

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 629.4.027.4:669.14.018-044.923

Л. І. ВАКУЛЕНКО^{1*}

^{1*}Управління Придніпровської залізниці, пр. К. Маркса, 108, Дніпропетровськ, Україна, 49600, тел. + 38 (056) 793 00 59, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0003-2616-740X

ЗАЛЕЖНІСТЬ РОЗМІРУ ЗЕРНА АУСТЕНІТУ В СТАЛІ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА ВІД ПАРАМЕТРІВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Мета. Наукова робота має за мету оцінку впливу температури нагріву та ступеня гарячого обтискування заготовки вуглецевої сталі на розмір зерна аустеніту при виготовленні залізничних коліс. **Методика.** Матеріалом для досліджень була вуглецева сталь марки 60 із вмістом вуглецю 0,55 до 0,65 %, яка була відібрана від фрагментів залізничних коліс в роботі. Визначали розмір зерна аустеніту в залежності від температури нагріву під прокатку (800 до 1150 °С) та ступеня гарячої пластичної деформації (10–50 %). Розмір зерна аустеніту визначали під світловим мікроскопом із використанням методик кількісної металографії. **Результати.** Використання підстужування в процесі гарячого обтискування заготовки залізничного колеса дозволяє диспергувати структуру аустеніту на більшій відстані від поверхні ободу. Обумовлене це тим, що охолоджені об'єми металу мають підвищену міцність та будуть в меншому ступені піддаватися пластичній деформації. У порівнянні з охолодженими прошарками поблизу поверхні ободу більш розігріті внутрішні об'єми металу. За умов безперервності розповсюдження пластичної деформації, маючи підвищену температуру, вони повинні піддаватися обтискуванню на більшу сумарну ступінь деформації. Внаслідок наведених рішень повинна формуватися більш рівномірна аустенітна структура по перетину ободу залізничного колеса. Для отримання ефекту подрібнення зерна аустеніту при виготовленні суцільнокатаних залізничних коліс необхідно знижувати температуру нагріву заготовки під прокатку або підвищувати ступінь обтискування на останніх етапах формоутворюючої деформації. Паузи тривалістю 1,5 хв після обтискування 20 % при температурі 950 °С достатньо для завершення процесів динамічної та статичної рекристалізації аустеніту вуглецевої сталі залізничного колеса. **Наукова новизна.** Підвищення ступеню гарячої пластичної деформації, особливо в центральних об'ємах ободу залізничного колеса супроводжується зниженням неоднорідності аустенітної структури по його перетину. Механізм подрібнення структури зерен аустеніту заснований на уповільненні розвитку процесів рекристалізації в вуглецевій сталі при зниженні температури обтискування металу елементів залізничного колеса під час їх формування на прокатному стані. **Практична значимість.** Зниження температури гарячого обтискування заготовки в умовах прокатного стану від 1240–1260 °С до 1150 °С супроводжується зменшенням розміру зерна аустеніту від 0–1 балів до 2–5 в різних елементах залізничного колеса.

Ключові слова: аустеніт; розмір зерна; гаряча деформація; залізничне колесо; структура; вуглецева сталь

Вступ

Аналіз відомих експериментальних досліджень мікроструктури сталі залізничного колеса свідчить про залежність розміру зерна аустеніту від ступеня пластичної деформації [2], яка

досягається при формуванні визначеного елемента колеса, присутності часток другої фази [1, 13]. Так, в роботах [2, 6] зазначено, що в центральних об'ємах ободу ступінь пластичної деформації складає значення на рівні 5–10 %,

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

а поблизу з поверхнею кочення – до 50–60 %, хоча існують і інші відомості. Наведена різниця в ступені деформації суттєво позначається на розвитку процесів збіркової рекристалізації. Так, при незмінній температурі нагріву пропорційно ступеню деформації (за умов перевищення її критичного значення [7]) розмір зерна аустеніту зменшується. Враховуючи це, величина зерна аустеніту в центральних об'ємах металу обода приблизно відповідає 0 або 1 балу, а поблизу з поверхнею кочення – до 2–3 балів за класифікацією ГОСТ 5 639. Вказані розміри зерна відповідають температурі пластичної деформації вуглецевої сталі на рівні 1 250 °С.

Вирішення питання з підвищення ступеня пластичної деформації, особливо в центральних об'ємах обода, може бути запорукою зниження неоднорідності аустенітної структури по перерізу обода, що буде мати відбиток на комплексі властивостей залізничного колеса [5, 9] і його поведінки в процесі експлуатації [10, 13, 14].

Мета

Оцінка впливу температури нагріву і ступеня гарячого обтискування заготовки вуглецевої сталі на розмір зерна аустеніту під час виготовлення залізничних коліс.

Методика

Матеріалом для досліджень була вуглецева сталь марки 60 з вмістом вуглецю 0,55 до 0,65 %, яка була відібрана від фрагментів залізничних коліс. Визначали розмір зерна аустеніту залежно від температури (від 800 до 1 000 °С) і ступеня гарячої пластичної деформації (10–50 %). Розмір зерна визначали під світловим мікроскопом, використовуючи методики кількісної металографії [4].

Результати

Одним із напрямів зниження структурної неоднорідності аустеніту по перерізу обода може бути формування потрібного градієнта температур по перерізу визначеного елемента колеса в процесі послідовних етапів обтискування заготовки. Річ у тім, що при зниженні температури нагріву сталі, за умов постійного ступеня пластичної деформації, розвиток про-

цесів збіркової рекристалізації супроводжується подрібненням зерна металевої матриці. Зумовлено наведене положення уповільнення процесів дифузійного масопереносу, які в свою чергу знижують швидкість розвитку анігіляції дефектів кристалічної будови, що вводяться в матрицю під час деформації [8]. Внаслідок цього, чим у більший ступені буде збережена густина дефектів кристалічної будови до моменту початку розвитку процесу збіркової рекристалізації, тим більш дрібна буде сформована зеренна структура аустеніту після завершення рекристалізації [11, 15].

