

## МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 691.87:691.714:539.434

© Вакуленко І.О.<sup>1</sup>, Пройдак С.В.<sup>2</sup>, Болотова Д.М.<sup>3</sup>,  
Єфременко В.Г.<sup>4</sup>

### ВПЛИВ НАКАТУВАННЯ НА ТВЕРДІСТЬ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ГАРТУВАННЯ

*Досліджено характер зміни твердості і параметрів тонкої будови загартованої вуглецевої сталі при деформації накатуванням. Встановлено, що ступінь пом'якшення сталі при накатуванні обумовлена співвідношенням процесів розпаду пересиченого твердого розчину і зміцнення від додатково введених дислокацій.*

**Ключові слова:** густина дислокацій, викривлення другого роду, розмір областей когерентного розсіювання, тетрагональність кристалічної решітки.

*Вакуленко И.А., Пройдак С.В., Болотова Д.М., Ефременко В.Г. Влияние накатывания на твердость углеродистой стали после закалки. Исследован характер изменения твердости и параметров тонкого строения закаленной углеродистой стали при деформации накатыванием. Установлено, что степень разупрочнения стали при накатывании обусловлена соотношением процессов распада пересыщенного твердого раствора и упрочнения от дополнительно введенных дислокаций.*

**Ключевые слова:** плотность дислокаций, искажения второго рода, размер областей когерентного рассеивания, тетрагональность кристаллической решетки.

*I.O. Vakulenko, S.V. Proydak, D.M. Bolotova, V.G. Efremenko. Influence of rolling on the hardness of carbon steel after quenching. The character of changes of hardness and fine structure parameters of quenched carbon steel during deformation by rolling is investigated. It is found that the degree of softened of steel at rolling is caused by balance of processes of decomposition of a supersaturated solid solution and work-hardening due to additionally entered dislocations.*

**Keywords:** density of dislocations, distortions of the second kind, size of coherent dispersion, tetragonal character of crystalline grate.

**Постановка проблеми.** Питання підвищення експлуатаційної надійності деталей рухомого складу залізничної техніки залишається досить актуальними з огляду на зростаючу інтенсивність вантажоперевезень залізничними шляхами.

**Аналіз останніх досліджень і публікацій.** При експлуатації залізничних коліс різного рівня міцності руйнування металу на поверхні кочення обумовлене сумарним ефектом від одночасної дії сил тертя і повторно змінних напружень по площині контакту з рейкою [1]. Вважаючи, що формування ушкодження в основному визначається станом поверхневих об'ємів металу колеса [2], слід очікувати відмінностей в розвитку процесів тертя при високому контактному напруженні для коліс з різним рівнем міцності і з різною внутрішньою будовою [3]. Характер взаємодії колеса з рейкою при коченні, з урахуванням форми профілю поверхні ободу,

<sup>1</sup> д-р техн. наук, професор, ДВНЗ «Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту ім. академіка В.Лазаряна», м. Дніпропетровськ

<sup>2</sup> канд. техн. наук, доцент, ДВНЗ «Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту ім. академіка В.Лазаряна», м. Дніпропетровськ

<sup>3</sup> аспірант, ДВНЗ «Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту ім. академіка В.Лазаряна», м. Дніпропетровськ

<sup>4</sup> д-р техн. наук, професор, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, [vgefremenko@rambler.ru](mailto:vgefremenko@rambler.ru)

