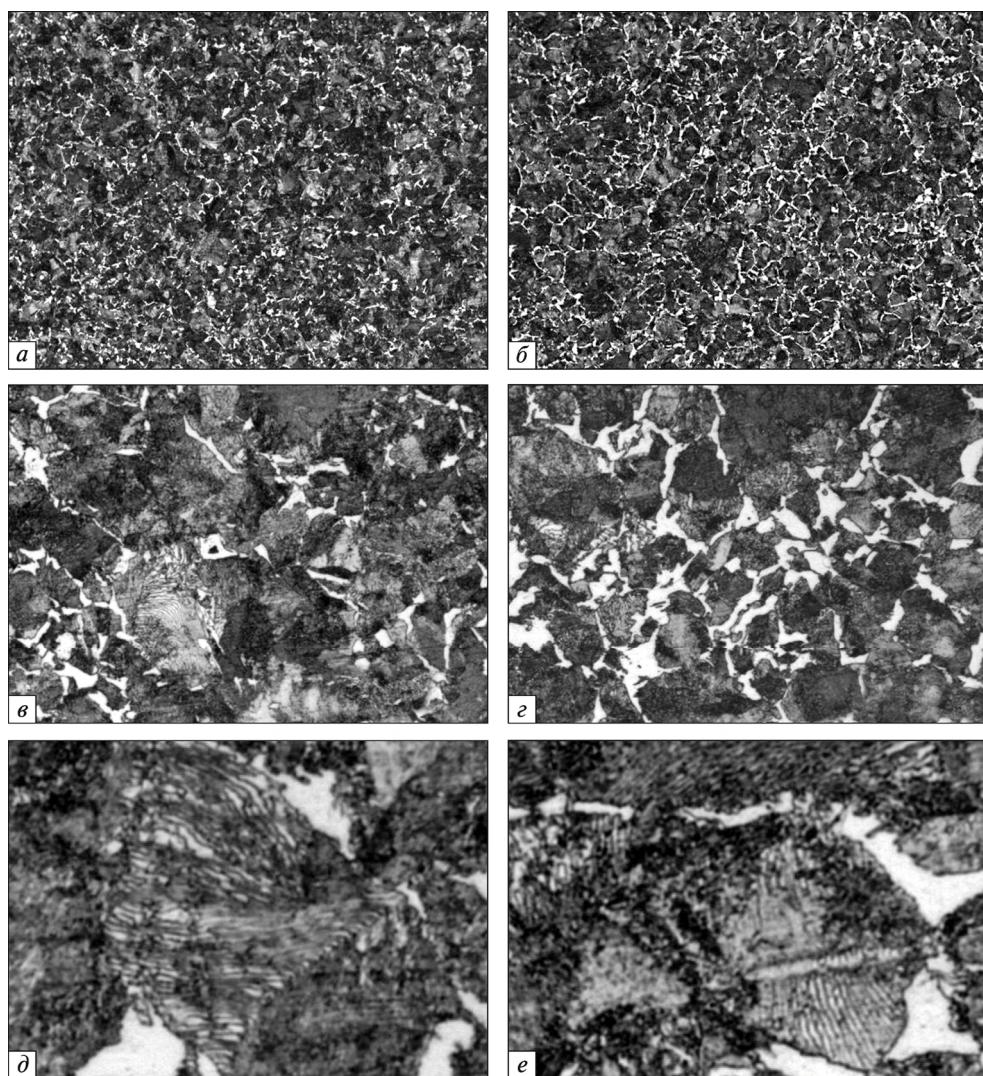


Рис. 21. Мікроструктура металу ободів коліс марки 6 із 0,56 % С (а, в, д) і марки 1 із 0,45 % С (б, г, е): а, б — $\times 100$; в, г — $\times 400$; д, е — $\times 1000$

2.3. Вплив вмісту вуглецю на службові механічні властивості та в'язкість руйнування K_{IC} залізничних коліс

Таблиця 10. Механічні властивості ободів коліс із різним вмістом вуглецю

Умовне маркування коліс	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Твердість НВ	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см ²	В'язкість руйнування, K_{IC} , МПа · м ^{1/2}
1	879	585	21	30	248	45,5	94,5
2	910	618	19	29	255	43,7,	91,9
3	939	628	18	25	262	37,5	83,6
4	954	661	16	22	277	34,1	81,2
5	994	715	14	21	293	29,0	66,7
6	1050	763	11	21	302	27,5	63,1
7	1073	775	10	19	311	22,6	55,1

Мікроструктура ободів досліджуваних коліс незалежно від вмісту вуглецю складається з пластинчастого перліту з невеликою кількістю доевтектоїдного фериту, який виділяється вздовж меж колишніх аустенітних зерен у вигляді тонкої переривчастої сітки (рис. 21). Зі збільшенням вмісту вуглецю від 0,45 до 0,56 % кількість доевтектоїдного фериту в структурі коліс зменшується в середньому від 14 до 7 %.

Проаналізувавши механічні властивості ободів досліджуваних коліс дійшли висновку (табл. 10), що збільшення вмісту вуглецю в сталі призводить до підвищення їх міцності та зниження пластичності.

Підвищення вмісту вуглецю негативно впливає і на в'язкі властивості ободів коліс (рис. 22, 23).

З'ясовано, що залежність в'язкості руйнування K_{IC} та ударної в'язкості обода колеса від вмісту вуглецю описується рівняннями

$$K_{IC} = 229,28 - 295,27 C; \quad (7)$$

де K_{IC} — в'язкість руйнування, МПа · м^{1/2}; C — масова частка вуглецю, %;

$$KCU = 121,27 - 168,24 C; \quad (8)$$

де КСУ — ударна в'язкість, Дж/см²; C — масова частка вуглецю, %.

Високі значення коефіцієнта парної кореляції ($R \sim 0,98$) свідчать про досить тісний кореляційний зв'язок між досліджуваними характеристиками.

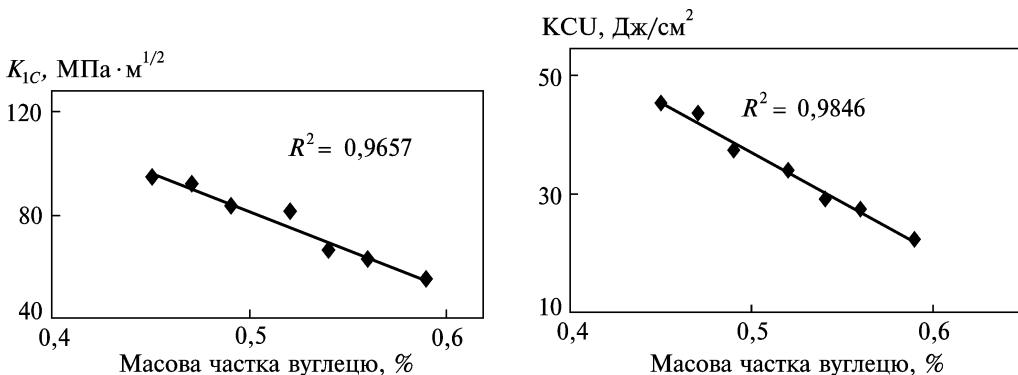


Рис. 22. Вплив вмісту вуглецю на в'язкість руйнування залізничних коліс

Рис. 23. Вплив вмісту вуглецю на ударну в'язкість ободів залізничних коліс

2.4. ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРНИЙ СТАН, СЛУЖБОВІ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА В'ЯЗКІСТЬ РУЙНУВАННЯ K_{IC} ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Для феритно-перлітних сталей одним з основних видів термічної обробки є охолодження з аустенітної області з різними швидкостями з метою формування структури пластиначастого перліту різної дисперсності [44, 126]. Така операція термічної обробки застосовується також для зміцнення залізничних коліс і бандажів. Подальший відпуск коліс, як відомо, проводиться переважно для зниження залишкових напружень і практично не впливає на їх механічні властивості [127].

У праці наведено результати дослідження впливу пришвидшеного охолодження сталей для залізничних коліс від температури аустенітизації в інтервалі швидкостей охолодження 1—10 °C/c на їх структуру та тріщиностійкість (в'язкість руйнування) K_{IC} . Враховуючи те, що в ободі залізничного колеса під час термічної обробки в промислових умовах дуже складно отримати зазначений діапазон швидкостей охолодження, дослідження проводили на зразках, вирізаних з ободів коліс, і за пришвидшено охолоджених у лабораторних умовах.

Для проведення термічної обробки в лабораторних умовах з ободів залізничних коліс діаметром 957 мм у гарячекатаному стані вирізано проби. Хімічний склад досліджуваних коліс подано в табл. 11. Режими обробок розрізнялися тільки швидкістю охолодження з аустенітної області. Зміна швидкостей охолодження зразків досягалася застосуванням різних середовищ: на повітрі (нормалізація) з середньою швидкістю охолодження 1 °C/c, у розплавленій солі ($t_c = 250$ °C) — 6 °C/c і в маслі — 10 °C/c. Температура нагрівання зразків для досягнення аустенітного стану була однаковою для всіх варіантів термічної обробки і становила 850 °C.

Як засвідчують результати досліджень, мікроструктура сталей є феритно-перлітною сумішшю з невеликою кількістю доевтектоїдного фериту, який утворюється у вигляді сітки вздовж меж колишніх аустенітних зерен (рис. 24, табл. 12).

Як видно з табл. 12, пришвидшене охолодження суттєво впливає на мікроструктуру досліджуваних вуглецевих сталей.

Якщо для сталі № 8 за швидкості охолодження 1 °C/c феритна сітка є суцільною та чітко вираженою, то зі зростанням швидкості охолодження вона стоншується й за швидкості охолодження 10 °C/c стає дуже тонкою і уривчастою. Кількість доевтектоїдного фериту в цій сталі з підвищенням швидкості охолодження зменшується від 25 % ($V_{ox} = 1$ °C/c) до 7 % ($V_{ox} = 10$ °C/c) і відповідно зростає кількість перліту. Аналогічна ситуація зміни співвідношення таких структурних складових спостерігається і для сталей № 9 і № 10 (табл. 12).

Таблиця 11. Хімічний склад досліджуваних вуглецевих сталей

Умовне маркування сталі	Масова частка хімічних елементів, %					
	C	Mn	Si	P	S	Cr
№ 8	0,48	0,69	0,32	0,011	0,09	0,09
№ 9	0,57	0,73	0,33	0,014	0,011	0,13
№ 10	0,64	0,74	0,31	0,019	0,022	0,11

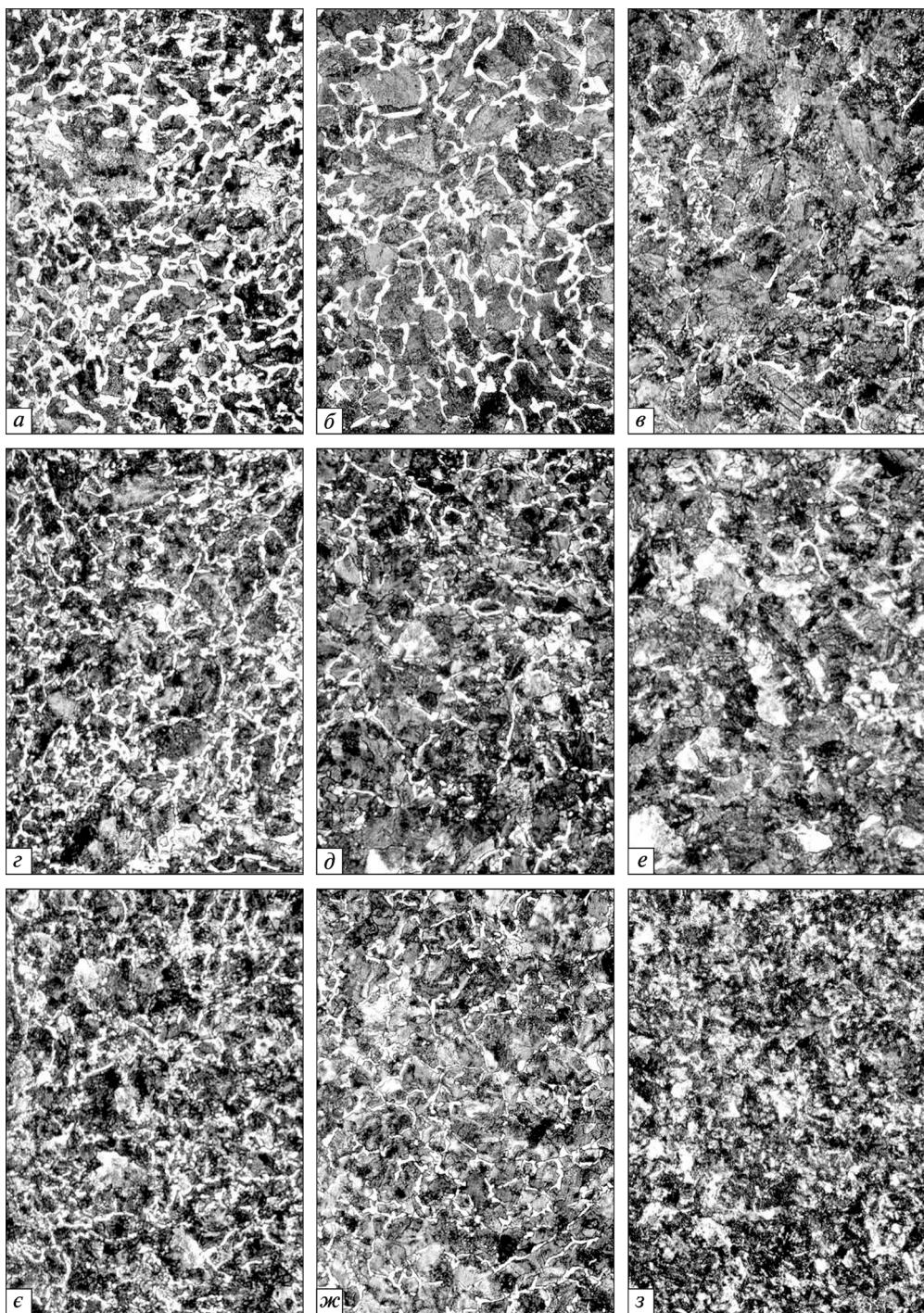


Рис. 24. Мікроструктура досліджуваних сталей (*a, e, ε* — № 8; *б, δ, ж* — № 9; *в, е, з* — № 10) після їх охолодження з аустенітної області з різними швидкостями ($\times 200$) V_{ox} , °C/c: *a—ε* — 1; *ε—e* — 6; *ε—з* — 10

РОЗДІЛ 2. Вплив вмісту вуглецю та структурного стану сталей для залізничних коліс на тріщиностійкість ...

Таблиця 12. Параметри структури вуглецевих сталей

Умовне маркування сталі	Швидкість охолодження, ° С/с	Співвідношення ферит/перліт, %	Розмір зерна (номер)	Дисперсність перліту, мкм
№ 8	1	25/75	7 (8)	0,2061
	6	15/85	7 (8)	0,1745
	10	7/93	7 (8)	0,1315
№ 9	1	15/85	7 (8)	0,2017
	6	5/95	7 (8)	0,1673
	10	3/97	7 (8)	0,1222
№ 10	1	8/92	7 (8)	0,1834
	6	3/97	7 (8)	0,1588
	10	1/99	7 (8)	0,1208

Проаналізувавши зміни дисперсності продуктів дифузійного розпаду аустеніту залежно від швидкості охолодження, дійшли висновку, що її збільшення призводить до стоншення як феритних, так і цементитних пластин перліту, зменшуючи тим самим міжпластинчасту відстань (табл. 12).

Аналізуючи механічні властивості досліджуваних сталей після різних швидкостей охолодження, з'ясували (табл. 13), що збільшення швидкості охолодження досліджуваних сталей призводить до зростання їх характеристик міцності та зниження пластичності. Результати досліджень, виконаних у працях [20, 128], свідчать, що фізична міцність гетерогенних сталей і чистого заліза однакова й визначається довжиною заблокованої лінії ковзання. У перлітних стальах ця величина обумовлюється шириною феритного проміжку, а роль бар'єрів для руху дислокаций відіграють цементитні пластини перліту. Пришвидшене охолодження, підвищуючи дисперсність перліту внаслідок зменшення ширини як феритних, так і цементитних пластин, а також зменшення в структурі кількості доефектодіального фериту призводять до підвищення характеристик міцності та ударної в'язкості.

З'ясовано, що термічна обробка (пришвидшене охолодження), підвищуючи характеристики міцності, позитивно впливає і на в'язкість руйнування K_{IC}

Таблиця 13. Механічні властивості вуглецевих сталей

Умовне маркування сталі	Швидкість охолодження V_{ox} , ° С/с	Механічні властивості					
		Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість КСВ, Дж/см ²	В'язкість руйнування K_{IC} , МПа · м ^{1/2}
№ 8	1	753	427	24	48	38,7	71,6
	6	814	507	25	47	45,6	86,5
	10	906	591	19	47	51,5	92,6
№ 9	1	840	468	20	38	27,0	59,5
	6	974	583	15	37	33,6	65,9
	10	1014	651	12	37	36,7	70,9
№ 10	1	910	475	15	33	21,3	51,0
	6	1067	727	13	33	26,8	63,8
	10	1131	832	10	32	31,2	64,1

2.4. Вплив швидкості охолодження на структурний стан, службові механічні властивості та в'язкість ...

для всіх досліджуваних сталей. Прийнято вважати, що в разі підвищення міцності сталі, що досягається збільшенням вмісту вуглецю в ній або її термічною обробкою, в'язкість руйнування сталі знижується. Однак результати проведених досліджень і аналізу діаграм конструктивної міцності [129, 130] свідчать, що, змінюючи структурний стан сталі, можна змінювати цю закономірність, поліпшуючи співвідношення між K_{1C} і межею плинності. З огляду на фізичну сутність в'язкості руйнування K_{1C} і результатів аналізування літературних даних з цього питання можна стверджувати про наявність залежності між в'язкістю руйнування K_{1C} і комплексом механічних властивостей (тимчасовим опором, межею плинності, відносним подовженням і відносним звуженням).

Досі численні спроби встановити кореляційний зв'язок між K_{1C} і різними характеристиками механічних властивостей не були успішними [125, 131, та ін.]. Розкид експериментальних і розрахункових значень у всіх випадках досягає кількох десятків відсотків. На думку авторів праці [48], збільшення тимчасового опору, межі плинності, відносного подовження і відносного звуження призводить до підвищення в'язкості руйнування K_{1C} ; у випадку підвищення характеристик міцності та зниження показників пластичності K_{1C} зменшується. У разі інших варіантів взаємної зміни міцності та пластичності, на думку авторів [48], однозначної відповіді на це питання немає.

Аналізуючи наведені залежності, бачимо, що між в'язкістю руйнування K_{1C} і показниками міцності та пластичності існує зв'язок: якщо внаслідок термічної обробки або зміни хімічного складу сталі підвищуються характеристики міцності й не зменшується відносне звуження, то це спричиняє збільшення в'язкості руйнування K_{1C} . Зменшення відносного звуження в разі збільшення міцносних характеристик призводить до зниження в'язкості руйнування K_{1C} . Таким чином, відносне звуження, а не характеристики пластичності в цілому, є мірою граничної пластичності сталі та має визначальний вплив на в'язкість руйнування K_{1C} за статичного навантаження.

Відносне подовження — це середня деформація робочої частини зразка. Воно не враховує локальної деформації в шийці, що утворюється перед розривом, тому не відображає граничної здатності матеріалу до пластичної деформації. Важливішою властивістю є відносне звуження, що характеризує здебільшого здатність матеріалу до зосередженої деформації та відображає, тим самим, його граничну здатність до пластичного деформування в локальному об'ємі. Від того, які локальні деформації можуть існувати в металі, залежить можливість релаксації пікових напружень, а отже, опірність крихкому руйнуванню.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 2

1. Вивчено особливості зародження тріщин у вуглецевих стальах різного рівня міцності зі структурою пластинчастого перліту. Показано, що незалежно від вмісту вуглецю в сталі ($C = 0,45—0,63 \%$) і дисперсності перліту зародження та розвиток тріщин відбуваються в більш м'якій структурній складової — феріті без руйнування цементитних пластин.

РОЗДІЛ 2. Вплив вмісту вуглецю та структурного стану сталей для залізничних коліс на тріщиностійкість ...

2. У разі наведення попередньої втомної трішини в компактному зразку для визначення в'язкості руйнування зі збільшенням максимального навантаження циклу відбувається зростання значення в'язкості руйнування K_{IC} . Збільшення максимального навантаження циклу на першому ступені від 44 200 до 103 000 Н (тобто у 2,3 раза) підвищує в'язкість руйнування K_{IC} від 73,6 до 86,3 МПа · м^{1/2} (тобто на 17 %).

3. Досліджено вплив довжини концентратора в компактному зразку та швидкості його навантаження у випадку позацентрового розтягання на в'язкість руйнування. Показано, що зміна довжини концентратора та швидкості навантаження відповідно 28—40 мм і 0,1—100 кН/с не впливають на значення в'язкості руйнування K_{IC} .

4. Отримано залежності в'язкості руйнування K_{IC} та ударної в'язкості в ободі залізничного колеса від вмісту вуглецю, які описуються лінійними рівняннями. Великі значення коефіцієнтів парної кореляції ($R = 0,98$) свідчать про досить тісний кореляційний зв'язок між досліджуваними характеристиками.

5. Показано, що в разі підвищення міцності вуглецевих сталей необхідно надавати перевагу термічній обробці над підвищенням вмісту вуглецю в сталі, бо у першому випадку зростає також ударна в'язкість і в'язкість руйнування K_{IC} .

РОЗДІЛ 3

ВПЛИВ ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ ТА СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС НА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ ЗА ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

3.1. ВПЛИВ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ НА ЗАКОНОМІРНОСТІ ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ

Достовірна оцінка опору крихкому руйнуванню виробів з конструкційних сталей неможлива без застосування критеріїв механіки руйнування, основним серед яких є критичний коефіцієнт інтенсивності напружень у разі статично-го навантаження (в'язкість руйнування) K_{1C} . Протягом останніх років як в Україні, так і в деяких зарубіжних країнах проведено достатньо досліджень впливу на цей показник різного структурного стану конструкційних сталей та їх хімічного складу [120, 132, 133]. Однак для сталевих виробів, які в процесі експлуатації зазнають впливу не тільки статичних, а й циклічних навантажень, знання цього показника є недостатнім.

Припущення на ранній стадії дослідження цієї проблеми про те, що, визначаючи K_{1C} у разі статичних навантажень, можна передбачити умови поширення тріщини в процесі втоми, а також те, що значення в'язкості руйнування за статичного і циклічного навантажень збігаються, виявилося не зовсім надійним. Результати подальших досліджень, проведених різними авторами, свідчать, що характеристики статичної та циклічної в'язкостей руйнування здебільшого не збігаються, а інтенсивність впливу структурних параметрів на ці параметри може бути не тільки різною, а й змінювати його напрямок на протилежний [67, 134].

Для втомного руйнування характерна значно більша макроскопічна нерівномірність, ніж руйнування у випадку одноразового навантаження. Тому енергомісткість навантажуваного тіла в разі повторного навантаження суттєво зменшується, а саме втомне навантаження може бути окрихчувальним чинником. Такий вплив малих пластичних деформацій підвищує чутливість матеріалу до різних дефектів.

На відміну від руйнування за статичного навантаження, яке відбувається з досить великою швидкістю і кінетичні параметри якого не мають практичного значення, циклічне руйнування відбувається протягом досить тривалого проміжку часу, порівнянного із загальним ресурсом роботи сталевого виробу або часом між його плановими перевірками. Тому для оцінювання опору втомному руйнуванню використовуються не тільки силові критичні характеристики (наприклад, циклічна в'язкість руйнування K_{fc}), а й параметри, що характеризують кінетику процесу (наприклад, швидкість росту втомної тріщини).

Кінетику розвитку втомних тріщин досліджували переважно на спеціальних легованих стальях. Для сталей масового виробництва, до яких належать і вуглецеві сталі, такі дослідження практично відсутні.

Існує багато праць, присвячених вивченням впливу структури на параметри циклічної в'язкості руйнування [68, 75, 109, 135, 136]. Сформовані узагальнені уявлення, які б дали змогу пояснити, якими чинниками визначається рівень показників циклічної в'язкості руйнування і в якому напрямку необхідно впливати на структуру з метою підвищення цих показників без шкоди для інших показників конструктивної міцності сталей [68].

Оскільки залізничні колеса в процесі експлуатації зазнають впливу не тільки статичних, а й циклічних навантажень, то для оцінювання їх експлуатаційної надійності разом зі статичною в'язкістю руйнування необхідно застосовувати показники, які характеризують кінетику розвитку втомної тріщини з побудовою кінетичних діаграм втомного руйнування (КДВР).

Визначено такі показники КДВР за різних швидкостей охолодження (в інтервалі 1—10 °C/c) зразків колісної сталі із вмістом вуглецю від 0,48 до 0,64 %:

- K_{th} — максимальне значення коефіцієнта інтенсивності напружень, за якого тріщина не розвивається протягом заданої кількості циклів (пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень);
- dL/dN — швидкість росту тріщини на другій (прямолінійній) ділянці КДВР;
- n — темп збільшення швидкості росту втомної тріщини (тангенс кута нахилу прямолінійної ділянки КДВР),
- K_{fc} — критичний коефіцієнт інтенсивності напружень у разі циклічного навантаження (циклічна в'язкість руйнування).

Хімічний склад і механічні властивості, визначені за статичного навантаження, подано відповідно в табл. 12 і 13 (див. розд. 2).

На рис. 25—27 наведено кінетичні діаграми втомного руйнування досліджуваних сталей після пришвидшеного охолодження з аустенітної області з різними швидкостями, а в табл. 14 — значення основних параметрів цих діаграм.

Як бачимо, пришвидшене охолодження призводить до підвищення як порогового K_{th} , так і критичного K_{fc} коефіцієнтів інтенсивності напружень. Однак ступінь впливу швидкості охолодження вуглецевих сталей з аустенітної області на ці показники різна. Якщо підвищення швидкості охолодження в інтервалі 1—10 °C/c спричиняє зростання критичного коефіцієнта інтенсивності напружень досліджуваних сталей в середньому на 27 %, то пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень за тих самих умов збільшується в середньому на 54 %.

Вплив швидкості охолодження на параметри кінетики розвитку тріщини пов'язаний насамперед із закономірностями зміни структурного стану досліджуваних сталей.

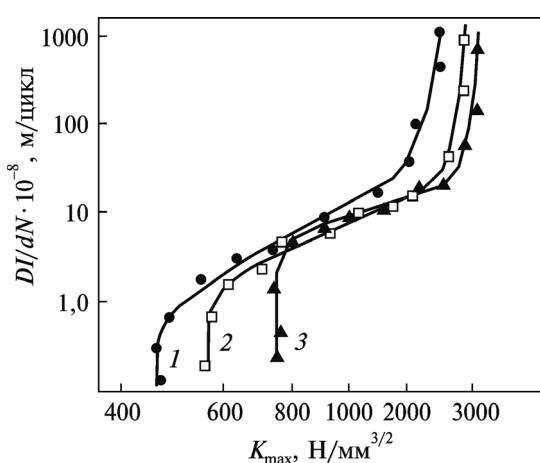


Рис. 25. Кінетична діаграма втомного руйнування вуглецевої сталі № 8 ($C = 0,49 \%$) за різної швидкості охолодження:
1 — $1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$; 2 — $6 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$; 3 — $10 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$

3.1. Вплив структурного стану вуглецевих сталей на закономірності втомуного руйнування

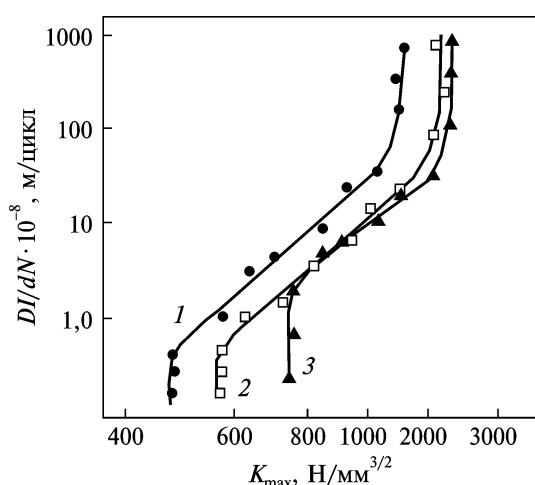
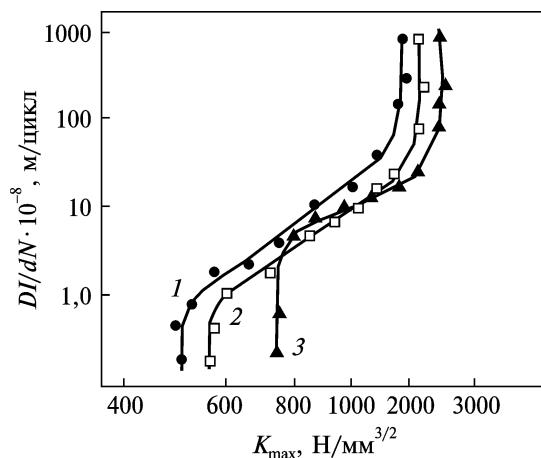
Рис. 26. Кінетична діаграма втомуного руйнування вуглецевої сталі № 9 ($C = 0,56\%$) за різної швидкості охоложення. Позначення такі самі, як на рис. 25

Зростання швидкості охолодження зумовлює підвищення дисперсності перлітної складової в структурі та зменшення кількості дозвіткоїдного фериту (рис. 24, див. розд. 2). Як відомо, така зміна структурних параметрів призводить до підвищення характеристик міцності сталей [137]. Автори деяких праць показали, що підвищення межі міцності та межі плинності може впливати на пороговий коефіцієнт інтенсивності напруження [138, 139].

Підвищення критичного коефіцієнта інтенсивності напружень K_{fc} визна-
чається дещо іншими структурними параметрами. З одного боку, підвищення
дисперсності перліту сприяє зростанню міцності, пластичності та в'язкості,
що позитивно впливає на критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{fc} .
З іншого боку, згідно з І.М. Францевичем [114], зменшення кількості доевтек-
тоїдного фериту в перлітних сталях може привести до окрихування цих
сталей, що негативно впливає на критичний коефіцієнт інтенсивності напру-
женъ K_{fc} . Сумарний вплив зміни таких структурних параметрів на K_{fc} у різних
напрямках зрештою й спричиняє незначне підвищення цього показника.

Результати досліджень свідчать, що перші лінії зсуву у феритно-перлітних сталях виникають у фериті [140]. Це узгоджується із загальним уявленням про переважне виникнення осередків втомного руйнування в більш м'якій структурній складовій сталі.

Утомні субмікротріщини, які виникають у місцях скупчення ліній зсуву,



жуть у місцях скупчення ліній зсуву, поширюються ними і набувають зигзагоподібної нерівної форми. За низьких рівнів напружень вони проходять у фериті, місцями огинаючи перлітні ділянки [140]. Такий характер розвитку втомних тріщин спостерігається навіть у суто перлітній структурі [141].

Збільшення швидкості охоложення у випадку термічної обробки зумовлює зменшення кількості над-

Рис. 27. Кінетична діаграма втомуного руйнування вуглецевої сталі № 10 ($C = 0,63\%$) за різної швидкості охолодження. Позначення такі самі, як на рис. 25

Таблиця 14. Параметри кінетичних діаграм втомного руйнування вуглецевих сталей після різних швидкостей охолодження в разі термічної обробки

Умовне маркування сталі	Швидкість охолодження V_{ox} , °C/с	Пороговий коефіцієнт інтенсивності напруження K_{th} , Н/мм ^{3/2}	Коефіцієнт інтенсивності напруження K^* , Н/мм ^{3/2}	Тангенс кута нахилу прямолінійної ділянки n	Критичний коефіцієнт інтенсивності напруження K_f , Н/мм ^{3/2}
№ 1	1	480	920	3,12	2440
	6	570	1100	3,05	2850
	10	750	1140	2,91	3020
№ 1	1	505	890	3,54	1910
	6	575	1040	3,46	2170
	10	750	1085	3,36	2420
№ 3	1	475	840	3,84	1730
	6	565	985	3,76	2100
	10	755	1015	3,67	2230

лишкового фериту та міжпластиначастої відстані в перліті, а також ймовірності утворення субмікротріщин у фериті, а в разі утворення їх траєкторія руху буде сильно викривлятися через незначні розміри феритних ділянок. Як наслідок пороговий коефіцієнт інтенсивності напруження K_{th} для всіх досліджуваних сталей зростає (рис. 25–27, табл. 14).

За переходу до другої ділянки кінетичної діаграми втомного руйнування (підвищення рівня K_{max}) структурна чутливість показників циклічної в'язкості руйнування змінюється. Пришвидшене охолодження в інтервалі швидкостей 1–10 °C/с призводить до зниження швидкості росту тріщини в досліджуваних стальях. При цьому незначно знижується показник n і відбувається зменшення кінетичної діаграми втомного руйнування праворуч уздовж осі абсцис (рис. 25–27). Така зміна показників КДВР є наслідком підвищення опірності пластичній деформації термоzmіцнених сталей за збереження високого рівня пластичності.

Параметри структури середньовуглецевих феритно-перлітних сталей по-різному впливають на характеристики першої та другої ділянок кінетичної діаграми втомного руйнування. Це наслідок зміни розміру зони пластичної деформації в зоні тріщини, що розвивається, яка має мінімальні розміри (в межах одного зерна) за малих значень K_{max} , і може поширюватися на кілька зерен зі зростанням K_{max} [141].

Різну структурну чутливість першої та другої ділянок КДВР описано в праці [135] і для інших класів конструкційних сталей. Однак результати досліджень свідчать, що твердити про повну структурну нечутливість другої ділянки КДВР, як це вказано в [67], не зовсім правомірно.

Мікроструктуру досліджуваних зразків після розглядування режимів термічної обробки наведено на рис. 28, а їх стандартні механічні властивості та параметри КДВР з прив'язкою до розміру зерна — відповідно в табл. 15 і 16. На рис. 29–31 подано кінетичні діаграми втомного руйнування досліджуваних сталей з різним розміром зерна.

3.1. Вплив структурного стану вуглецевих сталей на закономірності втомного руйнування

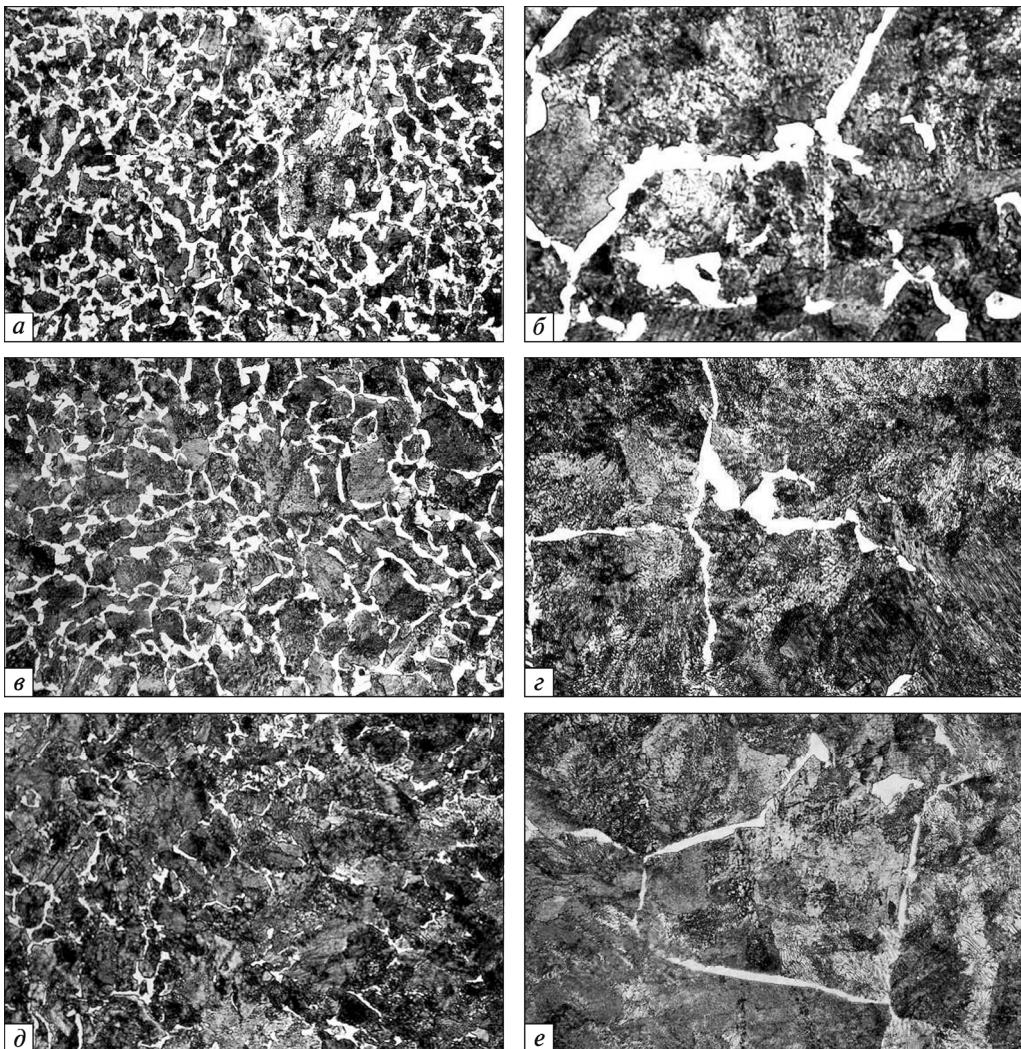


Рис. 28. Мікроструктура вуглецевих сталей після охолодження з аустенітної області від різних температур зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$: *a, б* — сталь № 8; *в, г* — сталь № 9; *д, е* — сталь № 10; *a, в, д* — температура нагрівання $850^{\circ}\text{C}/\text{s}$; *б, г, е* — температура нагрівання $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ($\times 800$)

Результати досліджень свідчать, що зменшення середнього розміру зерна від третього до сьомого номера майже не впливає на пороговий коефіцієнт інтенсивності напруження K_{th} .