З іншого боку, для постійної температури нагріву обернено пропорційно розміру зерна матриці металу змінюється її твердість. Таким чином, послідовне зниження температури нагріву або використання технологічного підстикування металу, наприклад обода залізничного колеса при чергових обтискуваннях заготовки, буде призводити до того, що більш холодні об'єми металу будуть мати підвищену твердість і менше піддаватися деформуванню. На противагу цьому, більш розігріті внутрішні об'єми металу, за умов безперервності розповсюдження пластичної деформації, маючи підвищену температуру, повинні будуть піддаватися обтискуванню на більший сумарний ступінь деформації. Внаслідок наведених рішень повинна формуватися більш рівномірна аустенітна структура по перерізу обода залізничного колеса.

За умов постійного похідного структурного стану сталі залізничного колеса проаналізуємо вплив температури нагріву сталі залізничного колеса на розвиток процесів структурних перетворень при швидкостях охолодження на рівні $2^{\circ}\cdot\text{с}^{-1}$.

На рис.1. наведено мікроструктуру зразків сталі залізничного колеса з вмістом вуглецю 0,55 %, які були відібрані для досліджень з диска колеса. Після нагріву до мінімальної температури досліджуваного інтервала (800 °С) формується достатньо дрібнодисперсна структура. Хоча за наведеною структурою дуже складно визначити форму сформованого зерна аустеніту. В цілому зерна можуть бути віднесені приблизно до 8–9 балів за шкалою ГОСТ 5 639. З іншого боку, вказана зеренна структура за зовнішніми ознаками нагадує структури, які формуються внаслідок

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

розвитку процесів первинної рекристалізації [11]. Дійсно, за більш ретельного дослідження в структурі достатньо складно визначити ознаки розвитку збіркової рекристалізації. Виходячи з цього, слід вважати, що температури нагріву 800 °C недостатньо для формування рівномірної структури зерен аустеніту з рівновісною формою.

Підвищення температури нагріву лише на 50 °C (до 850 °C, рис. 1а) супроводжується не тільки збільшенням середнього розміру зерна аустеніту до приблизно 7–8 балу, але і виникненням осередків структури за ознаками обірваних границь. В цілому отримана структура аустеніту має визначену різнозеренність. У першому наближенні можна вважати, що існування сусідніх зерен з розмірами, які відрізняються в декілька разів, вказує на неповне завершення процесів збіркової рекристалізації [7, 8].

Починаючи від температур нагріву 900 °C (рис. 1, б), за термін витримки при цій температурі формується однорідна поліедрічна структура зерен аустеніту. Середній розмір зерна відповідає приблизно 7 балам, хоча в структурі існують окремі зерна з розмірами до 4 балів. При більш уважному дослідженні в таких зернах (з великими розмірами) можна визначити ознаки існування залишків меж з великими кутами розорієнтації.

Початок розвитку процесів деградації великокутової межі зерна в процесі витримки металу відповідає умовам розвитку рекристалізації за механізмом коалесценції зерен [1,7].

При подальшому підвищенні температури (до 950 °C) в процесі витримки металу, прискорення процесів дифузійного масопереносу, з одночасним зростанням стимулу зниження накопиченої поверхневої енергії [3], сприяють збільшенню середнього розміру зерна аустеніту (рис. 1, в). В середній частині кола дослідження структури, порівняно з температурою 900 °C, присутня більша кількість решток меж зерен з великими кутами розорієнтації, що може розглядатися як додаткове свідчення розвитку рекристалізації аустеніту за механізмом розчинення меж зерен [8].

Нагрів металу до більш високих температур (1 000 °C) супроводжується відповідним прискоренням розвитку процесів рекристалізації. Зростання швидкості структурних перетворень в процесі витримки металу відповідає підвищенню чутливості до незначних відхилень від рівномірності

