

## АНАЛІЗ СТРУКТУРНИХ ЗМІН В МЕТАЛІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС ПРИ ЇХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Виникнення руйнування залізничного колеса обумовлено формуванням високих локальних напружень від неоднорідної пружно-пластичної деформації за рахунок циклічної зміни температур під час гальмування.

Возникновение разрушения железнодорожного колеса обусловлено формированием высоких локальных напряжений от неоднородной упруго-пластической деформации при циклической смене температур при торможении.

Occurrence of destruction of a railroad wheel is caused by formation of the high local stresses produced by the inhomogeneous elastic-plastic deformation due to the cyclic temperature change during and after braking using brake shoes.

Процеси гальмування, разом з наклепом від холодної пластичної деформації по поверхні кочення залізничного колеса, супроводжуються значними структурними змінами в приповерхневих шарах металу обода. Враховуючи дуже швидкий розігрів поверхневих об'ємів металу колеса від взаємодії з гальмівною колодкою, за відносно короткий термін часу зростання температури може сягати значень, достатніх до початку фазових перетворень [1]. З іншого боку, після завершення процесу гальмування, інтенсивності тепловідводу від розігрітого металу достатньо до розвитку структурних перетворень за механізмом зсуву [2]. Обумовлено це окрім охолодження від обдуву повітрям додатковим тепловідводом на внутрішні, відносно холодні прошарки металу обода. Таким чином, виникає визначений інтерес щодо оцінки процесів структурних перетворень в залізничних колесах під час початку та після завершення гальмування.

Мета дослідження – це аналіз можливих структурних перетворень в металі залізничних коліс під час їх експлуатації.

Матеріалом для роботи була вуглецева сталь з хімічним складом, типовим для виготовлення залізничних коліс за ГОСТ 10791. Мікροструктурні дослідження проводили під світловим мікроскопом типу «Eriquant». Розмір структурних характеристик внутрішньої будови металу визначали за методиками кількісної металографії [3].

Після зміцнюючої термічної обробки залізничного колеса мікροструктура металу обода, в залежності від відстані від поверхні примусового тепловідводу, складається з ферито-перлітної суміші різної дисперсності та морфології (рис. 1,а, б). Під час кочення залізничного

колеса по рейках виникаючий наклеп металу, який має визначений градієнт, разом з перепадом температури по товщині обода при гальмуванні, обумовлюють розвиток процесів структурних змін. Як свідчить мікροструктурний аналіз, для прошарків металу обода при нагріванні до температур 600...650 °С, які попередньо були наклепані до рівня дії як після холодної пластичної деформації 40...50 %, в об'ємах перлітних колоній спостерігається розвиток процесів сфероїдизації цементиту (рис. 1,в). Зменшення відстані досліджуваного металу від поверхні кочення супроводжується одночасним збільшенням ступеня холодної пластичної деформації (наклепу) та підвищенням температури розігріву металу обода. Так, при нагріванні вуглецевої сталі до 700...720 °С, холоднодеформованої на 60...70 %, підвищення швидкості сфероїдизації та коалесценції цементиту (рис. 1,г) супроводжується розвитком процесів збіркової рекристалізації (рис. 1,д). На підставі цього неоднорідність розподілу деформації по об'єму металу може супроводжуватися виникненням різнозеренної будови. Сумісний аналіз субмікροструктурних параметрів, характеристик деформаційного зміцнення [4] свідчить, що для сталей із середнім та високим вмістом вуглецю, при пластичному деформуванні, формування дислокаційної чарункової структури зв'язано з гальмуванням рухомих дислокацій карбідними частками. При невеликих рівнях зміцнення від наклепу, виникаюча сітка дислокацій на частках другої фази, як на вузлах, являє собою недосконалену чарункову структуру, в якій густина дислокацій в середині чарунок та на субграницях мало відрізняється (рис. 1,е). Збільшення ступеня пластичної деформації супроводжується, в першу чергу, зро-

станням густини дислокацій в стінках чарунок, в той час як у середині чарунок збільшення дислокацій значно менше. Малі розміри чарунок та великий градієнт накопичених дислокацій між субграницею та тілом чарунки в значній мірі гальмують розвиток релаксаційних процесів подібно тим, які спостерігаються в

низьковуглецевих сталях [5]. На підставі цього, при ударних, сконцентрованих навантаженнях залізничного колеса в об'ємах металу, які були нагріті до середнього інтервалу, в значній мірі зростає імовірність виникнення субмікротріщин [6].