Проте швидкість росту втомної тріщини на другій прямолінійній ділянці КДВР у разі подрібнення зерна значно знижується. Це пов'язано зі зміною параметра n (тангенса кута нахилу прямолінійної ділянки), який зменшується на 18–35 % залежно від вмісту вуглецу.

У грубозернистій середньовуглецевій сталі темп збільшення швидкості росту втомної тріщини в 1,6 раза вищий, ніж у дрібнозернистій, що підтвер-

РОЗДІЛ 3. Вплив вмісту вуглецю та структурного стану сталей для залізничних коліс на тріщиностійкість ...

Таблиця 15. Стандартні механічні властивості вуглецевих сталей залежно від розміру дійсного зерна

Умовне маркування сталі	Середній розмір зерна d_3 , мм	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності σ_t , МПа ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCU Дж/см ²
№ 8	0,123	738	412	19	24	16,7
	0,0275	753	427	24	48	53,5
№ 9	0,117	810	445	15	19	11,0
	0,0285	840	468	19	38	24,7
№ 10	0,112	866	476	15	20	9,4
	0,0289	903	487	15	33	23,1

Таблиця 16. Параметри кінетичних діаграм утомного руйнування вуглецевих сталей залежно від розміру дійсного зерна

Умовне маркування сталі	Середній розмір зерна d_3 , мм	K_{th} , H/mm ^{3/2}	K^* , H/mm ^{3/2}	K_f , H/mm ^{3/2}	n
№ 8	0,123	460	850	2060	3,64
	0,0275	480	920	2440	3,12
№ 9	0,117	480	820	1220	4,39
	0,0285	505	890	1910	3,54
№ 10	0,112	460	710	1060	5,09
	0,0289	475	840	1730	3,84

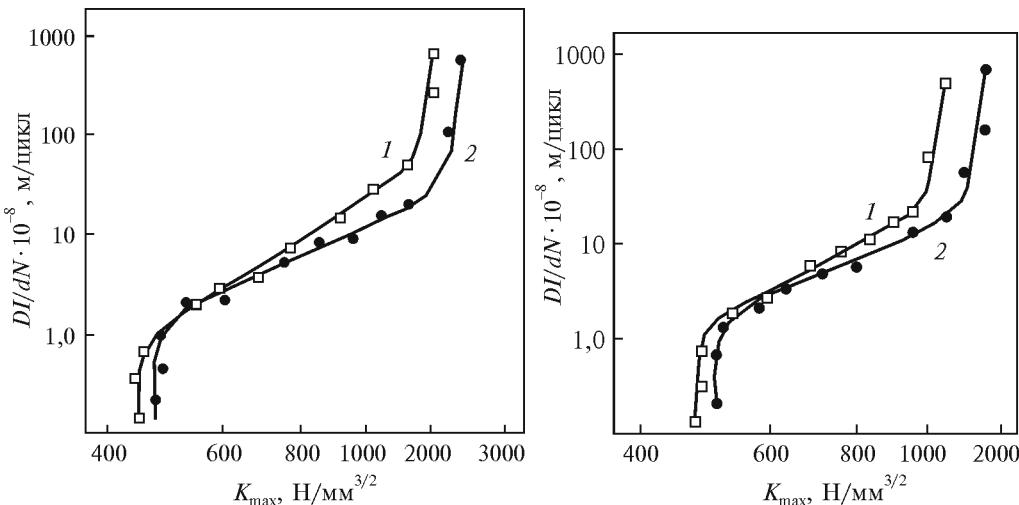


Рис. 29. Кінетична діаграма втомного руйнування сталі № 1 з різним розміром дійсного зерна: 1 – 0,123 мм; 2 – 0,0275 мм

Рис. 30. Кінетична діаграма втомного руйнування сталі № 2 з різним розміром дійсного зерна: 1 – 0,117 мм; 2 – 0,0285 мм

3.1. Вплив структурного стану вуглецевих сталей на закономірності втомного руйнування

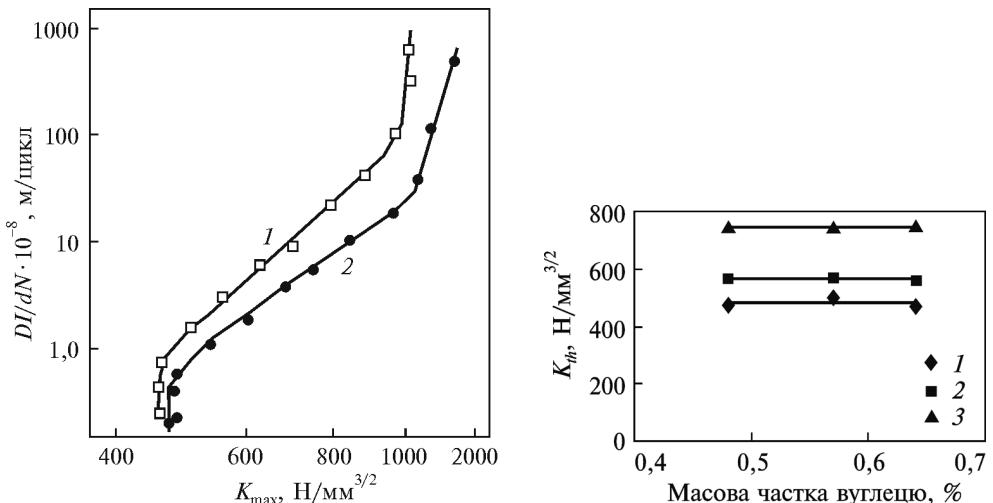


Рис. 31. Кінетична діаграма втомного руйнування сталі № 3 з різним розміром дійсного зерна: 1 — 0,112 мм; 2 — 0,0289 мм

Рис. 32. Вплив вмісту вуглецю в сталі на її пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень K_{th} : 1 — $V_{ox} = 1$ °C/c; 2 — $V_{ox} = 6$ °C/c; 3 — $V_{ox} = 10$ °C/c

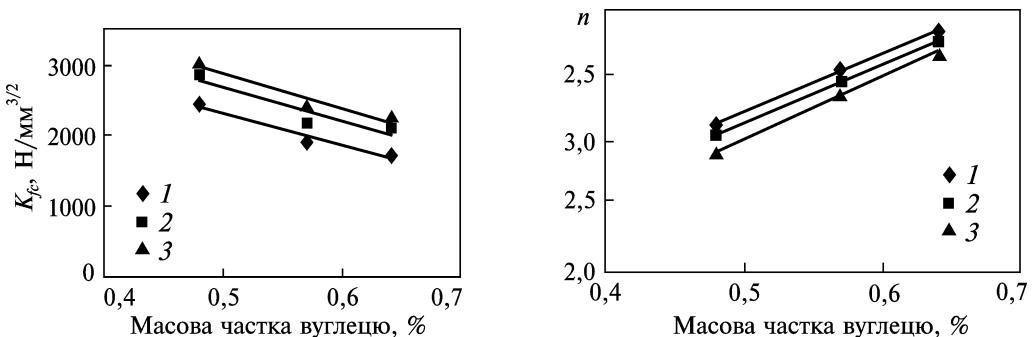


Рис. 33. Вплив вмісту вуглецю в сталі на її критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{fc} . Позначення такі самі, як на рис. 32

Рис. 34. Вплив вмісту вуглецю в сталі на її параметр n лінійної ділянки КДВР. Позначення такі самі, як на рис. 32

джує висновки багатьох авторів про те, що межі зерен є перешкодою для руху втомних тріщин, оскільки площини руйнування сусідніх зерен дуже часто не збігаються, а поширення тріщини в сусідньому зерні, найімовірніше, може відбуватися як зародження нової тріщини [123].

Проаналізовано основні показники кінетики втомного руйнування залежно від вмісту вуглецю (рис. 32—34).

З кінетичних діаграм утомного руйнування бачимо, що порогове значення коефіцієнта інтенсивності напружень K_{th} у діапазоні 0,48—0,64 % С не за-

лежить від вмісту вуглецю і становить $480\text{--}755 \text{ Н/мм}^{3/2}$ для різних режимів термічної обробки (рис. 32).

Відмінність у швидкості росту втомної тріщини починає проявлятися за високих значень K_{\max} (друга ділянка КДВР), і чим більший вміст вуглецю, тим вища швидкість росту тріщини. Зміна швидкості росту тріщини впливає на зміну параметра n , який лінійно зростає в середньому на 25 % для всіх термічно змінених станів (рис. 33).

Збільшення міцності вуглецевих сталей унаслідок збільшення в них вмісту вуглецю, на відміну від термічної обробки, призводить до зниження пластичності та ударної в'язкості сталі. Вуглець негативно впливає і на критичний коефіцієнт інтенсивності напруження K_{fc} , зменшуючи його значення в досліджуваних стальях у середньому на 35—41 % залежно від швидкості охолодження (рис. 34).

3.2. КІНЕТИКА РОСТУ ВТОМНИХ ТРІЩИН І РОЗРАХУНОК КРИТИЧНИХ РОЗМІРІВ ДЕФЕКТІВ У ОБОДАХ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

На сьогодні переконливо доведено, що руйнування — це процес зародження та розвитку втомної тріщини до критичної довжини [15]. Ці тріщини відіграють роль концентраторів напруження, в усті яких під час прикладання навантаження в декілька разів зростає напруження порівняно з основним металом виробу. Опірність матеріалів зародженню та розвитку втомної тріщини визначається його чутливістю до концентраторів напруження. Цей показник є однією з головних характеристик надійності конструкційних матеріалів. Особливо важливим він є для конструкційних сталей високої міцності, до яких належать і вуглецеві сталі. Проблема оцінювання чутливості сталей до концентраторів напруження є найактуальнішою саме для залізничних коліс. Це пов'язано з кількома причинами. По-перше, рівень міцності залізничних коліс досить високий ($\sigma_b = 800\text{--}1100 \text{ МПа}$ залежно від хімічного складу сталі). По-друге, в процесі експлуатації в залізничних колесах на поверхні кочення практично неможливо уникнути появи дрібних тріщин, які за певних умов можуть розвиватися до критичної довжини. І, по-третє, для залізничних коліс ставиться цілий комплекс вимог до механічних властивостей. При цьому в деяких випадках досягнення високого рівня одних механічних характеристик (наприклад, зносостійкості) може призводити до зниження інших (наприклад, в'язкості).

Чутливість колісних сталей до концентраторів напруження вивчали на зразках залізничних коліс у стані постачання з різним вмістом вуглецю (хімічний склад наведено в табл. 9 (див. розд. 2)).

На рис. 35 зображені криві росту втомної тріщини зразків з досліджуваних коліс. Вони характеризують зміну довжини втомної тріщини з початковим концентратором напруження (вісь ординат) залежно від кількості циклів утомного навантаження (вісь абсцис). Криві побудовані за сталих параметрів навантаження: $P_{\max} = 35000 \text{ Н}$, $P_{\min} = 3500 \text{ Н}$, $f = 6 \text{ Гц}$.

3.2. Кінетика росту втомних тріщин і розрахунок критичних розмірів дефектів у ободах ...

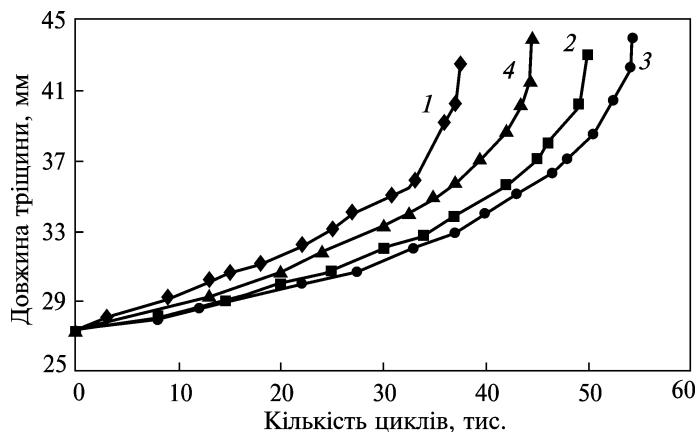


Рис. 35. Криві росту втомної тріщини у зразках, вирізаних з ободів залізничних коліс: 1 — $C = 0,56\%$; 2 — $C = 0,47\%$; 3 — $C = 0,45\%$; 4 — $C = 0,54\%$

Як бачимо з рис. 35, збільшення вмісту вуглецю в досліджуваних колесах призводить до підвищення швидкості росту втомної тріщини. Про це свідчить зміщення відповідних кривих угору вздовж осі ординат.

Ще одним показником чутливості сталей до концентраторів напружень може бути втомна довговічність, яка визначається кількістю циклів навантаження до досягнення тріщиною критичної довжини. За критичну довжину приймається довжина тріщини, за якої відбувається перехід до її лавиноподібного росту. З рис. 36 бачимо, що для досліджуваних коліс ця характеристика має такі значення: сталь № 1 — 54 000 циклів, сталь № 2 — 49 000 циклів, сталь № 5 — 44 000 циклів і сталь № 6 — 35 000 циклів. Отже, підвищення вмісту вуглецю в залізничних колесах призводить до зниження їх втомної довговічності.

Очевидно, що одним із чинників, що впливає на довговічність сталевих виробів (включаючи залізничні колеса), є експлуатаційне навантаження. У праці наведено результати досліджень впливу рівня цієї характеристики на втомну довговічність на зразках, вирізаних із залізничних коліс із різним вмістом вуглецю.

На рис. 37 зображені криві росту втомної тріщини для залізничних коліс з різним вмістом вуглецю за максимального навантаження циклу: 30 000 Н і 35 000 Н.

Зниження максимального навантаження циклу спричиняє зростання втомної довговічності. За зниження навантаження на 17 % довговічність зразків, вирізаних із залізничних коліс із вмістом вуглецю 0,47 %, збільшується від 45 000 до 90 000 циклів, а для зразків, вирізаних

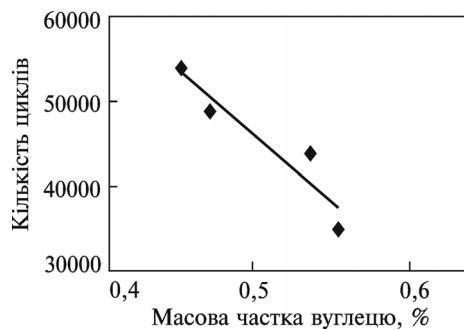


Рис. 36. Вплив вмісту вуглецю в колесах на кількість циклів до утворення тріщини критичної довжини

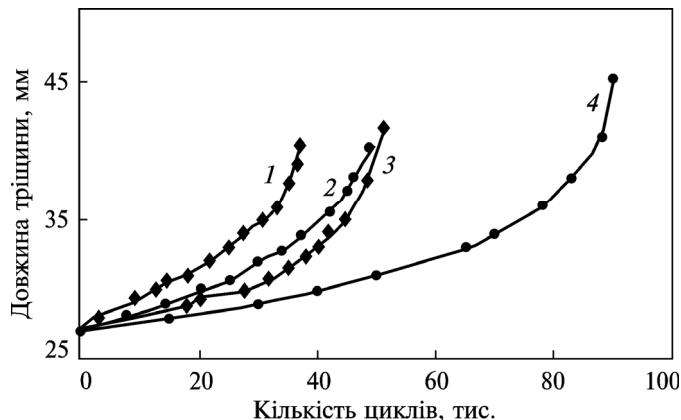


Рис. 37. Криві росту втомної тріщини досліджуваних сталей за різних навантажень: 1 — $C = 0,56\%, P = 35\,000\text{ H}$; 2 — $C = 0,47\%, P = 35\,000\text{ H}$; 3 — $C = 0,56\%, P = 30\,000\text{ H}$; 4 — $C = 0,47\%, P = 30\,000\text{ H}$

з коліс із вмістом вуглецю 0,56 % — від 35 000 до 55 000 циклів. Цей результат є очікуваним.

Вартий уваги є те, що за досліджуваних рівнів навантаження для сталей з різним вмістом вуглецю значення (у відносних одиницях) втомової довговічності є різним. При $P = 30\,000\text{ H}$ воно становить 82 %, а за підвищення навантаження до 35 000 Н ця різниця зменшується до 36 %, тобто більш ніж у два рази. Можна припустити, що це пов'язано з особливостями структурного стану досліджуваних сталей перлітного класу, зокрема зі зміною співвідношення між товщиною феритних і цементитних пластин.

У більшості випадків втомні тріщини в залізничних колесах виникають на поверхні кочення обода [142]. Для опису закономірностей зародження та розвитку втомних тріщин у залізничних колесах рекомендується використовувати модель розвитку чвертьеліптичної тріщини, яка, на думку багатьох авторів, повніше характеризує цей процес [120, 143]. Для визначення критичної довжини тріщини в залізничному колесі можна скористатися такою формулою [143]:

$$K_{1fc} = 1,45\sigma\sqrt{l}, \quad (9)$$

де K_{1fc} — критичний коефіцієнт інтенсивності напруження за циклічного навантаження, $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$; σ — сумарне максимальне напруження, що виникає в колесі в процесі експлуатації, МПа ; l — критичний розмір дефекту, м .

Таблиця 17. Значення критичної довжини втомної тріщини в залізничних колесах із різним вмістом вуглецю

Умовне маркування сталей	Масова частка вуглецю, %	Критична довжина тріщини, мм
№ 1	0,45	22,1
№ 2	0,47	18,9
№ 5	0,54	15,3
№ 6	0,56	13,1

Для розрахунку критичного розміру дефекту експериментально на зразках, вирізаних з коліс у стані постачання, визначено характеристику K_{1fc} . З літературних джерел відомо [144], що максимальні розтягувальні напруження, які виникають у металі ободів коліс у про-

3.3. Вплив параметрів структури металу залізничних коліс на чутливість до концентраторів напружень

цесі експлуатації, дорівнюють 400 МПа. З використанням формули (9) проведено розрахунок критичної довжини втомної тріщини в ободах залізничних коліс із різним вмістом вуглецю. Отримані результати подано в табл. 17 і на рис. 38.

Як бачимо, підвищення вмісту вуглецю в залізничних колесах призводить до зниження критичної довжини втомної тріщини.

Результати досліджень свідчать, що навіть за мінімального значення критичної довжини втомної тріщини ($l = 13,1$ мм для $C = 0,56\%$), визначена в ободах залізничних коліс, у кілька разів перевищує розміри еталонного дефекту $d = 3$ мм, за яким відбувається відбракування коліс під час ультразвукового контролю у виробника. Це засвідчує високий рівень надійності контролю коліс при УЗК.

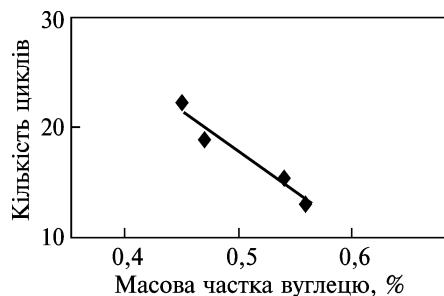


Рис. 38. Вплив вмісту вуглецю на критичну довжину втомної тріщини в ободах залізничних коліс

3.3. ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС НА ЧУТЛИВІСТЬ ДО КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ

Щоб дослідити надійність різних сталевих виробів (у тому числі й залізничних коліс) з точки зору механіки руйнування, яка описує поведінку матеріалів за наявності концентраторів напружень, потрібно встановити надійні кореляційні зв'язки між цими характеристиками і стандартними механічними властивостями, які наведено в технічних вимогах відповідних нормативних документів. Для залізничних коліс такими є твердість, межа міцності, межа плинності, відносне подовження, відносне звуження та ударна в'язкість.

У літературних джерелах є дані щодо дослідження цього питання для різних конструкційних матеріалів, у тому числі і для вуглецевих сталей [47, 124, 145]. Проте численні спроби встановити спільні для всіх конструкційних сталей закономірності зміни характеристик механіки руйнування від механічних властивостей не були успішними. Наразі переконливо доведено, що такі залежності можна встановити лише для конкретних класів конструкційних сталей з певним рівнем міцності. Перехід до іншого класу конструкційних сталей або до зміни їх рівня міцності призводить до зміни характеру кореляційної залежності між досліджуваними характеристиками.

Проведено дослідження зв'язку між механічними властивостями зразків, вирізаних з ободів залізничних коліс, і такими параметрами механіки руйнування за циклічного навантаження, як критична довжина втомної тріщини і довговічність (кількість циклів втомного навантаження до досягнення критичної довжини).

Хімічний склад залізничних коліс для досліджень наведено в табл. 9, а їх механічні властивості — у табл. 10 (колеса з умовним маркуванням № 1, 2, 5, 6).

У табл. 18 подано значення коефіцієнтів парних кореляцій між досліджуваними характеристиками, визначеними в ході кореляційного аналізу. З огляду на те, що між критичною довжиною втомної тріщини і довговічністю є дуже тісний кореляційний зв'язок (коефіцієнт кореляції $R = 0,986$), у праці досліджувався зв'язок з механічними властивостями тільки одного з певних критеріїв механіки руйнування, а саме критичною довжиною втомної тріщини.

З табл. 18 випливає, що підвищення характеристик міцності досліджуваної сталі негативно впливає на критичну довжину втомної тріщини. Водночас зростання показників пластичності та ударної в'язкості позитивно впливає на досліджувану характеристику надійності. Найбільше значення коефіцієнт парної кореляції критичної довжини втомної тріщини має з межею міцності ($R = -0,89$) і відносним звуженням ($R = 0,88$).

Результати досліджень множинної кореляції між критичною довжиною втомної тріщини і механічними властивостями з максимальними значеннями коефіцієнтів парної кореляції (межею міцності і відносним звуженням) свідчать, що цей взаємозв'язок досить надійно описується лінійним рівнянням:

$$a_{kp} = 47,7477 - 0,1119\sigma_b + 0,1042\psi, \quad (10)$$

де σ_b — межа міцності, МПа; ψ — відносне звуження, %.

Коефіцієнт множинної кореляції для рівняння (10) дорівнює $R = 0,99$, що засвідчує досить тісний кореляційний зв'язок між досліджуваними характеристиками.

Відомо, що властивості металів і сплавів визначаються їх структурним станом. У ранніх працях співробітників ІЧМ НАНУ показано зв'язок між параметрами мікроструктури конструкційних сталей і показником в'язкості руйнування K_{IC} , а також встановлено кореляційну залежність між ними [146—149]. Проте деякі вироби з конструкційних сталей (наприклад, залізничні колеса) у процесі експлуатації зазнають впливу циклічних навантажень, тому між параметрами мікроструктури та їх характеристиками втомної міцності потрібно встановити залежність.

З метою дослідження впливу структурного стану сталі для залізничних коліс на втомну довговічність за різних рівнів напружень проводили випро-

Таблиця 18. Значення коефіцієнтів парних кореляцій між механічними властивостями і характеристиками механіки руйнування зразків, вирізаних з ободів коліс

№ з/п	Параметр	Коефіцієнт парної кореляції						
		1	2	3	4	5	6	7
1	Довговічність до критичної довжини тріщини N , циклів	1	—	—	—	—	—	—
2	Критична довжина тріщини a_{kp} , мм	0,99	1	—	—	—	—	—
3	Межа міцності σ_b , МПа	-0,89	-0,89	1	—	—	—	—
4	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	-0,76	-0,76	0,89	1	—	—	—
5	Відносне подовження δ_5 , %	0,74	0,78	-0,50	-0,43	1	—	—
6	Відносне звуження ψ , %	0,86	0,88	-0,61	-0,51	0,96	1	—
7	Ударна в'язкість КСУ, Дж/мм ²	0,79	0,82	-0,59	-0,57	0,75	0,87	1

3.3. Вплив параметрів структури металу залізничних коліс на чутливість до концентраторів напружень

бування за циклічного навантаження зразків, вирізаних з ободів залізничних коліс з умовним маркуванням 1, 2, 5, 6 (табл. 9, 10, див. розд. 2).

Для визначення зв'язку між параметрами мікроструктури і показниками механіки руйнування за циклічного навантаження розраховано розмір зерна, міжпластиначасту відстань перліту, розмір колонії перліту, кількість доевтектоїдного фериту в мікроструктурі досліджуваних сталей. Ці значення наведено в табл. 19, а мікроструктуру ободів досліджуваних коліс — на рис. 21.

У табл. 20 і 21 подано значення коефіцієнтів парних кореляцій між досліджуваними характеристиками, визначеними в ході кореляційного аналізу (максимальне навантаження циклу 30 000 Н і 35 000 Н). Враховуючи той факт, що між критичною довжиною втомної тріщини і довговічністю існує дуже тісний кореляційний зв'язок (коєфіцієнт кореляції $R = 0,99$; див. табл. 18), під час дослідження аналізували зв'язок з параметрами мікроструктури лише з критичною довжиною втомної тріщини.

З табл. 20 випливає, що вищими є значення коефіцієнта парної кореляції критичної довжини втомної тріщини з міжпластиначастою відстанню перліту ($R = -0,48$) і кількістю доевтектоїдного фериту ($R = 0,67$).

Таблиця 19. Параметри мікроструктури металу досліджуваних коліс

Умовне маркування згідно з табл. 9	Масова частка вуглецю, %	Міжпластиначаста відстань ΔS , мкм	Розмір зерна d_s , мкм	Розмір колонії перліту d_k , мкм	Кількість доевтектоїдного фериту Φ , %
1	0,45	0,11	25,4	6,9	15
		0,13	25,64	5,86	15
		0,11	42,17	6,86	14
		0,15	11,8	10,29	13
		0,06	21,88	4,37	17
2	0,47	0,14	24,8	7,1	10
		0,18	26,64	3,59	11
		0,11	32,94	6,88	10
		0,15	17,39	10,84	9
		0,12	22,15	7,1	10
3	0,54	0,16	27,3	6,2	8
		0,19	25,96	12,78	8
		0,15	49,38	4,33	10
		0,16	15,89	3,29	8
		0,12	17,91	4,31	7
4	0,56	0,12	27,7	5,7	6
		0,08	29,85	3,15	4
		0,15	52,36	2,51	5
		0,11	10,39	12,78	8
		0,13	18,18	4,29	7

Із результатів досліджень множинної кореляції між цими параметрами видно, що цей зв'язок досить надійно описується лінійним рівнянням:

$$a_{kp} = 43,058 - 36\Delta S + 0,467\Phi, \quad (11)$$

де ΔS — міжпластиначаста відстань перліту, мкм; Φ — кількість доевтектоїдного фериту, %.

Коефіцієнт множинної кореляції для рівняння (11) становить $R = 0,75$, що свідчить про досить тісний кореляційний зв'язок між досліджуваними характеристиками. Розрахункове значення F -критерію Фішера дорівнює 4,92 і значно перевищує табличне критичне значення ($F_{kp} = 0,0097$), що засвідчує високу адекватність моделі регресії (11).

З рівняння (11) випливає, що збільшення міжпластиначастої відстані перліту зумовлює зменшення критичного розміру втомної тріщини, а саме — руйнування відбудеться за меншого розміру концентратора напружень. Збільшення кількості доевтектоїдного фериту в досліджуваному інтервалі приведе до збільшення критичного розміру втомної тріщини.

Проаналізувавши ступінь впливу окремих чинників (міжпластиначаста відстань перліту та кількість доевтектоїдного фериту) на критичну довжину втомної тріщини, дійшли висновку, що для досліджуваного рівня максимального навантаження циклу більш значущим є вплив зміни кількості доевтектоїдного фериту (62 %) порівняно зі зміною міжпластиначастої відстані перліту (38 %).

У процесі дослідження зв'язку між параметрами структури і критичною довжиною втомної тріщини за вищого максимального навантаження циклу 35 000 Н (табл. 21) найбільші коефіцієнти парних кореляцій критичної довжини тріщини також отримано для міжпластиначастої відстані перліту та кількості доевтектоїдного фериту:

$$a_{kp} = 41,39 - 26\Delta S + 0,228\Phi, \quad (12)$$

де ΔS — міжпластиначаста відстань перліту, мкм; Φ — кількість доевтектоїдного фериту, %.

Коефіцієнт множинної кореляції для рівняння (12) становить $R = 0,73$, що свідчить про досить тісний кореляційний зв'язок між досліджуваними характеристиками. Розрахункове значення F -критерію Фішера дорівнює 4,32 і значно перевищує табличне критичне значення ($F_{kp} = 0,016$), що засвідчує високу адекватність моделі регресії (12).

Таблиця 20. Значення коефіцієнтів парних кореляцій між параметрами мікроструктури і критичною довжиною тріщини втоми металу залізничних коліс (максимальне навантаження циклу $P_{max} = 30\,000$ Н)

№ з/п	Параметр	Коефіцієнт парної кореляції				
		1	2	3	4	5
1	Міжпластиначаста відстань ΔS , мкм	1	—	—	—	—
2	Розмір колонії перліту d_k , мкм	0,22	1	—	—	—
3	Кількість доевтектоїдного фериту Φ , %	-0,24	0,16	1	—	—
4	Розмір зерна d_{sep} , мкм	0,15	-0,43	-0,09	1	—
5	Критична довжина втомної тріщини a_{kp} , мм	-0,48	0,09	0,67	-0,07	1

3.3. Вплив параметрів структури металу залізничних коліс на чутливість до концентраторів напружень

Таблиця 21. Значення коефіцієнтів парних кореляцій між критичною довжиною втомної тріщини і параметрами мікроструктури металу залізничних коліс (максимальне навантаження циклу $P_{\max} = 35\,000$ Н)

№ з/п	Параметр	Коефіцієнт парної кореляції				
		1	2	3	4	5
1	Міжпластиначаста відстань ΔS , мкм	1	—	—	—	—
2	Розмір колонії перліту d_k , мкм	0,22	1	—	—	—
3	Кількість доевтектоїдного фериту Φ , %	-0,25	0,17	1	—	—
4	Розмір зерна d_3 , мкм	0,15	-0,43	-0,09	1	—
5	Критична довжина втомної тріщини a_{kp} , мм	-0,55	0,03	0,59	-0,03	1

Проаналізувавши ступінь впливу окремих чинників (міжпластиначаста відстань перліту та кількість доевтектоїдного фериту) на критичну довжину тріщини, дійшли висновку, що для досліджуваного рівня максимального навантаження циклу більш значущим є вплив зміни міжпластиначастої відстані перліту (53 %) порівняно з кількістю доевтектоїдного фериту (47 %).

Таким чином, за різних рівнів максимального навантаження циклу визначальним є вплив на критичну довжину втомної тріщини в залізничних колесах одних і тих самих структурних параметрів (кількість доевтектоїдного фериту та міжпластиначаста відстань перліту). Однак із підвищеннем навантаження збільшується ступінь впливу дисперсності перліту та зменшується ступінь впливу кількості доевтектоїдного фериту, що, мабуть, пов'язано з підвищеннем імовірності руйнування цементитних пластин.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 3

1. Проаналізувавши отримані кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР), дійшли висновку, що пороговий коефіцієнт інтенсивності напруження K_{th} для досліджуваних сталей ($C = 0,48\text{--}0,64\%$) не залежить від вмісту вуглецю і становить $480\text{--}755$ Н/мм $^{3/2}$ для різних режимів термічної обробки. Відмінності у характеристиках циклічної тріщиностійкості починають проявлятися за високих значень K_{\max} (друга ділянка КДВР), причому чим більший вміст вуглецю, тим вища швидкість росту тріщини.

2. Підвищення вмісту вуглецю негативно впливає на критичний коефіцієнт інтенсивності напруження K_{fc} , знижуючи його значення в досліджуваних стальях у середньому на 35–41 % залежно від швидкості охолодження.

3. Зменшення розміру дійсного зерна в дослідних стальях від 0,139 до 0,0232 мм призводить до підвищення циклічної в'язкості руйнування K_{fc} у середньому на 30 % і не впливає на пороговий коефіцієнт інтенсивності напруження K_{th} .

4. Підвищення вмісту вуглецю в сталі для залізничних коліс зумовлює зниження їх надійності внаслідок зменшення критичної довжини втомної тріщини, у випадку досягнення якої може відбутися крихке руйнування виробу під дією експлуатаційного навантаження.

РОЗДІЛ 4

ВПЛИВ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ

4.1. ВПЛИВ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ В СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ І КОНТАКТНО-ВТОМНУ МІЦНІСТЬ

З метою дослідження впливу структурного стану залізничних коліс з вуглецевої сталі на їх зносостійкість у лабораторних умовах проведено термічну обробку дослідних зразків за спеціальним режимом. Як матеріал для дослідження використовували вуглецеві сталі, хімічний склад яких подано в табл. 11 (див. розд. 2).

Для досліджень впливу структурного стану (зокрема, будови цементиту) на зносостійкість сталей виконано термічну обробку дослідних зразків, яка полягає в їх нагріванні до температур вище за Ac_3 з подальшим охолодженням на повітрі ($V_{ox} = 1 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$) і в соляній ванні ($V_{ox} = 6 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$). Після такої термічної обробки в зразках отримано структуру з пластинчастою будовою цементиту і твердістю $\sim 200\text{--}300 \text{ HB}$. Структуру з глобулярною формою цементиту і рівнем твердості, близьким до зазначеного вище, отримували термічною обробкою, яка полягає в нагріванні до температури вище за Ac_3 з подальшим гартуванням у маслі і відпуском за температур 600—680 $^{\circ}\text{C}$.

Структуру дослідних зразків після термічної обробки за вказаними вище режимами наведено на рис. 39 і 40.

Результати досліджень свідчать, що за близьких значень твердості зносостійкість вуглецевих сталей зі структурою пластинчастого перліту вища, ніж зносостійкість цих самих сталей з глобулярною будовою карбідної фази (табл. 22; рис. 41, 42), що підтверджує результати, отримані авторами праць [150, 151].

Як показано вище, під час випробувань на зношення в зоні контакту відбувається деформаційне зміцнення поверхневих шарів, в яких потім і виникають осередки руйнування у вигляді мікротріщин [152, 153]. Процес руйнування, як відомо, складається із стадії зародження і стадії розвитку тріщини. Тривалість першої стадії визначається опором матеріалу пластичному деформуванню, тобто чим міцніший матеріал, тим за вищих напруженів відбувається зародження тріщини [58], тому вищою є його зносостійкість. Авторами праці [154] встановлено, що сталі зі структурою пластинчастого цементиту мають більшу схильність до деформаційного зміцнення і, отже, більшу опірність зародженню тріщини. Зношення таких сталей відбувається або за вищих напруженів, або за більший проміжок часу (більша кількість циклів) порівняно зі стялями з глобулярною формою карбідів.

Проаналізувавши дані табл. 22, дійшли висновку, що незалежно від структурного стану вуглецевих сталей з підвищенням твердості їх масове зношення змен-

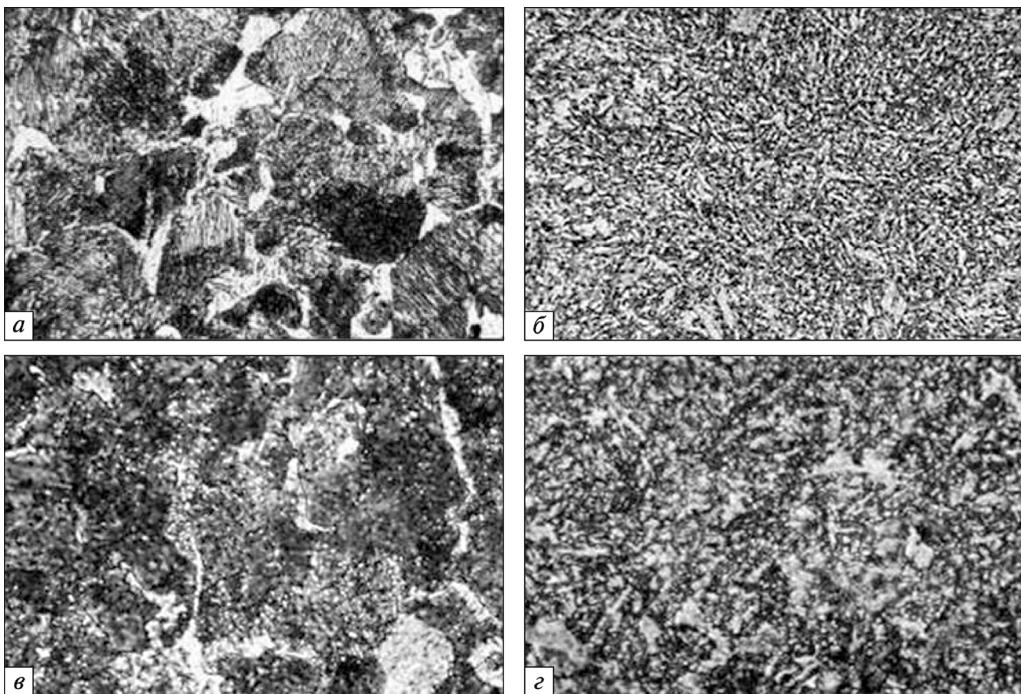


Рис. 39. Мікроструктура зразків вуглецевої сталі № 8 (а, б) і сталі № 9 (с, д) після нормалізації (а, с) і гарячого звільнення при 680 °С (б, д) (197—229 НВ; ×800)

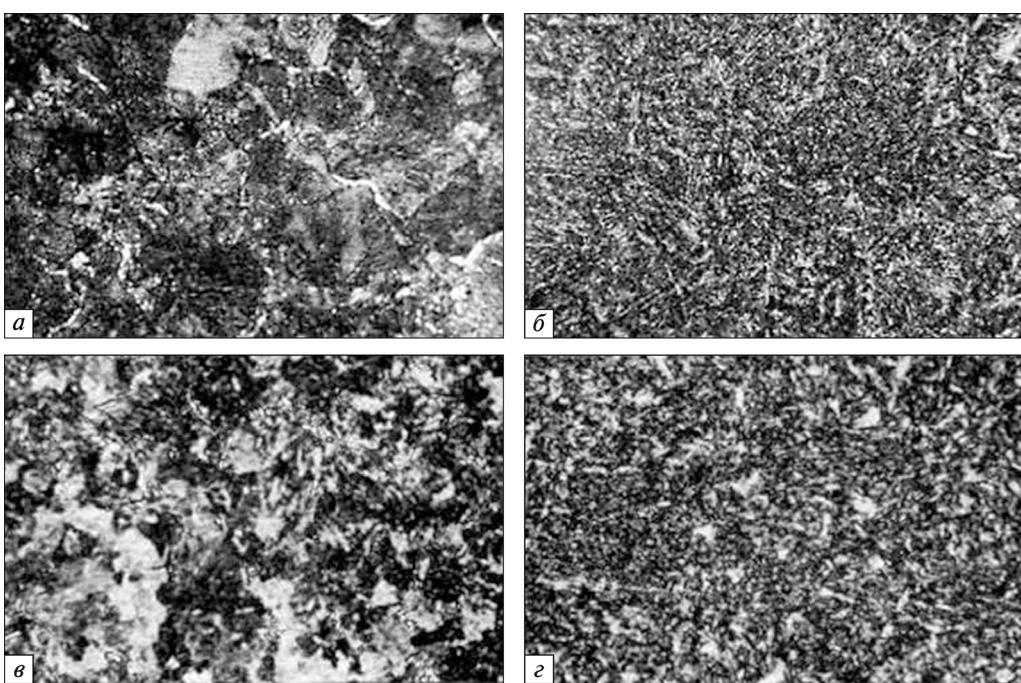


Рис. 40. Мікроструктура зразків вуглецевої сталі № 8 (а, б) і сталі № 9 (с, д) після охоложення в солі (а, с) і гарячого звільнення при 600 °С (б, д) (269—293 НВ; ×800)

РОЗДІЛ 4. Вплив структурного стану та хімічного складу сталі для залізничних коліс ...