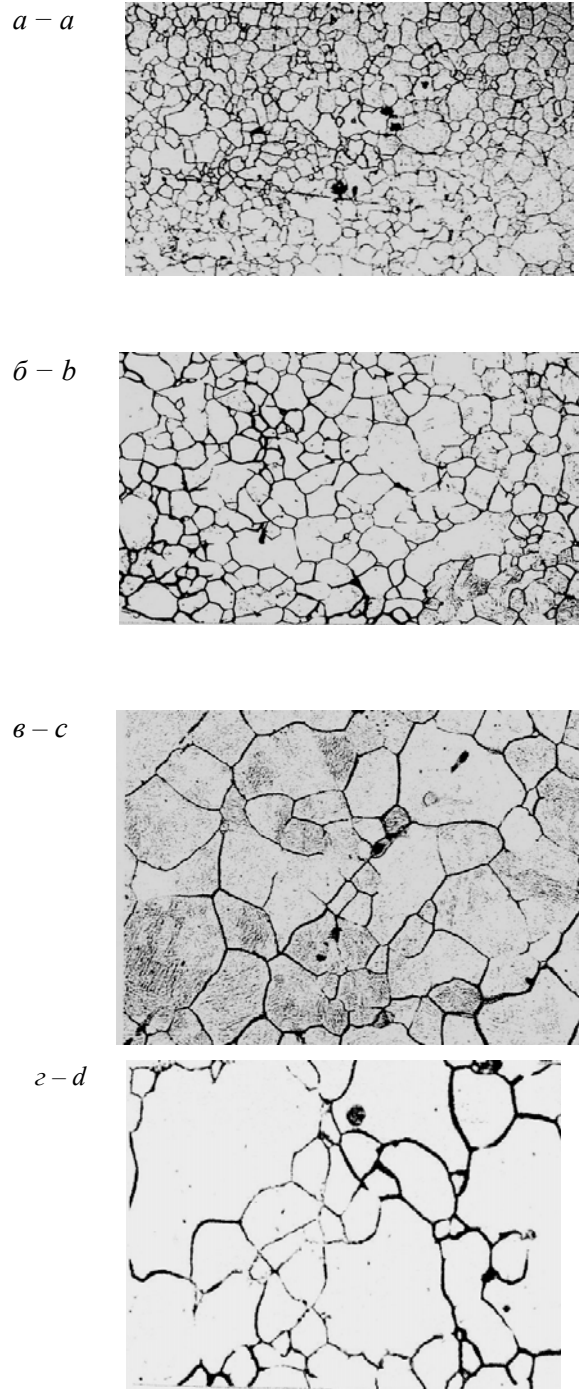


Рис. 1. Вплив температури нагріву (а – 850, б – 900, в – 950, г – 1 000 °C) на структуру аустеніту сталі з вмістом вуглецю 0,55 %. Збільшення 100

Fig. 1. The influence of heating temperature (a – 850, b – 900, c – 950, d – 1 000 °C) on the structure of austenite steel with a carbon content of 0.55 %. Increasing 100

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

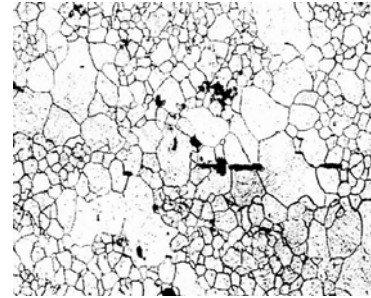
розподілу пластичної деформації, ліквідації хімічних елементів, що входять до складу сталі залізничного колеса. Внаслідок цього формується суттєва структурна неоднорідність аустеніту. Різниця в розмірах сусідніх зерен досягає декількох разів [1, 3].

Використання методик кількісної металографії [4] дозволило визначати розмір зерна аустеніту (d_A). Аналіз результатів розрахунків d_A виявив зростання середнього розміру зерна аустеніту від 7 мкм (для температури нагріву 800 °С) до 64 мкм (1 000 °С).

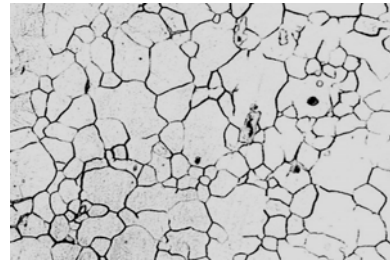
Підвищення вмісту вуглецю в сталі залізничного колеса до 0,65 % не привело до якісних змін в характері розвитку процесів рекристалізації (рис. 2). Порівняльний аналіз розмірів зерна аустеніту показав незначне збільшення абсолютних значень зі зростанням вмісту вуглецю. Так, в процесі витримки вуглецевої сталі з 0,65 % С при температурі 800 °С величина d_A склала значення на рівні 13 мкм, що приблизно в 1,8 разу перевищує аналогічне значення для сталі з 0,55 % С. Подальше підвищення температури нагріву супроводжується монотонним зростанням середнього розміру зерна аустеніту (рис. 2), хоча в цілому при температурах 800, 850 і 900 °С збільшення вмісту вуглецю в сталі супроводжується зростанням нерівномірності зеренної структури. На основі отриманих результатів під час визначення розміру зерна аустеніту можна вважати, що збільшення вмісту вуглецю в сталі повинне знижувати температуру початку розвитку процесів рекристалізації. Дійсно, якщо уявити, що при однаковій дисперсності структури (однаковий середній діаметр карбідної частки) пропорційно збільшенню вмісту вуглецю в сталі буде зростати їх кількість [1, 15]. Враховуючи, що для двофазних сплавів функцію центрів зародження рекристалізованих зерен виконує міжфазова поверхня в структурі сплаву [8], більш розвинена загальна її площа буде полегшувати початок розвитку рекристалізації. З іншого боку, використовуючи співвідношення для однофазних сплавів, яке визначає залежність температури початку розвитку рекристалізації від температури розплавлення металу [7]:

$$T_p = 0,4 \cdot T_{пл}, \quad (1)$$

а – а



б – б



в – в

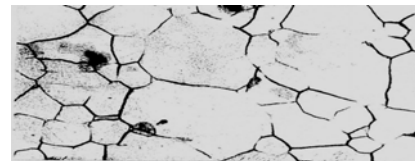


Рис. 2. Вплив температури нагріву (а – 850, б – 900, в – 950, °С) на структуру аустеніту сталі з вмістом вуглецю 0,65 %. Збільшення 100

Fig. 2. Influence of heating temperature (a – 850, b – 900, c – 950, °С) on the structure of austenite steel with a carbon content of 0.65 %. Increasing 100

де T_p і $T_{пл}$ – відповідно температури початку рекристалізації і розплавлення металу, можна здійснити розрахунки T_p залежно від вмісту вуглецю в сталі. За температуру розплавлення вуглецевої сталі використаємо температуру «солідус» із діаграми стану залізо-вуглець. При збільшенні вмісту вуглецю в сталі температура розплавлення («солідус») знижується від приблизно 1 445 °С для сталі з 0,55 % С до 1 410 °С для 0,65 % С. Після підстановки в (1) відповід-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

них значень температур розплавлення (1 712 і 1 683 °К) було отримано якісне співпадання характеру залежності температури початку розвитку рекристалізації, а саме: при збільшенні вмісту вуглецю T_p знижується [1]. Крім температури нагріву металу, на зростання розміру зерна аустеніту визначеного впливу слід очікувати від тривалості витримки металу після закінчення останньої формуючої деформації. Дійсно, цілком очікуваний вплив на зростання d_A буде при одночасному зростанні температури і тривалості витримки після завершення обтискування.