передбачає існування ділянок з елементами проковзування. Формування вказаних ділянок супроводжується локальним підвищенням температури в тонкому приповерхневому шарі металу ободу, що неодмінно має визначатися на структурі і комплексі властивостей. Більш того, в процесі гальмування рухомого складу неодноразово спрацювання гальмівної системи в вагонах може призводити до дуже швидкого розігріву тонкого шару металу колеса до температур початку фазових перетворень [2]. При подальшому коченні стабільність сформованої структури аустеніту буде знижуватися пропорційно ступеню пластичної деформації. Після завершення етапу гальмування розігрітий метал піддається прискореному охолодженню зі швидкостями, близькими до критичних значень. Досягаються такі швидкості за рахунок відведення тепла у більш віддалені холодні об'єми ободу і одночасного охолодження від зустрічного потоку повітря. В наслідок цього, на поверхні кочення формуються ділянки, які часто називають ділянками «білого шару» і являють собою об'єми металу зі структурними перетвореннями за зсувним або проміжним механізмом [4]. Наступна холодна пластична деформація при експлуатації колеса супроводжується формуванням в таких місцях ушкоджень у вигляді вищербин металу на поверхні кочення. Залишається недостатньо дослідженим характер зміни твердості термообробленого металу та механізм структурних змін при деформації коченням.

**Мета статті** - визначення впливу деформації накатуванням на твердість металу залізничного колеса після гартування.

**Викладення основного матеріалу.** *Матеріал і методики досліджень.* Матеріалом для дослідження слугували фрагменти ободу залізничного колеса з хімічним складом: 0,62 % С, 0,78 % Mn, 0,3 % Si, 0,027 % P, 0,025 % S, 0,09 % Ni, 0,14% Cr. Дослідження проводилися на зразках металу в вихідному стані (після термічного зміцнення в умовах промислового виробництва) і після гартування від нормальних температур нагріву. В якості характеристики міцності використовували твердість за Роквелом. Мікроструктуру зразків вивчали з використанням оптичної та електронної мікроскопії. Параметри тонкокристалічної будови металу оцінювали з використанням методик рентгенівського структурного аналізу [5]. Дослідження впливу процесу накатування на твердість металу проводили із застосуванням машини СМЦ-2. В процесі накатування величина нормального притискання зразку до контрзразку складала 18 кг. Швидкість обертання шпинделя машини становила 300  $\text{min}^{-1}$ . Накатування проводили без прослизання та з прослизанням.

За технологією виготовлення залізничні колеса після завершення останньої формуючої деформації піддаються термічному зміцненню з окремого нагріву. Обробка складається з нагріву до температур аустенітного стану, витримки для завершення процесів структурних перетворень і прискореного охолодження ободу колеса в спеціальному устаткуванні. Аналіз структури по перетину ободу показує, що вже на відстані більше 10-15 % товщини ободу значна частина структури представляє собою продукти перетворення за дифузійним механізмом (рис. 1). Виготовлені зразки для випробувань на зношування (для машини СМЦ-2) мали твердість 35 HRC. Незалежно від швидкості обертання, без прослизання або з прослизанням, зі збільшенням кількості набраних циклів (обертів) спостерігали монотонне збільшення твердості металу на поверхні зразку після накатування відносно вихідного стану. При цьому характер зміни параметрів тонкої кристалічної будови відповідав цілком закономірному розвитку процесів деформаційного зміцнення: відбувалося зростання густини накопичених дислокацій ( $\rho$ ), викривлень другого роду ( $\mu$ ), подрібнення областей когерентного розсіювання ( $L$ ) [6].

Структура сталі після гартування наведена на рис.2, її твердість становила 65 HRC. Вже після 500 циклів випробувань твердість зразків знизилася на 5 %, а при подальшому збільшенні кількості циклів до 1200 ефект пом'якшення зріс до 7 %. З метою визначення механізму процесів внутрішньої перебудови при накатуванні, які призвели до пом'якшення металу, провели аналіз параметрів тонкої кристалічної будови металу.

В загальному вигляді ступінь тетрагональності кристалічної решітки після гартування вуглецевої сталі на мартенсит оцінюється в залежності від концентрації атомів вуглецю в аустеніті за співвідношенням [7]:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,046p, \quad (1)$$

де  $c$  – розмір ребра куба кристалічної решітки фериту після формування кристала мартен-

нситу,  $a$  – параметр кристалічної решітки заліза,  $p$  – ваговий (%) вміст вуглецю в сталі.