Таблиця 22. Зносостійкість сталей зі структурою пластинчастого і глобулярного цементиту

Умовне маркування сталі	Режим термічної обробки	Структурний стан	Твердість, НВ	Масове зношення $\times 10^3$, кг
№ 8	Нормалізація	Ферит + пластинчастий перліт	197	1,410
	Гарт+відпуск 680 °C	Ферит + глобулярний перліт	207	3,718
	Гарт+відпуск 600 °C	Ферит + глобулярний перліт	269	1,713
	Ізотермічне охолодження в солі	Ферит + пластинчастий перліт	277	0,529
	Нормалізація	Ферит + пластинчастий перліт	229	1,270
№ 9	Гарт+відпуск 680 °C	Ферит + глобулярний перліт	223	2,974
	Гарт+відпуск 600 °C	Ферит + глобулярний перліт	293	0,805
	Ізотермічне охолодження в солі	Ферит + пластинчастий перліт	285	0,221
	Нормалізація	Ферит + пластинчастий перліт	223	0,221
	Гарт+відпуск 680 °C	Ферит + глобулярний перліт	293	0,805

шується. Для сталей зі структурою глобулярного і пластинчастого цементиту ця закономірність описується різними лінійними рівняннями (рис. 43).

Отримані результати свідчать про те, що не існує показника механічних властивостей, який однозначно характеризуватиме зносостійкість конструкційних сталей. Така характеристика, як твердість, не може бути показником зносостійкості конструкційних сталей, як це стверджується, наприклад, у працях [6, 9]. Залежно від структурного стану сталі з одинаковим рівнем міцності (твердості) можуть мати різну зносостійкість.

Оскільки структура з пластинчастою формою карбідної фази має більшу зносостійкість порівняно зі структурою з глобулярною формою цементиту, то

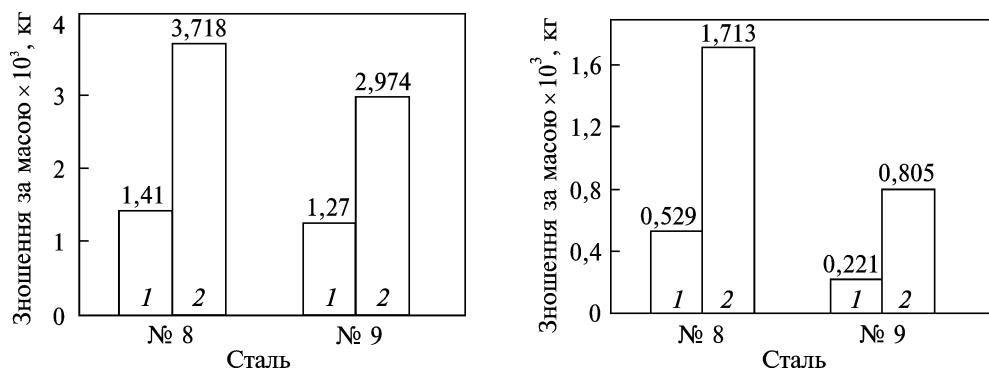


Рис. 41. Вплив форми карбідної фази на зносостійкість вуглецевих сталей (197–229 НВ): 1 — пластинчаста будова карбідів; 2 — глобулярна будова карбідів

Рис. 42. Вплив форми карбідної фази на зносостійкість вуглецевих сталей (269–293 НВ). Позначення такі самі, як на рис. 41

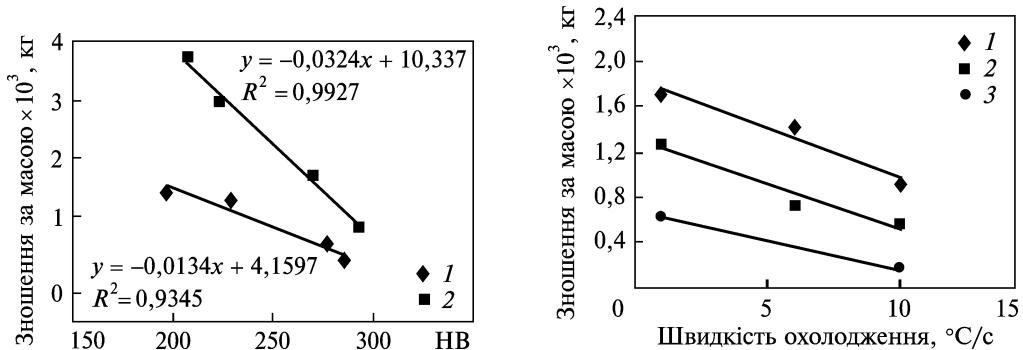


Рис. 43. Залежність зносостійкості вуглецевих сталей від твердості. Позначення такі самі, як на рис. 41

Рис. 44. Вплив швидкості охолодження вуглецевої сталі на її масове зношення: 1 — сталь № 8; 2 — сталь № 9; 3 — сталь № 10

надалі дослідження проводилися на вуглецевих стальах зі структурою пластинчастого перліту. Хімічний склад цих сталей подано в табл. 11, а параметри структури — у табл. 12. Мікроструктуру досліджуваних сталей після зазначених швидкостей охолодження описано в розд. 2 і наведено на рис. 24, а механічні властивості сталей після вказаних режимів термічної обробки — у табл. 13.

На рис. 44 зображено залежності зносостійкості досліджуваних феритно-перлітних сталей від швидкості їх охолодження з аустенітної області. Проаналізувавши ці залежності, бачимо, що підвищення твердості (міцності) вуглецевих сталей внаслідок пришвидшеного охолодження призводить до зниження їх масового зношення. Зменшення міжпластиначастої відстані в перліті та кількості доевтектоїдного фериту також позитивно впливає на зносостійкість досліджуваних сталей.

Наведені на рис. 44 залежності зміщені вздовж осі ординат одна відносно одної. Це означає, що з підвищеннем вмісту вуглецю в сталі її зносостійкість зростає. Проте за підвищення зносостійкості у разі збільшення вмісту вуглецю всталі одночасно знижуються пластичність (відносне звуження зменшується на ~30 %) та така важлива характеристика опору матеріалів крихкому руйнуванню, як ударна в'язкість (див. табл. 13). Пришвидшене охолодження позитивно впливає як на характеристики міцності (твердість), так і на зносостійкість. Однак у цьому випадку, на відміну від підвищення міцності за рахунок збільшення вмісту вуглецю всталі, не знижується така важлива характеристика пластичності, як відносне звуження і, що особливо важливо, зростає ударна в'язкість.

Отже, для підвищення міцності виробів із вуглецевих сталей термічна обробка переважає над підвищением вмісту вуглецю всталі.

У даній праці наведено результати досліджень контактно-втомної міцності вуглецевих сталей зі структурою пластинчастого перліту (табл. 22), змінених на рівень твердості 197—229 і 269—293 НВ. Дані випробувань на контактно-втомну міцність подано в табл. 23.

Як бачимо, незалежно від вмісту вуглецю в досліджуваних стальах із підвищением їх твердості контактно-втомна міцність зростає.

РОЗДІЛ 4. Вплив структурного стану та хімічного складу сталі для залізничних коліс ...

Таблиця 23. Контактна витривалість вуглецевих сталей різного хімічного складу

Умовне маркування сталі	Рівень твердості, HB	Кількість циклів контактно-втомного навантаження до появи дефектів
№ 8	197—229 269—293	699 000 930 000
№ 9	197—229 269—293	1 054 000 1 360 000
№ 10	197—229 269—293	1 670 000 2 000 000*

* Дефекти на поверхні зразка не утворилися.

Таблиця 24. Механічні властивості сталі № 8 після охолодження з аустенітної області за різних температур

Температура нагрівання, °C	Розмір зерна d_s , мм	Межа міцності σ_u , МПа	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження δ_s , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см ²
830	0,015	754	393	25	52	43,9
870	0,022	778	417	19	47	38,3
930	0,031	805	596	18	44	25,0

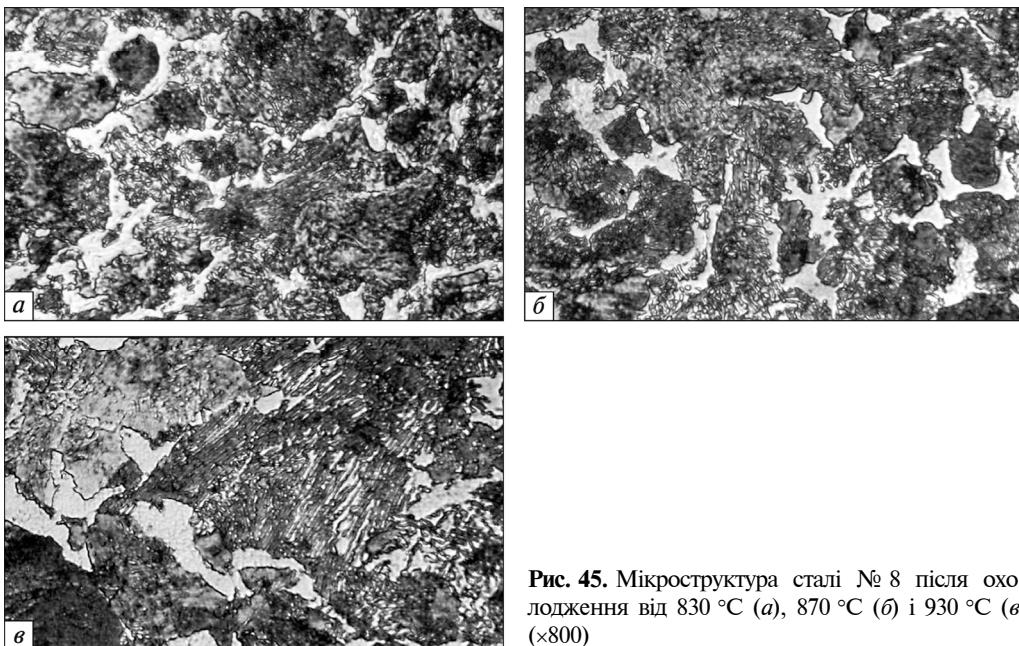


Рис. 45. Мікроструктура сталі № 8 після охолодження від 830 °C (a), 870 °C (b) і 930 °C (c) ($\times 800$)

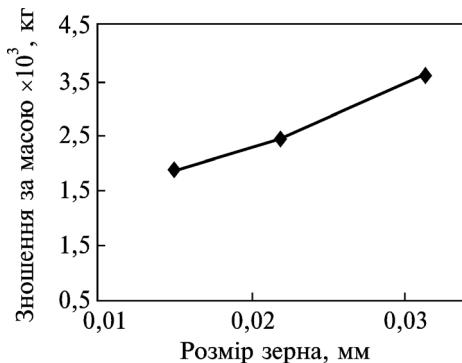
4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

Рис. 46. Вплив розміру зерна на зносостійкість вуглецевої сталі № 8

Проаналізувавши отримані результати, дійшли висновку, що подрібнення дійсного зерна позитивно впливає на пластичність сталей і майже не впливає на характеристики міцності та твердість. Найчутливішою до зміни розміру зерна є ударна в'язкість, що підтверджує дані досліджень, отримані авторами праць [114, 155]. Відомо, що ударна в'язкість характеризує опір матеріалу локальним пластичним деформаціям, які зосереджені в невеликих об'ємах металу біля концентратора напружень (надрізу). Дрібне зерно зменшує неоднорідність розподілу деформацій у мікроструктурних складових, що і призводить до підвищення ударної в'язкості [156].

Подрібнення дійсного зерна позитивно впливає і на зносостійкість сталі (рис. 46). За зменшення середнього діаметра зерна від 0,031 до 0,015 мм масове зношення дослідних зразків знизиться в ~1,8 раза.

Підсумовуючи викладене, можна констатувати, що зносостійкість вуглецевої сталі визначається не тільки міжпластиначастою відстанню в перліті й кількістю доевтектоїдного фериту, як це стверджується в праці [157], а й розміром дійсного зерна. Вплив розміру зерна на зносостійкість пов'язаний з тим, що характер зношення і опір зношенню визначають процеси пластичної деформації [158]. Чим більший опір деформації, тим вищою є зносостійкість сталі. Розмір зерна істотно впливає на величину деформації. Відповідно до рівняння Холла—Петча межа плинності металу залежить від розміру зерна: збільшується за умов його подрібнення $\sigma_t = f(d_z^{-1/2})$.



4.2. ДОСЛІДЖЕННЯ СТІЙКОСТІ ДО УТВОРЕННЯ ДЕФЕКТІВ ТЕПЛОВОГО ПОХОДЖЕННЯ НА ПОВЕРХНІ КОЧЕННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС РІЗНОГО ХІМІЧНОГО СКЛАДУ

На сьогодні одним з найпоширеніших дефектів на поверхні кочення залізничних коліс є вищербини. Статистичні дані, отримані за результатами досліджень ВАТ «Российские железные дороги», свідчать про суттєвий перерозподіл причин обточування колісних пар за останні десять років. Частка обточувань за вищербинами за цей час збільшилася в 1,8 раза, за повзунами в 1,7 раза, а за тонким гребенем зменшилася в 1,8 раза [142].

З наявних типів вищербин [159] найрозвсюдженішими, як засвідчено у літературних джерелах, є дефекти, які утворилися внаслідок теплового впливу на поверхню кочення колеса, тобто утворенню вищербини передувало виникнення на поверхні кочення повзуна [36, 142]. За даними автора [142], на залізницях РФ їх частка становить близько 70 % загальної кількості вищербин. Результати комісійного огляду колісних пар на ВЧД-7 (ст. Здолбунів) і ВЧД-8

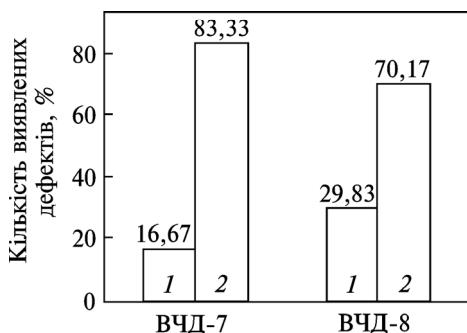


Рис.47. Результати комісійного огляду залізничних коліс з дефектами на поверхні кочення: 1 — вищербина; 2 — вищербина на повзуні

(ст. Кривий Ріг сорт.) свідчать про те, що на залізницях України в деяких випадках ця величина може перевищувати 80 % (рис. 47).

На думку багатьох авторів [23, 36, 142], умови експлуатації мають визначальний вплив на процес утворення вищербин.

Однак матеріалознавчі чинники також певним чином можуть впливати на чутливість сталей до утворення дефектів теплового походження.

Для проведення дослідження закономірностей утворення вищербин у залізничних колесах різного хімічного складу в ВКМ Батуринська Придніпровської залізниці відібрано колеса з різним вмістом вуглецю (табл. 25): марки Т і марки 2 за ДСТУ ГОСТ 10791 із дефектами на поверхні кочення типу «вищербина на повзуні». Зовнішній вигляд одного з таких коліс наведено на рис. 48.

З ободів коліс зазначених плавок виготовлено зразки з метою дослідження структурного стану як у зоні дефекту, так і за його межами.

З результатів металографічних досліджень за допомогою оптичного мікроскопа бачимо, що в поверхневих шарах ободів коліс, розташованих поза осередком дефекту типу «вищербина», є велика кількість дрібних тріщин, які поширяються від поверхні кочення вглиб обода (рис. 49).

Таблиця 25. Хімічний склад дослідюваних коліс з «вищербінами»

Умовне маркування колеса	Марка сталі	Масова частка елементів, %						
		C	Si	Mn	P	S	Cr	V
11	T	0,66	0,33	0,73	0,008	0,007	0,19	0,085
12	2	0,58	0,35	0,66	0,009	0,010	0,19	0,06

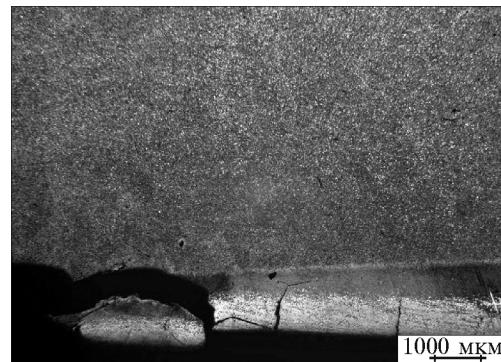


Рис. 48. Зовнішній вигляд колеса з дефектами на поверхні кочення (марка Т)

Рис. 49. Мікроструктура металу колеса з дефектами на поверхні кочення

4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

Рис. 50. Мікроструктура поблизу поверхні, утвореної вищериною (дно вищербини)

Зазвичай, їх протяжність незначна. Викришування металу та відривання металевих частинок поблизу таких тріщин не відбувається.

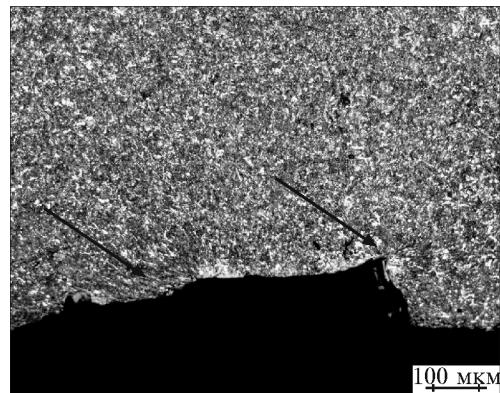
У ході досліджень металу вздовж контуру вищербин у напрямку від поверхні вглиб обода виявлено невеличкі тріщини (100–200 мкм), які утворились від сколювання частинок металу в процесі експлуатації колеса, тобто від дна вищербини (рис. 50; чорний фон — дно вищербини; тріщини показано стрілками). Імовірно, вони є «залишками» нижніх відгалужень тріщин, розвиток яких привів до викришування металу під час експлуатації колеса та до подальшого утворення вищербини.

У колесі марки Т вони складаються з магістральної тріщини довжиною 2–2,5 мм з відгалуженнями, які поширяються від поверхні кочення в обід, у колесі марки 2 протяжність вищербин є незначною.

Результати досліджень мікроструктури, проведених на шліфах, травлених у 3–4 %-вому розчині HNO_3 , свідчать, що в поверхневих шарах ободів коліс поблизу дефектів присутня слабо травлена зона — «білий шар» (рис. 51). Вона являє собою структуру високовуглецевого мартенситу, який, за літературними даними, може утворюватися в поверхневих шарах ободів залізничних коліс у випадку швидкого локального нагрівання вище за Ac_3 і подальшого охолодження.

Тріщини, що утворилися на поверхні кочення колеса марки Т, поширюються вздовж межі між «білим шаром» і металом, що не зазнав структурних змін у процесі експлуатації. Товщина «білого шару» в досліджуваних ділянках становила близько 2 мм, а максимальна спостережувана глибина поширення тріщини — близько 3 мм. У ході дослідження дна вищербини встановлено, що на деяких вершинах рельєфу залишається переходна структура від «білого шару» — спостерігаються невеликі ділянки структури з мартенситом. Це свідчить про відповідність між глибиною вищербини і товщиною «білого шару» (рис. 51, світлі ділянки біля дна вищербини).

Тріщини, що утворилися на поверхні кочення коліс марки 2, поширюються в ободі практично перпендикулярно до поверхні кочення, а потім змінюють напрямок руху майже на 90° . За мартенситом знаходитьшася шар, що складається з високодисперсного перліту (трооститу) з виділеннями доевтектоїдного феріту у вигляді розірваної сітки (рис. 52). Максимальна глибина мартенситного шару становить близько 2 мм від поверхні кочення, а довжина тріщин не перевищує його глибини. Шар, який складається з трооститу, має досить різкий перехід до основної структури обода без проміжних зон, що містять елементи обох типів структур. Це свідчить про короткосрочність теплового впливу на локальну ділянку та її високу температуру.



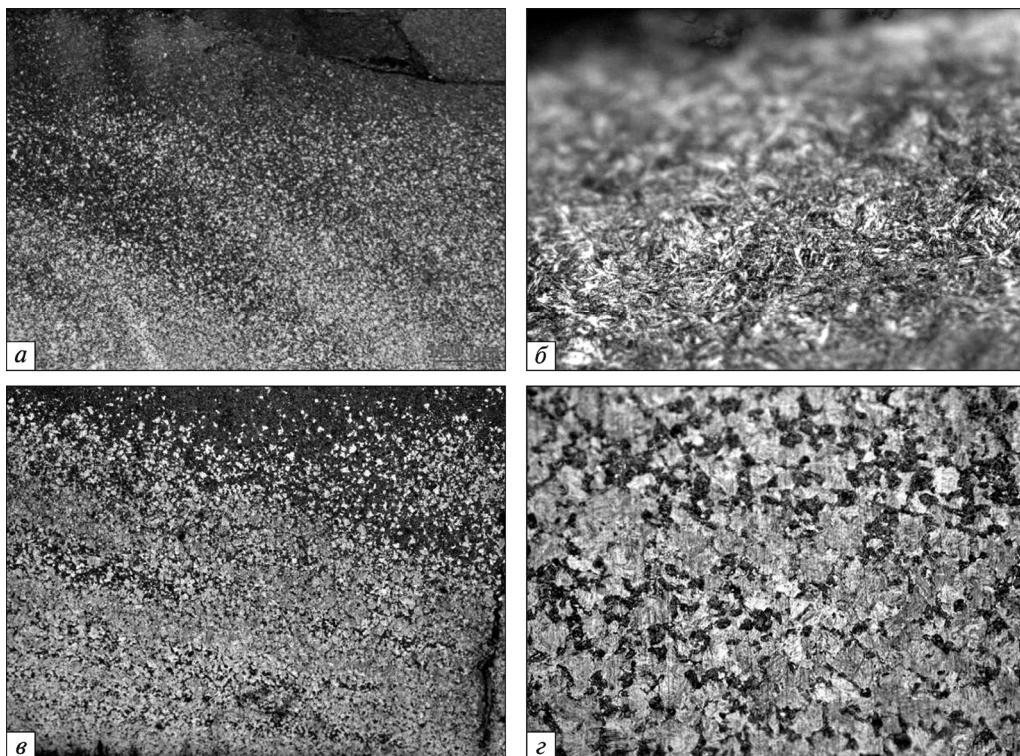


Рис. 51. Мікроструктура «білого шару» коліс зі сталі марки Т (а, б) і марки 2 (в, г)

З результатів дослідження мікроструктури вздовж перерізу обода колеса марки Т від дна вищербини бачимо (рис. 53), що на глибині понад 10 мм спостерігається поступова зміна мікроструктури металу: з голчастої морфології до структури перліту з незначною кількістю уривчастої сітки доевтектоїдного фериту. У колесах марки 2 на глибині понад 3 мм від поверхні кочення значних змін мікроструктури вже не спостерігається.

У колесах обох марок сталі довгих тріщин, які б поширювалися від вищербин на значну глибину обода, не було виявлено.

Результати досліджень також свідчать, що в поверхневих шарах ободів коліс обох типів у процесі експлуатації під дією тангенціальних напружень відбувається пластична деформація, що підтверджується вираженою витягнутістю зерен у певному напрямку — текстура деформації (рис. 54).

Як бачимо з результатів досліджень мікротвердості, утворення «білого шару» зі структурою мартенситу призводить до значного змінення поверхневих шарів ободів коліс до рівня мікротвердості 5 500—5 800 МПа і 7 000—8 000 МПа для коліс відповідно марки 2 і Т, і значно відрізняється від мікротвердості основного металу.

Незважаючи на деякі виявлені відмінності (різний за зовнішнім виглядом характер вищербин і деякі структурні відмінності металу в зонах, прилеглих до областей, що містять такі дефекти) для коліс з різним вмістом вуглецю, при-

4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

рода утворення цього дефекту в них однакова. Механізм його виникнення можна викласти таким чином. У ході експлуатації під час гальмування колеса в зоні контакту з рейкою відбувається високотемпературне швидке нагрівання металу обода вище за Ac_3 і подальше його охолодження. Як встановлено численними дослідженнями, незалежно від хімічного складу та вихідної структури сталі в цих зонах відбувається фазова перекристалізація металу і утво-

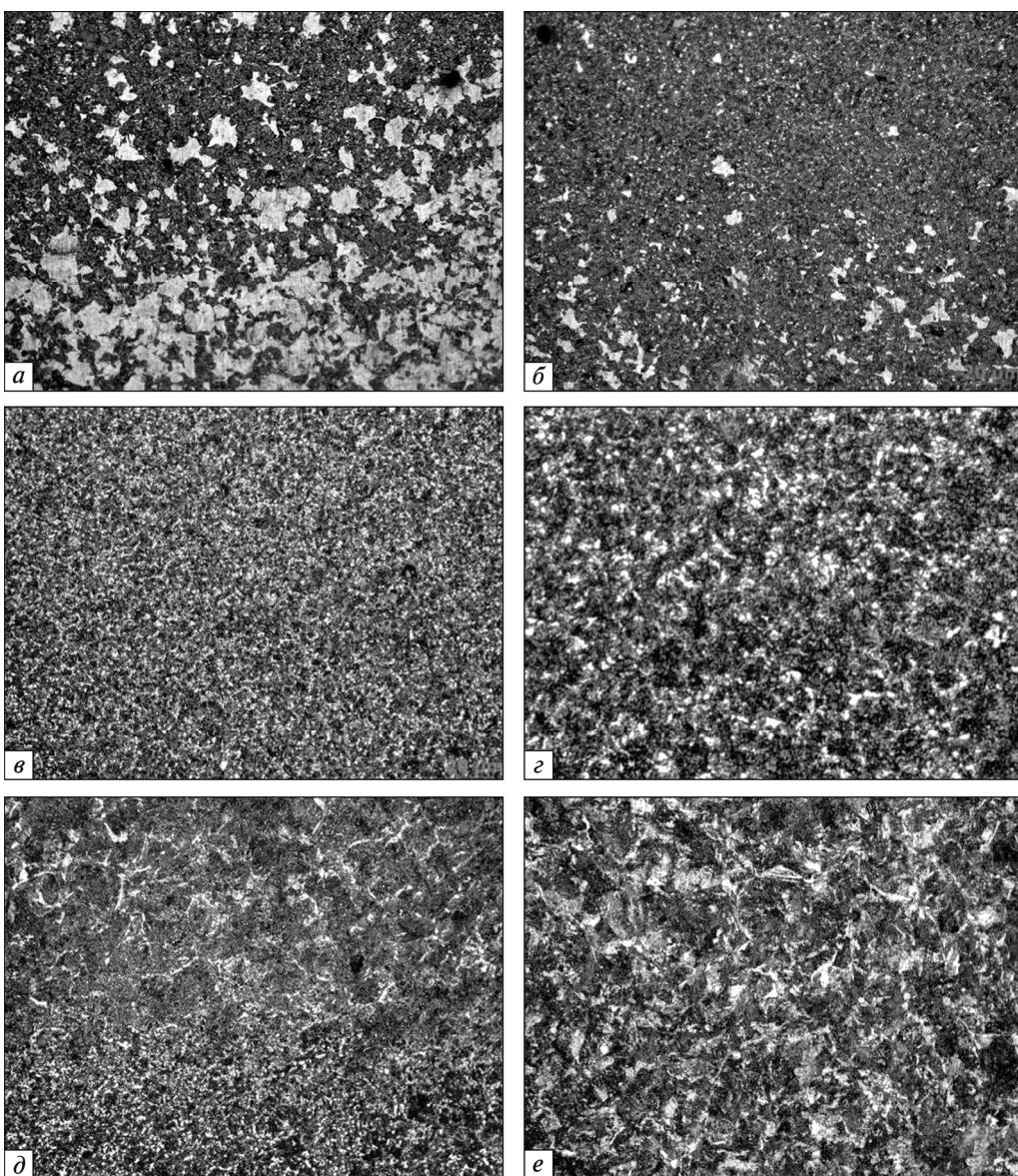


Рис. 52. Мікроструктура обода колеса марки 2 на різній глибині від дна вищербини: *a* — 0,5 мм; *б* — 0,7 мм; *в* — 1 мм, *г* — 1,2 мм; *д* — 1,5 мм; *е* — 3 мм

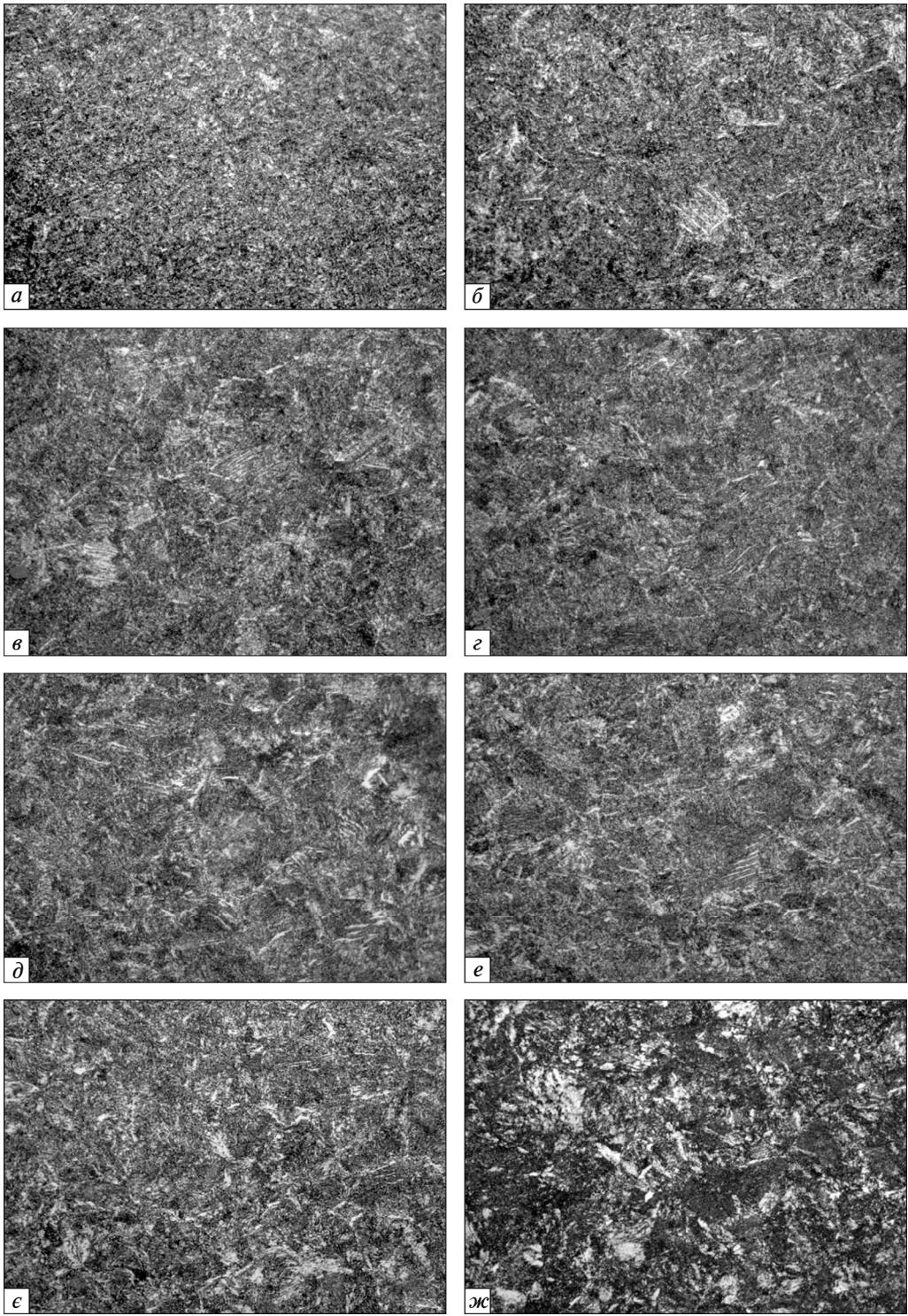


Рис. 53. Мікроструктура обода колеса марки Т на різній глибині від дна вищербини: а — 0,5 мм; б — 1 мм; в — 2 мм; г — 3 мм; д — 5 мм; е — 6,2 мм; ж — 8 мм; жс — 15 мм

4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

рюється нова структурна складова — мартенсит. Структурні перетворення в локальних зонах обода колеса призводять до об'ємних змін, які спричиняють внутрішні напруження, ослаблення міжзернистих і міжфазних зв'язків між основним металом і новою структурною складовою та, як наслідок, появу на поверхні кочення колеса мікротріщин. Ударні та циклічні експлуатаційні навантаження зумовлюють зростання цих мікротріщин і те, що під дією дотичних контактних напружень у зоні контакту колесо—рейка з поверхні обода колеса сколюються частинки нової фази. Виявлені відмінності в характері викишування «білого шару» і в структурних змінах металу, безпосередньо прилеглого до зони спостережуваного дефекту, для коліс із різним вмістом вуглецю можуть обумовлюватися насамперед різними умовами експлуатації, характером виниклого при цьому високотемпературного та силового впливу на обід колеса, а не хімічним складом і вихідною структурою.

Для проведення порівняльних досліджень впливу вмісту вуглецю та рівня твердості сталі на її чутливість до утворення дефектів теплового походження необхідно, щоб вплив інших чинників (у тому числі й експлуатаційних) був постійним. У реальних умовах експлуатації коліс це зробити неможливо. Такі дослідження можуть проводитися лише в лабораторних умовах.

Контрольованими параметрами досліджень, що визначають чутливість сталі до теплового впливу, є глибина «білого шару», його мікроструктура та мікротвердість за перерізом.

У даній праці для проведення досліджень використовували спеціальний стенд (рис. 55, 56) і методику, розроблену авторами праці [36].

Зазначений стенд дає змогу моделювати умови гальмування залізничних коліс у процесі експлуатації. Принцип роботи випробувального стенді полягає в наступному: колесо діаметром 1 м з поверхнею кочення, виконаною за профілем головки рейки, обертається на поверхні з лінійною швидкістю 27,8 м/с (100 км/год). У процесі обертання до поверхні колеса гідравлічно притискається зразок з досліджуваної сталі розмірами 100×60×24 мм протягом заданого часу з певним зусиллям, яке може змінюватися від 0 до 10 000 Н. Потім зразок швидко відводиться від колеса. Унаслідок такого впливу моделюються умови гальмування колеса в процесі експлуатації, а в місці контакту утворюється поверхневий дефект теплового впливу — «білий шар» підвищеної твердості.

З метою визначення оптимальних параметрів навантаження зразків, вирізаних з колісних сталей різного хімічного складу, проведено спеціальні дослідження. Оптимальне зусилля притискання зразка до маховика, що обертається, становить 7 000 Н, що забезпечує тривале притискання без зміни параметрів впливу на зразок. Під час проведення досліджень із вибору оптимального часу навантаження зразка (у діапазоні 0—10 с) вивчали температурні поля вздовж перерізу зразка. Для цього в його середню частину вмонтовано термопари на різний глибині (1, 2, 3 і 4 мм) від поверхні впливу. Результати досліджень свідчать, що оптимальний час навантаження становить 5 с.

Перевищення певного оптимального часу притискання зразка (наприклад, до 10 с) згідно з результатами досліджень призводить до значного перевищення температури Ac_3 поверхневого шару і навіть до оплавлення окремих ділянок дослідного зразка (рис. 57).