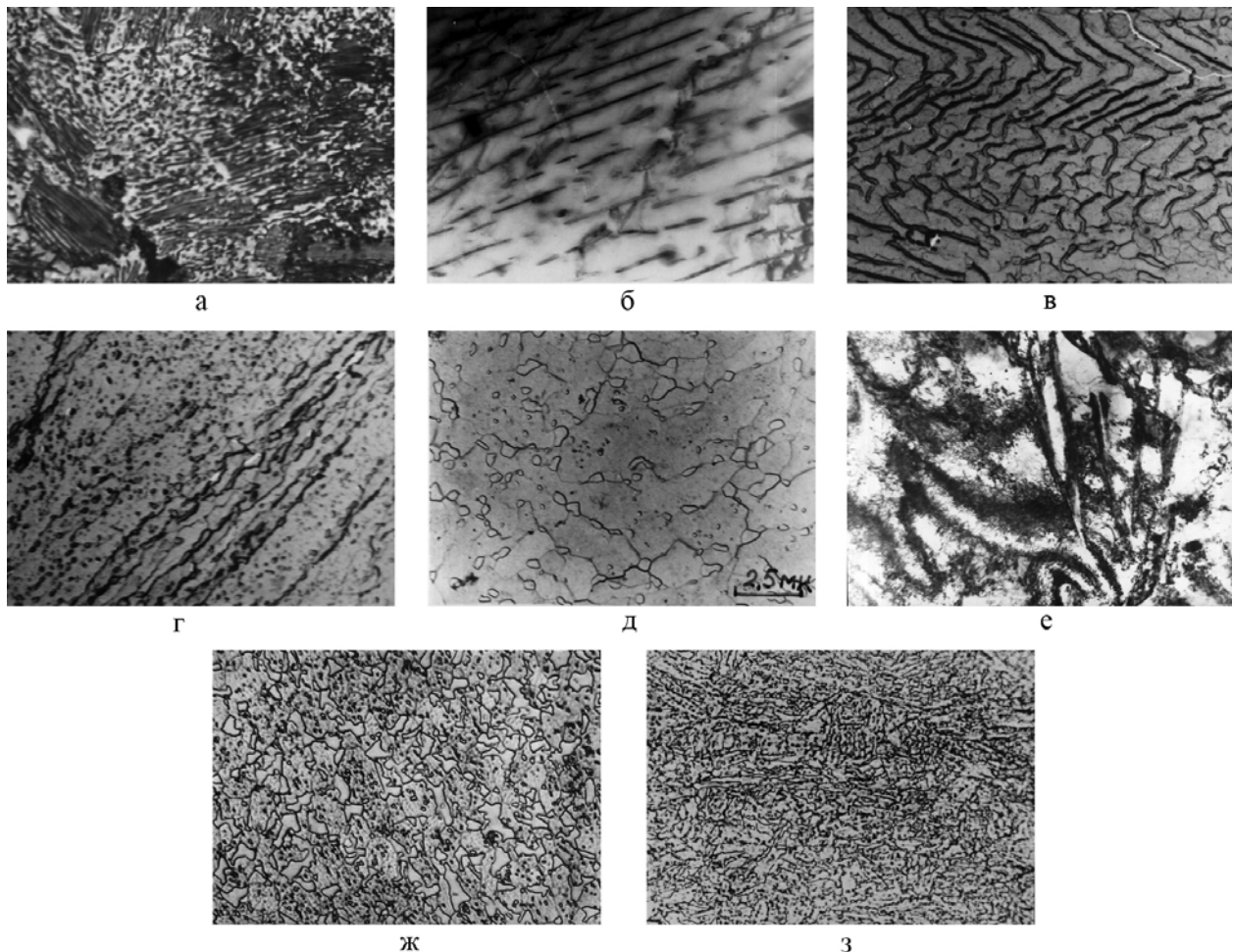


Рис. 1. Структура металу обода залізничного колеса. Збільшення 2000 (а, ж, з), 4000 (д), 10000 (в, г), 14000 (е), 50000 (б)

При нагріванні металу обода колеса до температур, які перебільшують критичне значення  $A_{C1}$ , спостерігається якісно інша картина структурних перетворень. На підставі аналізу внутрішньої будови вуглецевої сталі визначено, що чим вище від значення  $A_{C1}$  перегрів, тим швидше навколо цементитних часток зростають аустенітні ділянки [7]. Разом з цим, виникаючий перепад концентрації атомів вуглецю в аустеніті, від максимальних значень на межі з цементитом до мінімальних на границі з феритом, буде існувати аж до моменту зникнення карбідної фази взагалі. В процесі прискореного охолодження приповерхневих прошарків (від поверхні кочення) металу обода колеса, з урахуванням підвищеної стабільності аустеніту,

структурні перетворення мають змогу розвиватись за механізмом зсуву. Наведені перетворення відбуваються в структурі, в якій аустенітні ділянки мають визначений градієнт концентрації вуглецю та який наслідуеться мартенситним кристалом. В цьому випадку мартенситний осередок буде мати різну ступінь тетрагональності кристалічної решітки і, як наслідок цього, рівень міцнісних властивостей, що пропорційно змінюється [2].

Таким чином, можна вважати, що в об'ємах металу обода залізничного колеса, які були нагріті до температур двофазної ферито-аустенітної області, при наступному прискореному охолодженні формується структура, в якій вузька міжфазна границя між феритом і

цементитом замінюється на ділянку з визначеною довжиною (рис. 1,ж). Окрім цього, необхідно відзначити, що наведена ділянка має визначений градієнт твердості від приблизно рівного значенню твердості навколишнього фериту до такого, що наближується до твердості карбідної частки. При експлуатації залізничного колеса існуючий наклеп в металі, після примусового охолодження, буде супроводжуватись, окрім розвитку процесів деформаційного