

## СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В МЕТАЛІ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА ВІД ВЗАЄМОДІЇ З РЕЙКОЮ

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

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

The destruction occurrence in a railroad wheel is caused by formation of the high local stresses produced by the inhomogeneous plastic deformation when the cyclic temperature change takes place during and after braking using brake shoes.

Протягом останніх років прийняття рішень щодо неухильного зростання питомого навантаження на вісь рухомого складу з одночасним збільшенням швидкості його руху вимагають розробки заходів щодо підвищення надійності експлуатації залізничного транспорту взагалі. Одна із складових такої системи є визначення оптимального співвідношення між комплексом властивостей «залізничне колесо – рейка». Відомо, що величина зносу залізничного колеса від взаємодії в місцях контакту з рейкою значною мірою пов'язана з міцнісними властивостями як металу по поверхні кочення, так і по робочій поверхні рейки [1]. На підставі достатньо великої кількості проведених досліджень з моделювання процесу зносу, а також натурних випробувань визначено, що мінімальні значення зносу як залізничних коліс, так і рейок досягаються за умовами приблизно однакових значень їх твердості [1, 2]. З іншого боку, відомо, що однаковий рівень міцнісних властивостей у сталях можна досягти за різноманітного структурного стану – після термічної зміцнюючої обробки – поліпшення, коли карбідна фаза має глобулярну форму, або після прискореного охолодження (зі швидкостями, нижчими за критичне значення) пластинковою формою [3].

Метою дослідження є пояснення щодо оптимального структурного стану металу по поверхні кочення залізничних коліс за умовами їх мінімального зношення.

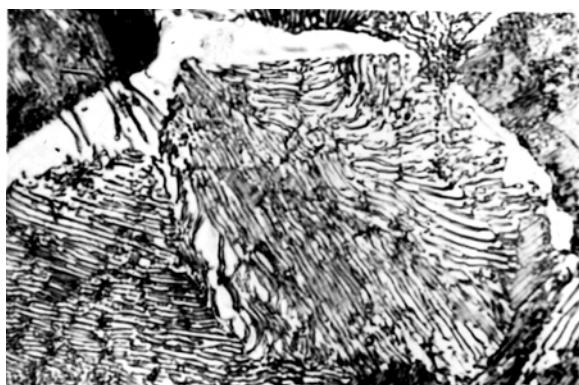
Матеріалом для дослідження були зразки металу, які відібрані від залізничних коліс після обробок на різні рівні твердості. Структурні дослідження металу залізничних коліс проводили під світловим і електронним мікроскопами. Механічні властивості визначали при випробуваннях на розтягнення, із швидкістю деформації  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Аналіз нормативно-технічної документації [3, 4] свідчить, що в умовах України залізничні колеса в основному виготовляють із вуглецевої сталі з 0,55...0,65 % вуглецю, в той час як для рейок застосовують більш високовуглецеву сталь з 0,7...0,8 % С. В гарячекатаному стані, або після відпалу структура сталі для залізничних коліс з урахуванням стехіометрії може мати приблизно до 25 % структурно вільного фериту. Він розташовується у вигляді прошарків, що розділяють перлітні колонії, або при достатньо низьких швидкостях охолодження у вигляді окремих об'ємів – зерен (рис. 1а).

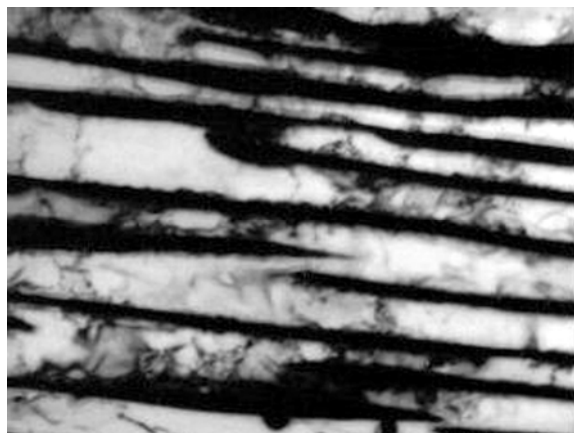
Збільшення швидкості охолодження, наприклад, як при термічному зміцненні обода коліс, супроводжується одночасним диспергуванням перліту і частковим зменшенням об'ємної частки структурно вільного фериту за рахунок формування псевдоевтектоїда. Однак, навіть використання максимально високих швидкостей охолодження (обмеження геометричними розмірами обода коліс) не дозволяє повністю усунути присутність структурно вільного фериту. За нормативно-технічною документацією [4], дозволяється наявність структурно вільного фериту у вигляді переривчастої сітки по границях аустенітних зерен. В той же час, швидкості охолодження достатньо, щоб аустенітні зерна після видалення структурно вільного фериту перетворилися у дрібнодиференційований сорбіт за перлітним механізмом (рис. 1б). Таким чином, структура металу залізничних коліс в об'ємах поблизу поверхні кочення представляє собою дрібнопластинковий перліт з прошарками структурно вільного фериту, що забезпечує необхідний рівень опору процесам втомлення та зносу при експлуатації.