Дослідно встановлені оптимальні параметри навантаження (зусилля притискання 7 000 Н, час притискання 5 с) забезпечують розігрівання зразків із

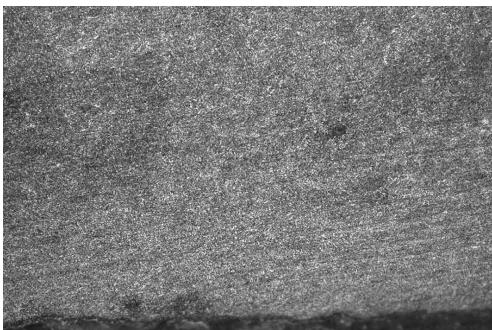


Рис. 54. Мікроструктура поверхневого шару обода колеса після експлуатації



Рис. 55. Стенд для моделювання гальмування в зоні контакту колесо—рейка



Рис. 56. Зразок для визначення чутливості сталі до теплового впливу: *а* — у процесі гальмування під час випробувань; *б* — після випробувань



колісних сталей різного хімічного складу до температури 800–850 °C, що вище від точки Ac_3 для досліджуваних сталей і є цілком достатнім для протікання аустенітного перетворення. Подальше пришвидшене охолодження дослідного зразка за рахунок відведення теплоти в масивний обід зумовлює утворення в ньому структур гарту на глибину, близьку до глибини «білих шарів» (як було показано вище).

Розвиток вантажних перевезень пов'язаний з підвищенням навантаження на вісь вагона до 25 т і швидкості його руху до 120 км/год. Це спричинило пошук способів підвищення характеристик міцності залізничних коліс унаслідок використання легувальних елементів і збільшення вмісту вуглецю в сталі (наприклад, застосування сталі марки Т з вмістом вуглецю 0,61–0,69 % і ванадію 0,08–0,15 %). Такі заходи позитивно позначилися на підвищенні міцності коліс та їх зносостійкості порівняно з колесами зі сталі марки 2 із вмістом вуглецю 0,55–0,65 %. Проте зміна хімічного складу колісної сталі може змінити її чутливість до утворення дефектів на поверхні кочення [36].

У цій праці наведено результати досліджень впливу вихідної твердості залізничних коліс, а також їх хімічного складу на стійкість до утворення дефектів термічного походження. Дослідження проводилися на зразках, вирізаних з ободів залізничних коліс марки Т і марок 1 та 2 (ДСТУ ГОСТ 10791) (табл. 26).

Механічні властивості таких коліс подано в табл. 27.

4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

Таблиця 26. Хімічний склад залізничних коліс

№ з/п	Марка сталі	Масова частка елементів, %										
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al	Ti
13	T	0,66	0,73	0,33	0,008	0,007	0,19	0,12	0,06	0,085	0,023	0,006
14	T	0,65	0,69	0,36	0,007	0,005	0,20	0,11	0,07	0,088	0,027	0,006
15	2	0,61	0,68	0,32	0,007	0,007	0,18	0,05	0,08	0,072	0,026	0,006
16	1	0,52	0,69	0,33	0,007	0,007	0,20	0,06	0,07	0,086	0,025	0,006
17	1	0,46	0,71	0,33	0,007	0,007	0,20	0,06	0,07	0,085	0,025	0,006

Таблиця 27. Механічні властивості досліджуваних коліс

№ з/п	Межа міцності σ_b , МПа	Відносне подовження δ_5 , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см ²	Твердість НВ
13	1180	13,5	38	18,4	337
14	1110	14,5	39	25,8	315
15	1010	16	44	42,0	298
16	970	16,5	43	40,5	277
17	916,5	16,5	42	50,8	266

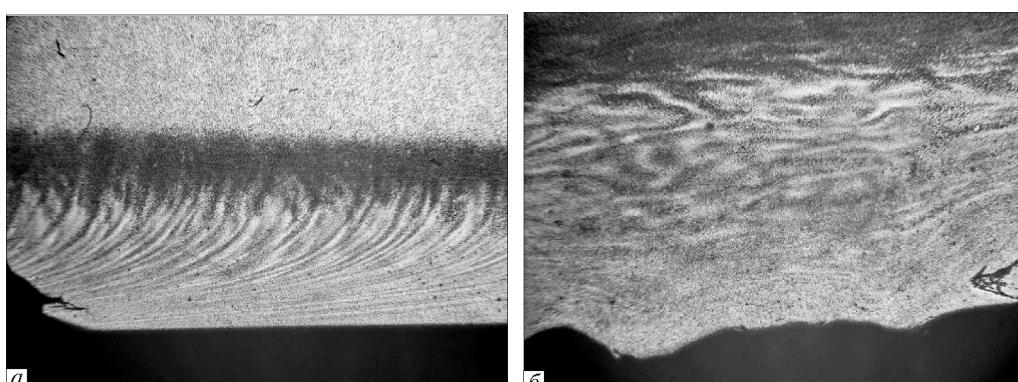


Рис. 57. «Білий шар» у зразках, вирізаних із ободів залізничних коліс, після гальмування на стенді 5 с (а) і 10 с (б) ($\times 25$)

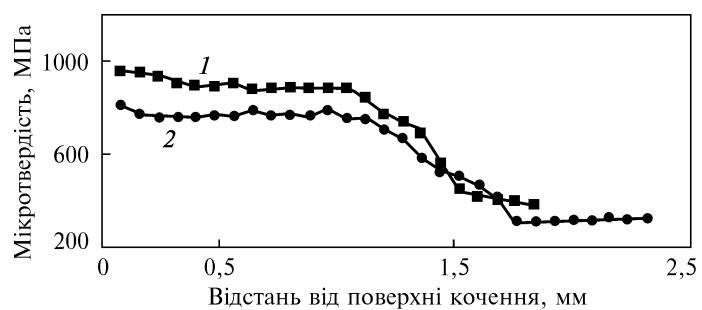


Рис. 58. Зміна мікротвердості за перетином зразків, вирізаних з коліс марки Т з різним рівнем твердості, після гальмування на стенді: 1 — № 13, 337 НВ; 2 — № 14, 315 НВ

Основними показниками, що характеризують стійкість колісної сталі до утворення дефектів термічного походження, є твердість «білого шару» і його товщина.

Для дослідження впливу рівня твердості залізничних коліс на їх чутливість до теплового впливу використовувалися колеса марки Т, оброблені на різний рівень твердості (№ 13 — 337 НВ, № 14 — 315 НВ).

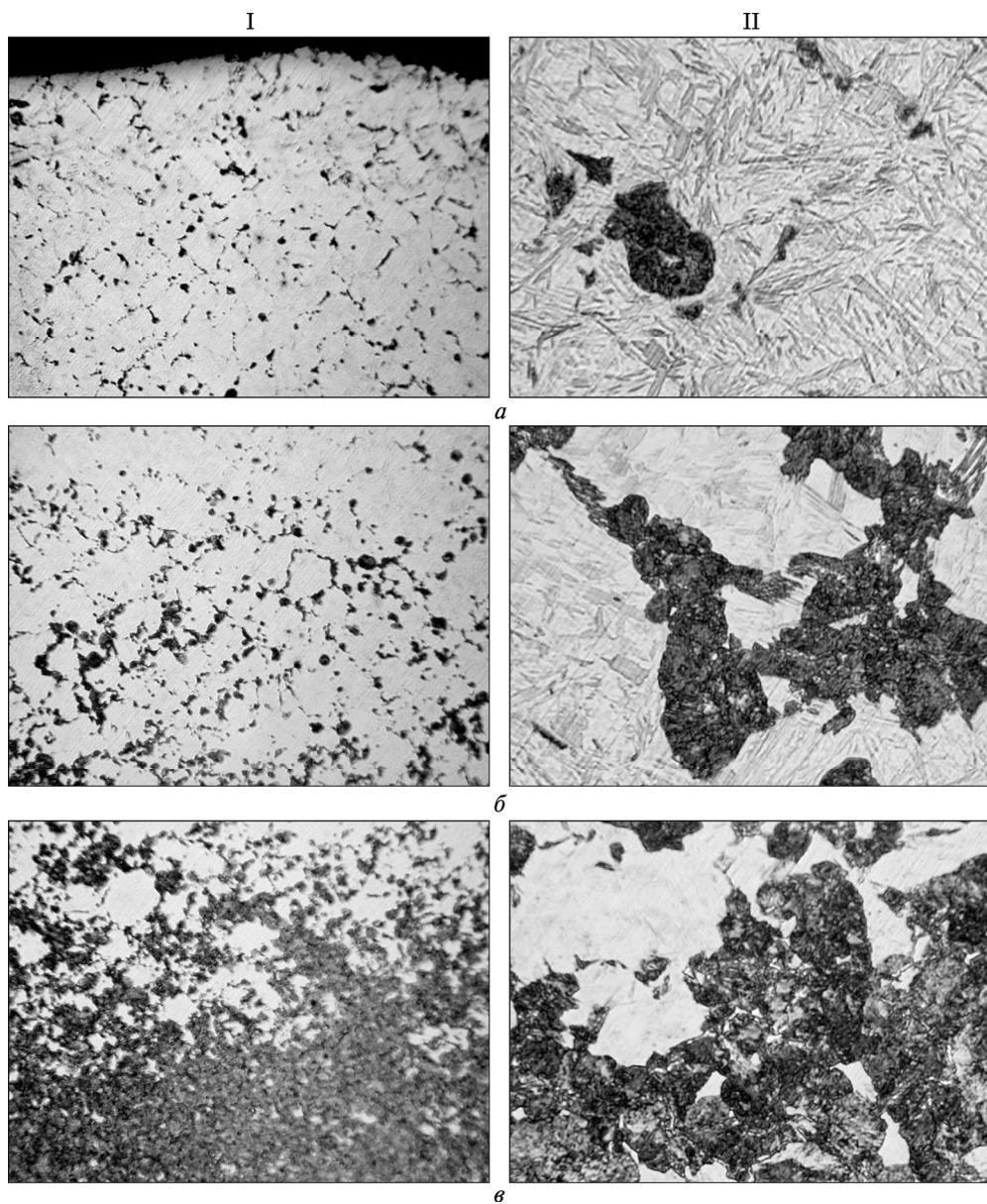
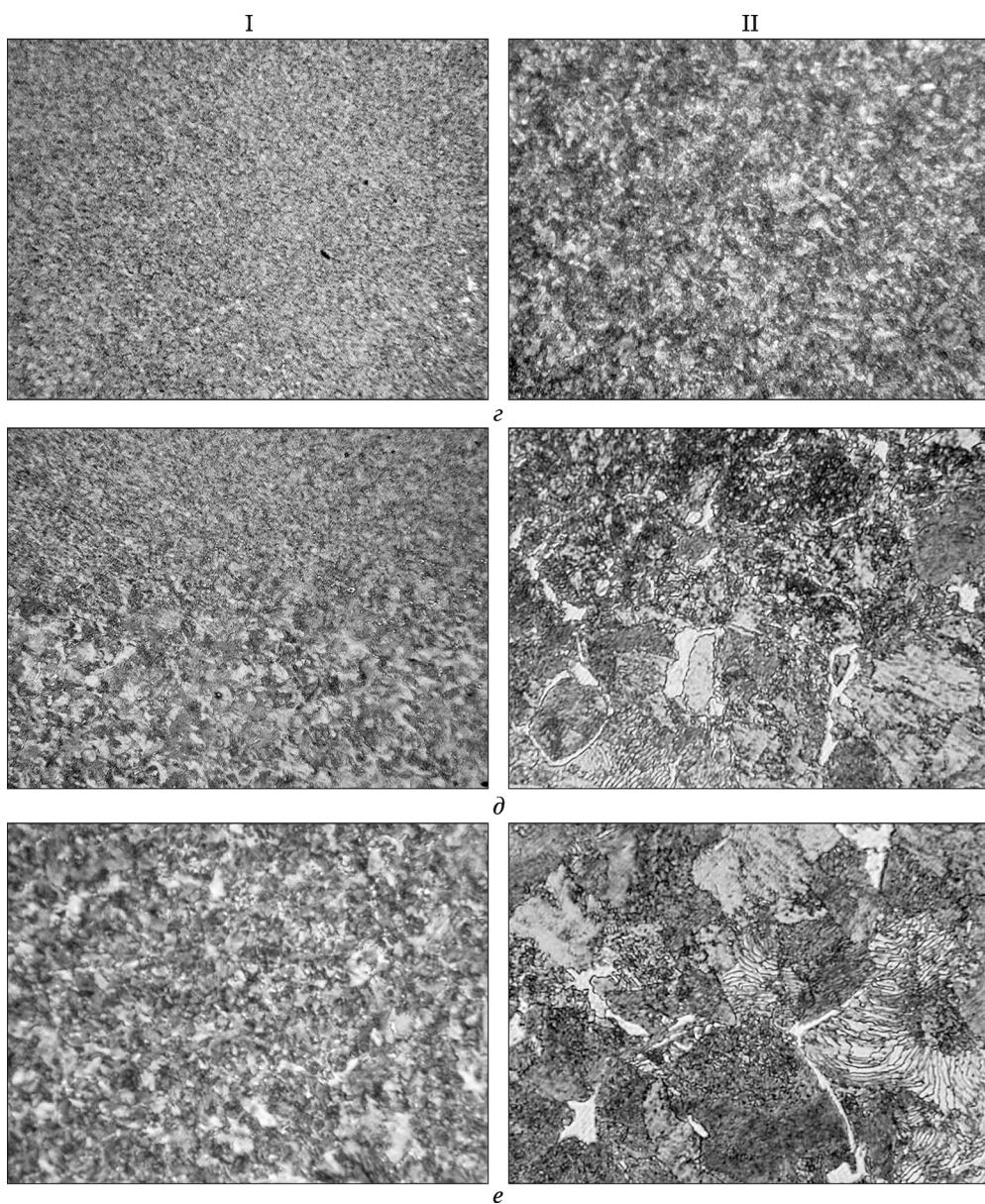


Рис. 59. Мікроструктура «білого шару» на зразках № 13, 14 зі сталі марки Т: а, б — «білий

4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

Результати досліджень свідчать (рис. 58), що за близького хімічного складу (див. табл. 26) сталі марки Т підвищення її вихідної твердості (міцності) не впливає на чутливість до теплового впливу. Товщина «білого шару» в досліджуваних зразках однакова і дорівнює приблизно 1,1 мм. При цьому відбувається підвищення твердості «білого шару» (в досліджуваному випадку за під-



шар»; $\varepsilon-\delta$ — переходна зона; e — основний метал; I — $\times 100$; II — $\times 1000$

вищення твердості від 315 до 337 НВ мікротвердість «білого шару» зростає від 8000 до 9500 Н/мм².

Як бачимо з досліджень зразків зі сталі марки Т, незалежно від рівня твердості в поверхневих шарах спостерігається слабко витравлювана область з підвищеною твердістю та неоднорідною структурою високовуглецевого мартенситу (рис. 59, а, б), аналогічна зоні «білого шару», яка утворюється в про-

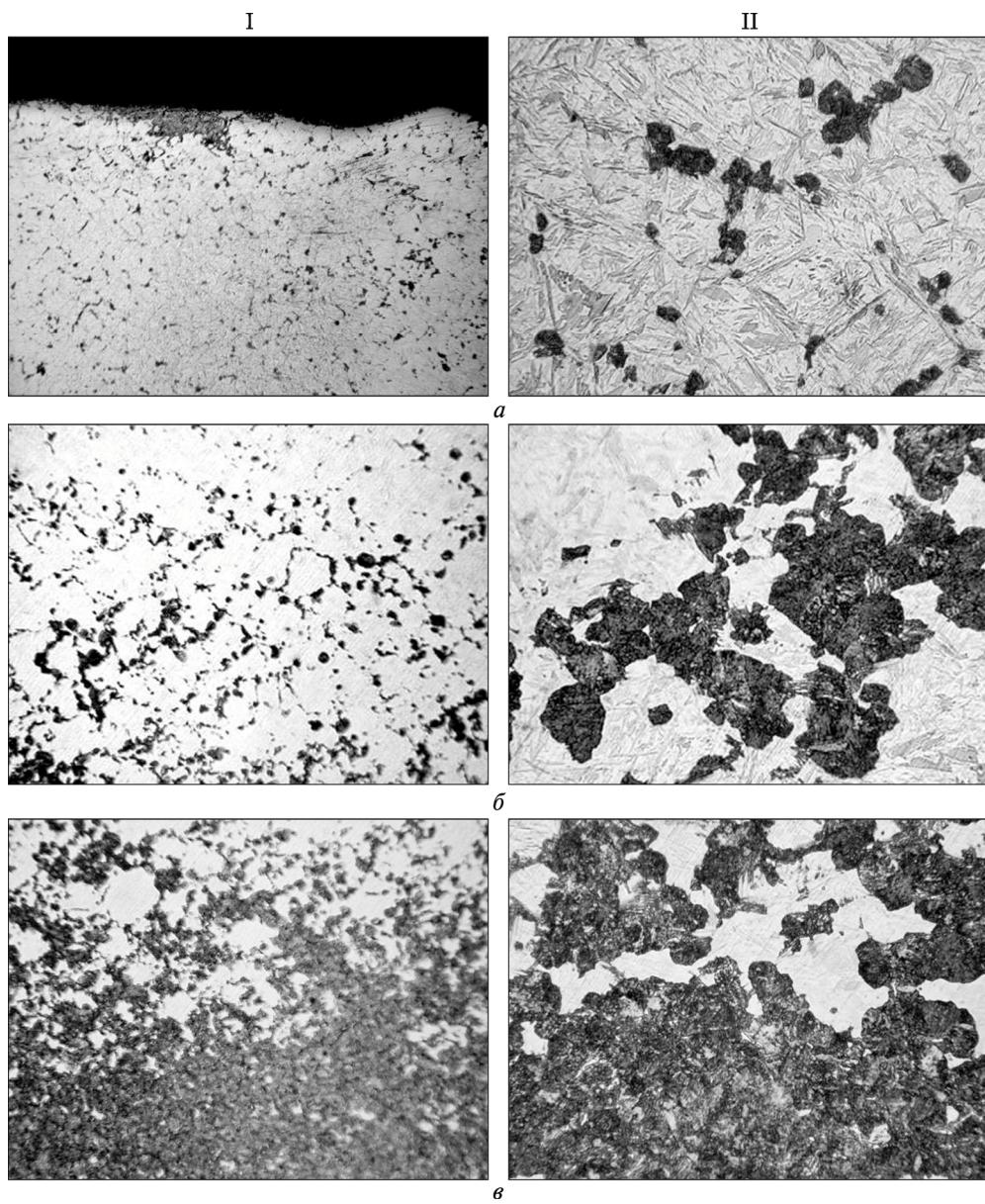
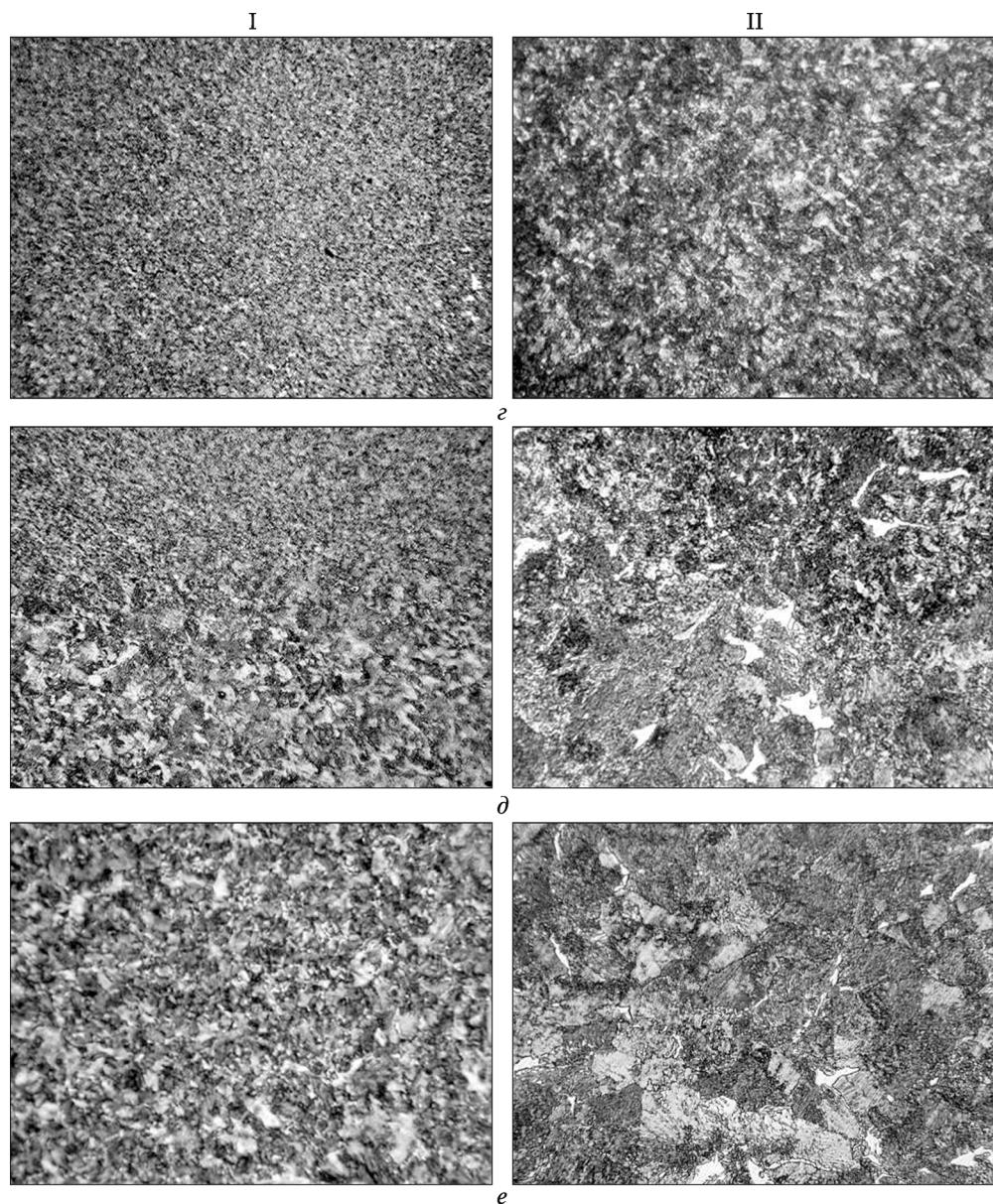


Рис. 60. Мікроструктура зразків, вирізаних з обода колеса № 15 зі сталі марки 2: а, б —

4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

цесі експлуатації в поверхневих шарах ободів залізничних коліс з дефектами типу «вищербини».

Уздовж перерізу зразків у разі переходу від «білого шару» до основного металу з'являються перлітні колонії, сильніше забарвлені після травлення. Ці ділянки нагрівалися вище від точки Ac_1 , і в перлітних колоніях з'являлися ділянки аустеніту (рис. 59, б). Такий аустеніт є неоднорідним за вуглецем, а в



«білий шар»; ε — δ — переходна зона; e — основний метал; I — $\times 100$; II — $\times 1000$

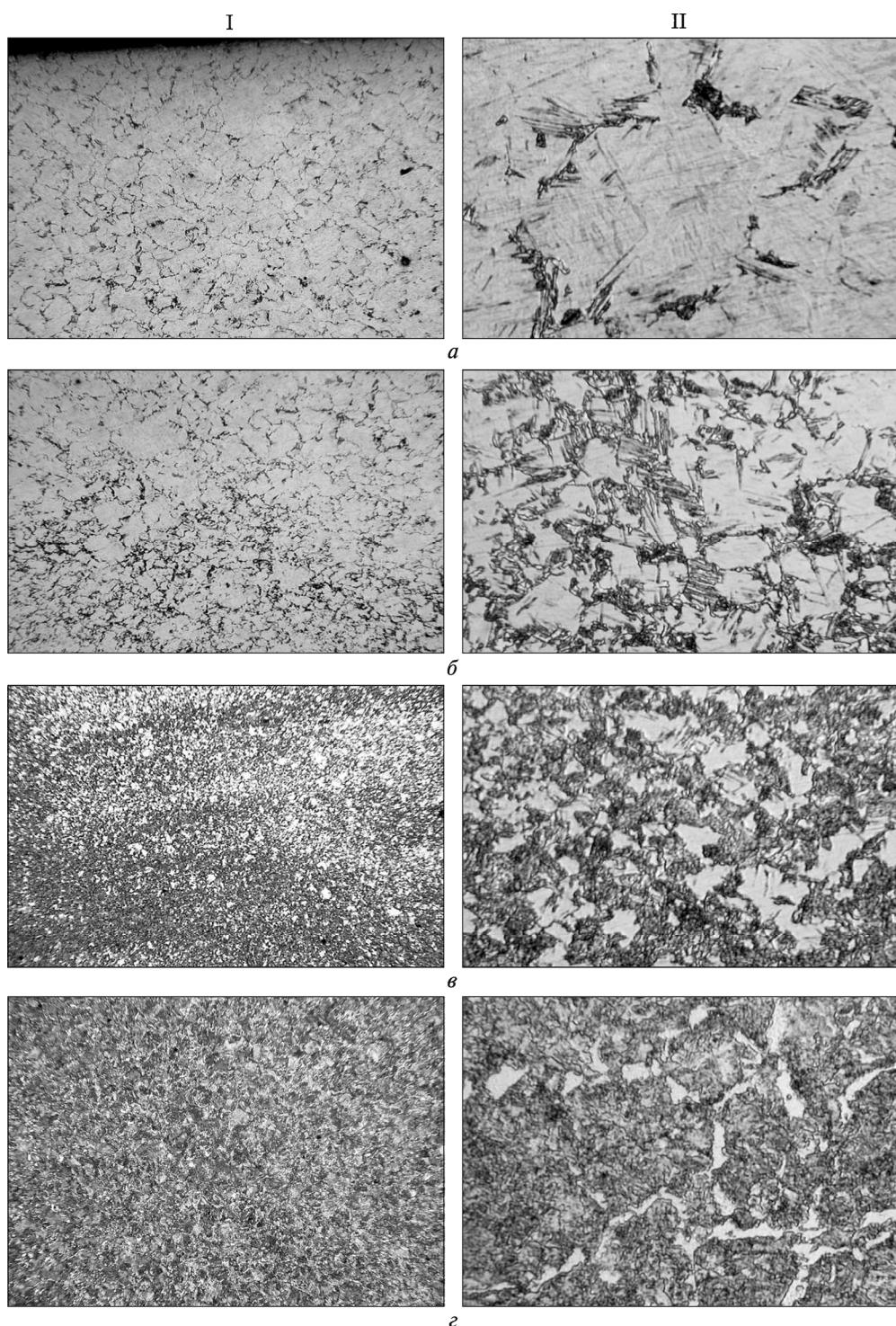
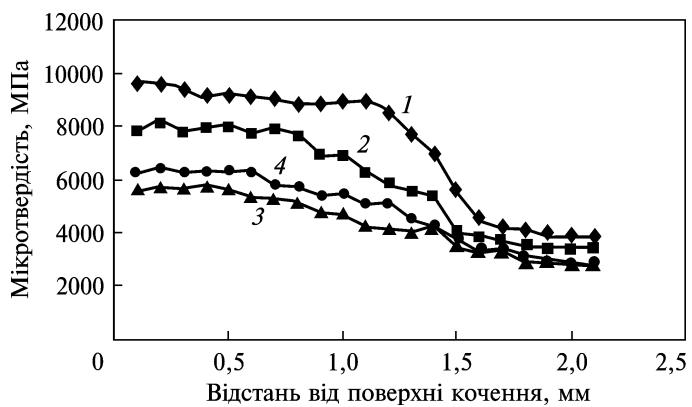


Рис. 61. Мікроструктура зразків, вирізаних з обода колеса № 17 зі сталі коліс марки 1: *a* — «білий шар»; *b*, *c* — перехідна зона; *г* — основний метал; I — $\times 100$; II — $\times 1000$

4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

Рис. 62. Зміна мікротвердості вздовж перерізу зразків, вирізаних з ободів залізничних коліс з різним вмістом вуглецю, після гальмування на стенді: 1 — $C = 0,66 \%$; 2 — $C = 0,61 \%$; 3 — $C = 0,46 \%$; 4 — $C = 0,52 \%$



контакті з феритом і цементитом об'ємів металу, які не нагрівалися до аустенітного стану, є слабостійким. Тому після припинення нагрівання від контактної поверхні відбувається його розпад відповідно до дифузійного механізму за збільшення швидкості охолодження з утворенням дрібнодисперсних перлітних структур. Це пояснює підвищено витравлювання такої ділянки. З віддаленням від контактної поверхні кількість мартенситу зменшується, а кількість перліту та надлишкового фериту збільшується (рис. 59, в, г). Структура основного металу являє собою перліт із незначною кількістю доевтектоїдного фериту (рис. 59, д, ж).

У праці наведено результати порівняльних досліджень стійкості до утворення дефектів теплового походження — «бліого шару» залізничних коліс із різним вмістом вуглецю.

Результати металографічних досліджень (рис. 60 і 61) і вимірювань мікротвердості (рис. 62) свідчать про те, що незалежно від вмісту вуглецю в залізничних колесах (в межах 0,46—0,66 %) у поверхневих шарах досліджуваних зразків утворюється «блій шар».

У тонкому поверхневому шарі спостерігається значна пластична деформація. З віддаленням від контактної поверхні вглиб колеса кількість мартенситу зменшується, а кількість надлишкового фериту збільшується. Структура основного металу являє собою перліт з доевтектоїдним феритом (рис. 60, е, 61, г).

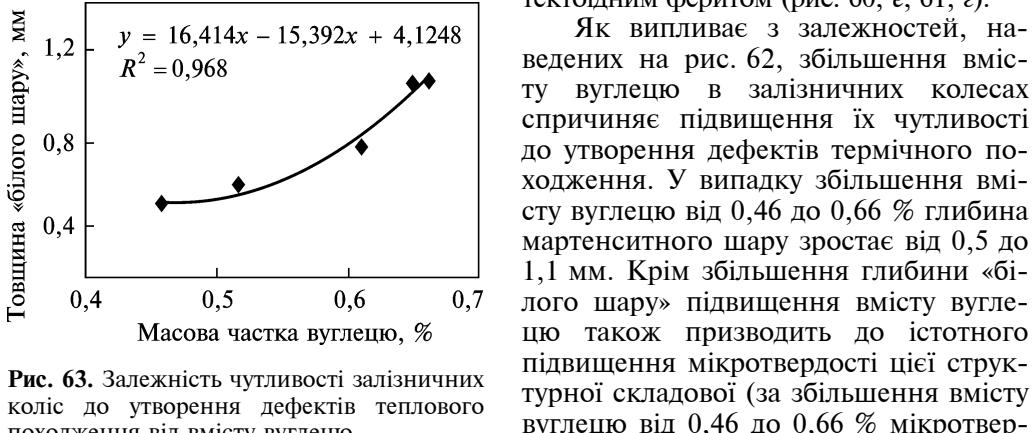


Рис. 63. Залежність чутливості залізничних коліс до утворення дефектів теплового походження від вмісту вуглецю

РОЗДІЛ 4. Вплив структурного стану та хімічного складу сталі для залізничних коліс на експлуатаційні ...

дість «білого шару» зростає від 5 500 до 9 500 Н/мм², тобто більш ніж на 70 %).

На рис. 63 наведено залежність глибини мартенситного шару від вмісту вуглецю в досліджуваних колесах.

Як бачимо, ця залежність є нелінійною. Статистичною обробкою результатів отримали, що така залежність із найбільшою достовірністю описується рівнянням другого степеня (кофіцієнт кореляції $R = 0,99$):

$$t = 16,41C^2 - 15,39C + 4,13, \quad (13)$$

де t — товщина «білого шару», мм; C — вміст вуглецю, %.

Такий складний нелінійний характер залежності (13) може зумовлюватися тим, що на формування «білого шару» впливає низка чинників: підвищення стійкості аустеніту зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі, різний вплив легувальних елементів на кінетику мартенситного перетворення, вплив пластичної деформації. Особливо слід звернути увагу на те, що утворення мартенситу в поверхневих шарах обода колеса відбувається одночасно з пластичною деформацією цих шарів. Ступінь деформування за одних і тих самих зовнішніх навантажень на обід колеса в сталях з різним вмістом вуглецю є різним і визначається межею плинності цих сталей, яка, як відомо, підвищується зі збільшенням вмісту вуглецю. За даними, наданими різними авторами, вплив пластичної деформації на мартенситне перетворення є складним і часто може стабілізувати його утворення, тобто зменшувати кількість цієї структурної складової [160].

Із розрахованих за допомогою рівняння (13) середніх значень глибини мартенситного шару для різних вмістів вуглецю бачимо (табл. 28), що підвищення вмісту вуглецю в колесах від 0,45 до 0,50 % практично не впливає на їх чутливість до утворення дефектів теплового походження.

Для коліс із вмістом вуглецю 0,51—0,55 % чутливість до теплового впливу збільшується в кілька разів. Ще суттєвіше цей показник підвищується для коліс із вмістом вуглецю 0,56—0,60 % (0,035 мм). Для коліс із вмістом вуглецю 0,61—0,65 % і 0,66—0,69 % цей показник є максимальним і дорівнює відповідно 0,050 і 0,064 мм.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 4

- За одинакового рівня твердості сталь ($C = 0,48\%—0,64\%$), що містить пластинчасту форму карбідної фази, має більшу зносостійкість порівняно зі сталлю з глобулярною формою карбідів.
- Збільшення вмісту вуглецю в сталі для залізничних коліс не тільки підвищує їх характеристики міцності, а й позитивно впливає на зносостійкість і контактно-втомну міцність. Для збільшення міцності залізничних коліс необхідно надавати перевагу термічній обробці над підвищеннем вмісту вуглецю в

Таблиця 28. Чутливість залізничних коліс до утворення дефектів теплового походження залежно від вмісту вуглецю

Інтервал зміни масової частки, %	Середнє значення збільшення товщини мартенситного шару за підвищення вмісту вуглецю на 0,01 %, мм
0,45—0,50	0,004
0,51—0,55	0,019
0,56—0,60	0,035
0,61—0,65	0,050
0,66—0,69	0,064

4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення ...

сталі, оскільки термічна обробка зумовлює збільшення не лише міцності та зносостійкості вуглецевих сталей, а й їх опору крихкому руйнуванню. Це пов'язано з підвищеннем дисперсності перліту та зменшенням кількості довготривалого фериту.

3. Механізм утворення вищербин на поверхні катання залізничних коліс з різним вмістом вуглецю є однаковим і пов'язаний з формуванням у поверхневих шарах обода колеса структури мартенситу (як наслідок термічного впливу) і його подальшого викришування в процесі експлуатації.

4. Збільшення вмісту вуглецю в сталі для залізничних коліс призводить до зниження їх стійкості до утворення дефектів термічного походження на поверхні катання. Отримано залежність схильності до утворення дефектів термічного походження в залізничних колесах від вмісту вуглецю. Вона є нелінійною та описується рівнянням другого порядку.

РОЗДІЛ 5

ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

5.1. ВПЛИВ ОДНОРАЗОВОЇ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРНИЙ СТАН І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Кінцева структура і властивості ободів залізничних коліс формуються після гарячої пластичної деформації (ГПД) літої заготовки (зливка) і подальшої термообробки (ТО). При ГПД спостерігається значна нерівномірність деформації вздовж перерізу обода: ~70 % ступінь деформації поверхневих і ~5 % ступінь деформації центральних шарів. З огляду на це оцінювання впливу різного ступеня ГПД і подальшої ТО на трансформацію літої структури та властивості колісної сталі є досить актуальним.

У лабораторних умовах проведено дослідження впливу одноразової гарячої пластичної деформації та подальшої термічної обробки зразків зливків вуглецевої сталі ($C = 0,59 \%$), яка широко застосовується для виробництва залізничних коліс, на її структурний стан і механічні властивості.

Для цього відібрано литу колісну заготовку від круглого зливка $\varnothing 482$ мм колісної сталі марки 2 (ДСТУ ГОСТ 10791:2016). Хімічний склад плавки подано в табл. 29.

Механічні властивості досліджуваної вуглецевої сталі після таких обробок наведено в табл. 30. Температура нагрівання під гарячу пластичну деформацію становила 1260°C , що відповідає температурі нагрівання колісних заготовок перед деформацією у колесо-прокатному цеху.

На рис. 64—67 подано залежності характеристик міцності, пластичності та ударної в'язкості сталі від ступеня гарячої пластичної деформації. Як бачимо, підвищення ступеня деформації в межах 0—60 % без додаткової термічної обробки призводить до незначного підвищення тимчасового опору та межі плинності (рис. 65). Основний приріст характеристик міцності в литому стані відбувається в інтервалі деформацій від 0 до 30 % (тимчасовий опір і межа плинності зростають відповідно на 20 і 12 %). Подальше збільшення ступеня гарячої деформації практично не впливає на такі характеристики міцності (див. рис. 64). Для стану після термічної обробки ступінь деформації несуттєво впливає на досліджені характеристики міцності.

Термічна обробка підвищує характеристики міцності досліджуваної сталі порівняно з вихідним литим станом.

На відміну від характеристик міцності пластичні характеристики монотонно підвищуються зі збільшенням ступеня деформації (рис. 65 і 66). Така залежність є характерною як для литого стану, так і після термічної обробки.

5.1. Вплив одноразової гарячої пластичної деформації на структурний стан і механічні властивості ...

Таблиця 29. Хімічний склад досліджуваної сталі

Умовне маркування плавки	Масова частка хімічних елементів, %				
	C	Si	Mn	P	S
№ 18	0,59	0,31	0,73	0,017	0,005

Таблиця 30. Механічні властивості вуглецевої сталі після деформаційної та термічної обробок

№ з/п	Режим деформаційно-термічної обробки	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження δ_s , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см ²
1	Деформація 0 %	709,2	421,2	2,1	5,4	23,5
2	Деформація 30 %	852,3	470,7	10,7	16,2	32,5
3	Деформація 40 %	881,1	476,2	12,8	18,2	39,4
4	Деформація 50 %	865,8	471,7	14,2	29,5	34,3
5	Деформація 60 %	860,7	457,7	15,9	24,7	39,6
6	Деформація 0 % + ТО	892,1	493,1	13,9	23,5	43,6
7	Деформація 30 % + ТО	905,8	519,8	13,6	32,9	45,1
8	Деформація 40 % + ТО	909,8	521,6	16,0	46,6	47,3
9	Деформація 50 % + ТО	910,6	514,3	16,3	39,5	51,4
10	Деформація 60 % + ТО	887,4	514,6	17,1	39,7	53,1

При цьому в усьому інтервалі такого ступеня деформації значення відносного подовження та відносного звуження вищі в стані після термічної обробки ніж у литому стані. Аналогічно до зміни характеристик пластичності від величини деформації змінюється ударна в'язкість (рис. 67).

