

СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ВІДПУСКУ ХОЛОДНОДЕФОРМОВАНОЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

У статті розглянуто питання стосовно впливу ступеню пластичної деформації та наступного відпуску на структуру та напруження течії в області мікротекучості попередньо покращених вуглецевих сталей. Проведено оцінку зміцнення сталей від впливу розміру зерна фериту та часток другої фази.

Ключові слова: холоднодеформована вуглецева сталь, пластична деформація, відпуск, структура, напруження течії, зерно фериту, друга фаза

В статье рассмотрены вопросы относительно влияния величины пластической деформации и последующего отпуска на структуру и напряжение течения в области микротекучести предварительно улучшенных углеродистых сталей. Проведена оценка упрочнения сталей от влияния размера зерна феррита и частиц второй фазы.

Ключевые слова: холоднодеформированная углеродистая сталь, пластическая деформация, отпуск, структура, напряжение течения, зерно феррита, вторая фаза

The influence of parameters of degree of plastic deformation for 30...80 % and subsequent temper on the structure and yielding stress in the microyield region of pre-improved carbon steels has been studied. The classification of dispersed phase of ferrite into two types containing the high angle boundaries and substructure boundaries respectively in relation to steels has been discussed.

Keywords: cold-deformed carbon steel, plastic deformation, temper, structure, yielding stress, ferrite grain, second phase

В процесі експлуатації залізничні колеса та бандажі піддаються достатньо складним температурно-деформаційним навантаженням [1]. В місцях контакту залізничних коліс та бандажів з рейками метал піддається значним пластичним деформаціям з визначеним градієнтом у глиб ободу. Одночасно з цим, в процесі гальмування рухомого складу, холоднодеформований метал піддається розігріву. При чому, ступінь розігріву прошарків металу коліс та бандажів, незалежно від інших впливів (режим гальмування, навколишнє середовище та ін.), в значній мірі визначається відстанню від поверхні кочення. На підставі цього, розвиток процесів структурних перетворень в металі залізничних коліс, бандажів та рейок має достатньо вагомий вплив на зміну їх комплексу властивостей, особливо в об'ємах поблизу поверхні кочення. Таким чином, аналіз процесів структурних перетворень в вуглецевих сталях в залежності від ступеню холодної пластичної деформації та температури нагріву має визначене значення [2].

Метою роботи явилися дослідження впливу величини пластичної деформації та температури відпуску на розвиток процесів структурних перетворень в вуглецевих сталях, які використовують для виготовлення залізничних коліс, бандажів та рейок.

Матеріалом для дослідження були обрані вуглецеві сталі з кількістю вуглецю 0,6 і 0,8 %, після прискореного охолодження, холодної пластичної деформації 30...80 % та відпуску при температурах 400...680 °С, терміном 1 год. Характеристики міцності визначали при розтяганні з записом кривої навантаження. Розмір структурного елементу сталей визначали з використанням методик кількісної металографії [3], ступінь накопичення дефектів кристалічної будови визначали по ширині лінії рентгенівської інтерференції (211) (B_{211}).

В процесі пластичного деформування підвищення опору металу (σ) від ступеню деформації (ϵ) підпорядковується залежності:

$$\sigma = \sigma_0 + K \cdot \epsilon^n, \quad (1)$$

де K і n – постійні параметри рівняння, σ_0 – напруження не оберненого переміщення дислокацій [4]. З урахуванням того, що величина σ_0 характеризує процеси зародження та початкові етапи розповсюдження пластичної деформації [2, 4], використання наведеної характеристики дозволить дати обґрунтовані пояснення що до розвитку структурних змін в металі залізничних коліс, бандажів і рейок під час експлуатації.

Нагрівання холоднодеформованих вуглецевих сталей після попереднього термічного змі-

цнення супроводжується зменшенням густини накопичених, під час деформування, дефектів кристалічної будови, що підтверджується закономірною зміною ширини рентгенівської інтерференції (211) (рис. 1). Аналіз наведеної залежності показує, що при відпуску холоднодеформованої сталі величина зниження густини накопичених дефектів буде тим більшою чим вище був їх початковий рівень [2]. Таким чином, незалежно від вмісту вуглецю в сталі, низької сумарної накопиченої деформації відповідає більш високий кінцевий рівень густини дефектів кристалічної будови після відпуску.

