

АНАЛІЗ ДОСЛІДЖЕНЬ ОСОБЛИВОСТЕЙ КІНЕТИКИ ТА МЕХАНІЗМІВ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ПРОКАТУ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ

А.В. Книш, Т.В. Грицай, К.Г. Дьоміна, О.Є. Нефедьєва

*Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України,
площа академіка Стародубова, 1, м. Дніпропетровськ, 49050*

Анотація. Проаналізовано відомі дослідження особливостей кінетики та механізмів формування зеренної структури осьової сталі. Визначено шляхи підвищення комплексу механічних властивостей залізничних коліс та осей.

Однією з найметалоємніших галузей народного господарства є залізничний транспорт і, передусім, його рухомий склад. Відомо, що колісна пара (залізнична вісь з двома насадженими на неї колесами) сприймає значні статичні та динамічні навантаження від маси вагона з вантажем, проходження стиків рейок і подолання нерівностей на рейках викликає в ній різке збільшення напружень.

Безпека руху поїздів значною мірою визначається надійністю колісних пар, що повинні витримувати тривалу безаварійну роботу, особливо в умовах зростання навантажень і швидкостей руху поїздів.

Отримання рівномірної структури в осьовому прокаті є однією з важливих проблем сучасного матеріалознавства, адже саме тільки за умов контрольованої рівномірної будови матеріалу прокату можуть бути досягнуті його стабільні механічні властивості.

У зв'язку з цим виникає необхідність у корегуванні технології виготовлення металовиробів залізничного призначення та, з метою гарантованого виконання вимог стандартів за структурою та механічними властивостями, з мінімальною кількістю додаткових термообробок. Розроблення таких технологій можливе за наявності знань про особливості кінетики та механізми формування необхідного структурного стану обох елементів колісної пари.

У СРСР та світовій науковій практиці здійснювалися дослідження із встановлення особливостей структуроутворення при гарячій прокатці та подальшій термообробці. Однак вони мали несистемний характер, не враховували багатьох важливих параметрів цього процесу, оскільки дослідження провадилися найчастіше у вузькому температурному і деформаційному інтервалі.

Дотепер недостатньо вивчені механізми та кінетика зміни розміру аустенітних зерен при рекристалізації. У відомих роботах найчастіше наводяться суперечливі результати, а пропоновані пояснення не завжди підтверджуються цими результатами. Наприклад, Я.Р. Раузін та А.Р. Железнякова [1] вважають, що після критичного ступеня деформації нове зерно в процесі нагрівання утвориться винятково за рахунок злиття старих зерен. У роботах В. Пшетакевича [2] показано, що аномальний ріст зерен металу після деформації з критичним ступенем є беззародковим процесом у результаті впливу привнесених зернограничних дислокацій. Ступінь збільшення зерен залежить від можливості руху вихідних границь зерен, а також зміни їхньої структури. С.С. Горелік [3] спростовує те, що коалесценція зерен з утворенням на ранніх стадіях процесу “обірваних” границь, насправді реалізується, переважно, утворенням двійників та міграцією їхніх некогерентних східчастих границь. У роботах А.П. Гуляєва [4] досліджували аномальний ріст зерен при нагріванні сталей 18Ч2Н4МА і Э330А і нікелю чистотою 99,99 %. Встановлено, що процес поступового росту зерна при підвищенні температури може перериватися виникненням аномально великих зерен у дрібнозернистій матриці. Зерна-гіганти виникають шляхом попереднього утворення “таловин” аналогічно тому, як це спостерігалось в аустеніті конструкційних сталей.

У роботах Марвіних [5] зазначено, що в основі рушійної сили міграції границі зерна лежить взаємодія границі зерна з іншими об'єктами в кристалі. Механізм такого росту зерна, як анігіляція границь, узагалі не розглядається. Крім того, автори вказують, що “знищення дефектів” при міграції границі зерна є не “причиною” (джерелом сили), а “наслідком” міграції границі зерна.

Треба зазначити, що на результати відомих з літератури досліджень істотний вплив могла чинити циклічність рекристалізації, що уперше визначена в роботах Р.Г. Хейфеця [6] для сталей аустенітного класу. Він також встановив, що застосування додаткової гарячої деформації принципово не змінює характер процесу, а лише трохи зменшує час до початку кожного наступного циклу рекристалізації при термообробці. Зниження ступеня деформації приводить до збільшення кількості циклів повторної рекристалізації, зменшення амплітуди зміни розмірів зерна. Повторна рекристалізація спостерігається після вторинної, яка проходить як за механізмом розсіпання границь зерен, так і за механізмом їхньої міграції. Однак кінетика авторами роботи вивчена недостатньо.