На рис. 3. наведено залежність розміру зерна аустеніту від ступеня пластичної деформації без витримки металу після закінчення деформації. Враховуючи, що величина критичного ступеня деформації для вуглецевих сталей складає значення на рівні 6–10 % [7, 8], максимальні значення d_A відповідають умовам розвитку процесів рекристалізації для вказаного інтервалу деформацій. За цих умов в сталі формується структура аустеніту з дуже великими за розміром зернами з високим ступенем структурної неоднорідності. При підвищенні ступеня пластичної деформації, незалежно від температури нагріву металу, характер зміни d_A залишається незмінним. Одночасно з цим абсолютні значення розміру зерна аустеніту визначаються температурою нагріву [3, 7]. Так, після ступеня пластичної деформації 10 % при підвищенні температури обтискування вуглецевої сталі від 950 до 1 150 °С спостерігається збільшення d_A від 60 до 110 мкм (рис. 3). Аналогічний характер впливу визначається і для всіх інших досліджуваних ступенів деформації.

Таким чином, можна з впевненістю вважати, що ступінь пластичної деформації 10 % для вуглецевих сталей, які використовуються для виготовлення залізничних коліс, є значенням, що перебільшує критичну величину.

Порівняльний аналіз зміни розміру зерна аустеніту свідчить, що за умов відсутності витримки металу (після закінчення останньої формуючої деформації) збільшення ступеня деформації від 10 до 32 % при температурі 950 °С супроводжується зменшенням d_A на 20 мкм. Для більш високих температур нагріву 1 100 і 1 150 °С вказана характеристика значно більша і дорівнює 80 і 90 мкм відповідно.

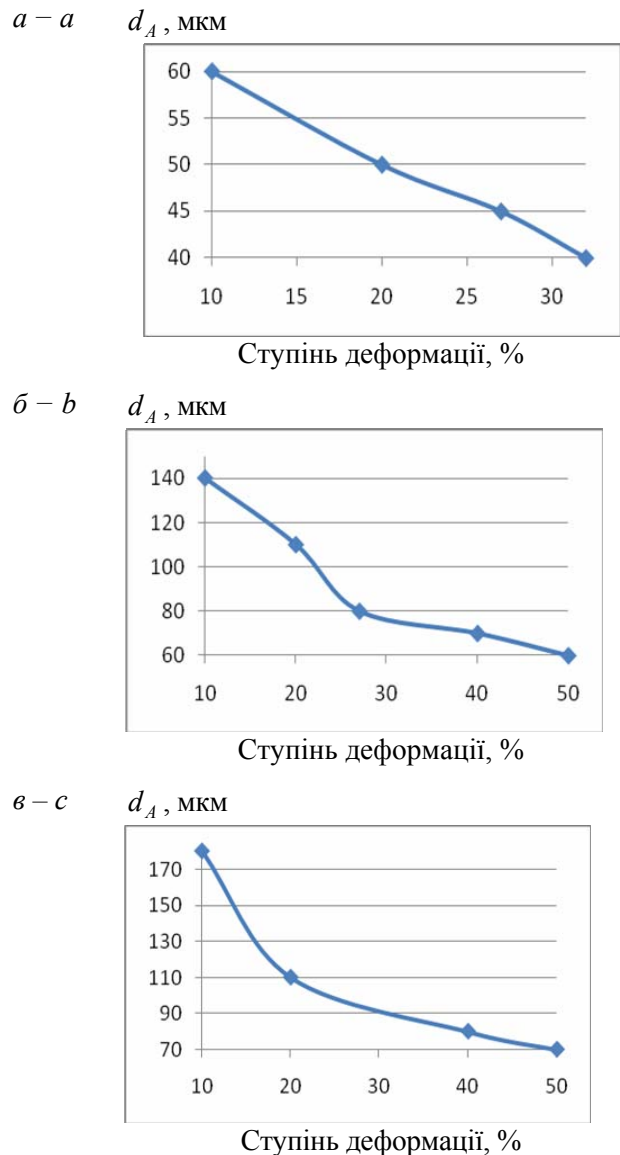


Рис. 3. Залежність середнього розміру зерна аустеніту вуглецевої сталі залізничного колеса від ступеня і температури (а – 950; б – 1 100 і в – 1 150 °С) пластичної деформації без витримки після її закінчення

Fig. 3. The dependence of the average grain size of austenite carbon steel of railroad wheels on the degree and temperature (a – 950; b – 1 100 and c – 1 150 °C) plastic deformation without exposure after its ending

З метою оцінки ступеня впливу температури і величини пластичної деформації (ε) вуглецевої сталі на розмір зерна аустеніту, для спрощення апроксимуємо експоненціальну залежність $d_A = f(\varepsilon)$ прямою лінією. Тоді кутовий коефіцієнт співвідношення ($d_A = f(\varepsilon)$), який

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

має вигляд $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$, дозволить визначити ступінь залежності d_A від деформації при конкретній температурі. За умов відсутності витримки металу після деформації, для температур обтискування 950, 1 100 і 1 150 °С величина $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ скла-

ла значення 0,8, 2,0 і 2,25 $\frac{\text{мкм}}{\%}$ відповідно. На

основі виконаної оцінки можна визначити, що швидкість зменшення розміру зерна аустеніту при одиничному зростанні деформації лише при підвищенні температури обтискування на 150 °С (від 950 до 1 100 °С) зростає приблизно в 2,5 разу, а порівняно з температурою 1 150 °С вказана характеристика має ще більше значення. Виконаний аналіз кінетики процесу рекристалізації аустенітної структури, за умов відсутності паузи після завершення деформації, свідчить про розвиток динамічної рекристалізації в процесі гарячого обтискування [12].