Наведене положення, як відомо, має відношення до напружень, які за абсолютними значеннями значно перебільшують межу плинності [2, 4].

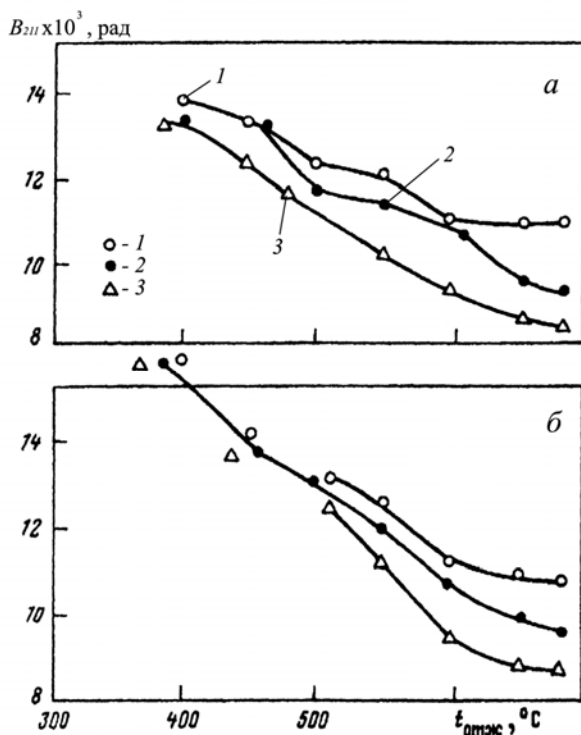


Рис. 1. Залежність ширини лінії рентгенівської інтерференції (211) від вмісту вуглецю (а – 0,6; б – 0,8 % С) та температури відпуску після холодної пластичної деформації (1 – 30, 2 – 60, 3 – 80 %)

Однак, як показали дослідження, залежність величини σ_0 вуглецевих сталей після холодної деформації (30...80 %) та послідуочого відпуску, хоча і має подібний вигляд, але є свої особливості (рис. 2).

Це стосується характеру залежності σ_0 для різних температурних інтервалів відпуску. Незважаючи на незначні наведені розбіжності в залежностях σ_0 і B_{211} від температури відпуску,

можна вважати що розвиток процесів структурних перетворень при деформаційному зміцненні після значних пластичних деформацій і послідуочого відпуску можуть бути використані для аналізу поведінки металу при малих деформаціях, наприклад для області мікротекучості [4].

З урахуванням того, що підвищення кількості дефектів кристалічної будови сприяє зростанню швидкості дифузії атомів вуглецю [2], формування полігональних сіток з дислокацій неодмінно буде супроводжуватися затримкою атомів на вузлах цих сіток, що в свою чергу приведе до зниження рухомості дислокацій. Розвиток наведених процесів в першому наближенні може розглядатися як основна причина зниження темпу зменшення величини σ_0 при відпуску деформованої вуглецевої сталі.

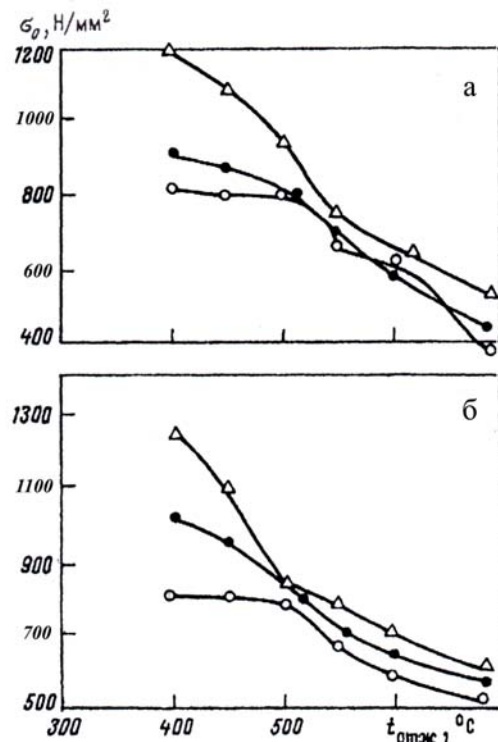


Рис. 2. Залежність σ_0 від вмісту вуглецю (а – 0,6, б – 0,8 % С) та температури відпуску після холодної пластичної деформації (1 – 30, 2 – 60, 3 – 80 %)