Водночас цілий ряд робіт свідчить про те, що кінцева структура прокату багато в чому визначається не тільки режимами остаточної термообробки, але і залежить від деформаційних режимів обробки прокату.

У роботах А.А. Шишова, М.Ю. Шифрина [7] та інших встановлено, що гаряча пластична деформація впливає насамперед на пластичні характеристики й ударну в'язкість колісної сталі. Цей вплив зберігається і після подальшої термічної обробки, що дає змогу припустити, що спостерігається явище спадковості.

Огляд науково-технічної літератури показав суперечливість результатів досліджень і гіпотез причин утворення різнозернистості в прокаті. Досліджень, що вивчають процеси і механізми утворення різнозернистості в гарячекатаному прокаті, дуже мало. Закономірності цього явища вивчені недостатньо. Загальним недоліком усіх зазначених робіт є те, що в них не встановлені закономірності спадкоємного формування структури сталі в процесі деформації прокату і подальших його термічних обробок.

У попередніх виконаних нами роботах були вивчені особливості формування мікроструктури осевого металу на всіх етапах прокатного виробництва (рис. 1).

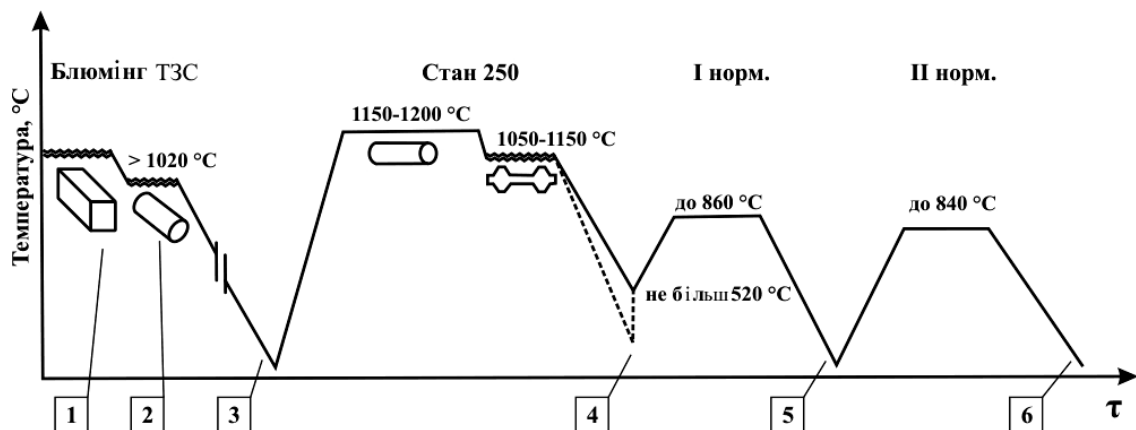


Рис. 1. Схема технології виробництва залізничних осей:

- 1 – прокатка на блюмінгу; 2 – прокатка на ТЗС;
- 3 – охолодження в неопалюваних колодязях;
- 4 – нагрівання заготовок перед прокаткою на стані 250;
- 5 – прокатка на стані 250; 6 – перша нормалізація;
- 7 – друга нормалізація

Спостерігалось, що мікроструктура деяких зразків металу, відібраних на кінцевих етапах прокатки, характеризується значною різнозернистістю: спостерігаються окремі дуже великі зерна, розмір яких перевершує найімовірніший розмір більш ніж у 10 разів (рис. 2).

Зазначимо, що подальша термообробка, хоча і подрібнювала структуру, але значна різнозернистість у досліджуваних зразках зберігалася.

Обмежений обсяг досліджень не дав змоги установити загальні закономірності спільного впливу ступеня деформації, температури деформування і режимів подальшої термообробки на якість готових залізничних осей.

Взявши до уваги отримані результати та з огляду на дослідження В.Д. Садовського, С.С. Дяченко, А.П. Гуляєва, Я.Р. Раузіна [6–8], можна припустити, що існує деяка критична температура і критичний час витримки, перевищення яких викликає значну структурну неоднорідність у твердому розчині, що пояснюється своєрідним перебігом рекристалізаційних процесів аустеніту сталі. Знання про механізми та кінетику формування зеренної структури в осьовому металі дадуть змогу одержати залізничні осі з високим рівнем властивостей з мінімальними витратами на виробництво.

Водночас ресурс залізничних коліс залежить від багатьох показників, що визначають їхні службові характеристики. Це хімічний склад сталі, рівень міцнісних, в'язких властивостей і напружений стан колеса, тепловий вплив на контактуючу поверхню, контактнo-втомлювальні руйнування тощо. Однак найважливішим технічним і економічним показником є зносостійкість контактуючої поверхні колеса. Зношування колеса визначається переважно стиранням поверхні тертя, утворенням на ній контактнo-втомлювальних руйнувань, тріщиностійкістю при теплових впливах.