Найбільший вплив на $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ зумовлений зростанням розміру зерна аустеніту при мінімальних рівнях пластичної деформації металу. Дійсно, для обтискування 10 % при температурах 950, 1 100 і 1 150 °С d_A дорівнює 60, 140 і 180 мкм відповідно.

Таким чином, незначне зниження температури обтискування на етапі формування залізничного колеса дозволить суттєво зменшити розмір зерна аустеніту, а це позитивно позначиться на комплексі властивостей залізничного колеса після кінцевої зміцнюючої обробки.

Враховуючи, що технологічно достатньо складно здійснити прискорене охолодження елементів залізничного колеса зразу після завершення гарячої деформації (без витримки металу після її закінчення), викликає певний інтерес оцінка характеру зміни розміру зерна аустеніту в залежності від тривалості витримки.

На рис. 4. наведено залежність розміру зерна аустеніту від ступеня пластичної деформації і витримки металу тривалістю 1 хв після закінчення деформації. Аналіз характеру залежності d_A від ε для досліджуваного інтервалу температур вказує на його незмінність. З іншого боку, порівняльний аналіз з кінетикою процесу рекристалізації аустенітної структури за умов відсут-

ності паузи після завершення деформації має деякі відмінності. Річ у тім, що додатково до впливу від розвитку процесів динамічної рекристалізації (відсутність паузи після деформації) отримуємо внесок від розвитку статичної рекристалізації [3, 7, 15]. Сумарний результат впливу на залежність розміру зерна аустеніту від температури і ступеня пластичної деформації за термін витримки металу 1 хв до моменту інтенсивного охолодження наведено на рис. 4.

Так, з порівняльного аналізу абсолютних значень розміру зерна аустеніту (рис. 3 і 4) можна визначити цілком очікуване збільшення d_A при всіх температурах і ступенях деформації під час паузи тривалістю 1хв по завершенню обтискування. З іншого боку, використання

величини $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ дає змогу оцінити вплив після

деформаційної витримки (тривалість 1хв) на кінетику розвитку процесів рекристалізації аустеніту. За 1 хв після завершення гарячої деформації при температурах 950, 1 100 і 1 150 °С відбувається (на фоні незначного підвищення середнього розміру зерна аустеніту) суттєве зниження різниці між максимальними (при $\varepsilon = 10 \%$) і мінімальними (при $\varepsilon = 40\text{--}50 \%$) значеннями

d_A . Значення величини $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ є додатковим під-

твердженням наведеного положення. Так, при підвищенні температури гарячого обтискування для вказаного температурного інтервалу (950, 1 100 і 1 150 °С), кутовий коефіцієнт залежності $d_A = f(\varepsilon)$ для металу з витримкою після дефор-

мації 1 хв дорівнює 1,6; 1,5 і 2,0 $\frac{\text{мкм}}{\%}$. Порівня-

льний аналіз з металом без витримки вказує на досягнення деякого вирівнювання структури аустеніту після відповідного ступеня гарячої деформації.

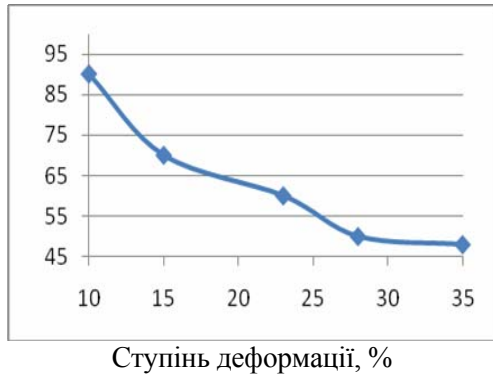
Подальше збільшення витримки металу після завершення деформації до 1,5 хв привело до збільшення розміру зерна аустеніту лише для температури обтискування 950 °С (рис. 5). Для більш високих температур гарячої деформації максимальні (при $\varepsilon = 10 \%$) і мінімальні (при $\varepsilon = 40\text{--}50 \%$) величини d_A залишаються практично незмінними (рис. 3–5).

Таким чином, можна вважати, що для температури обтискування 950 °С, починаючи від сту-

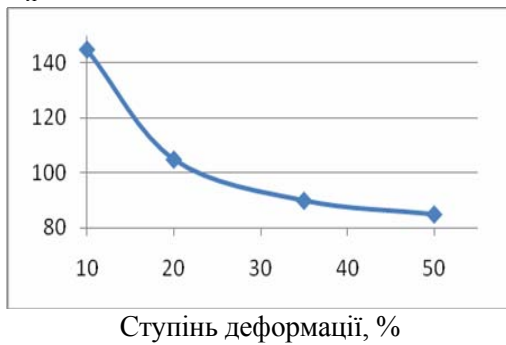
МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

пеня деформації 20 % і більше, розвиток процесів динамічної і статичної рекристалізації за термін витримки до 1,5 хв практично завершується.

