

УДК 669.017:621.78

## ТЕРМІЧНЕ ЗМІЦНЕННЯ ОБОДУ ЗАЛІЗНИЧНОГО СУЦІЛЬНОКАТАНОГО КОЛЕСА

І. О. Вакуленко<sup>1</sup>, О. М. Перков<sup>2</sup>, Л. І. Вакуленко<sup>3</sup>,  
С. В. Пройдак<sup>1</sup>, Д. М. Болотова<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Дніпропетровський національний університет  
залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна

<sup>2</sup>Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України

<sup>3</sup>Управління Придніпровської залізниці

<sup>4</sup>Дніпропетровський професійний залізничний ліцей

*Досліджені структура і комплекс властивостей вуглецевої сталі ободу залізничного колеса в залежності від температури переривчастого охолодження. Сумарний ефект пом'якшення металу при підвищенні температури припинення примусового охолодження, який обумовлений зниженням ступеня пересичення твердого розчину атомами вуглецю, зменшенням густини дислокацій і коалесценцією цементитних частинок перевищує вплив дисперсійного зміцнення від присутності в структурі дрібнодисперсних карбідних частинок. З метою підвищення тріщиностійкості обод суцільнокатаного залізничного колеса можна піддавати після завершення його гарячого обтискування прискореному охолодженню до температур 450° С без істотного окрихлення металу*

*Исследованы структура и комплекс свойств углеродистой стали обода железнодорожного колеса в зависимости от температуры прерывистого охлаждения. Суммарный эффект разупрочнения металла при увеличении температуры прекращения принудительного охлаждения, который обусловлен снижением степени пересыщения твердого раствора атомами углерода, уменьшением плотности дислокаций и коалесценцией цементитных частиц превышает дисперсионное упрочнение от присутствия в структуре мелкодисперсных карбидных частиц. С целью повышения трещиностойкости обода цельнокатанного железнодорожного колеса можно подвергать после завершения горячего обжатия ускоренному охлаждению до температур 450° С без существенного охрупчивания металла*

*The research of structural state and complex properties of carbon steel railway wheel rim are resulted depending on the temperature of self-tempering*

*after the irregular cooling. The total soften effect of metal from the decrease degree of solid solution saturation on carbon atoms, density dislocations and coalescence particles of cementite is exceeded by the level of work-hardening from being in the structure dispersion particles of carbide. With the purpose of increase of resistance cracking, the rim of railway wheel can be exposed after hot rolling to the speed-up cooling to the temperatures 450°С without the substantial embrittlement of metal*

## **Вступ**

Збільшення навантаження на вісь колісної пари з одночасним зростанням швидкості руху залізничного транспорту супроводжується неодмінним зниженням безпеки експлуатації. В порівнянні з легуванням, використання технологій термічного і термомеханічного зміцнення дозволяє керувати процесами структурних перетворень і зв'язаним з ними комплексом властивостей металевих матеріалів.

В процесі прискореного охолодження поверхні кочення залізничного колеса формуванню градієнта структур відповідає певна зміна комплексу властивостей вуглецевої сталі [1]. Аналіз структурних перетворень при застосуванні технології переривчастого охолодження свідчить про безперервний характер структурних змін, які відповідають досягненню на визначеній відстані від поверхні основного тепловідводу певної швидкості охолодження [2]. Після припинення прискореного охолодження, хоча нагрів від більш віддалених об'ємів ободу буде супроводжуватися розвитком процесів відпуску, більша частина негативного впливу на властивості металу від сформованих залишкових внутрішніх напружень залишається [1-3]. За сучасною технологією виготовлені суцільнокатані залізничні колеса після завершення гарячої прокатки піддають окремому нагріву для прискореного охолодження ободу і послідуєчому відпуску при температурах 500-550°С [4]. На підставі цього, виникає проблема визначення ресурсу подальшого підвищення характеристик міцності ободу колеса із застосуванням технологій термічного або термомеханічного зміцнення. Одним із напрямків вирішення вказаної проблеми є вивчення структурних змін у вуглецевій сталі в процесі нагріву від заглиблених об'ємів металу після припинення прискореного охолодження ободу колеса з використанням тепла прокатного нагріву.

Метою роботи є розробка пропозицій по удосконаленню технології термічного зміцнення ободу залізничного колеса.