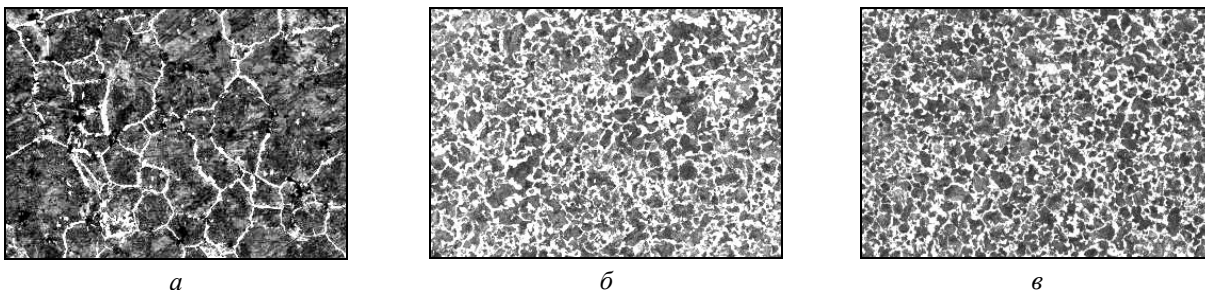


Рис. 2. Структура зразків шийки осі (1/2 R) після прокатки на стані 250. Горизонт А:
а – гарячекатаний стан, $\times 15$; б – після першої нормалізації, $\times 60$;
в – після другої нормалізації, $\times 60$

Зносостійкість колеса значною мірою залежить від рівня властивостей залізничних рейок.

Сьогодні вимогами стандарту ГОСТ 24182-80 передбачено, що поверхня головки рейки на його кінцях повинна бути загартованою після нагрівання ТВЧ. Твердість головки рейки з перлітної сталі становить 340-370 НВ [9].

Попередніми дослідженнями [10] встановлено, що оптимальне співвідношення твердостей пари тертя “колесо–рейка” повинно відповідати значенню (0,9–1,0)/1,0. Однак відповідно до вимог ГОСТ 10791-89 твердість обода колеса на глибині 30 мм від поверхні катання встановлена для марки сталі “2” 255 НВ, що явно не відповідає оптимальним вимогам.

Світова практика виробництва суцільнокатаних коліс свідчить, що практично у всіх країнах-виробниках коліс останні піддають термічній обробці – прискореному охолодженню (гартуванню) за допомогою спреєрних пристроїв з подальшою операцією відпуску.

У практиці виробництва залізничних коліс операція відпуску застосовується переважно для зняття внутрішніх напружень, що виникли в них при прискореному охолодженні ободу. Причому у вітчизняній практиці виробництва залізничних коліс відпуск здійснюється при температурі 450 °С, деякі закордонні стандарти (UIC 812-3, TTS 0,94) встановлюють температуру відпуску понад 500 °С.

У зв'язку з підвищенням швидкостей руху поїздів до 120 км/год (замість 90 км/год) та навантаження на вісь до 25 т, що призвело до підвищення вимог до властивостей залізничних коліс, у 2006 році на Україні був затверджений і зареєстрований ДСТУ ДСТ 10791:2006 на “Колеса суцільнокатані. Технічні умови”, у який була включена сталь марки 3, мікролегована ванадієм, що призначена для виробництва високоміцних залізничних коліс вантажних вагонів.

Дослідження коліс виробництва ВАТ «ІНТЕРПАЙП ІНТЗ» зі сталі марки 3 за ДСТУ ГОСТ 10791:2006, загартованих від температури аустенізації (885 ± 10 °C) з подальшим відпуском при температурах 450 °C; 500 °C; 520 °C на характер зміни механічних властивостей (твердості та ударної в'язкості) виявили екстремальну залежність цих характеристик від температури відпуску, з максимумом після відпуску при температурі 500 °C (рис. 3, 4).

Аналіз виконаних досліджень показав, що в прискорено охолодженій колісній сталі, мікролегованій ванадієм, у результаті відпуску при температурах 500–550 °C реалізується механізм дисперсійного зміцнення фериту мікрочастками, що утворюються під час відпуску, карбідів і карбонітридів ванадію.