зміцнення фериту, протіканням процесів перерозподілу атомів вуглецю по кристалічних міжвузлах решітки та дифузії їх до дислокацій [8]. Таким чином, в процесі наклепу металу відбуваються два основних конкуруючих процеси: знеміцнення мартенситних кристалів при зниженні ступеня тетрагональності кристалічної решітки та зміцнення – за рахунок блокування рухомих дислокацій, які введені при пластичній деформації. Послідовність розвитку вказаних процесів та їх співвідношення значною мірою обумовлює досягнення високих рівнів пластичних властивостей в середньо- та високовуглецевих сталях з ферито-мартенсито-цементитними структурами [7]. Як свідчать експериментальні дослідження [8], в мартенситних ділянках, які наближені до фериту, густини дислокацій достатньо для практично повного поглинання атомів вуглецю, який виділяється з твердого розчину. Ступінь тетрагональності кристалічної решітки буде знижуватись до мінімально припустимих значень, при цьому міцнісні властивості будуть наближуватись, за абсолютними величинами, до таких, що спостерігаються для структурно вільного фериту. По тому, як буде збільшуватись відстань від ферито-мартенситної границі, концентрація атомів вуглецю буде підвищуватися. В цьому випадку дефектів кристалічної будови і, в першу чергу дислокацій, буде вже недостатньо для ефективного поглинання атомів вуглецю. На підставі цього будуть розвиватися процеси деформаційного зміцнення від дефектів, які вводяться при наклепі металу. Остаточо можна вважати, що при наклепі приповерхневих шарів металу обода залізничного колеса, за рахунок сумісного розвитку процесів зміцнення та знеміцнення в мартенситних кристалах та структурно вільному фериті, досягається зростання пластичних властивостей подібно тому, як для високовуглецевих сталей [7]. Зростання пластичності, що спостерігається, обумовлено збільшенням характеристик деформаційного зміцнення при структурних змінах в процесі пластичної течії фазових складових. Розуміння самого механізму