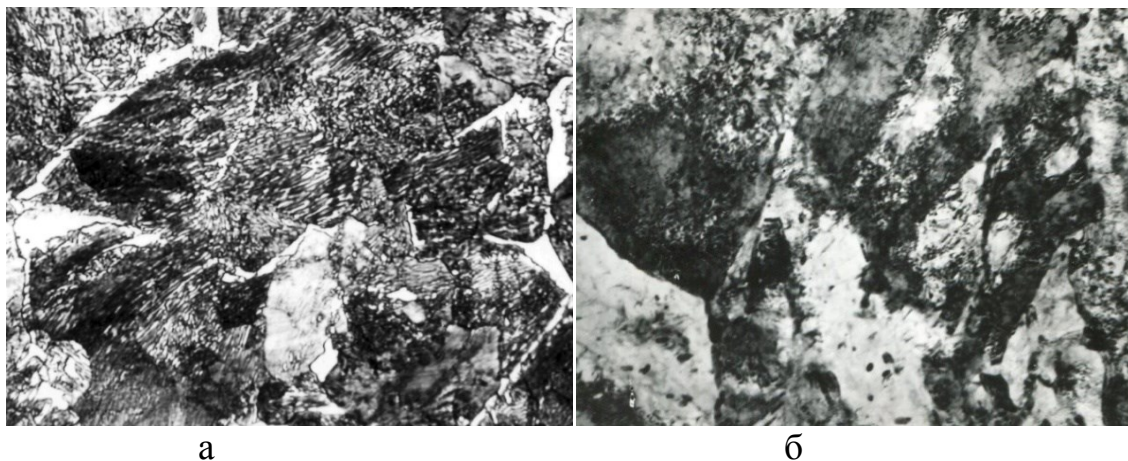
## **Матеріал і методика досліджень**

Матеріалом для дослідження була вуглецева сталь залізничного колеса із змістом 0,55%С; 0,6%Si; 0,65%Mn; 0,0029%S; 0,014%P; 0,08%Cr.

Зразками для досліджень були пластини товщиною 4мм, які вирізалися з ободу після прискореного охолодження колеса за схемою вертикального розташування в агрегаті. Швидкість охолодження металу ободу визначали на певній відстані від поверхні основного тепловідводу. Структуру вивчали з використанням електронного і світлового мікроскопів [5]. Параметри тонкокристалічної будови металу визначали з використанням методик рентгенівського структурного аналізу [6]. Механічні властивості визначали при розтяганні зі швидкістю деформації  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

### Результати досліджень і їх обговорення

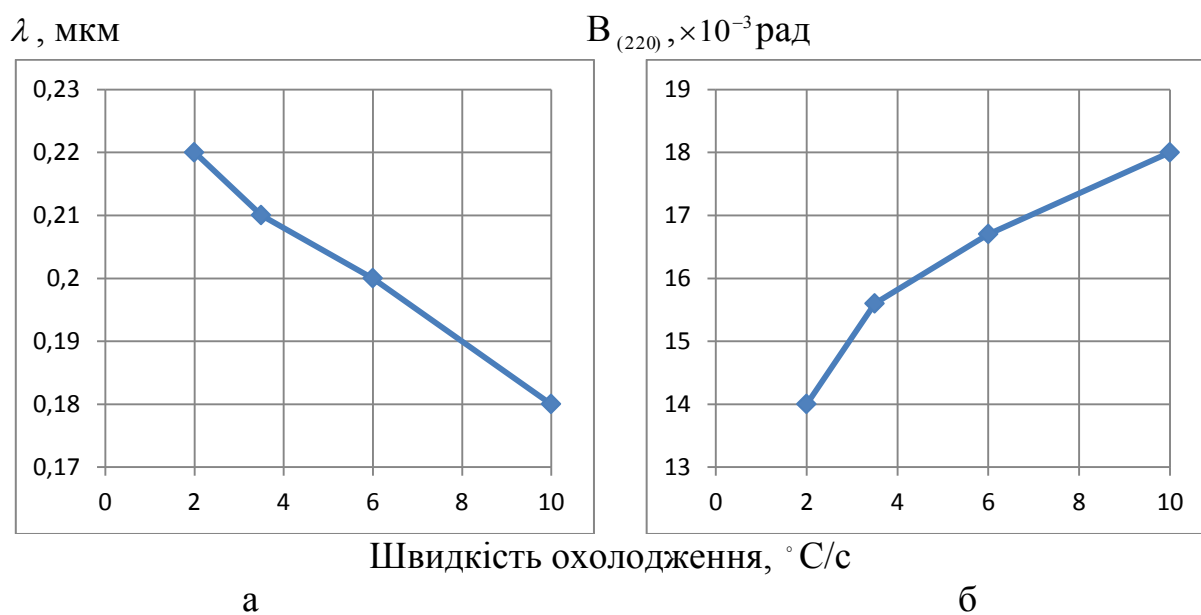
Сформована структура вуглецевої сталі після певного припинення прискореного охолодження у значному ступені подібна структурі, що складається з продуктів відпуску при цій температурі [1-3]. На рис.1 наведена структура сталі ободу залізничного колеса поблизу з поверхнею основного тепловідводу після прискореного охолодження до різних температур. В порівнянні з температурою припинення прискореного охолодження  $650^\circ \text{C}$  (рис.1а), коли формуються перлітні структури, розвиток процесів відпуску після охолодження до температури  $450^\circ \text{C}$  супроводжується формуванням дрібнодисперсних частинок цементиту (рис.1б). Враховуючи складний сумісний вплив структурних складових на комплекс властивостей металу, представляє визначений інтерес оцінити зміну властивостей міцності від швидкості охолодження (різна відстань від поверхні примусового тепловідводу).