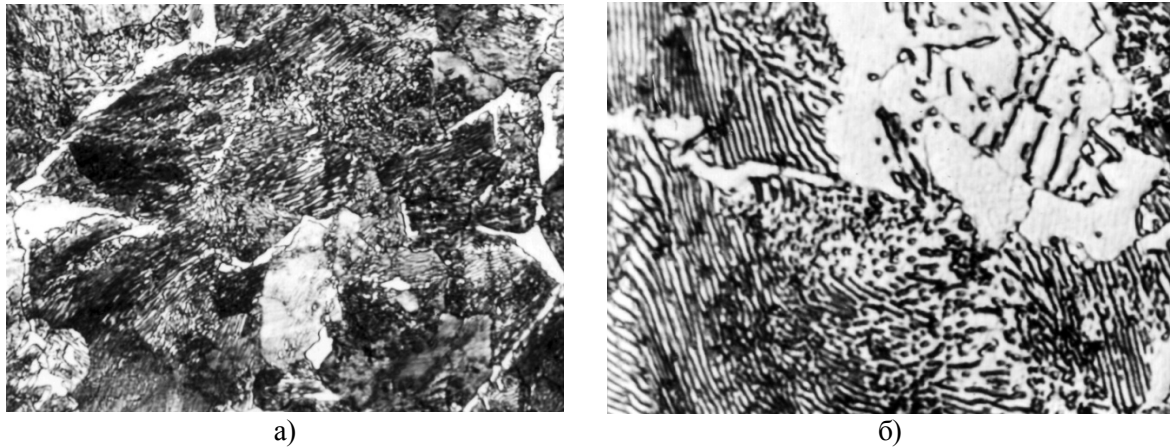


Рис. 1 – Структура сталі залізничного колеса після прискороного охолодження: а – поблизу поверхні кочення (x800); б – на відстані 30 мм (x1000)



Рис. 2 – Структура сталі після гартування, x18000

Деформація кристалічної решітки заліза при розташуванні атома вуглецю в октаедричному міжвузлі оцінюється за відношенням  $c/a$  і визначає певний рівень твердості металу. Отже, чим вище вміст вуглецю в сталі за умови якісного гартування (без проміжного виділення атомів вуглецю при формуванні мартенситних кристалів), тим вище повинен бути рівень твердості.

Після підстановки в (1) вмісту вуглецю досліджуваної сталі відношення  $c/a$  склало значення 1,0285. З іншого боку, відношення експериментально визначених величин  $c$  до  $a$  дорівнювало приблизно тому ж самому значенню (1,028). З урахуванням цього можна вважати, що гартування на мартенсит було проведене без проміжного виділення атомів вуглецю.

Після 1200 циклів накатування без прослизання ступінь тетрагональності кристалічної решітки вуглецевої сталі після гартування знизилася до 1,0255. Зниження  $c/a$  вказує на те, що природа ефекту пом'якшення пов'язана з виходом атомів вуглецю з октаедричних положень кристалічної решітки. Аналогічний за характером результат спостерігали при незначних пластичних деформаціях розтягуванням (на рівні умовної межі плинності) середньовуглецевих сталей після гартування [8]. Підставляючи в (1)  $c/a=1,0255$  визначили, що величина  $p$  вже не відповідає похідному вмісту вуглецю, а дорівнює 0,55 %. Таким чином можна з впевненістю

вважати, що виділення атомів вуглецю з октаедричних положень кристалічної решітки являється однією з причин зниження твердості при накатуванні сталі з структурами гартування. Дійсно, в результаті гартування досліджуваної сталі, ступінь пересичення твердого розчину атомами вуглецю є достатнім для того, щоб повністю заповнити області дилатації сформованих дислокацій. Введення додаткових дислокацій при накатуванні повинне супроводжуватися продовженням переходу атомів вуглецю з твердого розчину. За цих умов ступінь пом'якшення від зниження величини тетрагональності кристалічної решітки перебільшує ефект зміцнення від приросту густини дислокацій. При продовженні накатування співвідношення між вказаними процесами буде безперервно змінюватися аж до моменту, коли ефект від приросту дислокацій перебільшить вплив від зниження тетрагональності кристалічної решітки  $\alpha$ -фази. В цьому випадку деформація накатуванням буде призводити до цілком очікуваного зміцнення металу.

