

## ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОГО СТРУКТУРНОГО СТАНУ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА

Аналіз зміни структури після різноманітних термомеханічних обробок вуглецевої сталі дозволяє визначити умови підвищення якості залізничних коліс.

На основе исследования изменения структуры углеродистой стали после различных термомеханических обработок определяются условия повышения качества железнодорожных колес.

On the basis of research of modification of carbon steel structure after different thermomechanical treatments the conditions of improving the quality of railway wheels are determined.

Сучасний інтенсивний розвиток промисловості супроводжується обґрунтованим зростанням вимог щодо експлуатаційної безпеки залізничного транспорту. Неухильна зорієнтованість на зростання частки перевозок, для яких характерно одночасне збільшення питомого навантаження на вісь колісної пари та середньої швидкості руху, вимагає розробки заходів, спрямованих на підвищення надійності експлуатації рухомого складу. На сьогодні це достатньо актуальна проблема, вирішення якої має велике значення. Однією зі складових наведеної проблеми є визначення оптимального співвідношення між комплексом властивостей залізничного колеса і рейок. Окрім чисельних експериментальних досліджень [1, 2], з яких відомо про необхідність досягнення приблизно однакових міцнісних характеристик і, в першу чергу, твердості, аналіз процесів структурних перетворень в металі коліс та рейок під час їх експлуатації дозволить обґрунтовано підійти до визначення оптимального структурного стану.

Метою досліджень був аналіз структурних перетворень в металі залізничного колеса від визначених впливів при експлуатації.

Матеріал для досліджень – фрагменти, які були відібрані від залізничних коліс, які в свою чергу передчасно, за рахунок різноманітних ушкоджень, були вилучені з експлуатації. Аналіз процесів структурних перетворень проводили під світловим і електронним мікроскопами. Оцінку розміру структурних елементів проводили використовуючи методики кількісної металографії [3].

У відповідності до нормативно-технічної документації, залізничні колеса і рейки виготовляють із вуглецевих сталей з різною концентрацією вуглецю. Так, для виготовлення коліс використовують сталі з кількістю вуглецю в межах

0,55...0,65 %, в той час як для рейок вміст складає більш високі значення. Окрім різниці за кількістю вуглецю, сталі після відповідних зміцнюючих термічних обробок мають різний структурний стан, який обумовлений конструктивними особливостями вказаних виробів.

Вуглецеві сталі з кількістю вуглецю 0,55...0,65 %, після гарячої пластичної деформації мають структуру, яка складається з перлітних колоній та областей структурно-вільного фериту. Кількість структурно незв'язаного фериту може досягати значень 20...25 %. При підвищенні швидкості охолодження, наприклад, як при терморозміцнюючих обробках залізничних коліс, одночасно з диспергуванням перлітних колоній спостерігається зменшення об'ємної частки структурно-вільного фериту, за рахунок формування псевдоевтектоїда [4]. Однак, навіть у випадку досягнення максимально високих швидкостей охолодження, усунути виділення прошарків незв'язаного фериту по великокутових границях аустенітних зерен неможливо (рис. 1).



Рис. 1. Структура сталі з 0,6 % С після гарячої пластичної деформації (збільшення 800)

Таким чином, оптимальною структурою, яку можна сформувати в процесі прискореного охолодження ободу залізничного колеса, є пластинковий сорбіт з переривчастою сіткою структурно-вільного фериту. Враховуючи достатньо складну форму залізничного колеса та різнорозмірність його елементів, зміцнюючі термічний обробці можуть піддавати як повністю залізничне колесо, так і окремі його елементи. Такий підхід обумовлений вирішенням проблеми підвищення надійності експлуатації залізничних коліс, в залежності від умов навантаження. Однією з можливих характеристик для цього можуть бути виникаючі напруження, які виникають в елементах колеса від зовнішніх впливів. Урахування конструктивних особливостей диска колеса, вигляду епюри напружень дали можливість розробити процес термічної зміцнюючої обробки, який дозволяє через формування структурного стану в диску колеса впливати на рівень внутрішніх напружень в ободі. Так, при використанні примусового прискореного охолодження диска, особливо в місцях переходу до обода та маточини за рахунок формування бейнітних структур на визначеній глибині від поверхні охолодження та подальшого самовідпуску (адекватного окремому розігріву до температур 600...650 °C) досягаються глобулярні структури карбідної фази.

В порівнянні з пластинковою формою цементиту, який, входячи до складу перлітної колонії, спроможний витримувати великі пластичні деформації [4], глобулярні карбіди навпаки, навіть після ступенів деформації, за яких метал руйнується, залишаються практично незмінними. В цьому випадку розвиток процесів дисперсійного твердіння значною мірою визначає поведінку металу при навантаженні. Так, у випадку, коли глобулі цементиту розташовуються по великокутових границях зерен фериту (рис. 2), експериментально спостерігається підвищення опору металу зародженню та зростанню тріщин, особливо для відносно низьких температур [5]. Наведене положення обумовлене співвідношенням між кількістю місць зародження та анігіляції дислокацій при пластичному деформуванні металу. У разі розташування цементитних глобулів на великокутових границях фериту міжфазна поверхня ферит-цементит виконує функції як джерела, так і місць анігіляції дислокацій після виконання ними акту деформації [4, 5]. На підставі цього стає зрозумілим, що збільшення об'ємної частки цементиту, навіть без урахування дисперсності, сприяє підвищенню опору зародженню

тріщин за рахунок низького рівня деформаційного зміцнення [5].