Гаряча пластична деформація позитивно впливає на пластичні властивості та ударну в'язкість вуглецевої сталі, що застосовується для виробництва залізничних коліс.

Проведення термічної обробки дослідних зразків за режимом нагрівання до температури аустенітизації 860 °C із подальшим охолодженням зі швидкістю,

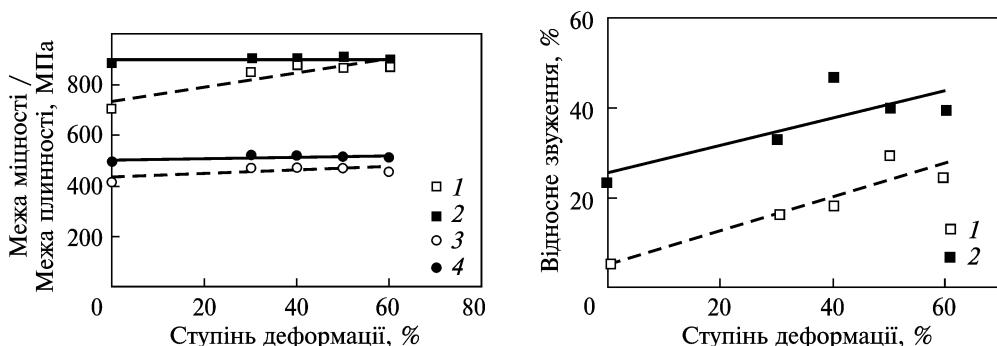


Рис. 64. Вплив ступеня деформації на характеристики міцності вуглецевої сталі: 1 – міцність без ТО; 2 – міцність після ТО; 3 – плинність без ТО; 4 – плинність після ТО

Рис. 65. Вплив ступеня деформації на відносне звуження вуглецевої сталі: 1 – без ТО; 2 – після ТО

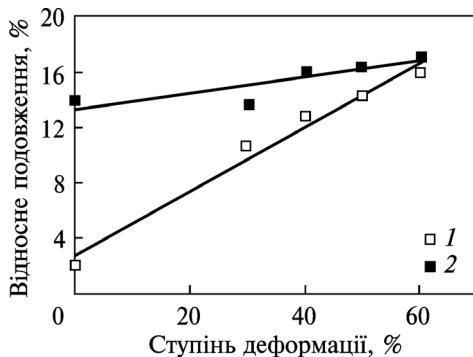


Рис. 66. Вплив ступеня деформації на відносне подовження вуглецевої сталі. Позначення такі самі, як на рис. 65

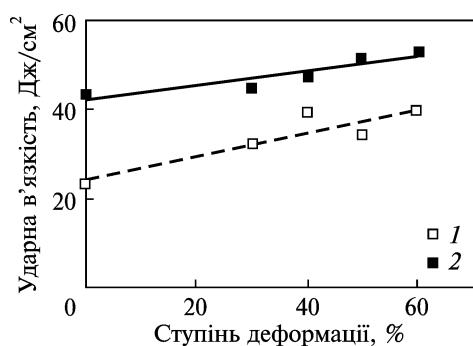


Рис. 67. Вплив ступеня деформації на ударну в'язкість вуглецевої сталі. Позначення такі самі, як на рис. 65

що відповідає швидкості охолодження обода колеса на вертикальних гарчувальних машинах у колесопрокатному цеху, зберігає ефект впливу пластичної деформації.

Можна припустити, що в такому випадку існує явище спадковості. Про це свідчить якісно однаковий характер зміни таких характеристик, як відносне звуження та ударна в'язкість залежно від величини деформації в литому стані і після ТО. Явище спадковості, на думку деяких авторів [161, 162], може проявлятися в різних формах: спадковість субструктур, технологічна спадковість та ін. У праці [161] припускалося, що спадковість є найзагальнішою характеристикою взаємозв'язку структури в різних поколіннях обробок металевих матеріалів, а металогенетика є лише різновидом генетики й її можна трактувати як науку про спадковість і мінливість структури в сплавах.

Проаналізувавши мікроструктуру на рис. 68, дійшли висновку, що у вихідному литому стані вона є перлітною структурою з пластинчастим перлітом і невеликою кількістю фериту, який виділяється у вигляді уривчастої сітки вздовж меж колишніх аустенітних зерен. Для літої структури характерним є дійсне зерно великого розміру (бал зерна більший ніж -1).

Деформаційна обробка призводить до подрібнення дійсного зерна в середньому до третього бала. При цьому для всіх ступенів деформації характерна дуже значна різноверність (наприклад, для деформаційної обробки 60 % мінімальний розмір зерна дорівнює шостому балу, а максимальний — першому (рис. 68, д)).

За пришвидшеного охолодження після окремого нагрівання до 860 °C розпад аустеніту відбувається за дифузійним механізмом із утворенням пластинчастого перліту та невеликої кількості доевтектоїдного фериту (рис. 68, а, в, е). Термічна обробка призводить до значного подрібнення дійсного зерна та зменшення різноверністості. Так, у випадку деформації 40 і 60 % після термічної обробки середній розмір зерна дорівнює відповідно восьмому і дев'ятому балам.

Первинна структура літої сталі промислового виробництва є дендритом аустеніту, периферійні області якого збагачені домішками елементів, що входять

5.1. Вплив одноразової гарячої пластичної деформації на структурний стан і механічні властивості ...

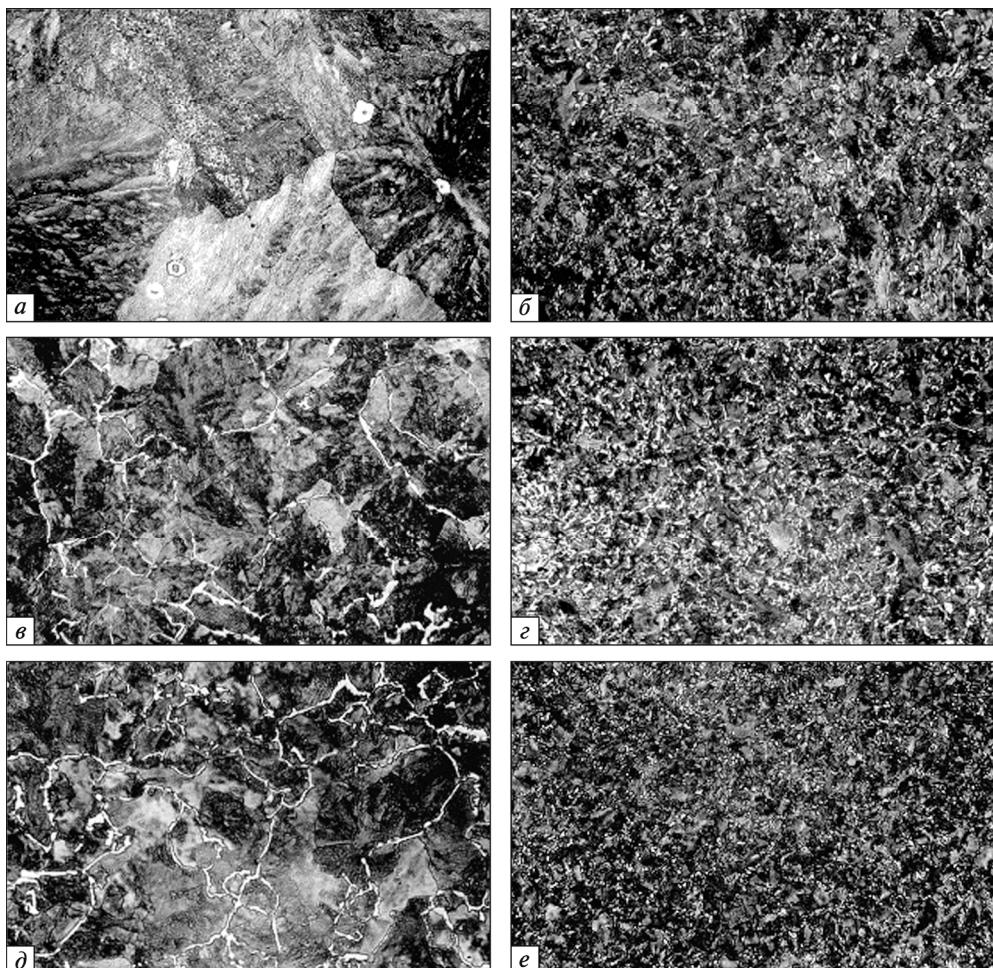


Рис. 68. Мікроструктура вуглецевої сталі після різного ступеня деформації: *a, б* — 0 % ГПД; *в, г* — 40 % ГПД; *д, е* — 60 % ГПД; *а, в, д* — без ТО; *б, г, е* — після ТО ($\times 100$)

до складу сталі і мають, як наслідок, інтенсивніше забарвлення після травлення в певному реактиві (пікраті натрію). Наприклад, інтенсивніше забарвлення спостерігається в зонах зіткнення сусідніх дендритів, проміжне — між їх гілками, а найменше — в осьових ділянках дендритних гілок (рис. 69, *a*).

Дендрити аустеніту перетинаються межами, вздовж яких виділяється доевтектоїдний ферит, що виявляється як травленням у пікраті натрію, так і в ніталь (рис. 69, *a, б*). У кінцевій структурі, що є перлітом і доевтектоїдним феритом, вміст С сягає близько 0,6 % (рис. 69, *a, б*).

За збільшення ступеня ГПД від 0 до 60 % зростає фрагментація дендритної структури, що зумовлює зменшення розміру зерна, визначеного за феритною сіткою, від 1000 до 80 мкм, і змінюється кількість фериту від 0,6 до 5 % (рис. 69).

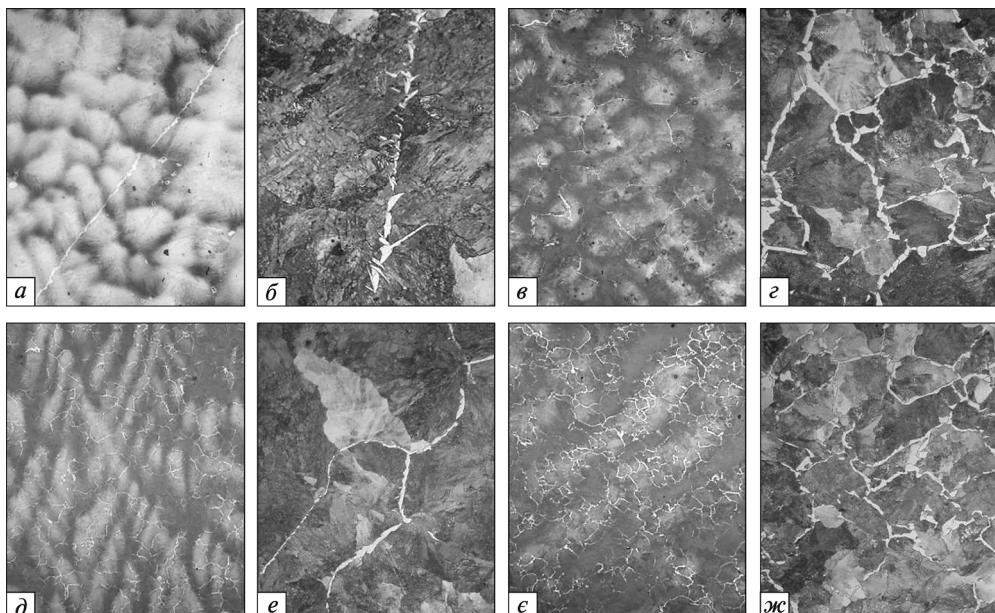


Рис. 69. Первинна (*а, в, д, е*) і кінцева (*б, г, е, ж*) мікроструктури сталі з 0,59 % С після кристалізації (*а, б*) і ГПД зі ступенем деформації: *в, г* — 30 %; *д, е* — 50 %; *е, ж* — 60 %; *а, в, д, е* — ×50 (пікрат Na); *б, г, е, ж* — ×250 (ніталль)

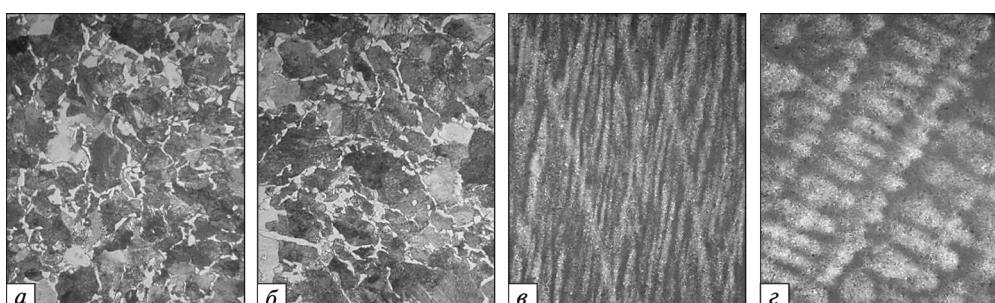


Рис. 70. Лита (*а, в*) і кінцева (*б, г*) мікроструктури сталі марки 2 після: *а, б* — ТО; *в, г* — 60 % ГПД + ТО; *а, в* — ×50 (пікрат Na); *б, г* — ×500 (ніталль)

Подальша термообробка ще більше фрагментує структуру сталі та підвищує вміст фериту до 10—12 %. Розмір зерна становить 20—22 мкм для всіх режимів попередньої ГПД (рис. 70, рис. 71, *а, б*).

На рис. 71 наведено залежність середнього розміру зерна від величини гарячої пластичної деформації. Як вже йшлося, підвищення величини гарячої пластичної деформації призводить до подрібнення розміру зерна. Для сталі в стані без термічної обробки ця залежність є чіткіше вираженою (розмір зерна зменшується від 300 до 85 мкм). У сталі після термічної обробки зерно зменшується від 35 до 20 мкм.

5.1. Вплив одноразової гарячої пластичної деформації на структурний стан і механічні властивості ...

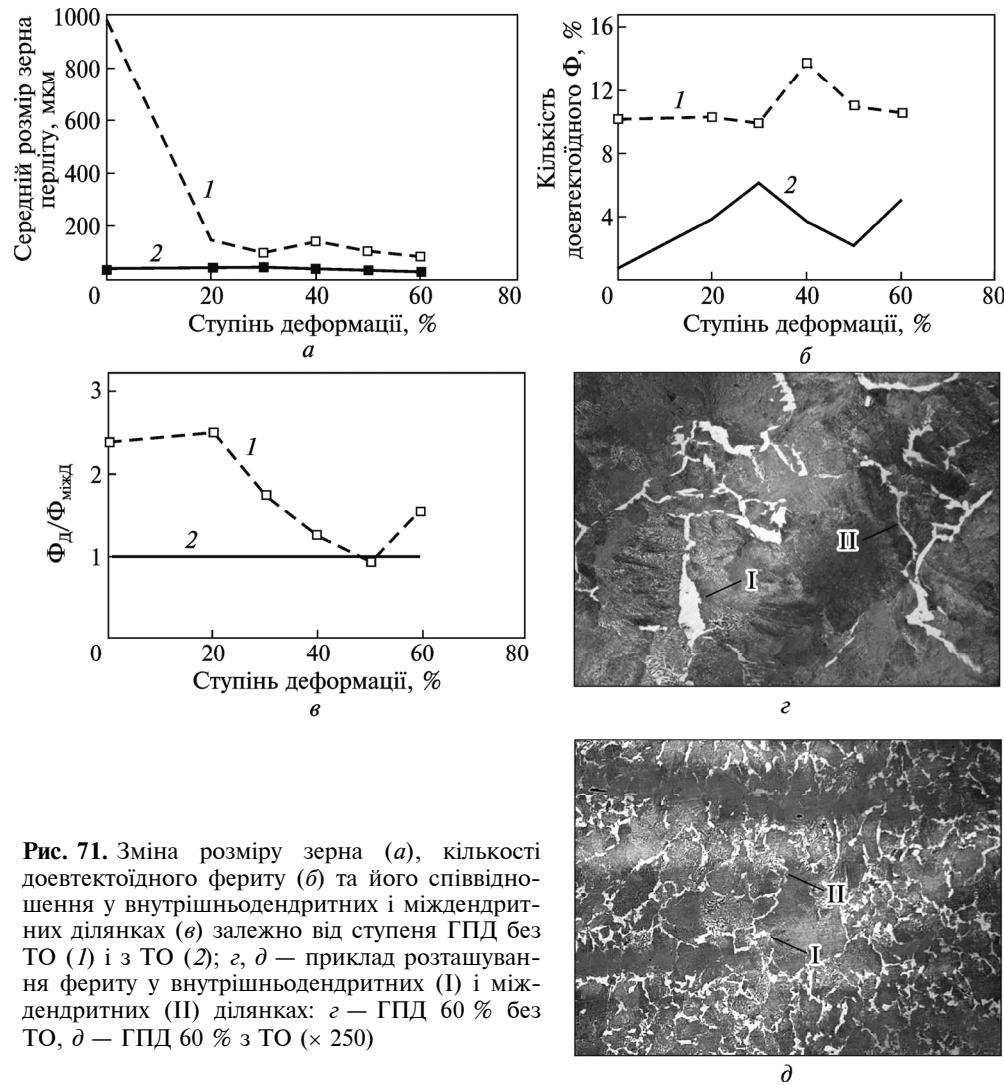


Рис. 71. Зміна розміру зерна (а), кількості доевтектоїдного фериту (б) та його співвідношення у внутрішньодендритних і міждендритних ділянках (в) залежно від ступеня ГПД без ТО (1) і з ТО (2); *г*, *д* — приклад розташування фериту у внутрішньодендритних (І) і міждендритних (ІІ) ділянках: *г* — ГПД 60 % без ТО, *д* — ГПД 60 % з ТО ($\times 250$)

У випадку охолодження від температури вище за $A_{\text{C}3}$ зерно аустеніту розбивається на численні перлітні колонії, а отже, кристалітна структура сталі рафінується самим процесом дифузійного розпаду аустеніту під час охолодження. У разі нагрівання такої структури отримують дрібне зерно аустеніту, а вихідна грубозерниста структура практично ніяк не проявляється.

Зміна структури, яка відбувається в ході експериментів, зумовлена, найімовірніше, утворенням розвиненої субструктур, спадково пов'язаної зі структурою перліту та попередньою ГПД, що впливають на утворення доевтектоїдного фериту. Як наслідок в аустеніті після перекристалізації міжкристалітних меж, де утворюється ферит, їх спостерігається більше і їхній розподіл є рівномірнішим, ніж після тільки ГПД.

Подрібнення зерна аустеніту та збільшення кількості доевтектоїдного фериту в разі ТО літої сталі вочевидь пов'язане з виникненням близьких за величиною та рівномірніше розподілених термічних і фазових напружень. Як наслідок в аустеніті літої сталі після перекристалізації кількість меж, на яких виділяється ферит, є більшою, ніж після кристалізації або ГПД. Це пояснює збільшення в сталі після ТО кількості фериту та наближення його до кількості рівноважної.

Встановлено залежність кількості доевтектоїдного фериту та його розподілу від ступеня деформації та подальшої термообробки у взаємозв'язку з хімічною неоднорідністю аустеніту, зумовленою дендритною ліквациєю.

Зіставляючи сліди дендритної структури та місця розташування фериту, бачимо, що його утворення в міждендритних областях, особливо в місцях із найбільшою ліквациєю, відбувається рідше, ніж в осьових ділянках (рис. 71, *г*, *д*). Встановлено закономірність зміни кількості фериту в осьових і міждендритних ділянках дендритної структури від ступеня деформації (рис. 71, *в*). У литому стані і за невеликих ступенів деформації (20–30 %) кількість фериту в осьових ділянках у 1,75–2,5 раза більша, ніж у міждендритних. За ступеня деформації 40–50 % кількість доевтектоїдного фериту в світлих і темних ділянках є практично однаковою. Зміна співвідношення кількості доевтектоїдного фериту щодо ліквацийних ділянок дендритної структури пов'язана з різною їх міцністю. У процесі кристалізації сталі хімічні елементи витісняються на периферію дендритів аустеніту, змінюючи їх міждендритні ділянки.

За допомогою електронного зонда встановлено, що міждендритні темні ділянки містять приблизно на 50 % більше кремнію і марганцю, ніж світлі осьові зони (рис. 72, табл. 31). Тому вони є міцнішими, що підтверджується вищими значеннями їх мікротвердості (до 260 HV⁵⁰), і мають більшу опірність деформації.

За незначного деформаційного пророблення більша кількість меж зароджується в м'якіших осьових зонах дендритів (від 200 HV⁵⁰). Оскільки на цих межах утворюється ферит, то спостерігається зростання відношення його кількості в світлих областях до кількості в темних ділянках. За збільшення ступеня деформації до 40–50 % аналогічні межі утворюються і в насичених до мішками темних міждендритних ділянках, унаслідок цього в них також утворюється ферит.

Отже, при ГПД 40–50 % досягається рівномірне пророблення літої структури сталі з 0,59 % С, що полягає в підвищенні рівномірності розподілу міжкристалітних меж щодо ліквацийних зон дендритної структури.

Проте після ТО попередньо гарячедеформованих зразків кількість фериту утворювальних меж має бути більшою, ніж після просто ТО. Пов'язано це з тим, що ГПД попередньо проробляє ліквацийні міждендритні зони з підвищеним вмістом вуглецю, дроблячи їх із різною інтенсивністю залежно від режимів деформації, а також впливає на утворення субструктур у внутрішньодендритних ділянках.

Утворення доевтектоїдного фериту після спільної дії ГПД і ТО у внутрішньодендритних і міждендритних ділянках відбувається значно рівномірніше щодо його співвідношення у цих ділянках, що приблизно дорівнює 1 (рис. 72, *в*).

5.1. Вплив одноразової гарячої пластичної деформації на структурний стан і механічні властивості ...

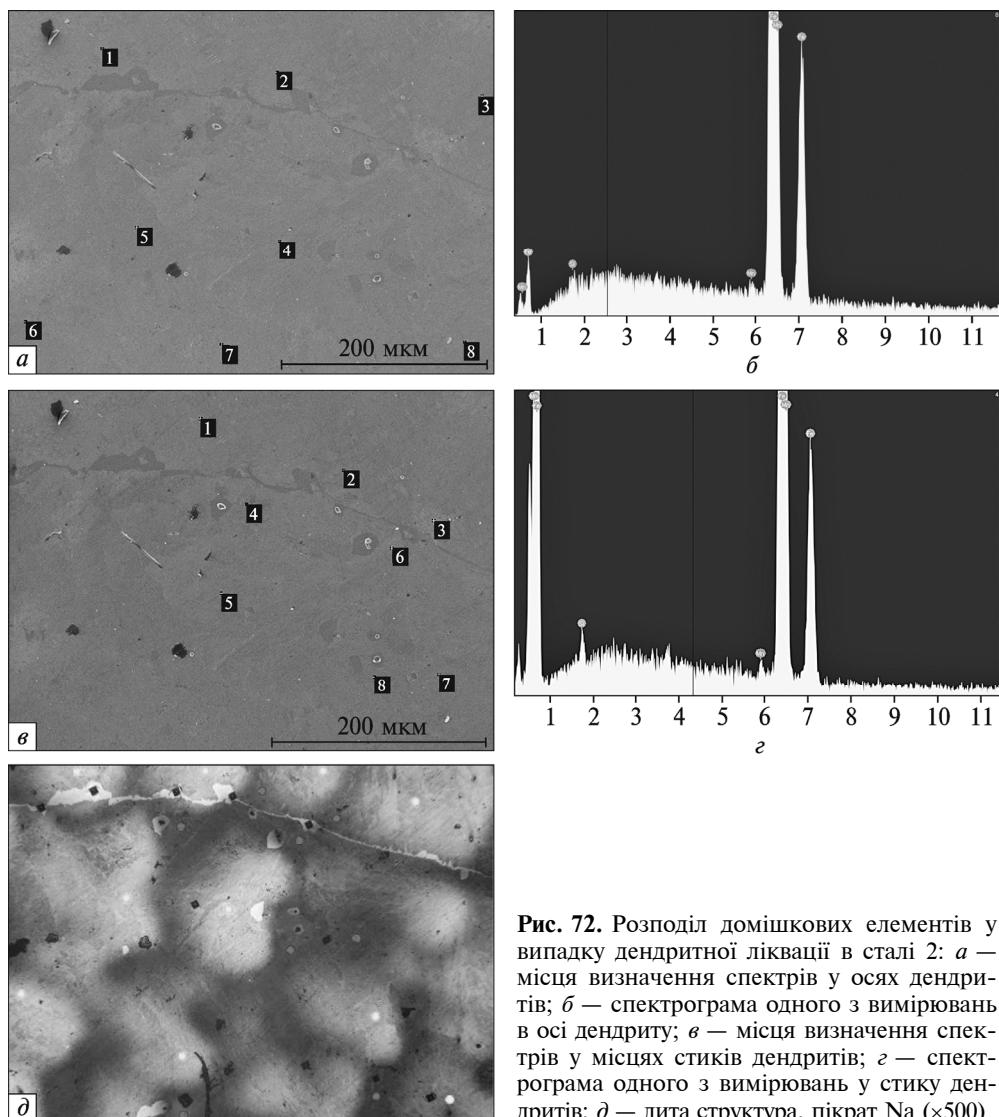


Рис. 72. Розподіл домішкових елементів у випадку дендритної ліквакції в сталі 2: *а* — місця визначення спектрів у осіх дендритів; *б* — спектрограма одного з вимірювань в осі дендриту; *в* — місця визначення спектрів у місцях стиків дендритів; *г* — спектрограма одного з вимірювань у стику дендритів; *д* — лита структура, пікрапт Na ($\times 500$)

Таблиця 31. Хімічний склад ліквакційних зон, що сформувалися внаслідок дендритної ліквакції в процесі кристалізації сталі з 0,59 % С

Зона дендритної структури	Масова частка хімічних елементів, %							
	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
Стик дендритів	0,46	0,10	0,02	0,02	0,69	98,49	0,15	0,08
Вісь дендрита	0,31	0,02	0,02	0,04	0,46	98,93	0,15	0,06

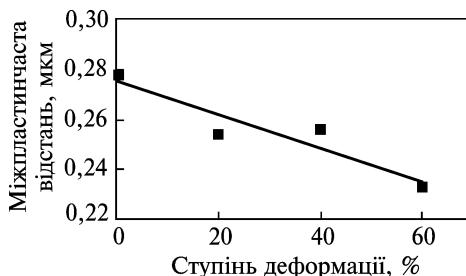


Рис. 73. Вплив ГПД вуглецевої сталі на міжпластиначасту відстань у перліті

Однією з найзначущих структурних характеристик для перлітних сталей є дисперсність перліту. У працях Ю.Я. Мешкова показано [20, 117], що у випадку перлітних сталей (із гетерогенною структурою) можуть бути два механізми руйнування. М.Л. Бернштейн і В.А. Займовський [163]

їх назвали дислокаційним і цементитним. Перший пов'язаний з утворенням тріщин унаслідок скручення дислокацій біля межі зерна (як в однофазних матеріалах); другий — з утворенням тріщин через розтріскування пластин цементиту. Залежно від співвідношення між розміром зерна та міжпластиначастою відстанню може реалізовуватися один або інший механізм.

У літературних джерелах не існує єдиної думки про вплив режимів технологічних операцій на дисперсність перліту [164, 165]. На рис. 73 наведено залежність між величиною пластичної деформації і дисперсністю перліту. Як бачимо, збільшення ступеня ГПД призводить до незначного зменшення міжпластиначастої відстані в перліті, а високий коефіцієнт кореляції ($R = 0,93$) дає змогу припустити тісний кореляційний зв'язок між цими характеристиками.

Проте зміна значень міжпластиначастої відстані перліту залежно від ступеня деформації є досить несуттєвою (рис. 74). Певно, вирішальними чинниками, що впливають на міжпластиначасту відстань, є умови охолодження, а в рамках експерименту швидкість охолодження та температура, від якої охолоджувалися зразки, була близькою для всіх них.

Пластична деформація позитивно впливає передусім на пластичні характеристики та ударну в'язкість колісної сталі. З огляду на висновки праць [20, 117, 156], де показано, що найбільше різноманітність і нерівномірність структури впливають на механічні властивості, які визначають здатність матеріалу до локальної пластичної деформації, можна вважати, що причиною підвищення пластичності та ударної в'язкості є насамперед зменшення різноманітності та середнього розміру зерна, а також диспергування перліту.

Унаслідок статистичної обробки отримано рівняння множинної регресії механічних властивостей від параметрів мікроструктури вигляду $y = a + bx_1 + cx_2 + dx_3$:

$$\sigma_b = 1149,1 - 0,0165d_3 - 2391\Delta S + 13,2\Phi \quad (R^2 = 0,96), \quad (14)$$

$$\sigma_t = 492,2 + 0,3d_3 - 728\Delta S + 10,3\Phi \quad (R^2 = 0,96), \quad (15)$$

$$\delta_s = 44,7 + 0,0167d_3 - 108,6\Delta S + 1,1\Phi \quad (R^2 = 0,55), \quad (16)$$

$$\psi = 40,7 + 0,0177d_3 - 155,2\Delta S + 0,64\Phi \quad (R^2 = 0,25), \quad (17)$$

$$KCU = 109,9 + 0,3115d_3 - 122,1\Delta S + 5,1\Phi \quad (R^2 = 0,53), \quad (18)$$

де d_3 — розмір зерна, мкм; ΔS — міжпластиначаста відстань перліту, мкм; Φ — кількість доевтектоїдного фериту, %. Коефіцієнт детермінації R^2 є значущим

5.1. Вплив одноразової гарячої пластичної деформації на структурний стан і механічні властивості ...

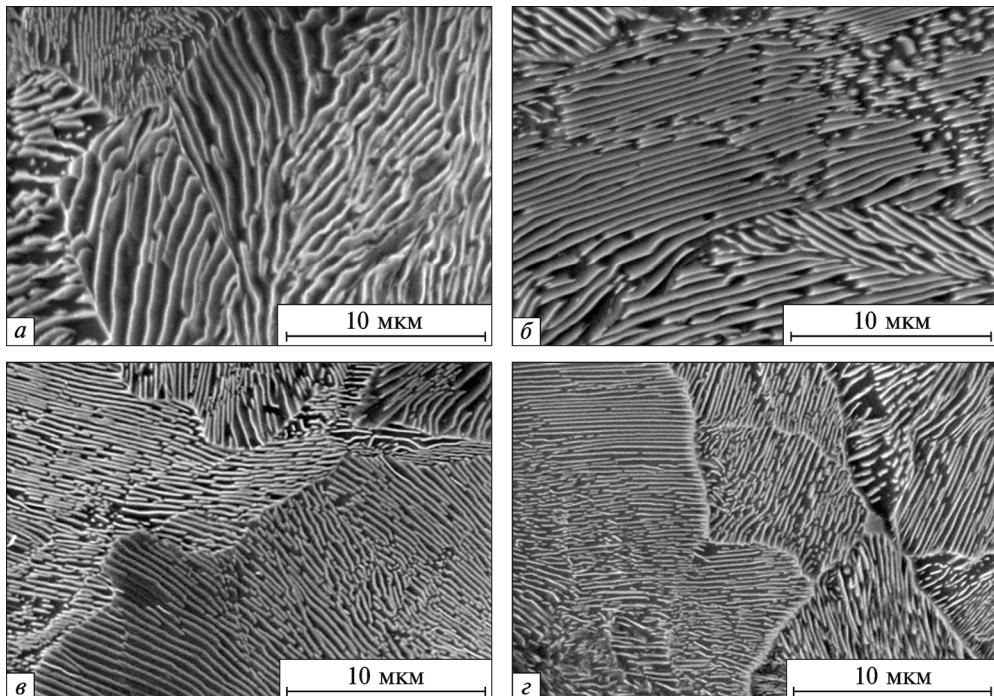


Рис. 74. Будова перліту в колісній сталі № 18 після: *а* — кристалізації; *б* — кристалізації + ТО; *в* — 60 % ГПД; *г* — 60 % ГПД + ТО

лише для рівнянь (14) і (15).

За заданого рівня ймовірності помилки 5 % значущими є коефіцієнти вільних членів a ($p_{a(1)} = 3,6\%$, $p_{a(2)} = 1,4\%$) і коефіцієнти перед значеннями міжпластиначастої відстані ($p_{b(1)} = 4,7\%$).

Рівняння регресії меж міцності та плинності від параметрів мікроструктури для сталі з 0,59 % С після ГПД 0—60 % набуває вигляду $y = a + bx$:

$$\sigma_b = 1149,1 - 2391\Delta S, \quad (19)$$

$$\sigma_t = 492,2 - 728,5\Delta S. \quad (20)$$

Оцінюючи коефіцієнти парної кореляції механічних властивостей, параметрів мікроструктури і величини деформації (табл. 32), бачимо, що зміна характеристик пластичності та ударної в'язкості максимально корелює з величиною деформації. З аналізованими параметрами мікроструктури рівень кореляції є значно нижчим. З цього випливає, що підвищення пластичних і в'язких властивостей сталі після ГПД має бути пов'язане не тільки зі зміною співвідношення фаз, морфології та дисперсності феритно-перлітної структури, а й з впливом на ці властивості ще якогось структурного чинника, не виявленого застосованими методами світлової та растрової мікроскопії. З відомих чинників, що впливають на пластичну деформацію та руйнування полікристалічних матеріалів, найвірогіднішими можуть бути особливості будови міжкристалічних меж зерен, морфології перліту та фериту, а також фактичний хімічний склад фаз, які утворюються на них.

Таблиця 32. Значення коефіцієнтів парної кореляції механічних властивостей і параметрів мікроструктури сталі в разі ГПД 0–60 %

№ з/п	Параметр	Коефіцієнт парної кореляції								
		1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	Ступінь деформації $\varepsilon, \%$	1	—	—	—	—	—	—	—	—
2	Розмір зерна $d_3, \text{ мкм}$	-0,566	1	—	—	—	—	—	—	—
3	Міжпластиначаста відстань $\Delta S, \text{ мкм}$	-0,461	0,258	1	—	—	—	—	—	—
4	Об'ємна частка фериту $\Phi, \%$	0,527	-0,959	-0,335	1	—	—	—	—	—
5	Межа міцності $\sigma_b, \text{ МПа}$	0,714	-0,581	-0,899	0,655	1	—	—	—	—
6	Межа плинності $\sigma_t, \text{ МПа}$	0,612	-0,499	-0,908	0,620	0,964	1	—	—	—
7	Відносне подовження $\delta_5, \%$	0,989	-0,610	-0,545	0,592	0,786	0,708	1	—	—
8	Відносне звуження $\psi, \%$	0,937	-0,323	-0,451	0,355	0,663	0,609	0,926	1	—
9	Ударна в'язкість КСУ, $\text{Дж}/\text{см}^2$	0,876	-0,590	-0,362	0,489	0,552	0,504	0,887	0,743	1

5.2. ВПЛИВ ПОДРІБНЕНОЇ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРНИЙ СТАН І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Технологія виробництва залізничних коліс передбачає гарячу пластичну деформацію послідовно на декількох агрегатах (пресах), тобто кінцевий ступінь деформації досягається за кілька операцій і деформація є подрібненою. Для підтвердження встановлених закономірностей щодо впливу ГПД на зміну структури та властивостей необхідно провести дослідження з вивчення впливу подрібненої деформації на структурний стан і механічні властивості вуглецевої сталі.

У працях [166, 167] показано, що застосування подрібненої деформації замість одноразової може призвести до зміни структурного стану та механічних властивостей конструкційних сталей.

Методика проведення досліджень із вивчення подрібненої гарячої пластичної деформації аналогічна до тієї, що описана попередньо, але в цьому випадку деформація виконувалася в два етапи з незначним інтервалом.

Аналізуючи залежності механічних властивостей від сумарної величини гарячої пластичної деформації, з'ясували (табл. 33; рис. 75–79), що підвищення ступеня подрібненої деформації від 20 до 60 % практично не впливає на тимчасовий опір і межу плинності досліджуваної сталі для залізничних коліс як у литому стані, так і після пришвидшеного охолодження (рис. 75, 76).

Підвищенння величини подрібненої деформації в указаных межах зумовлює збільшення таких службових властивостей колісної сталі, як відносне подов-

5.2. Вплив подрібненої гарячої пластичної деформації на структурний стан і механічні властивості ...

Таблиця 33. Механічні властивості вуглецевої сталі після подрібненої деформації за різними режимами

№ з/п	Режим деформаційно-термічної обробки	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження δ_5 , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KСU, Дж/см ²
1	Без деформування	709,2	421,2	2,1	5,4	23,5
2	Подрібнена деформація 20 %	873	469	10	15	21
3	Подрібнена деформація 30 %	866	463	13	25	29
4	Подрібнена деформація 40 %	869	452	13	21	34
5	Подрібнена деформація 50 %	874	467	13	27	37
6	Подрібнена деформація 60 %	868	451	13	24	35
7	Тільки ТО	892	493	14	24	44
8	Подрібнена деформація 20 % + ТО	875	464	16	36	51
9	Подрібнена деформація 30 % + ТО	884	482	17	34	46
10	Подрібнена деформація 40 % + ТО	870	480	18	38	47
11	Подрібнена деформація 50 % + ТО	887	485	16	46	41
12	Подрібнена деформація 60 % + ТО	896	495	18	48	44

ження, відносне звуження та ударна в'язкість (рис. 77—79). Приріст відносного подовження в разі підвищення величини подрібненої деформації є незначним і становить близько 10 %, а збільшення відносного звуження та ударної в'язкості є набагато значущішим — 40—50 %.