впливу наведено в роботі [4]. Аналіз наведених експериментальних даних показує, що зростання параметрів деформаційного зміцнення супроводжується збільшенням енергії, яка витрачається на руйнування металу. Окрім цього, роздільний аналіз процесів зародження та зростання мікротріщин свідчить, що основний вплив на підвищення хладостійкості прокату обумовлено підвищенням енергії зародження тріщини [9], в той час як енергія її розповсюдження залишається практично незмінною.

При подальшому розігріві металу обода до температур поблизу критичного значення  $A_{C3}$ , на поверхні кочення після прискореного охолодження складаються умови для формування достатньо великих ділянок білого шару [1], які в дійсності є об'ємами металу з повністю мартенситною структурою після відпуску при різних температурах (рис. 1,з). В порівнянні з повністю мартенситною структурою, яка сформована після нагріву металу до двофазної ферито-аустенітної області та яка спроможна до розвитку релаксаційних процесів при навантаженні, в ділянках «білого шару» такі процеси значною мірою загальмовані [1]. Обумовлено це тим фактом, що в процесі самовідпуску мартенситу, який сформовано з аустеніту при повному розчиненні карбідної складової мікроструктури, в середньому інтервалі температур з пересиченого твердого розчину виділяється велика кількість дисперсних карбідних часток, які гальмують переміщення дислокацій, сприяючи дисперсійному зміцненню сталі [4, 5]. На підставі цього зазначені пластичні деформації супроводжуються формуванням умов зародження субмікротріщин. Зв'язано це з дуже швидким вичерпанням і так низького ресурсу накопичення дефектів кристалічної будови до максимально можливої межі [2, 5]. Наклеп металу в ділянках «білого шару» дуже швидко переводить його в крихкий стан. Внаслідок цього виникають субмікротріщини, які, об'єднуючись в мікро- та макротріщини, приводять до викришування металу по поверхні кочення залізничного колеса.

#### БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

1. Перков О. Н. Структурные изменения в металле железнодорожных колес при формировании термических трещин / О. Н. Перков, И. А. Вакуленко, Г. В. Рейдемейстер // Залізничний транспорт України, 2006. – № 1. – С. 44-45.
2. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.

3. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургиздат, 1985. – 446 с.
4. Вакуленко И. А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании. – Д.: Gaudeamus, 2003. – 94 с.
5. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М: Металлургия, 1972. – 320 с.
6. Вакуленко И. А. Влияние форм железнодорожного колеса на уровень напряжений в местах сопряжения его элементов / И. А. Вакуленко, О. Н. Перков, Г. В. Рейдемейстер // Сб. докл. 7-й Межд. конф. «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов» (ОТТОМ-7). – Харьков, 2006. – С. 328-330.
7. Вакуленко И. А. Свойства углеродистой стали с многофазной структурой / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич // МиТОМ, 1989. – № 7. – С. 19-21.
8. Breyer N. N. The yield-point phenomenon in strain-aged martensite // Trans. Metallurg. Soc. AIME, 1966. – v. 236, № 8. – P. 1198-1202.
9. Вакуленко И. А. О повышении трещиностойкости проката / И. А. Вакуленко, В. Г. Раздобреев, О. Н. Перков // Сб. докл. 8-го Межд. конгресса «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов», 2007. – Том 2. – С. 176-177.

Надійшла до редколегії 22.05.2008.