Підтверджуються наведені положення застосуванням більш жорсткіших умов навантаження. Так, накатування за тих самих параметрів, але з додатковим просклизанням 10 %, призвело до досягнення аналогічного за рівнем ефекту пом'якшення (62 HRC) вже після 600 циклів. Далі починається поступове підвищення твердості металу.

Порівняльний аналіз виявив відмінності у характері змін параметрів тонкої кристалічної будови, які відбуваються при нагріві холоднодеформованої сталі, з процесами, що відбуваються при накатуванні. Так, після 1200 циклів накатування без просклизання ефект зниження твердості може бути порівняним з нагрівом аналогічної холоднодеформованої сталі до температур 450-500 °С. Зміна твердості при нагріві металу супроводжується монотонним зменшенням величин  $\rho$ ,  $\mu$  і збільшенням  $L$  [6, 9]. Пом'якшення ж після 1200 циклів накатування супроводжувалося подрібненням областей когерентного розсіювання приблизно на 30 % (від 618 до 445 Å), приростом  $\rho$  до 20 % і  $\mu$  – від  $1,98 \cdot 10^{-4}$  до  $1,66 \cdot 10^{-3}$ . Наведений характер зміни вказаних параметрів відповідає скоріше зміцненню металу, чим пом'якшенню. Аналогічний характер зміни спостерігали і після 600 циклів накатування з просклизанням 10 % ( $L=504$  Å,  $\mu=2,6 \cdot 10^{-3}$  і  $\rho=1,47 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>). Таким чином, незважаючи на досягнення однакової твердості після нагріву холоднодеформованої сталі і загартованої сталі після накатування, ефект пом'якшення обумовлений якісно різними процесами структурних перетворень.

Для реальних умов експлуатації залізничних коліс, достатньо складна картина змін внутрішньої будови металу обумовлена непередбачуваним одночасним впливом наклепу металу на поверхні кочення (ступінь, напрямок, однорідність розподілу деформації) і температури її розігріву [2]. Особливого значення набувають вказані процеси для ділянок «білого шару». Для залізничних коліс високої міцності, коли вірогідність просклизання по рейкам зростає, співвідношення вказаних процесів буде визначати опір металу формуванню дефектів поверхні кочення.

### Висновки

1. Встановлено, що ефект пом'якшення вуглецевої сталі зі структурою гартування при навантаженні накатуванням обумовлений переходом атомів вуглецю з октаедричних положень між вузлами кристалічної ґратки на додатково сформовані дислокації.
2. Показано, що екстремальний характер зміни твердості при накатуванні загартованої сталі визначається співвідношенням процесів розпаду пересиченого твердого розчину і приросту дислокацій.

### Список використаних джерел:

1. Драйгор Д.А. Влияние износа на усталостную прочность стали / Д.А. Драйгор, Г.И. Вайчук. – К. : АН УССР, 1962. – 111 с.
2. Дефекти залізничних коліс / І.О. Вакуленко, В.Г. Ануфрієв, М.А. Грищенко, О.М. Перков. – Дніпропетровськ : Маковецький, 2009. – 112 с.
3. Вагоны / Л.А. Шадур [и др.]. – М. : Транспорт, 1980. – 439 с.
4. Вакуленко Л.И. Повреждаемость при эксплуатации цельнокатаных железнодорожных колес повышенной прочности / Л.И. Вакуленко, В.Г. Анофриев // Вагонный парк. – 2013. – № 11 (73). – С. 10–12.
5. Гинье А. Рентгенография кристаллов / А. Гинье. – М. : ГИФ-МЛит, 1961. – 602 с.
6. Бабич В.К. Деформационное старение стали / В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков. – М. : Металлургия, 1972. – 320 с.

7. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Г.И. Энтин. – М. : Наука, 1977. – 236 с.
8. Breyer N.N. The yield-point phenomenon in strain-aged martensite / N.N. Breyer // Trans. Metallurg. Soc. AIME. – 1966. – V. 236. – № 8. – P.1198 – 1202.
9. Вакуленко И.А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И.А. Вакуленко, В.И. Большаков. – Днепропетровск : Маковецкий, 2008. – 196 с.

**Bibliography:**

1. Draygor D.A. Effect of wear on the fatigue strength of steel / D.A. Draygor, G.I. Vaychuk. – К. : UkrSSR Academy of Sciences, 1962. – 111 p. (Rus.)
2. Defects of railway wheels / I.O. Vakulenko, V.G. Anufriyev, M.A. Grishchenko, O.M. Perkov. – Dnepropetrovsk : Makovetskiy, 2009. – 112 p. (Ukr.)
3. Wagons / L.A. Shadur [et al.]. – М. : Transport, 1980. – 439 p. (Rus.)
4. Vakulenko L.I. Damageability at operation seamless-rolled railway wheels increased strength / L.I. Vakulenko, V.G. Anofriyev // Wagon park. – 2013. – № 11 (73). – С. 10–12. (Rus.)
5. Ginye A. Radiography of crystals / A. Ginye. – М. : GIF-MLit, 1961. – 602 p. (Rus.)
6. Babich V.K. Deformation aging of steel / V.K. Babich, Yu. P. Gul, I.E. Dolzhenkov. – М. : Metallurgy, 1972. – 320 p. (Rus.)
7. Kurdyumov G.V. Transformation in iron and steel / G.V. Kurdyumov, L.M. Utevskiy, G.I. Entin. – М. : Science, 1977. – 236 p. (Rus.)
8. Breyer N.N. The yield-point phenomenon in strain-aged martensite / N.N. Breyer // Trans. Metallurg. Soc. AIME. – 1966. – V. 236. – № 8. – P.1198 – 1202.
9. Vakulenko I.A. The morphology of structure and the strain hardening of steel / I.A. Vakulenko, V.I. Bolshakov. – Dnepropetrovsk : Makovetskiy, 2008. – 196 p. (Rus.)

Рецензент: В.А. Маслов  
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 15.04.2014

УДК 621.74:669.15-196

© Ефременко В.Г.<sup>1</sup>, Чейлях А.П.<sup>2</sup>, Козаревская Т.В.<sup>3</sup>,  
Шимидзу К.<sup>4</sup>, Чабак Ю.Г.<sup>5</sup>, Ефременко А.В.<sup>6</sup>

**МЕЖФАЗНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ  
В КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННОМ БЕЛОМ ЧУГУНЕ**

*Исследована микроструктура и межфазное распределение химических элементов в модифицированном хромо-ванадиевом чугуне. Установлено, что в литом состоянии чугуна содержат карбиды MeC (сфероидизированные), Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и Me<sub>3</sub>C; матрица состоит из троостита и мартенсито-аустенитных участков. Показано, что хром и ванадий взаимно замещают друг друга в карбидах MeC и Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Растворение до 10 % ванадия в карбидной фазе обеспечивает ее кристаллизацию в виде инвертированной эвтектики «аустенит+Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>» при общем невысоком содержании хрома в чугуне.*

**Ключевые слова:** чугун, микроструктура, карбиды, матрица, ванадий, хром, марганец.

<sup>1</sup> д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, [vefremenko@rambler.ru](mailto:vefremenko@rambler.ru)

<sup>2</sup> д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

<sup>3</sup> аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

<sup>4</sup> Doctor Eng., Professor, Muroran Institute of Technology, Япония, г. Муроран

<sup>5</sup> мл. науч. сотр., ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

<sup>6</sup> канд. техн. наук, инженер, ПАО «МК «Азовсталь», г. Мариуполь