Підсумовуючи викладене, можна стверджувати, що як і у випадку одноразової деформації, подрібнена деформація позитивно впливає на пластичні характеристики та ударну в'язкість колісної сталі. Ефект впливу зберігається й після пришвидшеного охолодження, що засвідчує гіпотезу про явище спад-

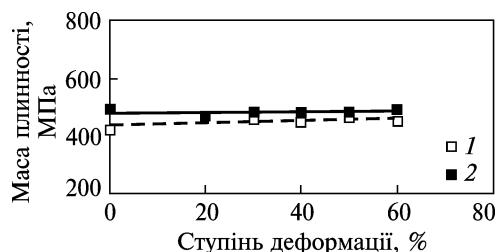
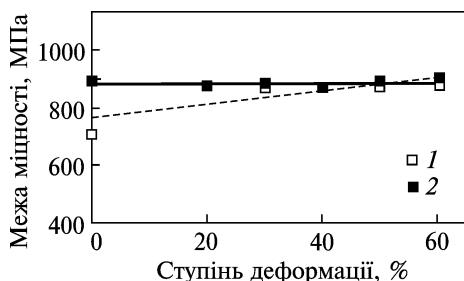


Рис. 75. Вплив подрібненої деформації на межу міцності вуглецевої сталі: 1 — без ТО; 2 — після ТО

Рис. 76. Вплив подрібненої деформації на межу плинності вуглецевої сталі. Позначення такі самі, як на рис. 75

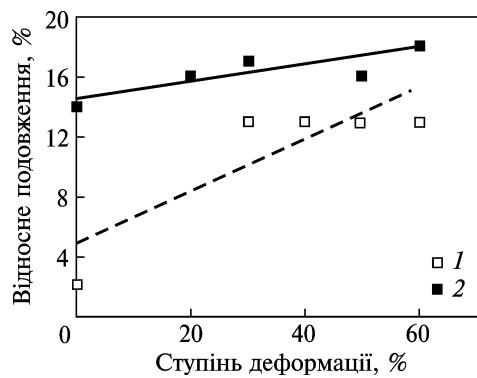


Рис. 77. Вплив подрібненої деформації на відносне подовження вуглецевої сталі. Позначення такі самі, як на рис. 75

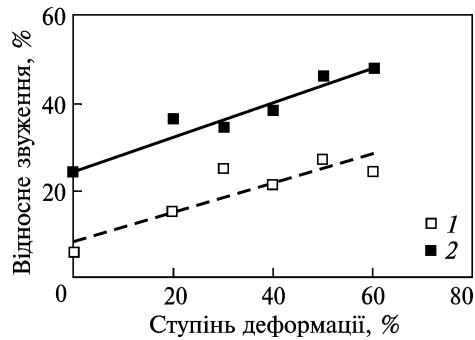


Рис. 78. Вплив подрібненої деформації на відносне звуження вуглецевої сталі. Позначення такі самі, як на рис. 75

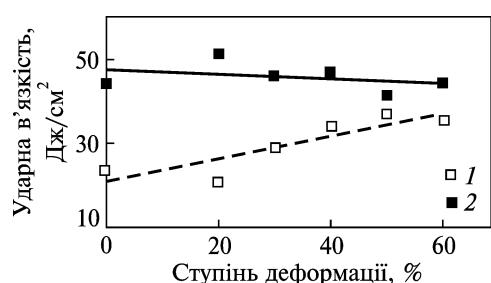


Рис. 79. Вплив подрібненої деформації на ударну в'язкість вуглецевої сталі. Позначення такі самі, як на рис. 75

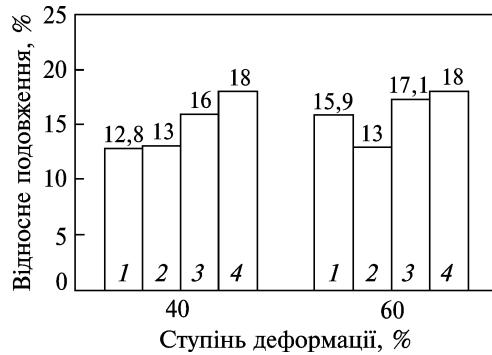


Рис. 80. Залежність відносного подовження від ступеня деформації вуглецевої сталі: 1 — однічна деформація без ТО; 2 — подрібнена деформація без ТО; 3 — однічна деформація після ТО; 4 — подрібнена деформація після ТО

ковості [161, 162], яка є найзагальнішою характеристикою взаємозв'язку структури в різних поколіннях обробки металевих матеріалів.

Порівнюючи механічні властивості, дійшли висновку, що застосування по-дрібненої деформації в досліджуваних межах не зменшує позитивний вплив на службові властивості колісної сталі на відміну від одноразової деформації (рис. 80, 81).

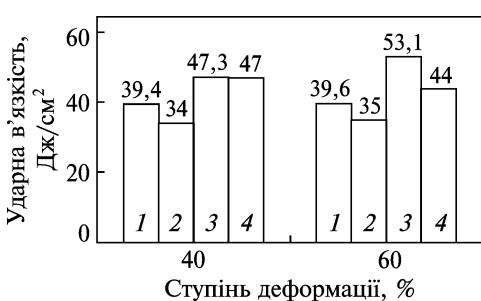


Рис. 81. Залежність ударної в'язкості від ступеня деформації вуглецевої сталі. Позначення такі самі, як на рис. 80

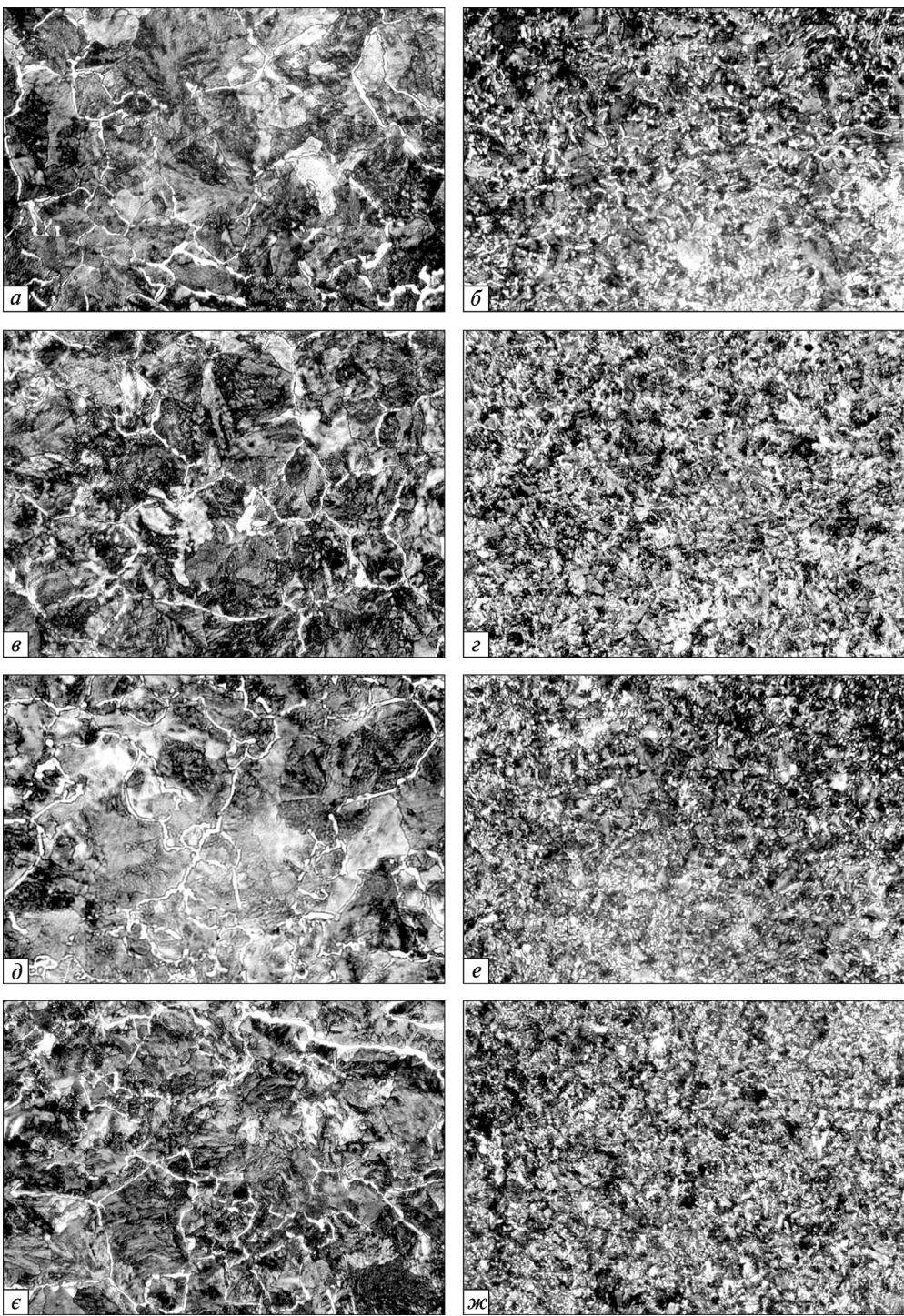


Рис. 82. Мікроструктура вуглецевої сталі після одноразової деформації (*a*, *б* — 40 %; *д*, *ж* — 60 %) і різної величини подрібненої деформації (*в*, *г* — 40 %; *е*, *жс* — 60 %): *a*, *в*, *д*, *ж* — без ТО; *б*, *г*, *е*, *жс* — після ТО ($\times 100$)

РОЗДІЛ 5. Вплив гарячої пластичної деформації на формування структурного стану та механічні ...

У ході дослідження мікроструктури також не виявлено істотної відмінності між структурним станом колісної сталі після подрібненої й одноразової деформації (рис. 82).

В обох випадках структура є перлітом із незначною кількістю доевтектоїдного фериту (~10 %), розташованого на межах колишніх аустенітних зерен.

Середній розмір дійсного зерна в стані без термічної обробки після обох видів деформації дорівнює 3—4 бали для деформації як 40 %, так і 60 %. Для всіх ступенів деформації характерною є велика різновернистість. Термічна обробка спричинила значне подрібнення дійсного зерна та збільшення його рівномірності. Так, у випадку деформації 40 і 60 % після ТО середній розмір зерна дорівнює 7—8 балів.

5.3. СТРУКТУРНИЙ СТАН І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОЛІСНОЇ ЗАГОТОВКИ ПІСЛЯ ЇЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА РІЗНИХ АГРЕГАТАХ ПРЕСОПРОКАТНОЇ ЛІНІЇ

Одним із найпроблемніших елементів колеса є обід. Питання економіки потребують підвищення його ресурсу, що пов'язано з підвищенням зносостійкості або зростанням твердості. Підвищення твердості зумовлює зростання міцності, що у свою чергу підвищує небезпеку крихкого руйнування в ободі колеса. Як наслідок, виникає необхідність нормування його ударної в'язкості та в'язкості руйнування. У праці [166] показано, що однією з причин можливого зниження в'язких характеристик обода може бути недостатній вплив гарячої деформації.

На підставі результатів лабораторних досліджень розроблено пропозиції щодо зміни режимів гарячої пластичної деформації колісної заготовки стосовно колесопрокатного цеху з метою оптимізації структурного стану та підвищення службових властивостей металу залізничних коліс (насамперед в'язких характеристик обода). Матеріалом для досліджень обрано вуглецеву сталь, хімічний склад якої подано в табл. 34 (сталь марки 2 за ДСТУ ГОСТ 10791:2016).

На рис. 83 наведено загальну найрозповсюдженішу схему пресопрокатної лінії колесопрокатного цеху. Вона складається з п'яти агрегатів. На першому агрегаті (прес зусиллям 20 МН) проводиться попереднє осадження заготовки на гладких плитах. На другому агрегаті (прес зусиллям 50 МН) виконується осадження заготовки в кільці й розганяння пуансоном. Формування отриманої заготовки проводиться на третьому агрегаті (прес зусиллям 100 МН). Потім заготовка переходить на колесопрокатний стан (агрегат № 4), де здійснюється її розкатка. Формування геометрії колеса завершується на останньому п'ятому агрегаті (прес зусиллям 35 МН), де проводиться вигин диска, калібрування обода та прошивання отвору маточини.

Таблиця 34. Хімічний склад досліджуваної сталі

Умовне позначення плавки	Масова частка хімічних елементів, %				
	C	Si	Mn	P	S
19	0,57	0,30	0,66	0,010	0,009

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

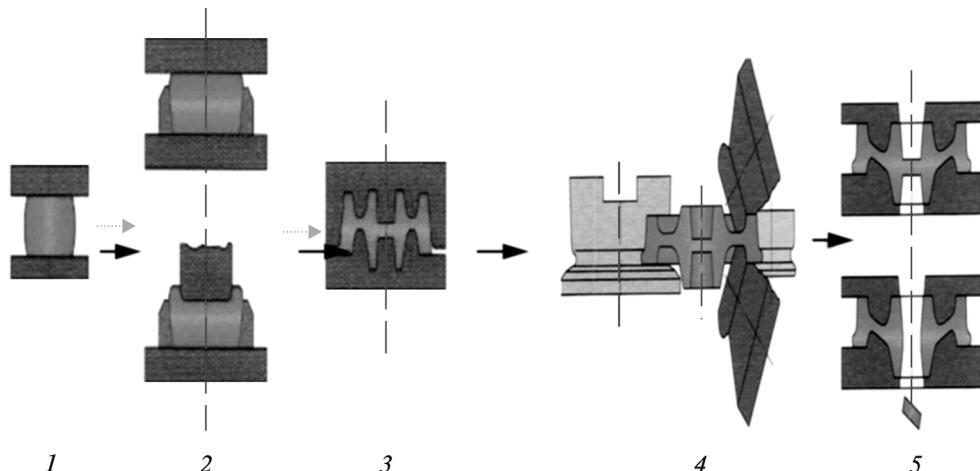


Рис. 83. Схема пресопрокатної лінії колесопрокатного цеху: 1 — вільне осадження на пресі 20 МН; 2 — осадження в кільці та розганяння на пресі 50 МН; 3 — штампування на пресі 100 МН; 4 — прокатка колеса на колесопрокатному стані; 5 — вигин, калібрування та прошивання отвору на пресі 35 МН

Завдання полягало в підвищенні загальної величини сумарної деформації в ободі колеса за рахунок її збільшення на перших двох агрегатах пресопрокатної лінії — пресах 20 МН і 50 МН. Для вирішення цієї задачі запропоновано застосувати заготовку меншого діаметра (415 мм замість 482 мм) зі збільшенням її висоти (450 мм замість 320 мм), а також використовувати замість операції осадження в кільці та розганяння пуансоном операцію чорнового штампування [167] (дослідна технологія; рис. 84). Досліджено чотири варіанти деформаційної обробки колісної заготовки:

- чинна технологія гарячої пластичної деформації колісної заготовки на пресопрокатній лінії, заготовка діаметром 482 мм;
- чинна технологія гарячої пластичної деформації колісної заготовки на пресопрокатній лінії, заготовка діаметром 415 мм;
- дослідна технологія гарячої пластичної деформації (zmінена схема деформації колісної заготовки на пресі 50 МН), заготовка діаметром 482 мм;
- дослідна технологія гарячої пластичної деформації (zmінена схема деформації колісної заготовки на пресі 50 МН), заготовка діаметром 415 мм.

Термічна обробка залізничних коліс із окремого нагрівання — завершальна технологічна операція, що визначає структурний стан і рівень службових властивостей цих виробів. Проте оптимізація структурного стану сталі для залізничних коліс (підвищення щільності дендритної структури, зменшення розміру дійсного зерна та різнозернистості) після гарячої пластичної деформації колісної заготовки на окремих агрегатах пресопрокатної лінії є необхідною умовою досягнення високого рівня всіх службових властивостей залізничних коліс.

Як показано в [168], застосування операції чорнового штампування замість осадження в кільці та розганяння на пресі 50 МН підвищує пророблення металу обода колеса, збільшуєчи в ньому величину сумарної деформації приблизно на 13%. У разі використання заготовки діаметром 482 мм замість 415 мм без зміни

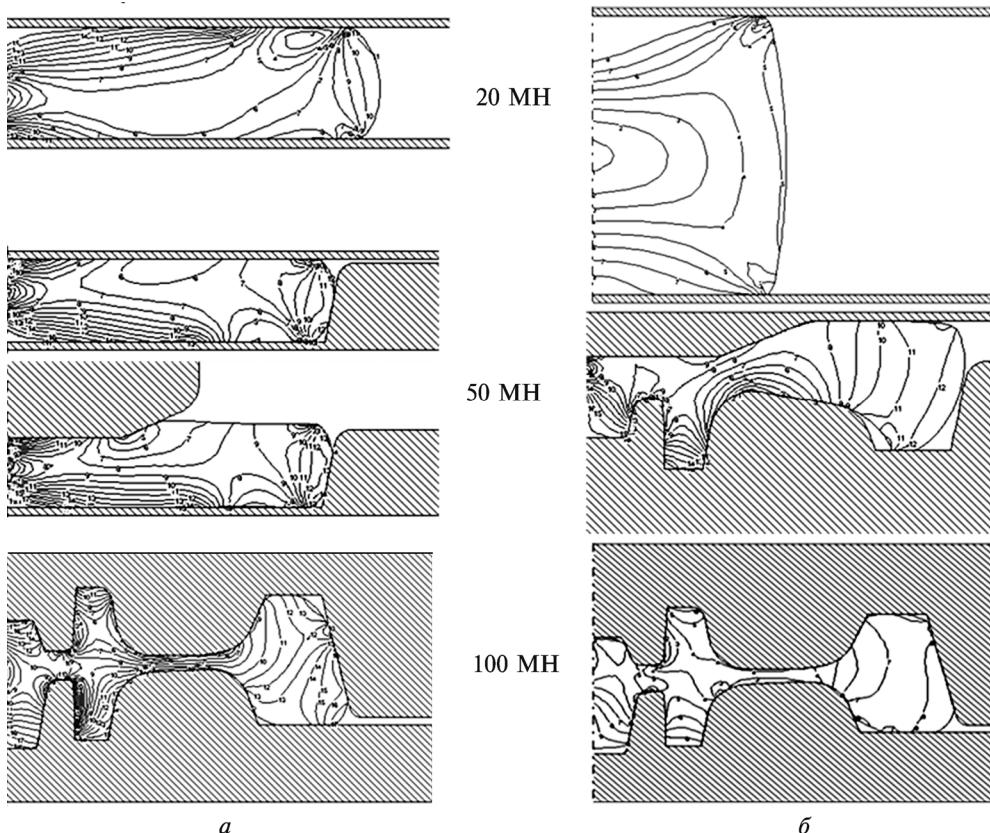


Рис. 84. Схеми плинності металу та профілів нового і застосованого інструментів після ГПД колісної заготовки: *a* — чинна технологія, *b* — дослідна технологія

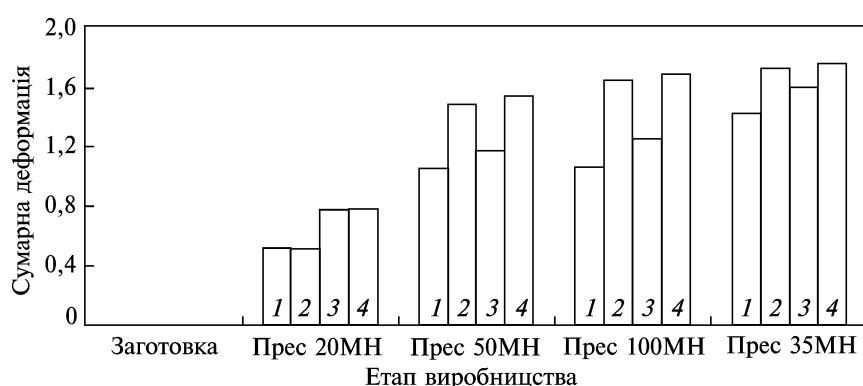


Рис. 85. Зміна сумарної деформації колісної заготовки в околі центра обода після ГПД на агрегатах пресопрокатної лінії: 1 — Ø 482 мм, чинна технологія; 2 — Ø 482 мм, дослідна технологія; 3 — Ø 415 мм, чинна технологія; 4 — Ø 415 мм, дослідна технологія

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

інших технологічних параметрів деформаційної обробки приріст величини деформації сягає 11 % після преса 35 МН.

Застосування операції штампування та заготовки діаметром 482 мм замість 415 мм підвищує пророблення металу обода колеса, збільшуючи в ньому розмір сумарної деформації приблизно на 24 % (рис. 85).

Оскільки технологічний процес виробництва суцільнокатаних коліс складається з декількох операцій пластичної формозміни, у цій праці наведено результати досліджень зміни структурного стану та механічних властивостей (межі міцності, відносного подовження та відносного звуження) металу колісної заготовки після її деформації на окремих агрегатах пресопрокатної лінії колесопрокатного цеху: пресах 20 МН, 50 МН, 100 МН і 35 МН.

Механічні властивості аналізували після кожної стадії виробництва на підставі результатів випробувань на статичний розтяг (визначення межі міцності, відносного подовження, відносного звуження). Дослідження на ударну в'язкість проводили тільки на готовому колесі, оскільки схема вирізки зразків для цих випробувань чітко прив'язана до геометрії обода.

На рис. 86 і 87 подано мікроструктуру металу колісної заготовки досліджуваної сталі. Проаналізувавши її, дійшли висновку, що збільшення пророблення обода колеса як зміною схеми деформації на пресі 50 МН, так і внаслідок зменшення розміру заготовки, якісно не впливає на мікроструктуру вуглецевої сталі. В усіх випадках вона складається з пластинчастого перліту та незначної кількості доеутектoidного фериту. Зростання величини сумарної деформації (перехід від агрегата до агрегата) не залежно від технології деформування спричиняє зменшення середнього розміру зерна. Значення середнього розміру зерна металу колісної заготовки на різних стадіях виробництва наведено в табл. 35.

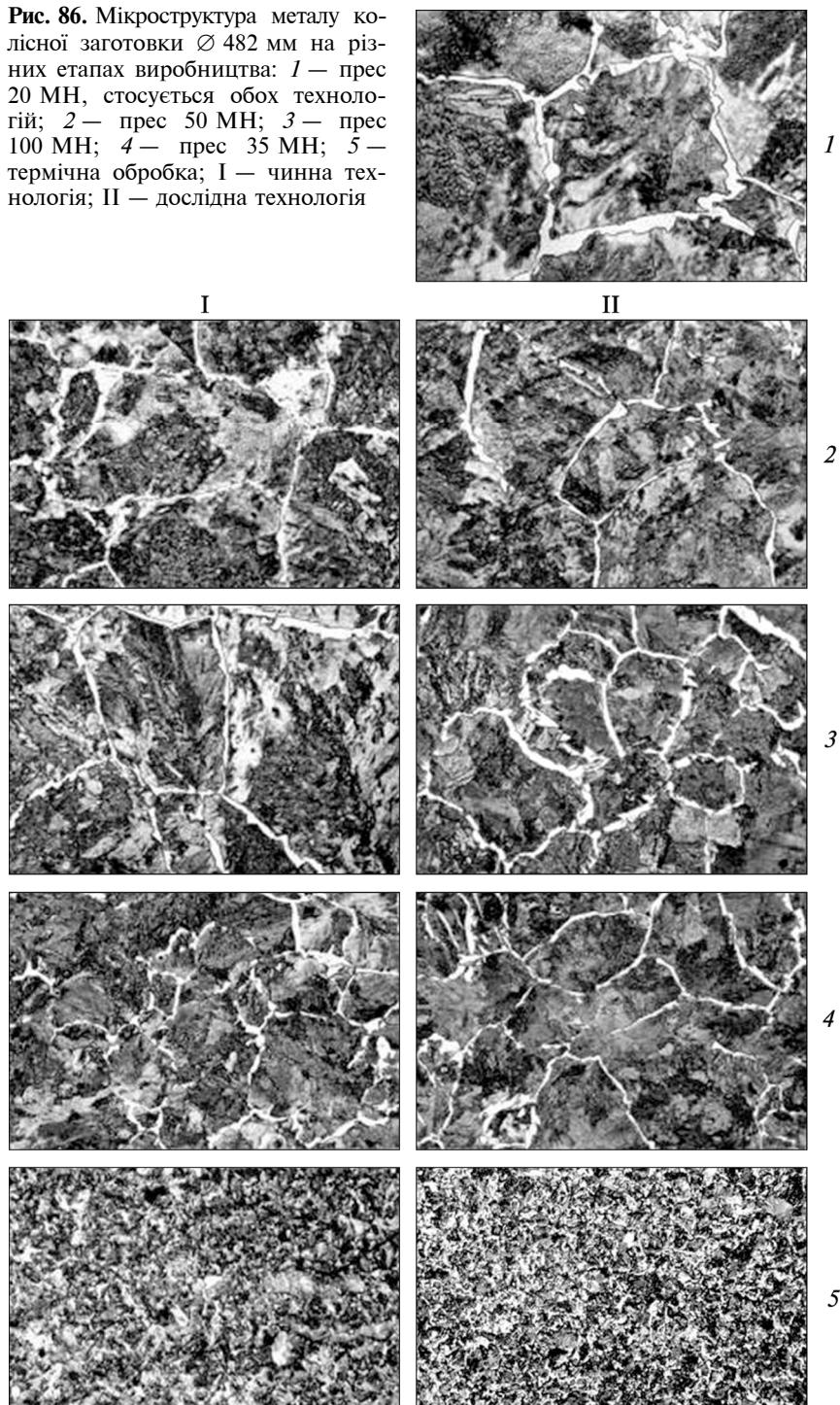
Зміна технології гарячого деформування металу колісної заготовки значно зменшує його різнозернистість. Про це свідчать криві розподілу розмірів зерен, наведені на рис. 88.

Проаналізувавши результати механічних випробувань металу заготовок після кожної деформаційної операції та термічної обробки готового колеса (рис. 89—91; табл. 36), дійшли висновку, що межа міцності після деформації літої заготовки на пресі 20 МН зростає на 5—8 % (рис. 89), а деформація на інших агрегатах несуттєво впливає на неї, змінюючи її приблизно на 1—4 %. Загальне підвищення межі міцності вуглецевої сталі після деформації заготовки на пресопрокатній лінії становить близько 10 %.

Таблиця 35. Середній діаметр зерна металу колісної заготовки на різних стадіях виробництва залізничних коліс

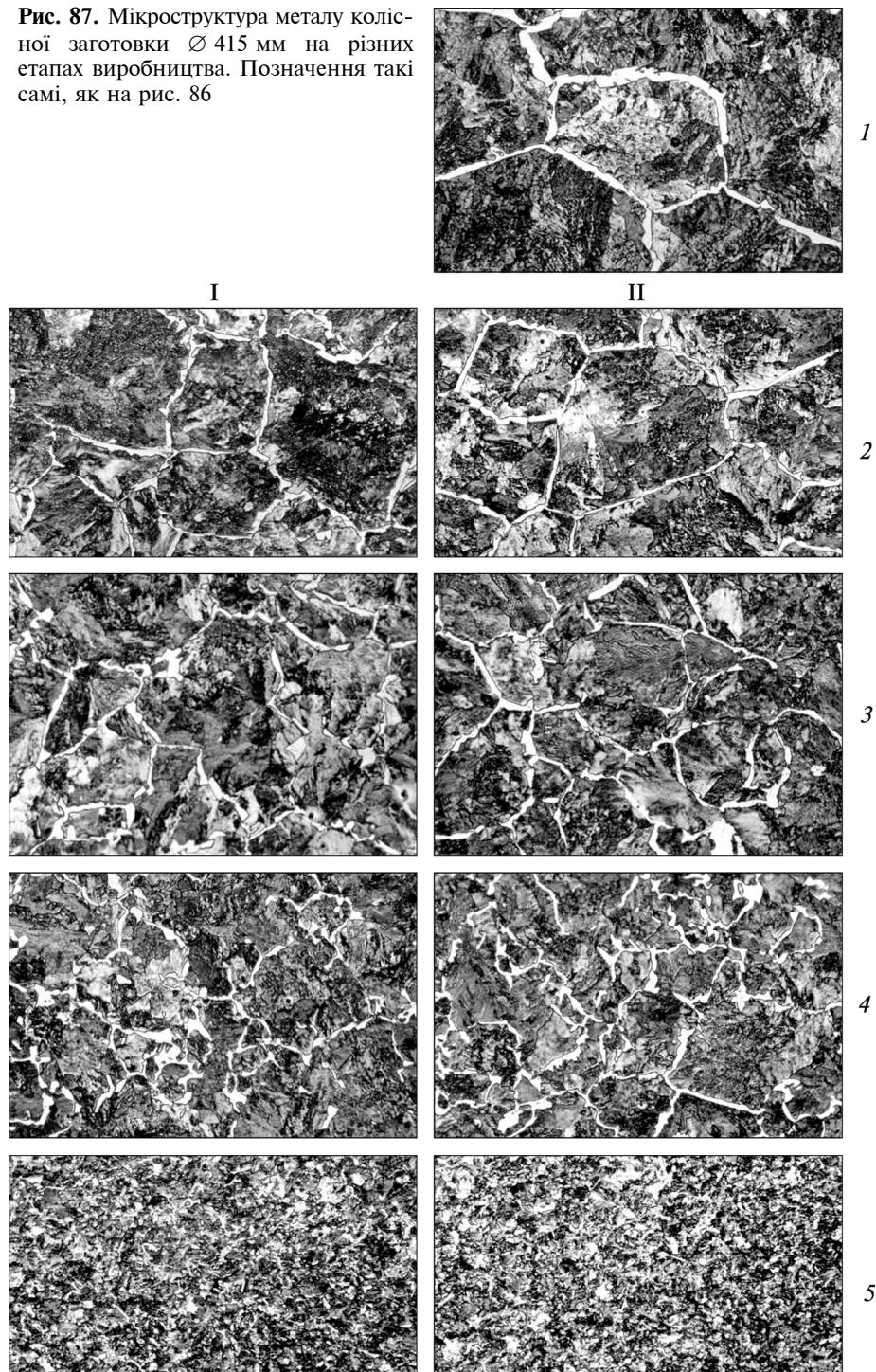
Діаметр заготовки, мм, та спосіб обробки	Розмір зерна, мм				
	Прес				Термічна обробка
	20 МН	50 МН	100 МН	35 МН	
482, чинна технологія	0,3765	0,1758	0,2715	0,1461	0,0370
415, чинна технологія	0,3821	0,1971	0,1639	0,1175	0,0381
482, дослідна технологія	0,3765	0,2382	0,2011	0,1713	0,0361
415, дослідна технологія	0,3821	0,2402	0,1530	0,1522	0,0354

Рис. 86. Мікроструктура металу колісної заготовки $\varnothing 482$ мм на різних етапах виробництва: 1 — прес 20 МН, стосується обох технологій; 2 — прес 50 МН; 3 — прес 100 МН; 4 — прес 35 МН; 5 — термічна обробка; I — чинна технологія; II — дослідна технологія



5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

Рис. 87. Мікроструктура металу колісної заготовки $\varnothing 415$ мм на різних етапах виробництва. Позначення такі самі, як на рис. 86



Поетапна деформація металу колісної заготовки позитивніше впливає на його відносне подовження (рис. 91). Ця залежність не є монотонною. Найбільший приріст відносного подовження спостерігається після перших двох агрегатів пресопрокатної лінії (прес 20 і 50 МН). Відносне подовження на них збільшується в середньому в 2,7 раза. Після деформації на наступних агрегатах темп зростання цієї характеристики сповільнюється.

Поагрегатна деформація металу колісної заготовки позитивно впливає також на його відносне звуження (рис. 92). Характерною особливістю зміни відносного звуження на відміну від відносного подовження є рівномірніший вплив на неї деформації на окремих агрегатах. Сумарне підвищення відносного звуження після гарячої пластичної деформації на всіх агрегатах пресопрокатної лінії в середньому становить 2,5–3 рази порівняно з литим недеформованим станом.

Отже, збільшення пророблення металу колісної заготовки на окремих агрегатах пресопрокатної лінії позитивно впливає передусім на її характеристики пластичності — відносне подовження і відносне звуження, та незначно змінюючи межу міцності. Значущіше підвищення характеристик міцності металу залізничних коліс відбувається за подальшої металургійної переробки — термічної обробки коліс із окремим нагріванням.

Як показано авторами праць [169–172], первинна (дендритна) структура конструкційних сталей суттєво впливає на формування її вторинної мікроструктури і, як наслідок, на службові властивості виробів із цих сталей. Актуальною ця проблема є і для вуглецевих сталей, призначених для виробництва залізничних коліс. Тому в даній праці проведено дослідження особливостей зміни дендритної структури обода колеса після гарячої пластичної деформації за різними режимами.

Під час дослідження змін дендритної структури застосовуються різні кількісні характеристики [169]. За критерій зміни дендритної структури прийнято дисперсність слідів концентраційної неоднорідності [173, 174].

Цю характеристику визначають як відношення суми розмірів осьових ділянок (частка осьових ділянок на довжині лінійки окуляра мікроскопа) до кількості осьових ділянок, що припадають на цю саму довжину лінійки. Отже, дисперсність дендритної структури визначає не лише кількість осей, а й їхні розміри.

На рис. 92–95 відображено мікроструктуру ободів коліс після різних варіантів деформаційної обробки колісної заготовки. Як бачимо, інтенсифікація пророблення металу обода колеса внаслідок зменшення діаметра, збільшення висоти вихідної колісної заготовки та зміни схеми її деформації впливає на зміну первинної дендритної структури металу обода колеса, змінюючи як морфологію, так і дисперсність дендритної структури.

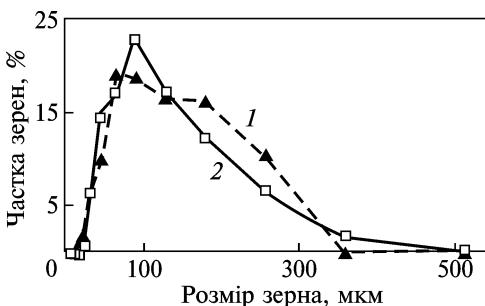


Рис. 88. Частка зерен у відповідних розмірних групах колісної заготовки після деформації на пресі 35 МН: 1 — \varnothing 482 мм, чинна технологія; 2 — \varnothing 415 мм, дослідна технологія

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

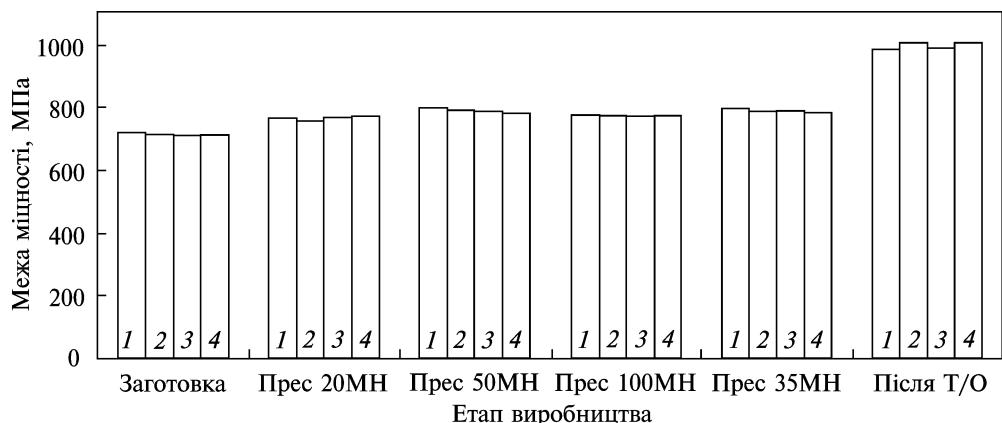


Рис. 89. Зміна межі міцності металу колісної заготовки після ГПД на різних агрегатах пресопрокатної лінії й подальшої термічної обробки. Позначення такі самі, як на рис. 85

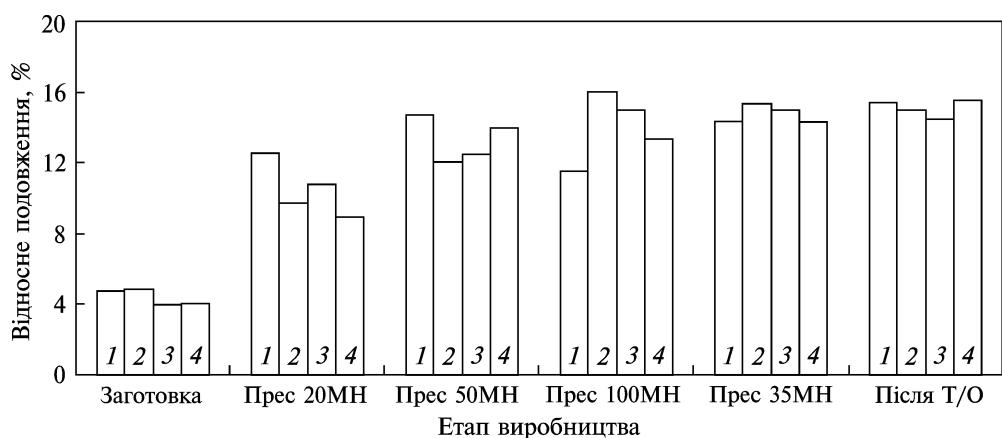


Рис. 90. Зміна відносного подовження металу колісної заготовки після ГПД на різних агрегатах пресопрокатної лінії й подальшої термічної обробки. Позначення такі самі, як на рис. 85

В ободі є дві області, що різняться за морфологією та дисперсністю дендритної структури [168]. Одна з них знаходиться в поверхневих шарах обода колеса (глибина < 18 мм від усіх поверхонь ободу), а друга — в центральній зоні обода.