З іншого боку, при подальшому підвищенні температури відпуску, коли в значній ступені зростає швидкість коалесценції карбідних часток з одночасним розвитком рекристалізації феритної матриці, спостерігається зміна не тільки форми але і розміру зерна фериту (d). Як показали дослідження [5], одночасна зміна форми та розміру феритних зерен може бути обумовлена зміною механізму масо переносу. Так в результаті рекристалізації, переміщення

границь зерен з великими кутами розорієнтації супроводжується циклічною зміною етапів зростання і розчинення глобулярних часток цементиту. Наведене явище приведе в цілому по об'єму металу до незмінності середнього значення діаметру часток карбідної фази і, як наслідок цього, до практично незмінного розміру зерна фериту при тривалих витримках при цих температурах [4]. Таким чином, експериментально визначене уповільнення темпу зниження характеристик міцності, в першому наближенні пов'язане з незмінністю розміру зерна фериту. З іншого боку, приблизно еквідистантний хід кривих (рис. 1, 2) може розглядатися як доказ наявності впливу об'ємної частки карбідної фази (f) на комплекс властивостей сталі.

Сумісний аналіз зміни σ_0 і B_{211} від ступеня деформації та температури відпуску дозволяє припустити існування зв'язку між ними. Так, після нанесення парних значень однієї характеристики проти іншої, можна з достатньою впевненістю говорити про існування однозначного зв'язку між ними (рис. 3).

На підставі аналізу ходу кривих можна вважати, що підвищеній кількості дефектів кристалічної будови в металі відповідають більш високі значення напруження не оберненого руху дислокацій, при цьому вплив на величину σ_0 від розміру зерна фериту та об'ємної частки цементиту має адитивний характер. При більш детальному аналізі виявляється, що при зниженні величини B_{211} ступінь приросту σ_0 від f також стає меншою. Наведена залежність обумовлена якісними розбіжностями в структурному стані феритної матриці сталей. Так, для інтервалу значень B_{211} від 15 до 13 мрад відповідають температури відпуску 400...500 °С, при яких вже завершені процеси полігонізації, а зерна фериту достатньо дисперсні та нерівноважні. Для інтервалу 10...8 мрад і температури 550...680 °С відповідає вже практично повністю рекристалізована структура з низькою густиною дислокацій та окремими залишками субграниць [4]. На підставі наведеного стає зрозумілим, що пояснення причин впливу на напруження необерненого переміщення дислокацій при навантаженні досліджуваних вуглецевих сталей необхідно шукати в напрямку визначення структурних змін при відпуску холоднодеформованого металу.

Аналіз залежності величини σ_0 від розміру зерна фериту (рис. 4) показує, що вона підпорядковується співвідношенню типу Холла-Петча [2, 4]:

$$\sigma_0 = \sigma_i + k_y \cdot d^{-\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

де σ_i – напруження необерненого переміщення дислокацій для необмежено великого розміру зерна; k_y – величина, що характеризує проникливість границь зерен розповсюдженню пластичної деформації [2].