a – a d_A , мкм



б – б d_A , мкм



в – в d_A , мкм

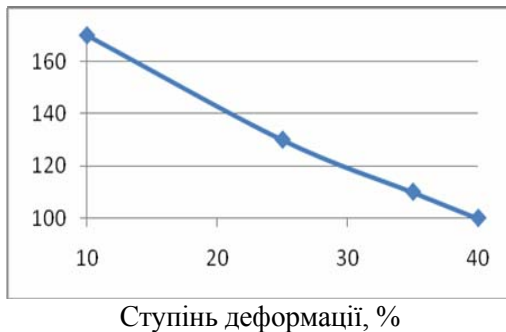
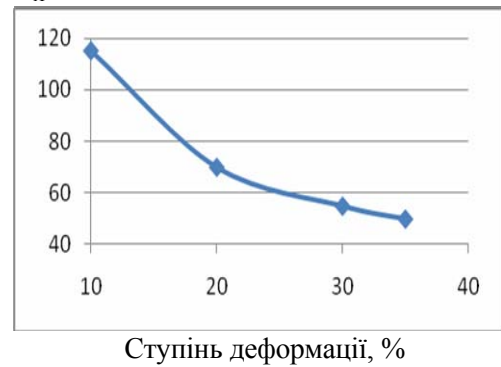


Рис. 4. Залежність середнього розміру зерна аустеніту від ступеня і температури (*a* – 950; *б* – 100 і *в* – 150 °C) пластичної деформації з витримкою металу 1хв після її закінчення

Fig. 4. Dependence of the average grain size of austenite on the degree and temperature (*a* – 950; *b* – 100 and *c* – 150 °C) plastic deformation with 1 min timing after its ending

a – a d_A , мкм



б – б d_A , мкм

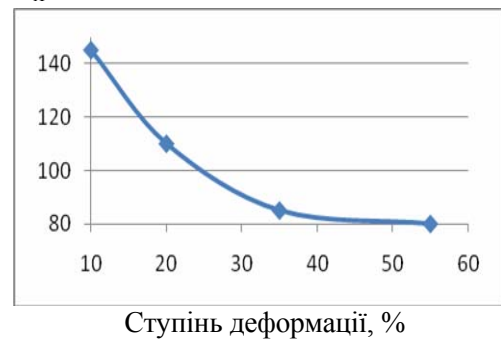


Рис. 5. Залежність середнього розміру зерна аустеніту від ступеня і температури (*a* – 950; *б* – 100 °C) пластичної деформації з витримкою металу 1,5 хв після її закінчення

Fig. 5. Dependence of the average grain size of austenite on the degree and temperature (*a* – 950; *г* – 100 °C) plastic deformation with 1.5 min timing after its ending

В результаті середній розмір зерна аустеніту стає практично незалежним від тривалості витримки після завершення гарячої деформації металу залізничного колеса. Для більш високих температур гарячого деформування вказане «критичне» значення ступеня деформації зсувається у бік більш малих величин. Так, для температури 100 °C ступеня деформації 15 % вже достатньо для практично повного завершення процесів збіркової рекристалізації аустеніту. Розмір зерна стає незалежним від температури гарячого обтискування (рис. 3–5) і визначається впливом виключно від ступеня деформації.

На основі отриманих результатів можна вважати, що після завершення останньої формуючої гарячої пластичної деформації при виготовленні залізничного колеса за витримки до 1,5 хв зростання розміру зерна аустеніту не буде суттєвим. Після вказаної витримки, яка по-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

винна бути достатньою для передачі колеса на пристрій примусового охолодження, прискореним охолодженням буде припинено подальше зростання d_A . Внаслідок цього структурні перетворення в процесі прискореного охолодження залізничного колеса будуть відбуватися в металі з попередньо збереженою дрібнозеренною будовою аустеніту.

Ефект зміцнення металу буде зумовлений частковим збереженням гарячого наклепу аустеніту під час обтискування, дрібним зерном і дрібнодисперсними продуктами фазового перетворення під час прискореного охолодження.

Наукова новизна та практична значимість

Підвищення ступеня пластичної деформації, особливо в центральних об'ємах обода, супроводжується зниженням неоднорідності аустенітної структури по його перерізу. Механізм подрібнення зеренної структури заснований на уповільненні розвитку процесів рекристалізації у вуглецевій сталі при зниженні температури обтискування металу елементів залізничного колеса під час їх формування на прокатному стані. Зниження температури гарячого обтискування заготовки в умовах прокатного стану від 1 240–1 260 °С до 1 150 °С супроводжується зменшенням розміру зерна аустеніту від 0–1 до 2–5 балів в різних елементах залізничного колеса.

Висновки

1. Для отримання ефекту подрібнення зерна аустеніту при виготовленні суцільнокатаних залізничних коліс необхідно знижувати температуру нагріву заготовки під прокатку або підвищувати ступінь обтискування на останніх етапах формоутворюючої деформації.

2. Паузи 1,5 хв після обтискування 20 % при температурі 950 °С достатньо для завершення процесів динамічної і статичної рекристалізації аустеніту вуглецевої сталі залізничного колеса.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Бабич, В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – Москва : Металлургия, 1972. – 320 с.