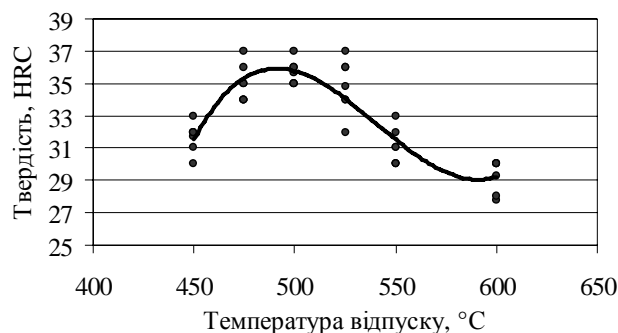


Рис. 3. Залежність твердості металу залізничних коліс від температури відпуску

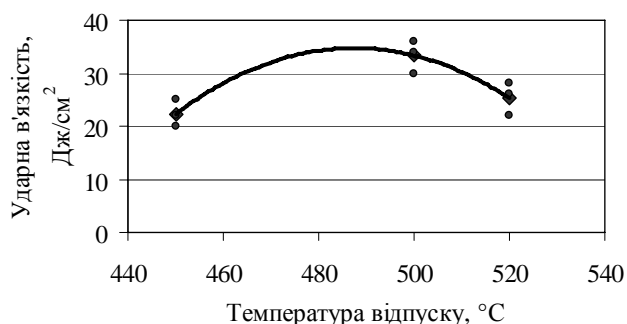


Рис. 4. Залежність ударної в'язкості залізничних коліс від температури відпуску

У загартованій евтектоїдній сталі відпуск при температурі 450 °C призводить до звичайного процесу знеміцнення, що супроводжується зниженням твердості, максимумом напруг другого роду, щільності дислокацій і деяким збільшенням блочної структури. Після відпуску при температурах 450–550 °C у сталі з ванадієм спостерігається стабілізація аналізованих характеристик. Це також пояснюється впливом когерентних мікрочасток карбідів і карбонітридів ванадію. Після порушення когерентності часток з феритною матрицею відбувається помітне підвищення значень блочної структури й зменшення щільності дислокацій.

Отже, відпуск при температурі 500 °C може сприятливо позначитись на параметрах структури в плані їхньої стабілізації.

Цей ефект дає змогу розглядати операцію відпуску коліс із мікролегованої ванадієм сталі як зміцнюючу з метою підвищити твердість з одночасним збільшенням ударної в'язкості, характеристик, що визначають довговічність та надійність залізничних коліс.

Література

1. Раузин Я.Р., Железнякова А.Р. Природа критической степени деформации // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1957. – № 12. – С. 41–48.
2. Пшетакевич В. Беззародышевый механизм аномального роста зерен в металлах // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1982. – № 2. – С. 60–61.
3. Горелик С.С., Барабанов С.П., Белолипецкий Ю.П. О природе кажущейся коалесценции зерен // *Физика металлов и металловедение.* – 1974. – Т. 37. – Вып. 5. – С. 42–48.
4. Гуляев А.П., Серебренников Л.Н. Исследование аномального роста зерен // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1978. – № 12. – С. 5–7.
5. Даньжин В.Г., Курдюмов В.А., Даньков Ю.Д. Рекристаллизация электролитического железа // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1970. – № 1. – С. 79–80.
6. Марвин В.Б., Марвина Л.А., Марвин С.В. К вопросу о классификации движущих сил миграции границ зерен в металлах // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2005. – № 12. – С. 28–31.
7. Хейфец Р.Г., Резчик Н.В., Марек И.М. Циклическая рекристаллизация деформированных аустенитных сталей // *Металловедение и Т/О металлов.* – 1982. – № 2. – С. 37–39.
8. Дяченко С.С. Наследственность при фазовых превращениях: механизм явления и влияние на свойства // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2000. – № 4. – С. 14–19.
9. Медовар Л.Б., Цыкуленко К.А., Цыкуленко А.К. Бейнитные стали для рельсов // *Проблемы СЭМ.* – 1998. – № 3. – С. 10–20.
10. Узлов И.Г., Узлов К.И., Лашко А.Д., Мархай В.В. Высокопрочная металлопродукция и эффективное ее использование на железнодорожном транспорте // *Залізничний транспорт України.* – 2003. – № 3 (36). – С. 27–30.

ANALYSIS OF RESEARCHES OF THE FEATURES OF KINETICS AND MECHANISMS OF FORMATION OF THE STRUCTURAL CONDITION OF A ROLLED METAL FOR RAILWAY TRANSPORT

A.V. Knysh, T.V. Gritsaj, E.G. Dyemina, E.E. Nefed'eva

Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute

Abstract. *The known researches of the features of kinetics and mechanisms of formation of structure of the grains of axle steel are analyzed. The means of increase of the complex of mechanical properties of railway wheels and axes are determined.*