Для дослідження мікроструктури зовнішніх шарів обода проби вирізалися на глибині 15 мм від поверхні катання та на відстані 12 мм від зовнішньої й внутрішньої бічної поверхні обода (схема вирізки зразків на ударний вигин відповідно до вимог ДСТУ ГОСТ 10791:2016). З метою дослідження структури внутрішніх шарів обода проби розміром 20 × 20 мм вирізалися на глибині 30 і 50 мм від поверхні катання та на відстані 70 мм від внутрішньої бічної поверхні обода.

Проаналізувавши дисперсність слідів концентраційної дендритної неоднорідності металу ободів коліс, дійшли висновку (табл. 37), що в центральних

РОЗДІЛ 5. Вплив гарячої пластичної деформації на формування структурного стану та механічні ...

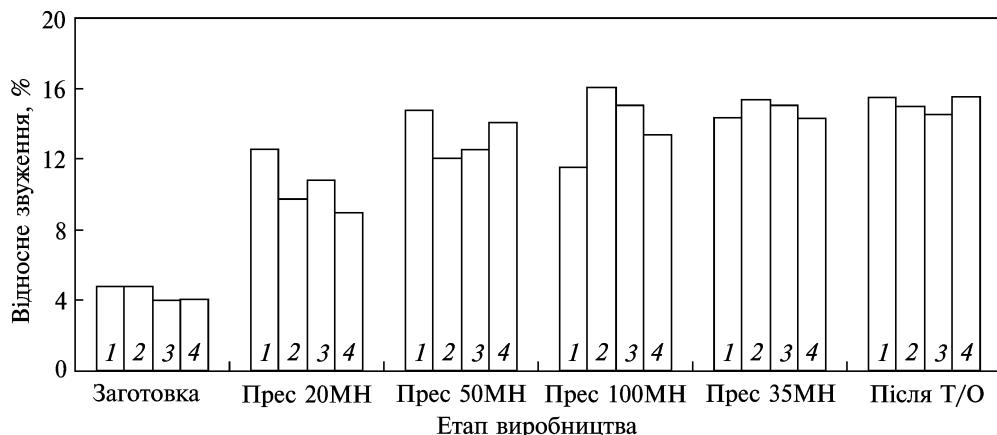


Рис. 91. Зміна відносного звуження металу колісної заготовки після ГПД на різних агрегатах пресопрокатної лінії й подальшої термічної обробки. Позначення такі самі, як на рис. 85

Таблиця 36. Механічні властивості металу колісної заготовки на різних стадіях виробництва залізничних коліс

Діаметр заготовки, мм, та спосіб обробки	Механічні властивості	Вихідна літа заготовка	Прес				Колесо після ТО
			20МН	50МН	100МН	35МН	
482, чинна технологія	Межа міцності σ_b , МПа	719,5	769,4	799	777,9	797	988,5
	Відносне подовження δ_5 , %	4,75	12,5	14,7	11,5	14,3	15,4
	Відносне звуження ψ , %	8,7	14,5	20,7	18	22,3	42,5
415, чинна технологія	Межа міцності σ_b , МПа	714,1	769,9	790,5	775,2	792	994,4
	Відносне подовження δ_5 , %	3,95	10,8	12,5	15	15	14,5
	Відносне звуження ψ , %	8,2	15,5	20,25	23	21	40,4
482, дослідна технологія	Межа міцності σ_b , МПа	719,5	759	794,7	775	792,5	1007,5
	Відносне подовження δ_5 , %	4,8	9,7	12	16	15,3	15
	Відносне звуження ψ , %	8,7	13	17	23,8	25,5	40,8
415, дослідна технологія	Межа міцності σ_b , МПа	714,1	772,8	783	780	786	1006,7
	Відносне подовження δ_5 , %	4,0	8,9	14	13,3	14,3	15,5
	Відносне звуження ψ , %	8,2	10,3	19	24	20	44

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

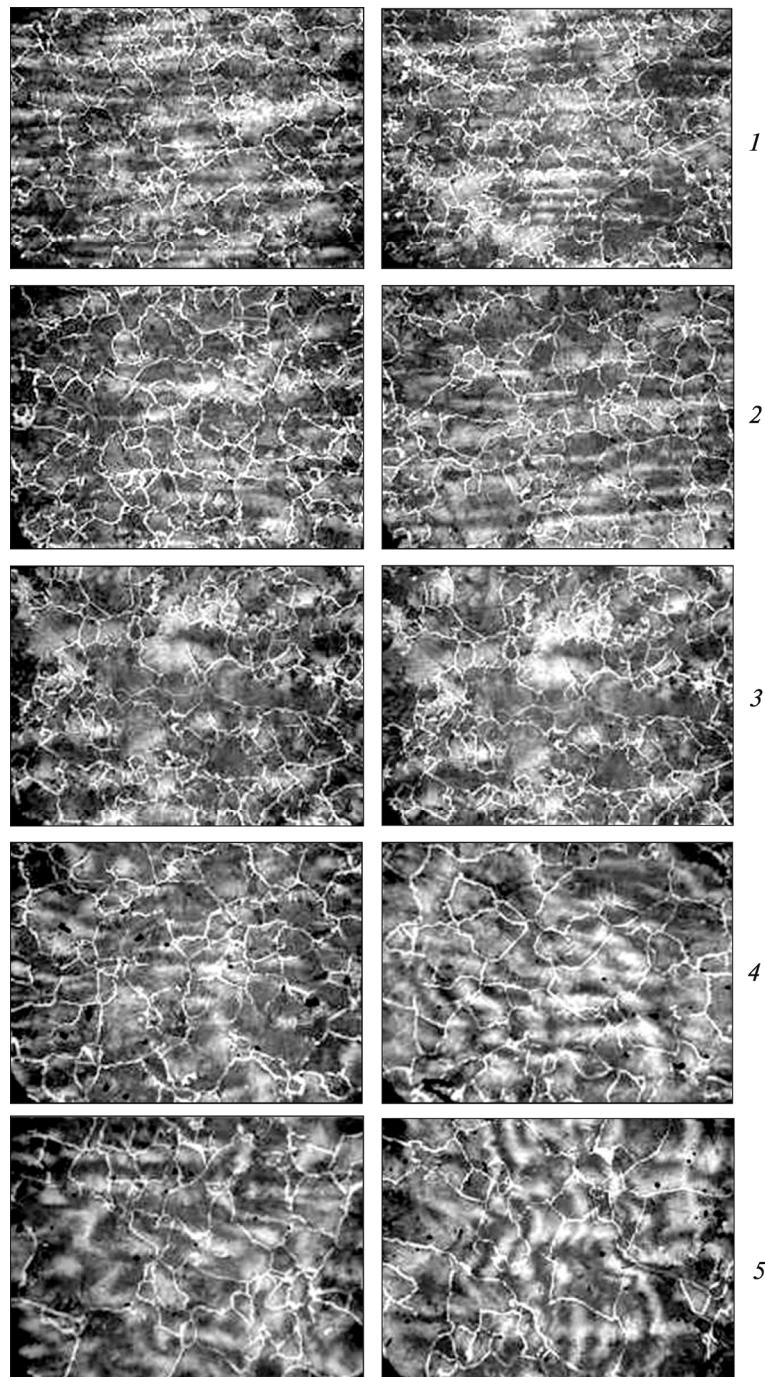


Рис. 92. Дендритна структура в поверхневих (1—3) і центральних (4, 5) шарах обода колеса після деформації заготовки \varnothing 482 мм за чинною технологією ($\times 50$; пікрат Na)

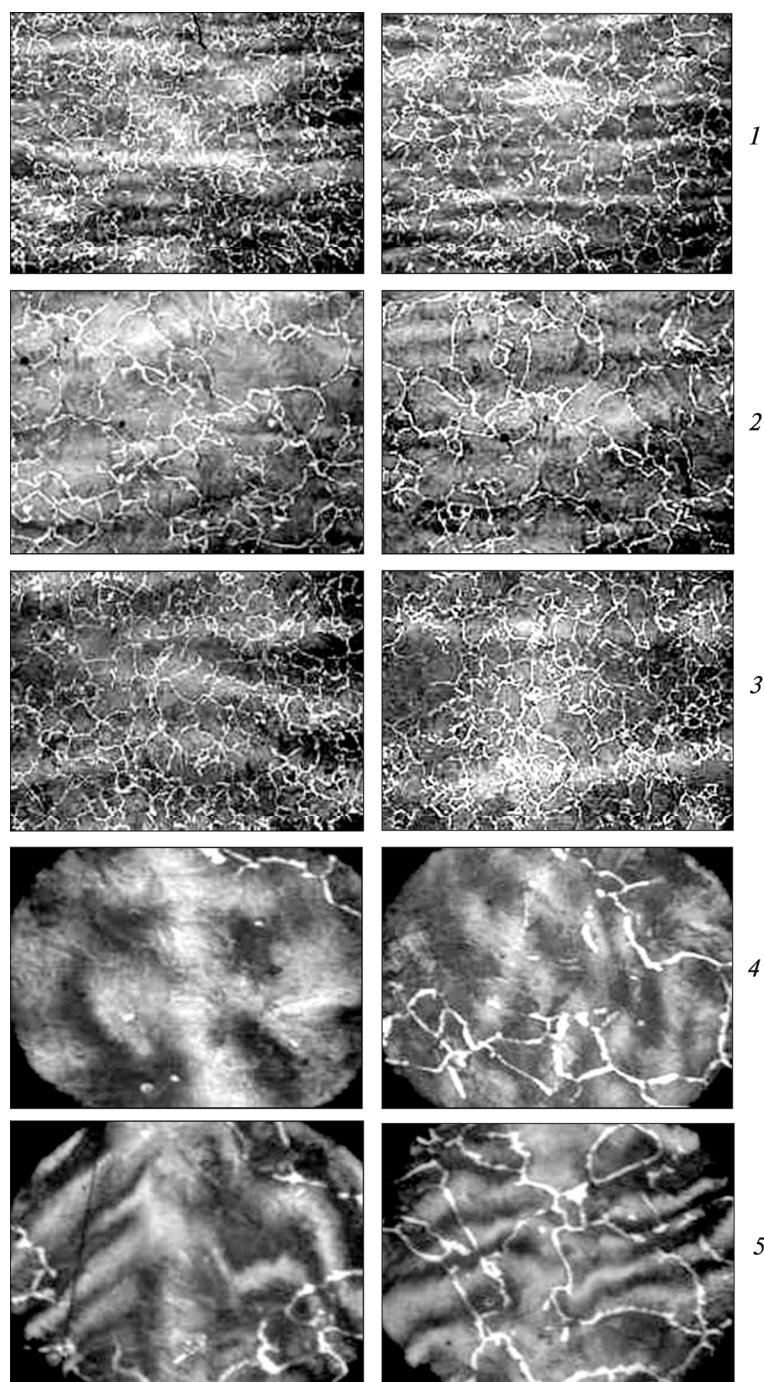


Рис. 93. Дендритна структура в поверхневих (1—3 ($\times 50$)) і центральних (4, 5 ($\times 100$)) шарах обода колеса після деформації заготовки $\varnothing 415$ мм за чинною технологією (пікрапт Na)

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

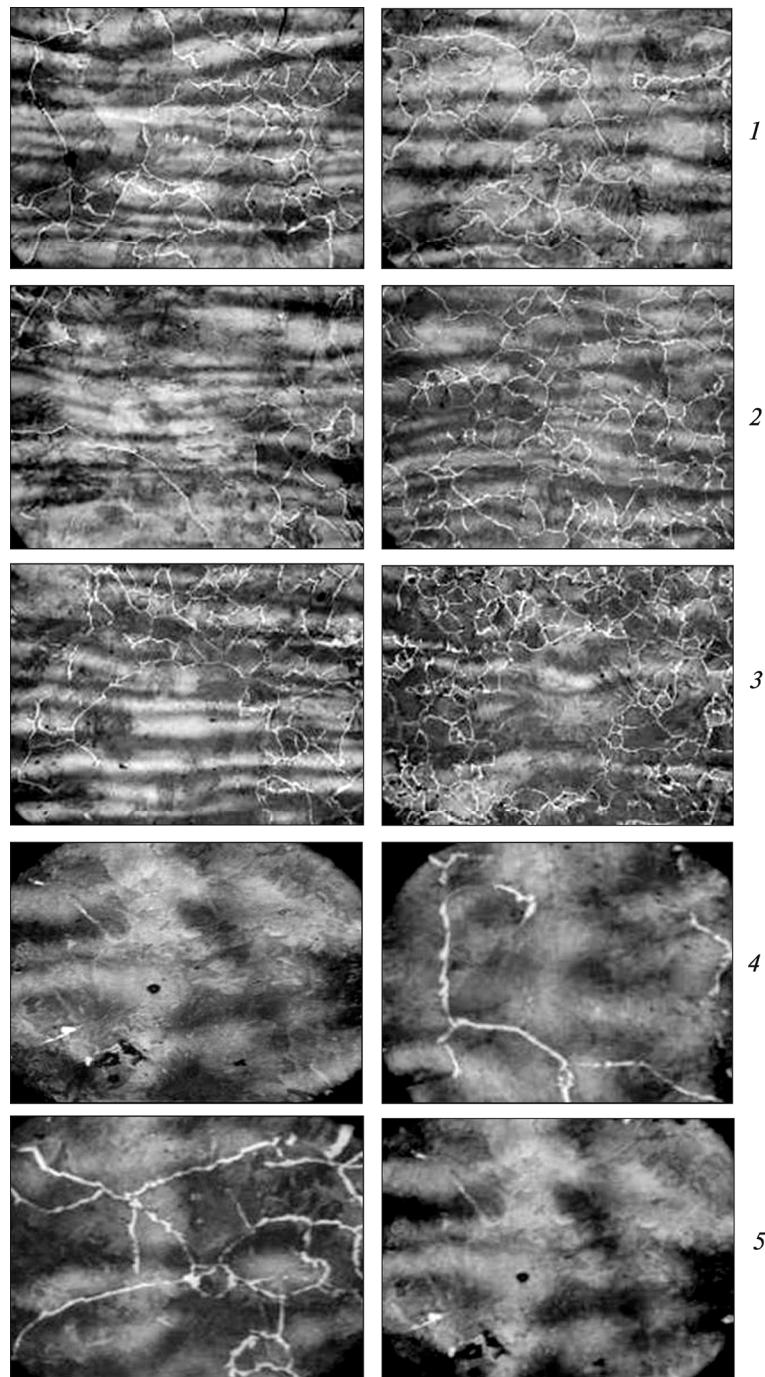


Рис. 94. Дендритна структура в поверхневих (1—3 ($\times 50$)) і центральних (4, 5 ($\times 100$)) шарах обода колеса після деформації заготовки \varnothing 482 мм за дослідною технологією (пікрапт Na)

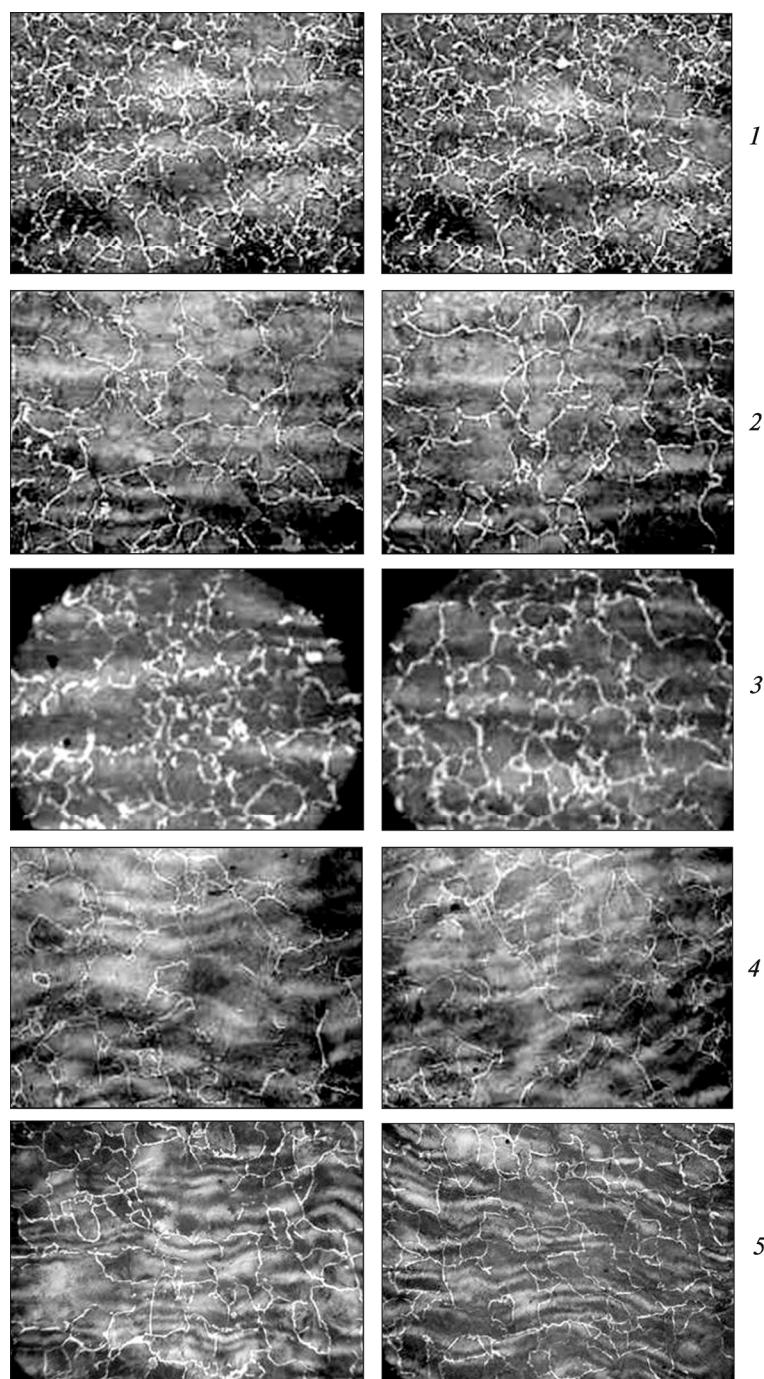


Рис. 95. Дендритна структура в поверхневих (1–3) і центральних (4, 5) шарах обода колеса після деформації заготовки \varnothing 4415 мм за дослідною технологією ($\times 50$; пікрап Na)

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

Таблиця 37. Параметри дендритної та зеренної структур металу ободів коліс після різних варіантів деформаційної обробки колісної заготовки

Діаметр заготовки, мм	Вид технології	Розмір зерна d_s , мм	Дисперсність слідів дендритної структури, мм	Розмір зерна d_s , мм	Дисперсність слідів дендритної структури, мм
		Поверхневі шари		Середина	
482 415	Чинна	0,1629 0,1577	0,08322 0,08119	0,3989 0,3097	0,1132 0,09656
		0,1487 0,1283	0,07135 0,06675	0,2238 0,2194	0,1224 0,04837

шарах ободів коліс, виготовлених за чинною технологією (заготовки \varnothing 482 і \varnothing 415 мм), вона відповідно на 37 і 71 % нижча ніж за дослідною технологією. Застосування дослідної технології виробництва коліс призвело не тільки до підвищення дисперсності дендритної структури всіх шарів ободу, а й до зменшення структурної неоднорідності між його поверхнею і центром.

На рис. 96 і 97 наведено мікроструктуру металу ободів термічно зміщених коліс, прокатаних за дослідною і чинною технологіями. Як бачимо, вона є феритно-перлітною структурою з незначною кількістю доевтектоїдного фериту (близько 8%), який виділяється уздовж меж колишніх аустенітних зерен.

Проаналізувавши взаємозв'язок кінцевої мікроструктури після ГПД металу ободу колеса з його первинною (дендритною) структурою, дійшли висновку (табл. 37), що підвищення щільноти слідів концентраційної неоднорідності, утвореної під час кристалізації металу, внаслідок підвищення сумарної деформації колісної заготовки зумовлює формування дрібнозернистої структури.

Дослідження впливу таких режимів гарячої пластичної деформації колісної заготовки на службові механічні властивості залізничних коліс, що визначаються в ободі колеса, проведені відповідно до вимог ДСТУ ГОСТ 10791:2016. Такими властивостями є межа міцності, відносне подовження, відносне звуження, ударна в'язкість і твердість. Оскільки між межею міцності та твердістю вуглецевих сталей спостерігається тісний кореляційний зв'язок [175], дані щодо твердості в праці не наведено.

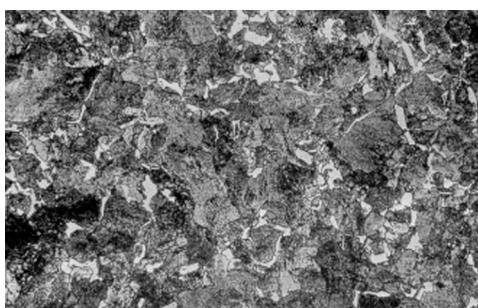


Рис. 96. Мікроструктура металу обода колеса (чинна технологія, заготовка \varnothing 415 мм ($\times 400$))

Рис. 97. Мікроструктура металу обода колеса (дослідна технологія, заготовка \varnothing 415 мм ($\times 400$)))



РОЗДІЛ 5. Вплив гарячої пластичної деформації на формування структурного стану та механічні ...

Результати механічних випробувань, наведених на рис. 98—100, свідчать, що зменшення діаметра колісної заготовки і застосування дослідної технології несуттєво впливають на межу міцності (рис. 98) і відносне подовження (рис. 99) зразків, вирізаних з обода колеса. Дещо інша картина спостерігається для ударної в'язкості (рис. 100). Ця характеристика виявилася найчутливішою до зміни схеми деформації.

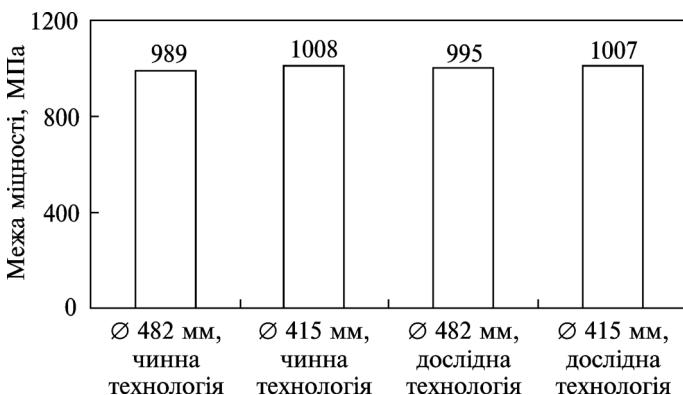


Рис. 98. Вплив деформаційної обробки колісної заготовки на межу міцності металу залізничних коліс

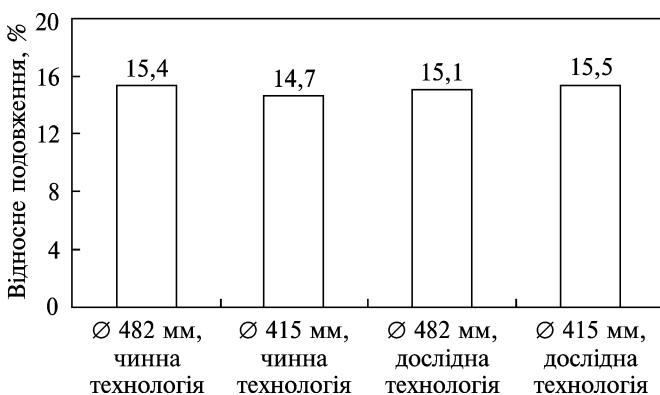


Рис. 99. Вплив деформаційної обробки колісної заготовки на відносне подовження металу залізничних коліс

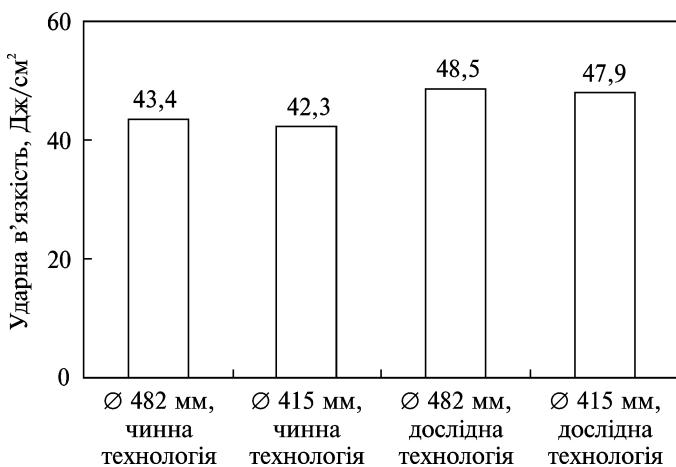


Рис. 100. Вплив деформаційної обробки колісної заготовки на ударну в'язкість металу залізничних коліс

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

Таблиця 38. Механічні властивості обода готового залізничного колеса після різних режимів деформаційної та термічної обробок

Діаметр заготовки, мм, та спосіб обробки	Механічні властивості обода			
	Межа міцності σ_b , МПа	Відносне подовження δ_s , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KСU, Дж/см ²
482, чинна технологія	989	15,4	42,5	43,4
415, чинна технологія	995	14,7	41,2	42,3
482, дослідна технологія	1008	15,1	40,8	48,5
415, дослідна технологія	1007	15,5	44	47,9

Зміна схеми деформування заготовки великого діаметра (\varnothing 482 мм, табл. 38) призводить до підвищення ударної в'язкості обода колеса від 43,2 до 48,3 Дж/см², тобто на 14 %. Зміна схеми деформування заготовки меншого діаметра (\varnothing 482 мм, табл. 38) також позитивно впливає на ударну в'язкість обода, підвищуючи її від 42,3 до 47,9 Дж/см², тобто на 13 %.

Для пояснення причин такої зміни ударної в'язкості необхідно врахувати результати мікроструктурних досліджень (див. рис. 92–96, табл. 37), де встановлено позитивний вплив зміни схеми деформування та розміру колісної заготовки на зміну дендритної та зеренної структур поверхневих і внутрішніх шарів обода, а також розглянути схему відбору проб на ударну в'язкість.

З рис. 101 видно, що дві проби на ударну в'язкість відбираються на відстані 12 мм від зовнішньої і внутрішньої бічної поверхонь обода, а третя — на відстані 15 мм від поверхні катання, тобто з поверхневих шарів обода.

Зміна схеми деформації сприяє формуванню в поверхневих шарах обода більш дисперсної дендритної структури і, як наслідок, дрібнішого зерна. Відомо, що подрібнення зерна найсуттєвіше впливає на ударну в'язкість вуглецевих сталей [114, 176]. Це і є основною причиною підвищення ударної в'язкості у випадку зміни схеми деформації.

Окремо необхідно розглянути питання про дослідження такої складної характеристики надійності конструкційних сталей, як критичний коефіцієнт інтенсивності напруження (в'язкість руйнування) K_{IC} . Досить короткий термін використання цієї характеристики для оцінювання надійності металопрокату з конструкційних сталей масового виробництва (і особливо для вуглецевих сталей), а також мала кількість досліджень впливу на цей показник різних параметрів структури визначають наукову значущість проблеми. Підвищення службових характеристик обода колеса на сьогодні

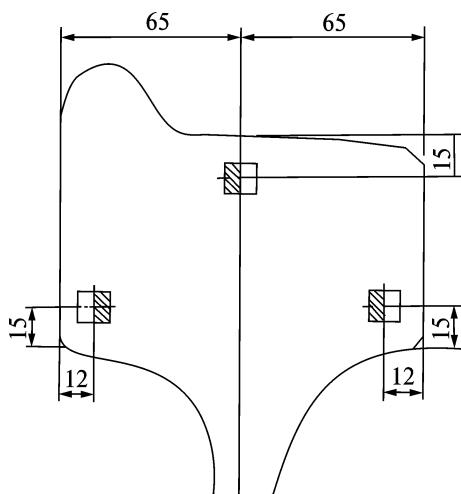


Рис. 101. Схема вирізки зразка для випробувань на ударну в'язкість

має величезне практичне значення. Однією з найважливіших характеристик є в'язкість руйнування K_{IC} . Технічними вимогами стандарту ДСТУ ГОСТ 10791:2016 передбачено проведення випробувань на в'язкість руйнування залізничних коліс. Окрім того, проведення здавальних випробувань на в'язкість руйнування передбачено всіма європейськими міжнародними стандартами на залізничні колеса (EN 13262, ISO 1005-6 та ін.).

Дослідження впливу різних варіантів деформаційної обробки колісної заготовки на в'язкість руйнування K_{IC} проводилися на зразках, вирізаних із залізничних коліс, як у гарячекатаному стані, так і після подальшої термічної обробки.

Встановлено, що підвищення сумарної деформації в ободі колеса позитивно впливає на його в'язкість руйнування (рис. 102).

У ході досліджень [133, 177] показано, що в'язкість руйнування є структурно чутливою характеристикою. У даній праці проведено дослідження впливу як первинної дендритної структури вуглецевої сталі, так і її кінцевої структури (передусім розміру зерна) на її в'язкість руйнування.

Геометричні розміри проби для визначення цієї характеристики (товщина 30 мм) забезпечують наявність у перерізі зразка як поверхневих шарів обода (на глибину ~18 мм), так і його внутрішніх ділянок. Схему вирізки зразка на в'язкість руйнування товщиною 30 мм з обода колеса $\varnothing 957$ мм (ширина обода 135 мм) подано на рис. 103.

Нескладними математичними розрахунками з використанням даних, наведених на рис. 103, визначено, що в робочому перерізі зразка (фігура *abcg*) частина площин, що відповідає зовнішнім (фігура *abcdef*) і внутрішнім (фігура *gfed*) шарам обода, становить відповідно 72 і 28 %. З урахуванням цих результатів, а також середньої дисперсності слідів концентраційної неоднорідності кожної з досліджуваних ділянок обода (внутрішнього і зовнішнього шарів; див. табл. 37) визначено середнє зведене значення дисперсності слідів концентраційної неоднорідності для всіх варіантів деформаційної обробки.

Проаналізувавши залежність в'язкості руйнування K_{IC} залізничних коліс від середнього зведеного значення дисперсності слідів концентраційної неоднорідності робочого перерізу зразка (рис. 104), дійшли висновку, що підвищення

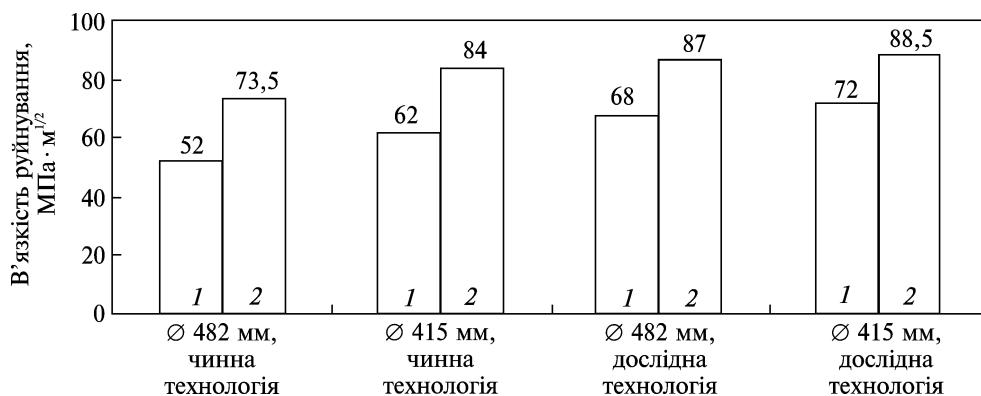
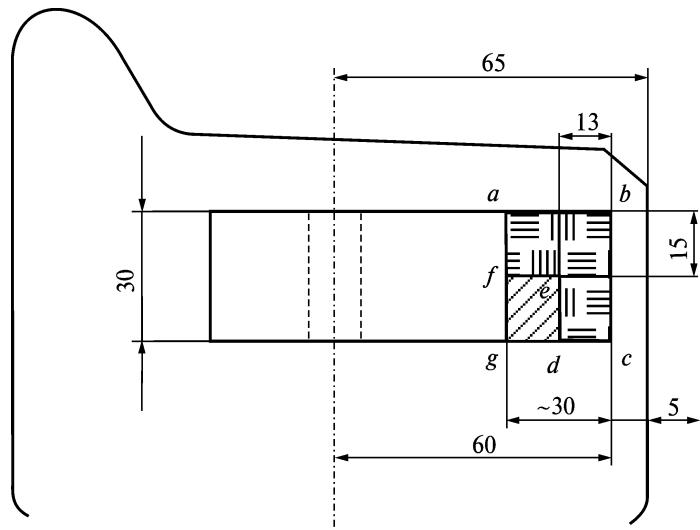


Рис. 102. В'язкість руйнування залізничних коліс після різних режимів деформаційної обробки колісної заготовки: 1 — без ТО; 2 — після ТО

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

Рис. 103. Схема вирізки зразка для випробувань на в'язкість руйнування K_{IC}



дисперсності дендритної структури в ободі колеса позитивно впливає на його в'язкість руйнування K_{IC} . Ця закономірність є однаковою як для гарячекатаного, так і для термічно зміщеного стану. Зазначимо, що застосування пришвидшеного охолодження ободів коліс з повторного нагрівання, незалежно від варіантів гарячої пластичної деформації, підвищує в'язкість руйнування K_{IC} .

Результати досліджень свідчать, що різне пророблення внутрішніх і зовнішніх шарів обода колеса призводить до формування в них різних за морфологією слідів дендритної структури. Збільшення щільності слідів концентраційної неоднорідності, яка виникає під час кристалізації досліджуваної вуглецевої сталі, підвищує її опір крихкому руйнуванню, що відображається в зростанні рівня в'язкості руйнування K_{IC} .

У ході досліджень (див. розд. 2) встановлено, що одними з головних структурних параметрів, що визначають величини в'язкості руйнування, є розмір зерна і дисперсність перліту. Встановлено, що за досліджуваних варіантів деформаційної обробки колісної заготовки зміна дисперсності перліту в ободі колеса не є значущою, що дало можливість отримати залежність в'язкості руйнування від розміру зерна. На рис. 105 і 106 наведено залежності в'язкості руйнування від розміру зерна з різною дисперсністю перліту (ΔS), що відповідає гарячекатаному і термічно зміщенному станам.

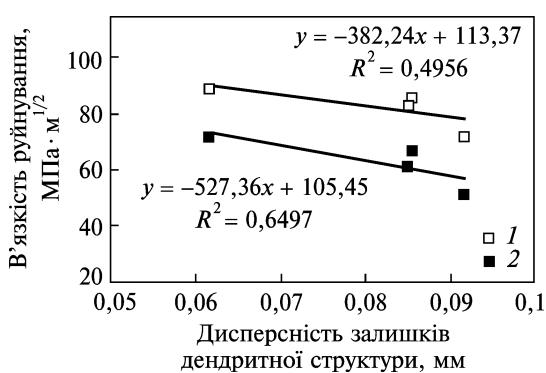


Рис. 104. Вплив дисперсності слідів концентраційної неоднорідності металу обода колеса на в'язкість руйнування: 1 — термічно зміщений стан; 2 — гарячекатаний стан

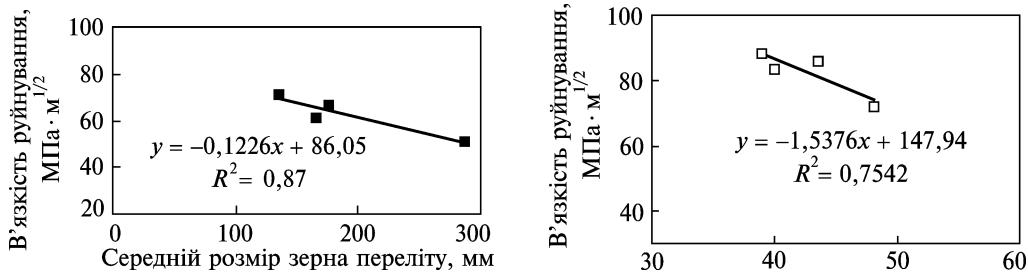


Рис. 105. Залежність в'язкості руйнування K_{1C} від розміру зерна ($\Delta S = 0,3154$ мкм, гарячекатаний стан)

Рис. 106. Залежність в'язкості руйнування K_{1C} від розміру зерна ($\Delta S = 0,2453$ мкм, термічно-нормізованний стан)

З'ясовано, що подрібнення зерна зумовлює підвищення в'язкості руйнування K_{1C} . Проаналізувавши розташування залежностей щодо осі ординат, можна зробити висновок, що зменшення міжпластиначастої відстані в перліті також позитивно впливає на в'язкість руйнування.

Рекомендації щодо зміни режимів гарячої пластичної деформації колісної заготовки випробувані на вітчизняному підприємстві під час виробництва залізничних коліс більшого діаметра ($\varnothing 1098$ мм за індійським стандартом IRS-R-34-03) порівняно з колесами $\varnothing 957$ мм за ДСТУ ГОСТ 10791:2016. Хімічний склад сталі № 19 подано в табл. 34.

Колеса виготовлені за чинною (діаметр колісної заготовки дорівнює 482 мм) і дослідною (діаметр колісної заготовки дорівнює 415 мм) технологіями без зміни режимів термічної обробки коліс. Збільшення сумарної деформації в ободі колеса досягалося зменшенням діаметра колісної заготовки без змін її маси та схеми її деформації. Додатковий позитивний ефект досягався за рахунок збільшення діаметра готового колеса.

Результати порівняльних досліджень механічних властивостей цих коліс, у тому числі й в'язкості руйнування K_{1C} , наведено в табл. 39.