**Рис. 1** Структура вуглецевої сталі після прискореного охолодження до температури  $650^\circ \text{C}$  (а) і  $450^\circ \text{C}$  (б). Збільшення 800 – (а), 18000 – (б)

За результатами досліджень [4] визначено, що пропорційно збільшенню відстані від поверхні основного тепловідводу швидкість охолодження ободу залізничного колеса знижується від  $10^\circ \text{C/s}$  (на відстані

до 5мм) до  $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$  (на відстані 45мм). На підставі цього можна вважати, що при відстанях від поверхні кочення більше ніж 5мм, перетворення аустеніту буде здійснюватися за дифузійним механізмом. За цих умов об'ємна частка структурно вільного фериту змінюється в межах 6-12% з переважним розташуванням по межах перлітних колоній [7]. Дослідженнями мікроструктури визначене цілком очікуване збільшення дисперсності перліту пропорційно підвищенню швидкості охолодження (рис.2а). З іншого боку, зсув початку перлітної реакції у бік низьких температур при підвищенні швидкості охолодження металу ободу повинне супроводжуватися відповідним збільшенням фазового наклепу фериту. Наведене положення підтверджується результатами рентгенівських досліджень (рис.2б), за якими пропорційно швидкості охолодження змінюється ширина рентгенівської інтерференції (220). По мірі зменшення відстані від поверхні основного тепловідводу при прискореному охолодженні ободу, в фериті перліту підвищуються залишкові напруження від фазового наклепу.

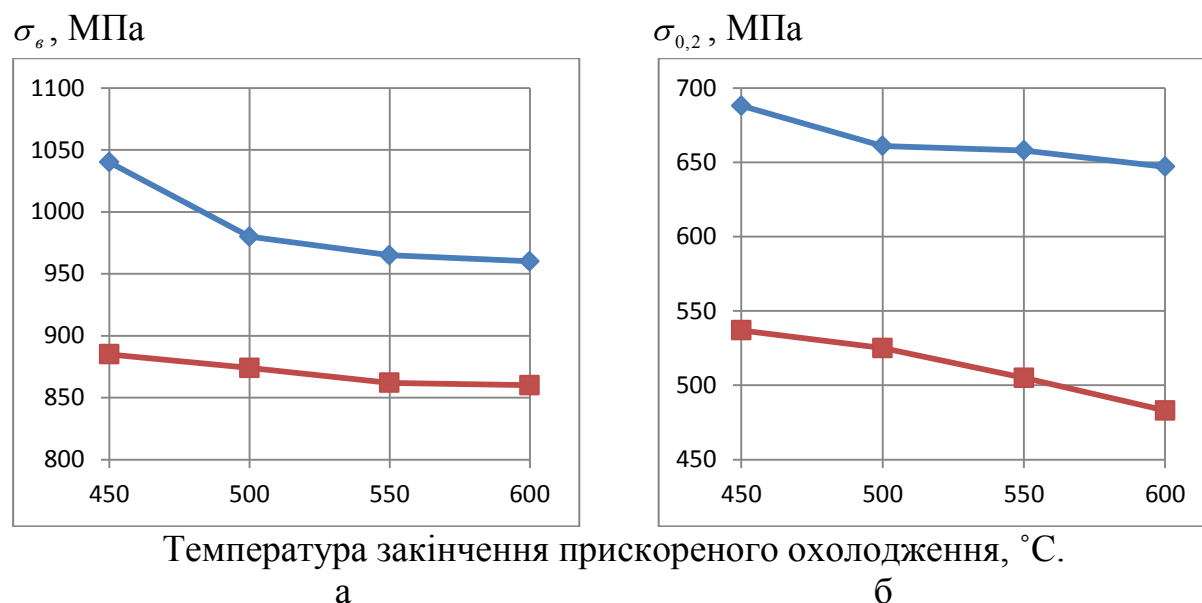


**Рис. 2** Вплив швидкості охолодження на міжпластинкову відстань в перліті ( $\lambda$ ) (а) і ширину лінії рентгенівської інтерференції (220) (б)

Таким чином, можна з визначеною впевненістю вважати, що властивості вуглецевої сталі ободу залізничного колеса після прискореного охолодження будуть визначатися сумарним впливом від дисперсності перлітної колонії і виникаючих напружень від фазового наклепу при перетворенні аустеніту. Рівень властивостей міцності повністю відповідає

значенням швидкості охолодження, що були досягнені на певній відстані від поверхні примусового охолодження ободу [1-3].