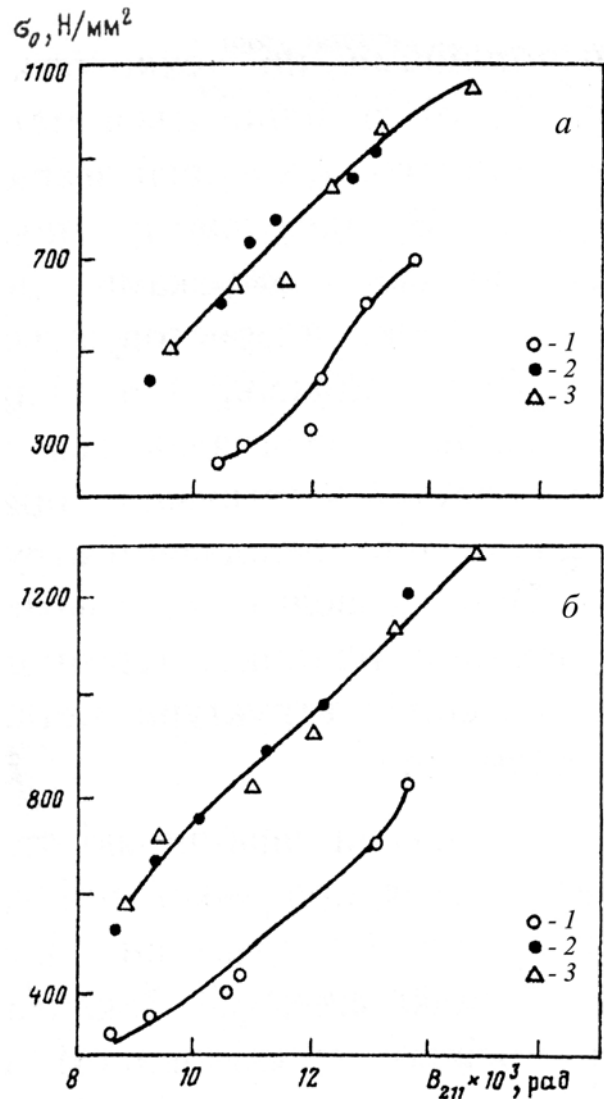


Рис. 3. Взаємний зв'язок між величинами σ_0 і B_{211} від вмісту вуглецю ($a - 0,6$; $b - 0,8$ % С) та температури відпуску після холодної пластичної деформації (1 – 30, 2 – 60, 3 – 80 %)

Графічне рішення наведених залежностей показало, що для різних температур відпуску досягаються різні значення параметрів рівняння (2). Так, для відпуску при 680 °С $\sigma_i = 15$ МПа, а $k_y = 25$ Н/мм^{3/2}, що співпадає з відомими даними [2, 4, 5]. Для температур 550...600 °С отримано декілька неочікуваних результатів: величина k_y зросла до 34 Н/мм^{3/2}, а σ_i взагалі

має негативне значення. Одне із пояснень наведеної зміни параметрів рівняння – різне співвідношення між розвитком процесів структуроутворення, таких як полігонізація та рекристалізація феритної матриці при відпуску холоднодеформованих сталей. Формування границь зерен фериту з великими кутами розорієнтації при температурах відпуску 500...550 °С при низькій густині дислокацій (низькі значення B_{211}), як показано в [2], супроводжується виникненням сегрегацій з атомів вуглецю на них. Наведені сегрегації приводять не тільки до підвищення опору границь зерен розповсюдженню деформації (збільшення k_y), але і ускладнюють зародження нових дислокацій [2, 4]. При цьому внутрішні об'єми зерен фериту значною мірою очищуються від незв'язаних дислокацій та залишків полігональних границь, які розсипаються, що зрештою веде до зниження опору руху дислокацій (величини σ_i). Наведений характер зміни величин σ_i і k_y найвірогідніше обумовлений різною швидкістю процесів структурних перетворень при формуванні границі зерна з великими кутами розорієнтації. Порівняльний аналіз показує, що проникливість границі для розповсюдження деформації значно повільніше зростає порівняно з розчиненням сегрегацій усередині зерна. Внаслідок цього отримуємо занадто високі значення k_y та низькі для σ_i . Підтверджуються наведені положення аналізом із залученням співвідношення для σ_0 у вигляді:

$$\sigma_0 = \sigma_i + \Delta + \frac{\sqrt{2} \cdot k_y}{2\sqrt{d}} + \alpha \mu \sqrt{\frac{b \cdot \varepsilon_l}{d}} \quad (3)$$

де Δ – зміцнення твердого розчину від присутності атомів вуглецю (за умови відсутності впливу від субструктурних угруповань); α – коефіцієнт, що приблизно дорівнює одиниці; μ – модуль зсуву, b – вектор Бюргеса, ε_l – деформація Людерса. Після підстановки експериментальних даних в рівняння (3), в тому числі й негативних значень для σ_i (-240 МПа), $k_y = 59 \text{ Н/мм}^{3/2}$, $\alpha \approx 1$, $\mu = 82260 \text{ МПа}$, $b = 2,48 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$ та заміною Δ на внесок від дисперсійного зміцнення ($\Delta = f(\sqrt{C^3})$) де C – кількість вуглецю в сталі [6], для сталі з 0,6 % С величина Δ склала значення приблизно 200 МПа [7]), отримали розраховану величину σ_0 , яка з помилкою до 10 % співпадає з експериментальними значеннями. Формальне

виконання співвідношення (3) вказує на достатньо широкий діапазон його використання, хоча раніше воно мало призначення тільки для опису поведінки вуглецевих сталей із достатньо рівновагомими структурами.