В порівнянні з пластинковою формою карбідної фази, яка у складі перлітної колонії спроможна до пластичного деформування, глобулярні карбіди, наприклад, після поліпшення,

навіки, навіть після деформації, яка приводить до повного руйнування виробу, практично залишаються незмінними [5]. В цьому випадку на процеси деформаційного зміцнення при навантаженні металу дуже велике значення має характер розташування карбідних глобулів у матриці. У випадку, коли глобулярні частки в основному розташовуються по границям феритних зерен (рис. 2а), спостерігається підвищення пластичних властивостей і, особливо, опору металу зародженню та розповсюдженню тріщин за низьких температур. Пояснення наведеного прикладу засновано на тому факті, що міжфазна ферито-карбідна поверхня виконує функції як джерела, так і місця анігіляції дислокацій [6]. На підставі цього стає зрозумілим, що збільшення об'ємної частки без зміни дисперсності карбідів супроводжується не тільки підвищенням міцнісних властивостей а, що особливо важливо, збільшується опір зародженню і зростанню тріщин за низьких температур навантаження.



а

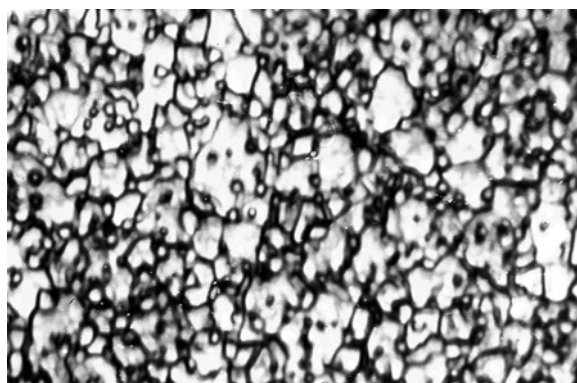


б

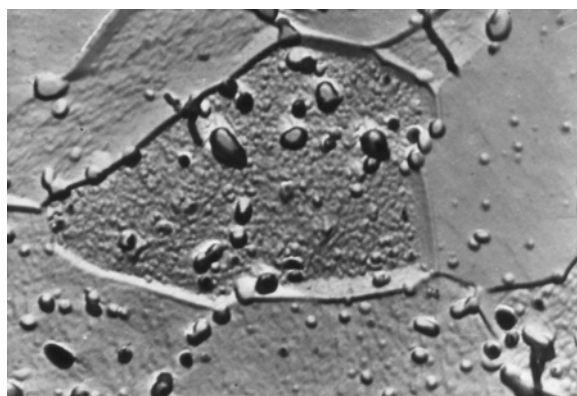
Рис. 1. Структура металу ободу залізничного колеса після термічного зміцнення (а), перлітної колонії після 30 % пластичної деформації (б), (збільшення 1000 – а, 16500 – б)

У випадках, коли розмір зерна фериту значно перевищує міжкарбідну відстань (рис. 2б), картина суттєво змінюється. Враховуючи, що міжфазна поверхня ферит-глобуль карбиду має можливість поглинати дислокації тільки у ви-

падку, коли частка розташована в площині ковзання дислокацій, стає зрозумілою роль великокутових границь фериту в розвитку анігіляційних процесів дислокацій під час пластичного деформування. В результаті отримаємо, що збільшення об'ємної частки карбідної фази при незмінному розмірі зерна фериту буде супроводжуватись зростанням кількості джерел дислокацій, в той час як кількість місць їх анігіляції залишається незмінною. В цьому випадку зайвий залишок дислокацій буде, вже на початкових етапах пластичної течії металу, сприяти формуванню навкологлобулярних карбідних часток нашарування із взаємозаблокованих дислокацій. В свою чергу, формування наведених об'ємів навколо карбідів може розглядатися як майбутні осередки з високою вірогідністю зародження субмікротріщин.