Після припинення прискореного охолодження процес відпуску зміцненого шару металу ободу буде супроводжуватися відповідним зниженням характеристик міцності (рис.3) і зростанням відносного видовження завдяки нагріву від внутрішніх об'ємів ободу (рис.4). Еквідистантний хід кривих для межі міцності ( $\sigma_{\epsilon}$ ) і умовної межі плинності ( $\sigma_{0,2}$ ) вказує, що основним джерелом зміцнення є ступінь пересичення твердого розчину в процесі прискореного охолодження, а вплив деформаційного зміцнення має значно менше значення. Обумовлене це тим фактом, що вплив від деформаційного зміцнення суттєво перекривається ефектом пом'якшення сталі від збіднення твердого розчину на вуглець при підвищенні температури відпуску прискорено охолодженого металу (рис.2б). Сумарний результат від дії вказаних факторів адекватний зменшенню швидкості охолодження металу при збільшенні відстані у глиб ободу колеса від поверхні основного тепловідводу.

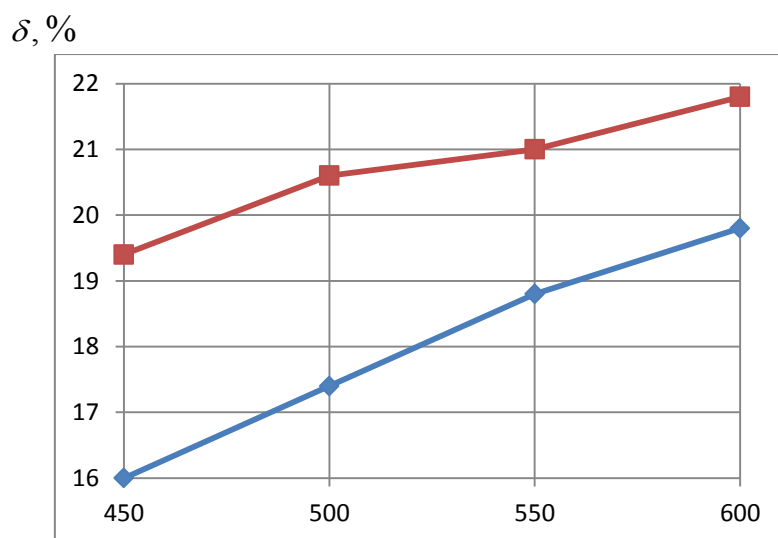


**Рис. 3** Залежність межі міцності (а) і умовної межі плинності (б) від температури закінчення прискореного охолодження і швидкості охолодження у визначеному прошарку металу ободу колеса (■ - 2° C/c ; ◆ - 9° C/c)

При нагріві об'ємів металу після прискореного охолодження розвиток процесів виділення атомів вуглецю з твердого розчину має подвійний вплив на властивості міцності вуглецевої сталі. Так, перехід атомів

вуглецю з октаедричних положень кристалічної решітки фериту на дислокації сприятиме подальшому їх закріпленню [5,6], що повинне підвищувати властивості міцності. З іншого боку, зниження ступеню пересичення атомами вуглецю твердого розчину повинне супроводжуватися появою додаткової кількості дисперсних частинок цементиту (рис.1б), що за рахунок розвитку процесів дисперсійного твердіння повинно підвищувати міцність металу.

За умов окремого нагріву, підвищення температури відпуску, або часу витримки в ізотермічних умовах, розвиток процесів сфероїдизації та коалесценції карбідної фази буде мати протилежний за ефектом вплив [7]. Дійсно, при формуванні глобулів цементиту з приблизно однаковими напів осями, відбувається зменшення їх кількості. Разом з цим, процеси переходу атомів вуглецю з твердого розчину на карбідні частки супроводжуються зниженням внутрішніх напружень, що підтверджується зростанням контрасту рефлексів на мікродифракційних зображеннях [4,5] і зменшенням розширення рентгенівських інтерференцій фериту (рис.2б). При підвищенні температури припинення прискореного охолодження починаючи від 450 °С, структурними дослідженнями виявлені ознаки початку перерозподілу дислокацій і зв'язане з цим незначне зниження їх густини [7]. Сумісний розвиток вказаних процесів пояснює перманентний ефект пом'якшення вуглецевої сталі при підвищенні температури припинення прискореного охолодження вуглецевої сталі в інтервалі 450 - 600 °С (рис.3, 4).