Отримані дані однозначно свідчать про вищий рівень всього комплексу досліджених механічних властивостей готових залізничних коліс, виготовлених із застосуванням колісної заготовки малого діаметра та дослідної технології гарячого пластичного деформування колісної заготовки, що є наслідком інтенсивнішого пророблення металу ободів коліс і подрібнення дійсного зерна.

Таблиця 39. Механічні властивості і в'язкість руйнування залізничних коліс діаметром 1098 мм (стандарт IRS-R-34-03), виготовлених із застосуванням колісних заготовок різного діаметра

Діаметр, мм, заготовки та спосіб обробки	Межа міцності σ_b , МПа	Відносне подовження δ_s , %	Відносне звуження ψ , %	Робота удару КСУ, Дж	В'язкість руйнування K_{1C} , МПа · м ^{1/2}	Середній розмір зерна d_z , мм
415, дослідна технологія	1012	10,2	25,1	16,4	66,7	0,0351
482 чинна технологія	1010	9,3	21,6	12,7	52,1	0,0385

5.3. Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах ...

Особливим є той факт, що поряд з підвищеннем характеристик міцності залізничних коліс досягнуто підвищення і таких важливих показників їх експлуатаційної надійності, як пластичні та в'язкі властивості металу обода коліс.

З'ясовано, що гаряча пластична деформація зі ступенем 50—60 % і подальша термообробка колісної сталі з 0,59 % С призводять до підвищення всього комплексу її механічних властивостей порівняно з литим станом: тимчасового опору — на 25 %, межі плинності — на 22 %, відносного подовження — у 7,1 раза, відносного звуження — у 6,3 раза, ударної в'язкості — у 1,2 раза.

Встановлені закономірності дали змогу розробити рекомендації щодо зміни режимів гарячої пластичної деформації суцільнокатаних залізничних коліс. Результати дослідно-промислових випробувань вдосконаленої технології виробництва коліс діаметром 957 мм у виробничих умовах свідчать, що застосування операції штампування за допомогою спеціального штампа на пресі 50 МН замість осадження в кільці та розганяння пуансоном спільно зі зменшенням діаметра колісної заготовки від 482 до 415 мм зумовлює підвищення значень ударної в'язкості та в'язкості руйнування відповідно на 13 % і 23 %.

ВИСНОВКИ ДО РОЗДІЛУ 5

1. Підвищення до 60 % ступеня гарячої пластичної деформації вуглецевої сталі без подальшої термічної обробки призводить до підвищення її межі міцності та межі плинності відповідно на 21 % і 8 %, і не впливає на ці характеристики після подальшої термічної обробки з окремого нагрівання.

2. Ефект впливу гарячої пластичної деформації на механічні властивості досліджуваної вуглецевої сталі зберігається після подальшої термічної обробки для таких характеристик, як відносне подовження, відносне звуження та ударна в'язкість. У випадку збільшення ступеня гарячої деформації вуглецевої сталі до 60 % їх зростання становить відповідно 23, 69 і 22 % порівняно з нedeформованим станом.

3. Збільшення величини гарячої пластичної деформації вуглецевої сталі призводить до зменшення міжпластиначастої відстані в перліті.

4. Підвищення щільності слідів концентраційної неоднорідності, що формується в ході дендритної кристалізації в досліджуваній вуглецевій сталі, внаслідок збільшення сумарної деформації в ободі колеса позитивно впливає на її тріщиностійкість, що відображається в підвищенні ударної в'язкості та в'язкості руйнування K_{IC} .

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Богданов В.М., Бертенева Л.И. Об износе колес и рельсов. *Железнодорожный транспорт*. 1999. № 7. С. 48–50.
2. Маркашова Л.І., Валевич М.Л., Григоренко Г.М., Петров С.В. Про причини трішеноутворення в металі бандажів коліс локомотивів. *Металознавство та обробка металів*. 2006. № 4. С. 29–35.
3. Sakamoto H., Hirakawa K. Prevention of railroad wheel fracture. *JSME International Journal, Series A: Solid Mechanics and Material Engineering*. 2003. N 46(4). P. 613–619.
4. Муртазин В. Н., Шишмаков А. С. Термические дефекты разрушают колеса. *Вагоны и вагонное хозяйство*. 2007. № 3. С. 26–28.
5. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах. Киев: Техніка, 1970. 396 с.
6. Крагельский И.В. Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.
7. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
8. Марченко В.А. О природе разрушения поверхности металлов при трении. М.: Наука, 1979. 116 с.
9. Тененбаум М.М. Износстойкость конструкционных материалов и деталей машин. М.: Машиностроение, 1966. 331 с.
10. Сорокин Г.М. О критериях выбора износстойких сталей и сплавов. *Заводская лаборатория*. 1991. № 9. С. 55–59.
11. Кузьменко А.Г., Гладкий Я.Н. Изнашивание как процесс зарождения и развития трещин. *Проблемы трибологии*. 1997. № 2. С. 46–64.
12. Узлов И.Г. Прогрессивные процессы производства и качество железнодорожных колес. *Сталь*. 2003. № 5. С. 69–72.
13. Edel K.O., Ortmann R., Kaulfurst M. Bruchzahigkeitseigenschaften gewalzter Eisenbahnvollrader. *Neue Hutte*. 1985. Bd. 30, N 12. P. 463–467.
14. Fortmann J.-C. Revue Generale des Chemins de Fer. *Железные дороги мира*. 2004. N 4. С. 31–35.
15. Броек Д. Основы механики разрушения. М.: Высшая школа, 1980. 368 с.
16. Стоун Д.Х. Дефекты колес из-за нагрева при торможении. *Железные дороги мира*. 1986. № 7. С. 19–22.
17. Муртазин В.Н., Шишмаков А.С. Термические дефекты разрушают колеса. *Вагоны и вагонное хозяйство*. 2007. № 3. С. 25–27.
18. Киселев С.Н., Иноземцев В.Г., Зайнетдинов Р.И., Киселев А.С. Оценка ресурса цельнокатанного колеса при малоцикловом термоупругопластическом деформировании с учетом режимов торможения вагона. *Вестник ВНИИЖТ*. 1995. № 4. С. 40–43.
19. Гринев А.Ф., Данченко Н.И., Перков О.Н. К вопросу оценки качества термически упрочненных цельнокатанных колес. *Термическая обработка металлов. Тематический отраслевой сб.* М.: Металлургия, 1980. № 9. С. 70–72.
20. Мешков Ю.Я. Физические основы разрушения стальных конструкций. Киев: Наукова думка, 1981. 240 с.
21. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ, предсказание, предотвращение. М.: Мир, 1984. 624 с.
22. Ларин Т.В. Исследование механизма износа, усталостного выкрашивания, образования выщербин и наволакивания на поверхности катания цельнокатанных колес. *Повышение надежности и долговечности деталей подвижного состава и путей: Тр. ВНИИЖТ*. 1977. С. 51–68.

Список літератури

23. Дружинін М.О., Сухомлин В.І., Нестеренко А. М., Книш А.В. Особливості структури білих шарів на поверхні катання залізничних коліс. *Металознавство та обробка металів*. 2008. № 2. С. 3—7.
24. Інструкція з формування, ремонту та утримання колісних пар тягового рухомого складу залізниць України колії 1520 мм» 305-Ц Міністерство транспорту України, Державна адміністрація залізничного транспорту України, Укрзалізниця 2001 р.
25. Захаров С.М. Контактно-усталостное повреждение колес грузовых вагонов. *Tr. ВНИИЖТ*. М.: Интекст, 2004. 160 с.
26. Есаулов В.П., Козловский А.И., Староселецкий М.И. Цельнокатаные железнодорожные колеса с комплексно-криволинейной поверхностью катания. Днепропетровск: Січ., 1997. 273 с.
27. Бабаченко А.И., Кононенко А.А., Дементьева Ж.А.. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации. *Залізничний транспорт України*. 2010. № 5. С. 35—38.
28. Бабаченко А.И. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации. Междунар. научн.-практ. конф. «Современное состояние и проблемы взаимодействия подвижного состава и пути «Рельс-колесо 2010»: сб. докл. Одесса, 2010.
29. Babachenko A.I., Uzlov I.G., Kononenko A.A., Knish A. V. et al. Investigation of cause of defect formation on the tread of harness improved wheels. Proceedings of the «16th International Wheelset Congress». Cape Town, 2010.
30. Бабаченко А.И., Литвиненко П.Л., Кныш А.В. Совершенствование химического состава стали для железнодорожных колес, обеспечивающего повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания. *Фундаментальные и прикладные проблемы чорної металургії: сб. наук. пр.* Днепропетровск: Візорн, 2011. Вип. 23. С. 226—233.
31. Узов І.Г., Узов К.І., Книш А.В. Закономірності утворення дефектів на поверхні кочення коліс різних рівній міцності. 71 міжнар. наук.-практ. конф. «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (14—15 квітня 2011 р.): тез. доп. Дніпропетровськ: ДНУЗТ, 2011. С. 91—92.
32. Богданов В.М., Захаров С.М. Современные проблемы системы колесо—рельс. *Железные дороги мира*. 2004. № 1. С. 57—62.
33. Узов И.Г., Мирошниченко Н.Г. Зависимость свойств «белого» слоя от химического состава стали. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1969. № 8. С. 62—64.
34. Шур Е.А. Структура и контактно-усталостная прочность стали. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1978. № 8. С. 37—43.
35. Раузин Я.Р. Шур Е.А., Носков М.М. Конструктивная прочность сталей, работающих при циклическом нагружении. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1969. № 9. С. 20—24.
36. Узов И.Г., Гасик М.И., Есаулов А.Т. Колесная сталь. Киев: Техник, 1985. 168 с.
37. Равене П.П., Готье П. Цельнокатаные железнодорожные колеса из углеродистой стали. *Ежемесячный бюл. международных ассоциаций ж.-д. конгрессов*. 1963. № 12. С. 78—86.
38. Узов И. Г. , Климковский Б.М., Шмаков Е.Н. Установка для испытаний металлов на термическую усталость в условиях температурного градиента. *Tr. ДИИТа*. 1974. Вип. 155. С. 26—30.
39. Ларин Т.В., Узов И.Г., Парышев Ю.М. Причины выхода из эксплуатации колес и пути повышения их служебных свойств. *Вестник ВНИИЖТ*. 1975. № 6. С. 30—33.
40. Кассиди Ф.Д. Перспективные материалы для изготовления колес. *Железные дороги мира*. 2002. № 5. С. 39—41.
41. Кассіді Ф.Д. Леговані метали можуть подовжити життя коліс. *Залізничний транспорт України*. 2002. № 5. С. 69—70.
42. Узов И.Г., Школа В.И. Влияние состава и термообработки на износстойкость и усталостную прочность среднеуглеродистой стали. *Термическое упрочнение проката: сб. науч. пр.* М.: Металлургия, 1959. № 30. С. 120—122.
43. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Макаров А.В. Износстойкость углеродистой стали со структурой тонкопластиинчатого перлита. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 1. С. 27—30.

Список літератури

44. Счастливцев В.М., Мирзоев Д.А., Яковлева И.Л. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург : УрО РАН, 2006. 311 с.
45. Пошман И., Хермант Ц. Новые марки колесной стали. *Железные дороги мира*. 2004. № 1. С. 53—56.
46. Пустовой В.Н. Металлоконструкции грузоподъемных машин. Разрушение и прогнозирование остаточного ресурса. М.: Транспорт, 1992. 256 с.
47. Микляев П.Г., Нешпорт Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. М.: Металлургия. 1979. 279 с.
48. Mitura K., Matušek P., Bilá. Influence of some factors on the fractures toughness with respect to other properties. 7th Int. Whelest congress, Dobrá, Gzechoslovakia, 1982. N 2. P. 1—7.
49. Эдель К.О., Шапер М. Механика разрушения цельнокатанных колес. *Железные дороги мира*. 1994. № 2. С. 22—28.
50. Sivaprasad S., Tarafder S., Ranganath V.R., Parida N. Fatigue and fracture behaviour of forged and cast railway wheels. National Metallurgical Laboratory. Jamshedpur 831007, India.
51. Иванова В.С., Гуревич С.Е., Копьев И.М. Усталость и хрупкость металлических материалов. М.: Наука, 196. 216 с.
52. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенной температурах: ГОСТ 9454—78. [Действующий от 1979—01—01] М.: Изд-во стандартов, 1990. 12 с. (Межгосударственный стандарт).
53. Сафта В. Бернат А., Мойса Т. Связь между характеристиками динамической вязкости разрушения. *Заводская лаборатория*. 1981. Т. 47, № 7. С. 72—75.
54. Маслюк В.М. Определение ударной вязкости низколегированных сталей с учетом трапециевидности излома образцов. *Заводская лаборатория*. 1995. Т. 61, № 6. С. 48—51.
55. Маслюк В.М. Оценка стали массового производства ответственного назначения по характеристикам ударной вязкости. *Металлург*. 2006. № 6. С. 54—56.
56. Гуляев А.П. Разложение ударной вязкости на ее составляющие по данным испытания образцов с разным надрезом. *Заводская лаборатория*. 1967. Т. 33, № 4. С. 473—475.
57. Трощенко В.Т., Покровский В.В. Исследование закономерностей усталостного разрушения сталей X18H10T, X16H6, 15Г2АФДпс и алюминиевого сплава АМгб в условиях низких температур. *Стали и сплавы криогенной техники*. Киев, 1977. С. 157—164.
58. Даля В. Поведение стали при циклических нагрузках. М.: Металлургия, 1983. 562 с.
59. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. М: Наука. 1974. 640 с.
60. Paris P.C., Erdogan F.A. Acritial analysis of crack propagation lams. *Trans. ASME D*. 1963. Vol. 85, N 3. P. 528—536.
61. Методические рекомендации. МР-95. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. М.: Междунар. ин-т безопасности сложных технических систем, 1995. С. 83—180.
62. Панасюк В.В., Андрейків А.Е., Партон В.З. Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособ.: в 4 т. Т. 1. Основы механики разрушения. Киев: Наукова думка, 1984. 487 с.
63. Ярема С.Я. Исследование роста усталостных трещин и кинетическая диаграмма усталостного разрушения. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 1977. № 4. С. 3—22.
64. Иванова В.С., Терентьев В.Ф., Коган И.С. Усталостное разрушение металлов с позиций физики и механики прочности. *Металлофизика*. 1983. Т. 5, № 1. С. 53—58.
65. Панасюк В.В. Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособ. в 4 т. Киев: Наукова думка, 1988—1990. 680 с.
66. Романів О.М., Черепанова Г.І. Термомеханічне зміцнення сталі. Київ: Наукова думка, 1966. 219 с.
67. Харцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. М.: Металлургия, 1989. 576 с.
68. Романів О.Н., Шур Е.А., Симинькович В.Н. Трещиностойкость перлитных эвтектоидных сталей. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 1983. № 2. С. 37—45.
69. Перков О.Н., Раздобреев В.Г., Вакуленко И.А. Влияние дисперсности перлита на усталостную прочность средне- и высокоуглеродистых сталей. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2006. № 8. С. 26—28.

Список літератури

70. Hamberg K., Karlson B. Crack propagation in coarse 138 two-phase steels. *Strength Metals and Alloys*: Proc. 5th Int. Conf. (Aachen, 1979). Toronto, 1979. Vol. 2. P. 1261–1266.
71. Зотов В.С. Влияние термической обработки на циклическую прочность и микроструктуру малоуглеродистых сталей. Механическая усталость металлов. Киев: Наукова думка, 1983. С. 175–183.
72. Rodrfquez Ibabe J.M., Fuentes Perez M., Sevillano J. Gil. Fatigue crack propagation in ferrite — pearlite railway wheels. Fracture prevention in energy and transport systems: Proc. Conf. Rio de Janeiro. 1984. Р. 102.
73. Masounave J., Bailon J.R. Effekt of grain size on the thereshold stress intensity faktor in fatigue of a ferritic steel. *Scr. Met.* 1976. Т. 10, N 2. P. 165–170.
74. Кондратенко В.М., Гешелин В.Г., Падун Н.И. Влияние углерода и структурного состояния стали на критическое раскрытие трещины. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* М.: Металлургия, 1978. № 7. С. 81–82.
75. Романів О.Н., Ткач А.Н., Симинькович В.Н. Структура и припороговая усталость сталей. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 1983. № 4. С. 19–33.
76. Shih Tzu-Ye, Toru Araki. The effect of non-metallic inclusions and microstructures on the fatigue crack initiation and propagation in high strength carbon steels. *Transactions of the Iron and Steel institute of Japan*. 1973. Vol. 13, N 1. P. 11–19.
77. Трощенко В.Т., Прокопенко А.В., Покровский В.В. Исследование характеристик вязкости разрушения при циклическом нагружении. *Проблемы прочности*. 1978. № 2. С. 8–15.
78. Kawasaki T. Fracture toughness and fatigue crack propagation in highstrength steel from temperature to –180 °C. *Eng. Fract. Mech.* 1975. N 7. P. 465–472.
79. Kitsunai Y. Ductile-brittle transition behavior of structural steel in fatigue crack growth under low temperature. *Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.* 1986. A 52 (476). P. 896–901.
80. Трощенко В.Т., Прокопенко А.В., Покровский В.В. Исследование характеристик вязкости разрушения при циклическом нагружении. *Проблемы прочности*. 1978. № 3. С. 3–8.
81. Трощенко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В. Исследование закономерностей нестабильного развития трещины при циклическом нагружении. *Проблемы прочности*. 1980. № 6. С. 3–7.
82. Узлов И.Г., Мирошниченко Н.Г. Зависимость свойств «белого» слоя от химического состава стали. *Материаловедение и термическая обработка металлов*. 1969. № 8. С. 62–63.
83. Штейнберг С.С. Материаловедение. Т. III: Специальные стали. М.: ОНТИ–НКТП–СССР, 1935. 264 с.
84. Яценко А.И., Хрычиков В.Е., Хохлова Т.С. Кристаллизация и первичная структура конструкционных сталей. Днепропетровск: Журфонд, 2010. 226 с.
85. Арсенкин А.М., Далматов А.Ю., Демин К.Ю. Микролегирование колесной стали карбонитридообразующими элементами. *Сталь*. 2007. № 9. С. 29–30.
86. Узлов И.Г., Мирошниченко Н.Г., Кузмичев М.В. Легированная сталь для колес скоростного железнодорожного транспорта. *Термическая обработка металлов : Тематический отраслевой сб.* М.: Металлургия, 1977. № 5. С. 56–60.
87. Кассиди П. Материалы конференции: 7th International Wheelset Congress. «Новый колесный материал для нового поколения колес». Рим, 2001.
88. Козловский А.И., Есаулов В. П., Шрамко А.В. ОАО «Нижнеднепровский трубопрокатный завод» в свете современных мировых тенденций развития производства железнодорожных колес. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2004. № 1. С. 8–13.
89. Узлов И.Г., Блажнов Г.А., Андреев Ю.В. Влияние температуры и условий охлаждения при прокатке на структуру и свойства цельнокатанных железнодорожных колес. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* М: Металлургия, 1974. № 3. С. 29–31.
90. Паршин В.А., Ганаго О.А., Староселецкий М.И. Исследование влияния условий деформации на механические свойства цельнокатанных колес. *Кузнечно-штамповочное производство*. 1968. № 10. С. 8–9.
91. Шифрин М.Ю., Андреев Ю.В., Лихошвай В.А. Влияние деформации заготовки на прессах и в колесопрокатном стане на механические свойства диска и обода цельнокатанных колес. *Кузнечно-штамповочное производство*. 1970. № 8. С. 7–11.

Список литературы

92. Бибик Г.А., Иоффе А.М., Праздников А.В., Староселецкий М.И. Производство железнодорожных колес. М.: Металлургия, 1982. 232 с.
93. Паршин В.А., Ганаго О.А. Совершенствование технологии производства железнодорожных колес. Материалы I Российской конференции по кузнечно-штамповочному производству «Кузнецы Урала—2005» «Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие». Екатеринбург, 2005. С. 884.
94. Узлов И.Г., Блажнов Г.А., Андреев Ю.В. Влияние условий деформирования при прокатке на величину зерна стали цельнокатанных колес. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* М.: Металлургия, 1977. № 5. С. 106—108.
95. Исследование влияния температурных параметров деформации заготовок на структуру и свойства цельнокатанных колес. Отчет по НИР. Днепропетровск: ИЧМ, 1975. 46 с.
96. Исследование условий деформирования заготовок для колес на новом прессовом оборудовании колесопрокатных цехов заводов Выксинского металлургического и им. К. Либкнехта. Отчет по НИР. Днепропетровск: ИЧМ, 1977. 125 с.
97. Андреев Ю.В., Узлов В.И., Бабич В.К. Влияние температуры нагрева заготовок под прокатку на структуру и свойства металла цельнокатанных колес. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* М.: Металлургия, 1978. № 7. С. 35—36.
98. Малиночка Я.Н., Моисеева Л.А., Гребенюк Л.П. Формирование структуры цельнокатанных колес в зависимости от исходного состояния металла. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* М.: Металлургия, 1979. № 8. С. 26—28.
99. Федорова И.П., Тарасова В.А., Демченко В.И. Особенности пластических свойств колесной стали при высоких температурах. Производство и свойства термически обработанного проката: сб. тр. М.: Металлургия, 1988. С. 102—104.
100. Козловский А.И., Узлов И.Г. Производство и качество железнодорожных колес. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2001. № 7. С. 66—69.
101. Пашолок И.Л., Цюренко В.Н., Самохин Е.Н. Повышение твердости колес. *Железнодорожный транспорт*. 1999. № 7. С. 40—43.
102. Данченко Н.И., Перков О.Н., Блажнов Г.А. Отпуск цельнокатанных колес. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* М.: Металлургия. 1977. № 5. С. 72—75.
103. Мирошниченко Н.Г., Босис З.М., Школа В.И. Зависимость ударной вязкости диска цельнокатанных колес от условий охлаждения и структуры. Производство термически обработанного проката: сб. тр. М.: Металлургия, 1986. С. 81—84.
104. Узлов И.Г., Данченко Н.И., Подольский С.Е. Напряженное состояние и усталостная прочность термически обработанных цельнокатанных колес. Производство термически обработанного проката: сб. тр. М.: Металлургия, 1986. С. 86—88.
105. Перков О.Н., Дружинин М.А., Жолудев А.М. Рентгеноструктурный анализ материала диска колес, термически обработанных по различным режимам. Производство термически обработанного проката: сб. тр. М.: Металлургия, 1986. С. 84—85.
106. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Дементьевая Ж.А. Исследование влияния действительного зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению углеродистой стали. *Металлургическая и горная промышленность*. 2002. № 5. С. 21—23.
107. Вернер Р. Измельчение зерна при горячей деформации. *Черные металлы*. 1969. № 7. С. 34—44.
108. Францевич И.Н. Деформация сталей при совместной тепловой и механической обработке и физико-химические свойства их при высоких температурах. М.: Стальиздат, 1933. 141 с.
109. Фридман Д.С., Ериклинов В.В. Исследование сопротивления деформации металлов при периодическом деформировании. *Известия АН СССР: серия Металлы*. 1969. № 5. С. 125—128.
110. Tanaka K., Nakai Y., Yamashita M. Fatigue growth threshold of small cracks. *Int. J. Fract.* 1981. Vol. 17, N 5. P. 519—533.
111. Benson J.P. Influence of grain size and yield strength on threshold fatigue behavior of low-alloy steel. *Metal. Sci.* 1979. Vol. 13, N 9. P. 535—539.
112. Mutoh Y., Radhakrishna V.M. An analysis of grain size and yield stress effects on stress at fatigue limit and threshold intensity factor. *Trans. ASME*. 1981. Vol. 103, N 7. P. 229—239.

Список літератури

113. Masounawe J., Bailon J-P. The dependence of the thres hold stress intensity factor on the cyclic stress natio in fatique of ferritic — parlitic steels. *Scripta Metal.* 1975. Vol. 9. P. 723—730.
114. Пиккеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М: Металлургия, 1982. 184 с.
115. Узлов И.Г., Савенков В.Я., Поляков С.Н Термическая обработка проката. Киев: Техніка, 1981. 159 с.
116. Узлов И.Г., Нестеренко А.М., Узлов К.И. Формирование структурного состояния высокопрочных микролегированных ванадием колес в процессе их отпуска. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. науч. тр.* Днепропетровск: Візіон, 2007. Вып. 14. С. 223—228.
117. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. Структура металла и хрупкость стальных изделий. Киев: Наукова думка, 1985. 208 с.
118. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
119. Glodman T., Mcivor I.D., Pickering F.V. Some aspects of the structure-property relationships in high-carbon ferrite-pearlite steels. *Journal of the Iron and Steel Institute.* 1972. N 12. P. 916—930.
120. Diener M., Muller R., Kunnes W. Bruchmechanische und metallkundliche Untersuchungen an Gutterwagern. *ZEV+DET Glas. Ann.* 1992. N 6. P. 179—191.
121. Diener M., Ghidini A. Reliability and Safety in Railway Products. Lovere, «la Cittadina azienda grafica», 2008. 118 р.
122. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении: ГОСТ 25.506—85. [Действующий от 1986—01—01]. М. : Изд-во стандартов, 1990. 38 с. (Межгосударственный стандарт).
123. Даля В., Антона В. Статическая прочность и механика разрушения сталей. М.: Металлургия, 1986. 566 с.
124. Бернштейна М.Л. Вязкость разрушения высокопрочных материалов. М.: Металлургия, 1973. 304 с.
125. Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. М.: Металлургия, 1978. 256 с.
126. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: ВО «Наука», 1993. 280 с.
127. Узлов И.Г., Мирошниченко Н.Г., Староселецкий М.И. Влияние различных факторов на ударную вязкость стали для цельнокатанных железнодорожных колес. *Сталь.* 1988. № 9. С. 90—93.
128. Гринев В.Н., Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. Зависимость предела прочности от структуры перлитной стали. *Проблемы прочности.* 1972. № 1. С. 66—69.
129. Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. М.: Металлургия, 1979. 256 с.
130. Романив О.Н. Оценка эксплуатационной надежности металлов и сплавов. *Материаловедение и термическая обработка металлов.* 1982. № 12. С. 6—13.
131. Нешпор Г.С., Андреев Д.А., Армягов А.А. Корреляция вязкости разрушения при плосконапряженном состоянии с механическими свойствами. *Заводская лаборатория.* 1982. № 3. С. 59—62.
132. Узлов И.Г., Моисеева Л. А., Мирошниченко Н.Г. Вязкость разрушения среднеуглеродистой стали в различных структурных состояниях. *Сталь.* 1996. № 4. С. 51—54.
133. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Умеренкова Н.А. Исследование влияния термической обработки среднеуглеродистых сталей на вязкость разрушения. *Сталь.* 1997. № 5. С. 57—60.
134. Романив О.Н., Гладкий Я.Н., Зима Ю.В. Влияние структурных факторов на кинетику трещин усталости в конструкционных сталях. *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* 1978. № 2. С. 3—15.
135. Биверс К. Некоторые особенности роста усталостных трещин в металлах и сплавах. Механика разрушения. Разрушение конструкций: пер. с англ. М. : Мир, 1980. С. 51—80.
136. Ritchie R.O. Near threshold fatigue crack propagation in steels. *Int. Met. Rev.* 1979. N 245. P. 205—230.

Список літератури

137. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапое Г.Ф. Материаловедение: учебник для высш. техн. учеб. заведений. М.: Машиностроение. 1986. 384 с.
138. Олик А.П. Циклическая трещиностойкость листовых судокорпусных алюминиевых сплавов. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 1990. № 4. С. 60—64.
139. Романив О. Н., Шур Е.А., Ткач А.Н. Кинетика и механизм роста усталостной трещины в железе. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 1981. № 2. С. 57—66.
140. Данченко Н.И. Влияние структурного состояния при термическом упрочнении на комплекс свойств при статическом, динамическом и циклическом нагружении сталей для железнодорожных колес: автореф. дис. ... канд. техн. наук: спец. 05.16.01. Днепропетровск, 1972. 23 с.
141. Георгиев М.Н., Данилов В.Н., Догадушкин В.Ю. Распространение усталостных трещин в стаях с феррито-перлитной структурой. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 1972. № 4. С. 86—92.
142. Захаров С.М. Контактно-усталостные повреждения колес грузовых вагонов. М.: Интекс. 2004. 160 с.
143. Ветенкамп Г.Р., Кипп Р.М. Разрушение колес железнодорожного вагона диаметром 836 мм, обусловленное тепловыми и рельсовыми нагрузками. *Конструирование и технология машиностроения*. 1978. Т. 100, № 3. С. 184—192.
144. Эдель К.О. Анализ разрушения цельнокатанных колес. *Железные дороги мира*. 1992. № 10. С. 41—47.
145. Гудков А.А. Трещиностойкость стали. М.: Металлургия, 1989. 376 с.
146. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Кононенко А.А., Сафонов А.Л. Эффективность различных показателей оценки надежности железнодорожных колес. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2007. № 1. С. 70—74.
147. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Дементьева Ж.А. и др. Влияние параметров микроструктуры колесной стали на ее вязкие свойства. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* Днепропетровск : Віzion, 2007. Вып. 14. С. 202—210.
148. Осташ О.П., Бабаченко А.И., Андрейко И.М. и др. Структурная механика разрушения и эксплуатационная надежность железнодорожных колес. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* Днепропетровск: Віzion, 2009. Вып. 20. С. 235—242.
149. Бабаченко А.И., Кононенко А.А., Сафонов А.Л., Клиновая О.Ф. Влияние структурного состояния железнодорожных колес на их чувствительность к концентраторам напряжений. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2010. № 3. С. 82—84.
150. Узлов И.Г., Узлов К.И., Лашко А.Д. Высокопрочная металлопродукция и эффективное ее использование на железнодорожном транспорте. *Залізничний транспорт України*. 2003. № 3. С. 27—30.
151. Diner M., Ghidini A. Reliability and Safety in Railway Products : Part 1. Lucchini. 2008. 118 р.
152. Мирошниченко Н.Г., Дружинин М.А. Влияние термической обработки на износостойкость колесной стали. Повышение свойств и эксплуатационной надежности термически обработанного проката: сб. научн. тр. М.: Металлургия, 1988. С. 81—83.
153. Шур Е.А. Структура и контактно-усталостная прочность стали. *Материаловедение и термическая обработка металлов*. 1978. № 8. С. 37—43.
154. Полухин И.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. М: Металлургия, 1982. 584 с.
155. Узлов И.Г., Мирошниченко Н.Г., Староселецкий М.И. Влияние различных факторов на ударную вязкость стали для цельнокатанных железнодорожных колес. *Сталь*. 1988. № 9. С. 90—93.
156. Пашков П.О. Растижение и разрыв металлов. Ленинград: Судпромгиз, 1952. 116 с.
157. Узлов И.Г., Бабич В.К., Мирошниченко Н.Г. Влияние углерода на эксплуатационную стойкость колесной стали. *Вестник ВНИИЖТ*. 1989. № 1. С. 43—45.
158. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. М. : Машиностроение, 1982. 212 с.

Список літератури

159. Інструкція з формування, ремонту та утримання колісних пар тягового рухомого складу залізниць України колії 1520 мм : ВНД 32.07.001—2001. Краматорськ : ЗАТ «Мінетек», М-во транспорту України, 2001. 152 с.
160. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
161. Егоров Н.Г., Алимов В.И. Наследственность и аустенитизация низколегированных сталей. *Металлы и литье Украины*. 2001. № 3—4. С. 32—35.
162. Садовский В.Д. Структура и наследственность в стали. М.: Металлургия, 1973. 205 с.
163. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
164. Луценко В.А. Влияние деформации в линии проволочного стана 150 на дисперсность перлита стали 80К. *Литье и металлургия*. 2014. № 3 (76). С. 58—61.
165. Парусов В.В., Парусов Э.В., Сагура Л.В. и др. Влияние величины зерна и других факторов на дисперсность перлита углеродистых сталей. Строительство, материаловедение, машиностроение. 2014. С. 186—190.
166. Евстратов В.А. Теория обработки металлов давлением. Киев: Вища школа. 1981. 248 с.
167. Пат. 74116 Україна, МПК С 2 В 21J5/10, В 21 К 1/28. Спосіб виробництва суцільнокатаних залізничних коліс / А.І. Козловський, О.В. Шрамко, В.М. Данченко, І.Г. Узлов, Г.М. Польський, Є.В. Горб, С.Е. Соловйов, Л.В. Чуприна, В.О. Грінкевич, О.І. Бабаченко, Л.В. Голубєва; замовник і патентовласник ВАТ «Нижньодніпровський трубопрокатний завод». a200503714; заявл. 19.04.2005; опубл. 17.10.2005, Бюл. № 10.
168. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Шрамко А.В. Исследование влияния деформационной обработки колесной заготовки на механические свойства железнодорожных колес. *Металлы и литье Украины*. 2005. № 9—10. С. 54—57.
169. Браун М.П., Коваленко В.С., Зац Е.Л. Методы количественной оценки плотности дендритной структуры. *Заводская лаборатория*. 1969. № 1. С. 36—39.
170. Яценко А.И., Левченко Г.В., Репина Н.И. Структура и наследственность низкоуглеродистых конструкционных сталей. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. науч. тр.* Київ: Наукова думка, 2002. Вип. 5. С. 242—249.
171. Кондратюк С.Є., Стоянова О.М. Структуроутворення сталі в залежності від умов кристалізації виливків. *Металознавство та обробка металів*. 1999. № 1—2. С. 3—9.
172. Кондратюк С.Є., Ніконоров О.С., Кузін О.А. Спадковість зеренної структури літотії сталі. *Металознавство та обробка металів*. 2004. № 1. С. 3—7.
173. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 272 с.
174. Левченко Г.В., Ершов С.В., Демина Е.Г. и др. Трансформация дендритной структуры на всех этапах производства железнодорожных осей. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2008. № 2. С. 74—76.
175. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. М.: Металлургия, 1979. 191 с.
176. Георгиев М.Н. Вязкость малоуглеродистых сталей. М.: Металлургия, 1973. 224 с.
177. Узлов И.Г., Моисеева Л.А., Мирошниченко Н. Г. и др. Вязкость разрушения среднеуглеродистой колесной стали в различных структурных состояниях. *Сталь*. 1996. № 4. С. 51—54.

ЗМІСТ

ПЕРЕДМОВА	3
Р О З Д I Л 1. УМОВИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС І ВИБІР КРИТЕРІЇВ ОЦІНЮВАННЯ ЇХ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ	5
1.1. Аналіз умов експлуатації залізничних коліс і види експлуатаційних дефектів	5
1.2. Вимоги нормативно-технічної документації до якості залізничних коліс	14
1.3. Формування структурного стану та механічних властивостей залізничних коліс	20
Р О З Д I Л 2. ВПЛИВ ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ ТА СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС НА ТРІЩИНОСТІЙКОСТЬ ЗА СТАТИЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ	28
2.1. Особливості зародження та розвитку тріщин у вуглецевих стальях із різним вмістом вуглецю	28
2.2. Методичні питання щодо визначення в'язкості руйнування K_{IC} залізничних коліс	36
2.3. Вплив вмісту вуглецю на службові механічні властивості та в'язкість руйнування K_{IC} залізничних коліс	43
2.4. Вплив швидкості охолодження на структурний стан, службові механічні властивості та в'язкість руйнування K_{IC} залізничних коліс	46
Р О З Д I Л 3. ВПЛИВ ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ ТА СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС НА ТРІЩИНОСТІЙКОСТЬ ЗА ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ	51
3.1. Вплив структурного стану вуглецевих сталей на закономірності втомного руйнування ..	51
3.2. Кінетика росту втомних тріщин і розрахунок критичних розмірів дефектів у ободах залізничних коліс	58
3.3. Вплив параметрів структури металу залізничних коліс на чутливість до концентраторів напружень	61
Р О З Д I Л 4. ВПЛИВ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ	66
4.1. Вплив структурного стану та вмісту вуглецю в сталі для залізничних коліс на зносостійкість і контактно-втомну міцність	66
4.2. Дослідження стійкості до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення залізничних коліс різного хімічного складу	71
Р О З Д I Л 5. ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС	88
5.1. Вплив одноразової гарячої пластичної деформації на структурний стан і механічні властивості вуглецевої сталі	88
5.2. Вплив подрібненої гарячої пластичної деформації на структурний стан і механічні властивості вуглецевої сталі	98
5.3 Структурний стан і механічні властивості колісної заготовки після її деформації на різних агрегатах пресопрокатної лінії	102
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	122

Наукове видання

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ ім. З.І. НЕКРАСОВА

БАБАЧЕНКО Олександр Іванович
КОНОНЕНКО Ганна Андріївна

ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Київ, Науково-виробниче підприємство
«Видавництво “Наукова думка” НАН України», 2023

Художнє оформлення *Н.М. Коваленко*
Художній редактор *І.П. Савицька*
Технічний редактор *Т.С. Березяк*
Оператор *О.О. Пономаренко*
Комп’ютерна верстка *Л.В. Багненко*

Підп. до друку 23.01.2023. Формат 70×100/16
Папір офс. № 1. Гарн. Таймс. Друк офс.
Ум. друк. арк. 10,73. Обл.-вид. арк. 12,5.
Тираж 50 прим. Зам. № ДФ-1234

Оригінал-макет виготовлено
у НВП «Видавництво “Наукова думка”» НАН України
Свідоцтво про внесення суб’єкта видавничої справи
до Державного реєстру видавців, виготівників
і розповсюджувачів видавничої продукції
ДК № 2440 від 15.03.2006 р.
01601 Київ 1, вул. Терещенківська, 3

ПП «Видавництво “Фенікс”»
03680 Київ 680, вул. Шутова, 13б
Свідоцтво про внесення до Державного реєстру
серія ДК № 271 від 07.12.2000 р.