а



б

Рис. 2. Структура вуглецевої сталі після холодної пластичної деформації і нагріву до 700 С, коли розмір зерна фериту ( $d$ ) дорівнює відстані між карбідами ( $\lambda$ ) (а), та при  $d \gg \lambda$  (б), (збільшення 2000 – а, 4000 – б)

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

Так, залізничне колесо, окрім формування прошарку металу по поверхні кочення з високою концентрацією дефектів кристалічної бу-

дови і, в першу чергу, дислокацій, піддається температурним впливам від взаємодії з гальмівними колодками. Характер сумісного впливу (холодне деформування і розігрів) на метал ободу колеса обумовлює виникнення достатньо високих градієнтів структурних змін, що, в свою чергу, може розглядатися, як вплив на рівень внутрішніх остаточних напружень. Але наведений вплив значною мірою залежить від численних факторів, основні з яких: ступінь наклепу металу по поверхні кочення колеса та інтенсивність розігріву (питома енергія гальмування, частота та тривалість взаємодії з гальмівними колодками). Враховуючи існування градієнта температур від поверхні кочення, збільшення інтенсивності розігріву буде супроводжуватись розвитком процесів структурних перетворень у металі. При цьому сам характер наведених структурних змін значною мірою буде зв'язаний з відстанню прошарків металу від поверхні розігріву. Так, у приповерхневих прошарках металу, за рахунок дуже високого підвищення температур до 700...800 °С, формується дрібнозеренна структура фериту з цементитними частками різної морфології. Причому, об'ємам металу з підвищеним ступенем накопиченої деформації (більш високий наклеп) буде відповідати більш дрібнозеренна будова фериту з підвищеною кількістю глобулярного цементиту з різним співвідношенням напівосей. У наведеному прошарку металу, за рахунок розвитку процесів динамічної рекристалізації, суттєво будуть знижені остаточні напруження від наклепу і, як наслідок цього, буде підвищення спроможності металу до деформаційного зміцнення та опору до зародження тріщин.

Для більш заглиблених від поверхні кочення прошарків металу, для яких температура не перебільшує 500...550 °С, картина складається інша. Відомо, що за температур нагріву металу до початку рекристалізації, в процесі витримки починають свій розвиток полігонізаційні процеси. Їх розвиток супроводжується перерозподілом дислокацій, які накопичуються під час наклепу та врешті-решт виникають конфігурації у вигляді полігональних субструктурних поверхонь розподілу. Слід ураховувати, що чим більшою мірою завершуються процеси полігонізації, тим менша вірогідність розвитку рекристалізації. Таким чином, на визначеній глибині від поверхні кочення виникає прошарок металу з повністю або частково закінченими процесами формування структур полігонізації. При цьому за різними оцінками [7] може залишитися до 70 % накопиченої щільності дислокацій, які практично всі знаходяться у зв'язаному стані. Чисельні послідовні етапи гальмування, окрім нагріву, будуть супроводжуватись зносом металу з поверхні кочення. Прошарок ме-

талу з полігональною структурою буде наближуватись до поверхні кочення та послідовно (пропорційно градієнту деформації) піддаватись наклепу. При цьому нові дислокації, взаємодіючи з полігональною структурою, будуть блокуватися, що в свою чергу приведе до ускладнення розвитку процесу рекристалізації, та не буде досягнутий необхідний рівень зниження наклепу. В цьому випадку гальмування розвитку релаксації внутрішніх напружень повинно сприяти зниженню спроможності металу до деформаційного зміцнення і, як наслідок такого положення, до зниження опору колісної сталі зародженню субмікротріщин.

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

## БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

1. Шур, Е. А. Влияние структурных неоднородностей на свойства термически обработанной рельсовой стали [Текст] / Е. А. Шур, Я. Ф. Раузин. – В кн.: Труды ЦНИИМПС, 1966. – Вып. 314. – С. 115-137.
2. Ларин, Т. В. Пути повышения надежности и долговечности цельнокатаных колес [Текст] / Т. В. Ларин, Ю. М. Парышев // Жел.-дор. трансп. – 1973. – С. 56-59.
3. Большаков, В. И. Термическая обработка строительной стали [Текст] / В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
4. ГОСТ 10791 Колеса цельнокатаные. Технические условия [Текст].
5. Вакуленко, И. А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании [Текст] / И. А. Вакуленко. – Д.: Guadeamus, 2003. – 94 с.
6. Бабич, В. К. Деформационное старение стали [Текст] / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Должинков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
7. Бернштейн, М. Л. Структура деформированных металлов [Текст] / М. Л. Бернштейн. – М.: Металлургия, 1977. – 431 с.

Надійшла до редколегії 27.08.2008.