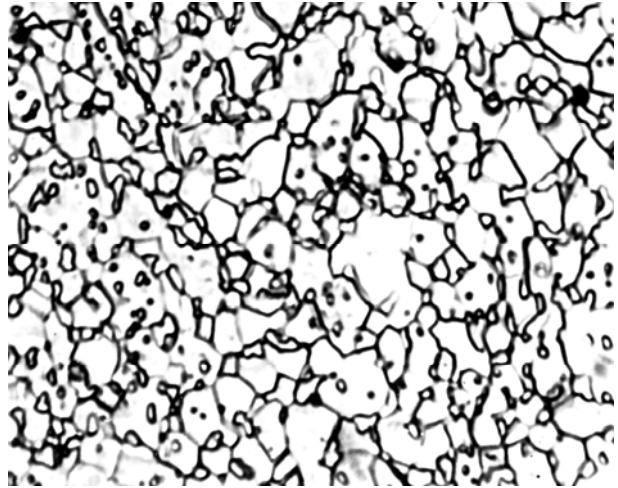


Рис. 2. Структура сталі з 0,6 % С після гартування від нормальних температур нагріву, відпуску 650 °C, деформації 50-60 %, відпалу при 650 °C (збільшення 2000)

У випадку, коли розмір зерна фериту значно перебільшує міжкарбідну відстань (рис. 3), картина значною мірою змінюється.

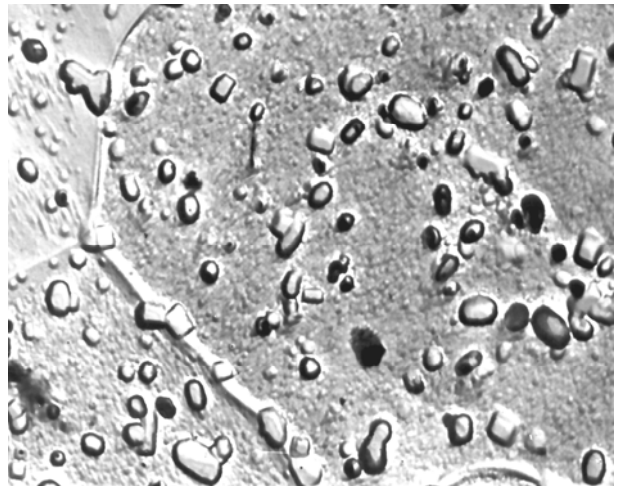


Рис. 3. Структура сталі з 0,6 % С після гартування, відпуску 650 °C, деформації 15 %, відпалу при 650 °C (збільшення 4000)

Наведене положення обумовлене різною можливістю поглинання дислокацій після елементарного акту пластичної деформації металу. Порівняно з великокутовими границями фериту, міжфазова ферит-цементит може бути місцем анігіляції дислокацій лише у випадку, коли глобуль цементиту розташовується в кристалографічній площині ковзання дислокацій. Тоді при підвищенні об'ємної частки карбідної фази, при незмінному розмірі зерна фериту досягається лише збільшення джерел зародження дислокацій, без зміни кількості місць анігіляції.

В цьому випадку накопичення дислокацій вже на початкових етапах пластичної деформації (в об'ємах металу попереду гирла тріщини) приведе до формування навколо глобулів цементиту визначеної щільності взаємозаблокованих дислокацій. На підставі цього спостерігається різке підвищення параметрів деформаційного зміцнення вуглецевої сталі [6]. Враховуючи, що для середньо- та високовуглецевих сталей збільшення деформаційного зміцнення супроводжується зниженням пластичних властивостей, можна вважати, що в цьому випадку об'єми металу поблизу міжфазних поверхонь розподілу будуть найбільш вірогідними місцями зародження субмікротріщин.

Таким чином, при використанні вуглецевих сталей, з кількістю вуглецю, коли не має можливості усунення структурновільного фериту, оптимальним структурним станом необхідно вважати пластинкові структури. Перлітні колонії разом зі структурно вільним феритом беруть участь у пластичному деформуванні металу, що обумовлює можливість розвитку анігіляційних процесів, які сприяють гальмуванню процесів зародження та зростання мікротріщин в металі залізничних коліс під час експлуатації.

## БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

1. Марков, Д. П. Оптимизация колесно-рельсовой трибосистемы [Текст] / Д. П. Марков // Вестник ВНИИЖТ. – 2004. – № 6. – С. 32-38.
2. Захаров, С. М. Контактнo-усталостные повреждения колес и рельсов и способы их устранения [Текст] / С. М. Захаров, Е. А. Шур. – В кн.: Современные проблемы взаимодействия подвижного состава и пути. – М., 2003. – С. 47-50.
3. Бабич, В. К. Деформационное старение стали [Текст] / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
4. Панченко, Е. В. Лаборатория металлографии [Текст] / Е. В. Панченко, Ю. А. Скаков, Б. И. Кример. – М.: Металлургия, 1965. – 439 с.
5. Вакуленко, И. А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании [Текст] / И. А. Вакуленко. – Д.: Gaudeamus, 2003. – 94 с.
6. Вакуленко, И. А. О факторах, вызывающих пластически нестабильное течение углеродистой стали [Текст] / И. А. Вакуленко // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1994. – № 9. – С. 27-29.

Надійшла до редакції 09.12.2008.