- Вакуленко, И. А. Влияние величины и температуры горячей пластической деформации на размер зерна аустенита углеродистой стали / И. А. Вакуленко, О. Н. Перков, Д. М. Болотова // Проблемы и перспективы развития ж.-д. трансп. : тез. докладов 74 Междунар. науч.-практ. конф. – Днепропетровск, 2014. – С. 373–374.
- Вакуленко, И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Днепропетровск : Маковецкий, 2008. – 196 с.
- Вакуленко, І. О. Структурний аналіз в матеріалознавстві / І. О. Вакуленко. – Дніпропетровськ : Маковецький, 2010. – 124 с.
- Вакуленко, Л. И. Повреждаемость при эксплуатации катаных железнодорожных колес повышенной прочности / Л. И. Вакуленко, В. Г. Анофриев // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту заліз. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2012. – Вип. 40. – С. 231–234.
- Дефекти залізничних коліс / І. О. Вакуленко, В. Г. Анофрієв, М. А. Грищенко, О. М. Перков – Дніпропетровськ : Маковецький, 2009. – 112 с.
- Кузін, О. А. Металознавство та термічна обробка металів / О. А. Кузін, Р. А. Яцюк. – Київ : Основа, 2005. – 324 с.
- Мохорт, А. В. Термічна обробка металів / А. В. Мохорт, М. І. Чумак. – Київ : Либідь, 2002. – 512 с.
- Мямлин, С. В. Влияние условий эксплуатации на внутреннее строение металла железнодорожных колес / С. В. Мямлин, Л. И. Вакуленко // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту заліз. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2012. – Вип. 42. – С. 164–166.
- Оцінка необерненої ушкоджуваності при втомі вуглецевої сталі / І. О. Вакуленко, О. М. Перков, М. Кнапінські, Д. М. Болотова // Наука та прогрес трансп. Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту заліз. трансп. – 2014. – № 3 (51). – С. 65–74.
- Попова, Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана : справ. термиста / Л. Е. Попова, А. А. Попов. – Москва : Металлургия, 1991. – 503 с.
- Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in Steels / H. K. D. H. Bhadeshia. – Cambridge : The University Press, 2001. – 454 p.
- Gubenko, S. Investigation of wear mechanism of tread during operation of railway wheels / S. Gubenko, Y. Proidak // Transport problems. – 2012. – Vol. 7. – Iss. 3. – P. 119–125.
- Influence of Nonmetallic Inclusions on Microbreaks Formation in Wheel Steel and

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

- Railway Wheels / S. Gubenko, Y. Proidak, A. Kozlovsky [et al.] // Transport Problems. – 2008. – Vol. 3, №3. – P. 77–81.
15. Pickard, S. M. Strain – ageing behavior of fatigued Fe-N-C alloys / S. M. Pickard, F. Guu / Acta Metallurgica et Materialia. – 1990. – Vol. 38, № 3. – P. 397–401. doi: 10.1016/0956–7151(90)90144–6.

Л. И. ВАКУЛЕНКО^{1*}

^{1*}Управление Приднепровской железной дороги, пр. К. Маркса, 108, Днепропетровск, Украина, 49600, тел. +38 (056) 793 00 59, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000–0003–2616–740x

ЗАВИСИМОСТЬ РАЗМЕРА ЗЕРНА АУСТЕНИТА В СТАЛИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО КОЛЕСА ОТ ПАРАМЕТРОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Цель. Научная работа своей целью имеет оценку влияния температуры нагрева и степени горячего обжата заготовки углеродистой стали на размер зерна аустенита при изготовлении железнодорожных колес. **Методика.** Материалом для исследований являлась углеродистая сталь марки 60 с содержанием углерода 0,55 до 0,65 %, отобранная от фрагментов железнодорожных колес. Определяли размер зерна аустенита в зависимости от температуры нагрева под прокатку (от 800 до 1 150 °С) и степени горячей пластической деформации (10–50 %). Размер зерна аустенита определяли под световым микроскопом с использованием методик количественной металлографии. **Результаты.** Использование подстуживания в процессе горячего обжата заготовки железнодорожного колеса позволит диспергировать структуру аустенита на больших расстояниях от поверхности обода. Обусловлено это тем, что охлажденные объемы металла имеют повышенную прочность и будут в меньшей степени подвергаться пластической деформации. По сравнению с охлажденными прослойками вблизи поверхности обода более разогретые внутренние объемы металла. В условиях непрерывности распространения пластической деформации, имея повышенную температуру, они будут подвергаться обжатию на большую суммарную степень деформации. Вследствие приведенных решений должна формироваться более равномерная аустенитная структура по сечению обода железнодорожного колеса. Для получения эффекта измельчения зерна аустенита при изготовлении цельнокатанных железнодорожных колес необходимо снижать температуру нагрева заготовки под прокатку или повышать степень обжата на последних этапах формообразующей деформации. Паузы длительностью 1,5 мин после обжата 20 % при температуре 950 °С достаточно для завершения процессов динамической и статической рекристаллизации аустенита углеродистой стали железнодорожного колеса. **Научная новизна.** Повышение степени горячей пластической деформации, особенно в центральных объемах обода железнодорожного колеса, сопровождается снижением неоднородности аустенитной структуры по его сечению. Механизм измельчения структуры зерен аустенита основан на замедлении развития процессов рекристаллизации в углеродистой стали при снижении температуры обжата металла элементов железнодорожного колеса, при их формировании на прокатном стане. **Практическая значимость.** Снижение температуры горячего обжата заготовки в условиях прокатного стана от 1 240–1 260 °С до 1 150 °С сопровождается уменьшением размера зерна аустенита от 0–1 до 2–5 балла в разных элементах железнодорожного колеса.

Ключевые слова: аустенит; размер зерна; горячая деформация; железнодорожное колесо; структура; углеродистая сталь

L. I. VAKULENKO^{1*}

^{1*}Management of the Pridneprovsk Railway, K. Marks Av., 108, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49600, tel. + 38 (056) 793 00 59, e-mail dnuzt_textmat@ukr.net, ORCID 0000–0003–2616–740X