Температура закінчення прискореного охолодження, °С.

**Рис. 4** Залежність відносного видовження від температури закінчення прискореного охолодження і швидкості охолодження у визначеному прошарку металу ободу колеса (■ - 2° C/c ; ◆ - 9° C/c)

Зовнішній вигляд залежності властивостей міцності сталі визначається виключно співвідношенням процесів структурних перетворень від температури припинення примусового охолодження. Сумарний ефект пом'якшення металу від зниження ступеню пересичення твердого розчину, зменшення густини дислокацій і коалесценції цементитних частинок перевищує ефект зміцнення від присутності в структурі дрібнодисперсних карбідних часток.

При відносно низьких температурах закінчення прискореного охолодження (до 450°С) основним джерелом зміцнення сталі є процеси пересичення твердого розчину атомами вуглецю [2,7]. Збільшення температури припинення прискореного охолодження супроводжується обов'язковим підвищенням ефекту самовідпуску від більш заглиблених від поверхні охолодження об'ємів металу.

Рівень властивостей міцності вуглецевої сталі буде визначатися сумісним впливом від переходу атомів вуглецю з твердого розчину на дислокації і дисперсійним зміцненням від формування додаткових частинок цементиту. Аналіз залежності комплексу властивостей вуглецевої сталі (рис.3, 4) свідчить, що в процесі виготовлення суцільнокатаного залізничного колеса, з метою підвищення міцності, обод можна піддавати прискореному охолодженню до температур 450°С зразу після завершення його гарячого обтискування на прокатному стані [8]. Отриманий комплекс властивостей буде відповідати вимогам нормативної документації на залізничні колеса, що виготовляються з мікролегованих середньовуглецевих сталей.

Таким чином, запропоновані зміни в технології термічної обробки ободу залізничного колеса дозволяють сподіватися на отримання підвищеного комплексу властивостей вуглецевої сталі без додаткового введення до складу легуючих хімічних елементів.

### **Висновки**

1. Комплекс властивостей вуглецевої сталі ободу залізничного колеса в залежності від температури припинення прискореного охолодження визначається співвідношенням розвитку процесів пом'якшення і зміцнення.

2. Джерелами ефекту зміцнення є процеси блокування рухомих дислокацій за рахунок виділення на них атомів вуглецю і дисперсійного зміцнення від сформованих частинок карбідної фази.

3. При температурах припинення примусового охолодження вуглецевої сталі вище за 450°С темп зниження властивостей міцності визначається перевищенням сумарного ефекту пом'якшення від збіднення твердого розчину на вуглець, прискорення сфероїдизації і коалесценції

частинок цементиту над блокуванням дислокацій атомами вуглецю і дисперсійним зміцненням.

### **Література**

1. Дефекти залізничних коліс / І.О.Вакуленко, В.Г.Анофрієв, М.А.Грищенко та ін. – Д-ск: Маковецький, 2009, - 112с.
2. Кинетика превращения аустенита в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении / В.Г. Ефременко, Ф.К.Ткаченко, С.О.Кузьмин и др. // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2009. – Вип. 29. – С. 198–201.
3. Вакуленко, Л.І. Оцінка ступеня знеміцнення при відпуску загартованої колісної сталі /Л.І.Вакуленко, Ю.Л. Надеждін // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2010. – Вип. 31. – С. 259–261
4. Бабаченко, А.И. Надежность и долговечность железнодорожных колес и бандажей / А.И.Бабаченко. – Дн-вск: ГВУЗ «ПГАСА». – 2015. – 350с.
5. Большаков, В.И. Атлас структур металлов и сплавов / В.И.Большаков, Г.Д.Сухомлин, Н.Э.Погребная Н.Э. – Д-ск: Gaudeamus, 2001, - 113с.
6. Bhadeshia, H.K.D.N. Bainite in steels. Cambridge: The University Press, 2001, - 454p.
7. Вакуленко, И.А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И.А.Вакуленко, В.И.Большаков – Д-ск: Маковецкий, 2008, - 196с.
8. Патент на корисну модель №103564, від 25.12.2005, Бюл. №24 2015. Спосіб виготовлення суцільнокатаного залізничного колеса.