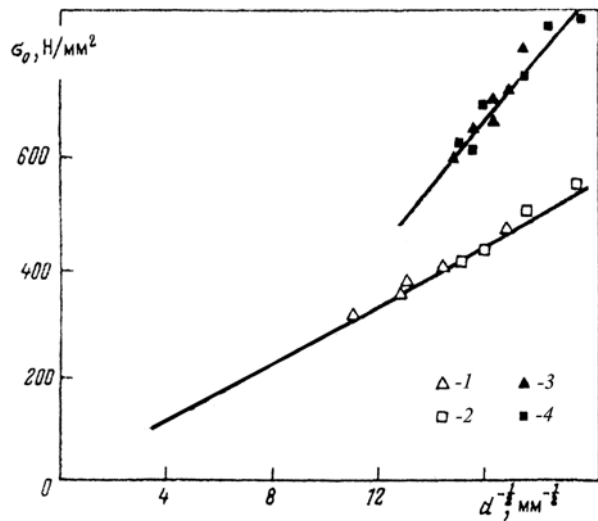


Рис. 4. Вплив розміру зерна фериту на σ_0 залежно від температури відпуску (1, 2 – 680; 3, 4 – 550...600 °С) та кількості вуглецю в сталі (1, 3 – 0,6; 2, 4 – 0,8 %)

При температурах відпуску 500...600 °С, коли ще відчувається вплив від частково збереженої субструктури, урахування її приведе до зменшення довжини вільного пробігу дислокацій. На підставі цього для діаграми, яка наведена на рис. 4, положення точок по вісі абсцис повинно бути зсунуте в сторону більш дрібних величин структурного елемента (збільшення значень $d^{-1/2}$). В результаті такої перебудови отримаємо зниження величини кутового коефіцієнта (k_y) та зростання σ_i до реальних позитивних значень. Однак, провести наведене уточнення структурного елемента (окрім якісної оцінки) достатньо складно за рахунок нерівномірного протікання структурних перетворень не тільки в окремих зернах феритної матриці, але й в об'ємах самих зерен.

Таким чином, при відпуску холоднодеформованих, покращених середньо- та високовуглецевих сталей часткове збереження полігональних границь та виникнення нових, з великими кутами розорієнтації на початку розвитку рекристалізаційних процесів, з одночасною абсорбцією атомів вуглецю на них являються причиною підвищення опору малим пластичним деформаціям. Наведений вплив може розглядатися як свого роду зниження запасу пластичних властивостей металу на початкових

етапах пластичного деформування. Підтверджується можливість розвитку структурних перетворень в металі залізничних коліс та бандажів під час експлуатації, формуванням тріщин на визначеній відстані від поверхні кочення в об'ємах металу без відхилень стосовно вимог нормативно-технічної документації [1].

БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

1. Дефекти залізничних коліс [Текст] / І. О. Вакуленко [та ін.] – Д.: Маковецький, 2009. – 112 с.
2. Бабич, В. К. Деформаційне старіння сталі [Текст] / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, І. Е. Долженков. – М.: Металлургія, 1972. – 320 с.
3. Панченко, Е. В. Лабораторія металлографії [Текст] / Е. В. Панченко, Ю. А. Скаков, Б. І. Кример. – М.: Металлургія, 1963. – 439 с.
4. Вакуленко, І. А. Морфологія структури і деформаційне упрочнення сталі [Текст] / І. А. Вакуленко, В. І. Большаков. – Д.: Маковецький, 2008. – 196 с.
5. Вакуленко, І. А. Коалесценція цементита в низкоуглеродистій сталі [Текст] / І. А. Вакуленко // Изв. АН СССР. Металлы. – 1991. – № 3. – С. 73-76.
6. Бокштейн, С. З. Стрoение и свойства металлических сплавов [Текст] / С. З. Бокштейн. – М.: Металлургія, 1971. – 496 с.
7. Бабич, В. К. Влияние размера зерна феррита и содержания углерода на свойства конструкционной стали [Текст] / В. К. Бабич, В. А. Пиров, І. А. Вакуленко. – В кн.: Термическая обработка металлов. – М.: Металлургія, 1980. – № 9. – С. 91-92.

Надійшла до редколегії 02.06.2010.

Прийнята до друку 24.06.2010.