DEPENDENCE OF GRAIN SIZE OF AUSTENITE STEEL OF RAILWAY WHEEL FROM PARAMETERS OF HOT DEFORMATION

Purpose. The estimation of heat temperature influence and degree of hot reduction of carbon steel on the size of grain austenite at making of railway wheels. **Methodology.** The material for research was carbon steel, mark 60 with carbon content of 0,55 and 0,65 %, selected from the fragments of railway wheels. The size of grain austenite depending on a temperature (from 800 to 1 150 °C) and degrees of hot deformation (10–50 %) was determined. The size of grain was determined under a light microscope with the use of quantitative metallography methods. **Findings.** The use of cooling in the process of hot reduction of the railway wheel will allow dispersing the structure of austenite on large distances from the surface of the rim. The reason for this is that the volumes of metal after cooling have an increased strength and will be exposed in less degree to the plastic deformation. To compare the cooling layers near-by with the surface of rim, they are more warmed-up in internal volumes of metal. In the conditions of continuity of plastic deformation distribution, having a high temperature, they will be exposed to the reduction on the large total degree of deformation. In consequence of the resulted decisions more even austenitic structure must be formed on the section of rim of railway wheel. To obtain the effect of disperse grain of austenite at making of the whole-rolled railway wheels it is necessary to decrease the heat temperature of billet under rolling or increase the degree of reduction on the last stages of shape-generating deformation. The pause by duration of 1,5 min. after reduction of 20 % at a temperature 950 °C is sufficiently for processes completion of dynamic and static recrystallization of austenite carbon steel of the railway wheel. **Originality.** Increase of plastic deformation degree, especially in the central volumes of rim is accompanied by the decrease of heterogeneity of austenitic structure on his section. The mechanism of disperse structure of austenite is based on slow down of development processes of recrystallization in carbon steel at the metal reduction temperature decrease of elements in the railway wheel when they are formed on a rolling mill. **Practical value.** Temperature decrease of hot reduction of billets in the conditions of flattening mill from 1240–1260 °C to 1 150 °C is accompanied by decrease of size grain of austenite from a 0–1 mark to 2–5 in the different elements of the railway wheel.

Keywords: austenite; size of grain; hot deformation; railway wheel; structure; carbon steel

REFERENCES

1. Babich V. K., Gul Yu. P., Dolzhenkov I. Ye. *Deformatsionnoye starenie stali* [Strain aging of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. 320 p.
2. Vakulenko I. A., Perkov O. N., Bolotova D. M. Vliyaniye velichiny i temperatury goryachey plasticheskoy deformatsii na razmer zerna austenita uglerodisty stali [The effect of the size and temperature of hot plastic deformation on the grain size of the austenite carbon steel]. *Tezisy dokladov 74 Mezhdunarodnoy nauchno-prakticheskoy konferentsii «Problemy i perspektivy razvitiya zheleznodorozhnogo transporta (15.05–16.05. 2014)»* [Proc. of 74 Intern. Sci. and Practical Conf. «Problems and prospects of development of railway transport»]. Dnipropetrovsk, 2014, pp. 373–374.
3. Vakulenko I. A., Bolshakov V. I. *Morfologiya struktury i deformatsionnoye uprochneniye stali* [The morphology of the structure and strain hardening of steel]. Dnipropetrovsk, Makovetskiy Publ., 2008. 196 p.
4. Vakulenko I. O. *Strukturnyi analiz v materialoznavstvi* [Structural analysis in material science]. Dnipropetrovsk, Makovetskiy Publ., 2010. 124 p.
5. Vakulenko L. I., Anofriyev V. G. Povrezhdaemost pri ekspluatatsii katanykh zheleznodorozhnykh koles povyshennoy prochnosti [The damage at exploitation of high strength rolling rail wheels]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznichnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University named after Academician V. Lazaryan], 2011, issue 40, pp. 231–234.
6. Vakulenko I. O., Anofriyev V. H., Hryshchenko M. A., Perkov O. M. *Defekty zaliznychnykh kolis* [Defects of railway wheels]. Dnipropetrovsk, Makovetskiy Publ., 2009. 112 p.
7. Kuzin O. A., Yatsiuk R. A. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [The metal science and heat treatment of metals]. Kyiv, Osnova Publ., 2005. 324 p.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

8. Mokhort A. V., Chumak M. I. *Termichna obrobka metaliv* [Heat treatment of metals]. Kyiv, Lybid Publ., 2002. 512 p.
9. Myamlin S. V., Vakulenko L. I. Vlianiye usloviy ekspluatatsii na vnutrenneye stroeniye metalla zheleznodorozhnykh koles [The influence on metal structure of condition at exploitation railway wheels]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznichnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan], 2012, issue 42, pp. 164–166.
10. Vakulenko I. O., Perkov O. M., Knapinski M., Bolotova D. M. Otsinka neobermenoi ushkodzhuvanosti pry vtomi vuhletsevoi stali [Estimation of irreversible damageability at fatigue carbon steel]. *Nauka ta Prohress Transportu. Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznichnoho transportu – Science and Transport Progress. Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway transport*, 2014, no. 3 (51), pp. 65-74.
11. Popova L. Ye., Popov A. A. *Diagrammy prevrashcheniya austenita v stalyakh i beta-rastvora v splavakh titana: spravochnik termista* [The austenite transformation charts in steels and beta solution in titanium alloys: Handbook of a heat-treater]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991. 503 p.
12. Bhadeshia H. K. D. H. *Bainite in Steels*. Cambridge, The University Press, 2001. 454 p.
13. Gubenko S., Proidak Y. Investigation of wear mechanism of tread during operation of railway wheels. *Transport problems*, 2012, vol. 7, issue 3, pp. 119-125.
14. Gubenko S., Proidak Yu, Kozlovsky A. Influence of Nonmetallic Inclusions on Microbreaks Formation in Wheel Steel and Railway Wheels. *Transport Problems*, 2008, vol. 3, no. 3, pp. 77-81.
15. Pickard S.M., Guiu F. Strain – ageing behavior of fatigued Fe-N-C alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, vol. 38, no. 3, pp. 397–401. doi: 10.1016/0956–7151(90)90144–6.

Стаття рекомендована до публікації к.т.н., доц. О. О. Чайковським (Україна); д.т.н., проф. В. О. Заблудовським (Україна).

Поступила в редколлегию: 14.01.2015

Принята к печати: 04.03. 2015