

## УМОВИ ФОРМУВАННЯ СМУГ ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА У НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ

© Вакуленко І.О., 2011

**Розглянуто залежності межі плинності та її складових від розміру зерна фериту низьковуглецевої сталі з використанням уявлень стосовно впливу необхідної кількості рухомих дислокацій для зародження смуг деформації.**

**The observed of yield point and put together them to be the result of a directional variation in the grain size of ferrite to cause nucleation of mobile dislocations for formation stripe deformation in low carbon steel.**

**Вступ.** За незмінних температури і швидкості навантаження металевих матеріалів величина опору пластичному деформуванню значною мірою залежить від структурних параметрів. Для однофазних сплавів і низьковуглецевих сталей основною структурною характеристикою є розмір зерна [1]. На підставі цього величина приросту міцності за деформації залежить як від кристалографічних параметрів систем ковзання, так і від кількості поверхонь розподілу, що зустрічаються на шляху розповсюдження деформації [2]. З іншого боку, після досягнення визначеного ступеня пластичної деформації, коли порушується співвідношення між процесами приросту кількості дислокацій і рівномірністю їх розподілу у межах одного зерна, виникають умови формування періодичних дислокаційних структур. Окрім того, вважається, що наведені процеси дислокаційної перебудови у значному ступені зумовлені структурними змінами у матриці металу вже на перших етапах зародження пластичної деформації [3].

**Мета роботи.** На основі аналізу процесів зародження пластичної деформації у низьковуглецевих сталях визначити умови формування зародка смуги Чернова-Людерса.

**Матеріал і методика досліджень.** Матеріалом для досліджень були низьковуглецеві сталі з кількістю вуглецю 0,01 і 0,06 %. Різний структурний стан у сталях досягали за рахунок комбінації обробок: гартування від нормальних температур нагріву, відпуску, ступеня пластичної деформації з подальшим відпалом. Механічні властивості визначали під час випробувань на розтягування із швидкістю деформації  $10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . Розмір зерна фериту визначали із використанням методик кількісної металографії [4].

**Результати досліджень та їх обговорення.** Для низьковуглецевих сталей подрібнення зерна фериту ( $d$ ) супроводжується за навантаження збільшенням опору малим пластичним деформаціям, що підпорядковується рівнянню [5]:

$$S_T = S_i + k_y \cdot d^{-1/2}, \quad (1)$$

де  $S_T$  – межа плинності;  $S_i$  – напруження тертя кристалічної решітки;  $k_y$  – величина, яка дає змогу оцінити ступінь опору межі зерна процесу розповсюдження пластичної деформації. Вже за умови низького рівня навантаження (нижче  $S_T$ ) необернене переміщення дислокацій

супроводжується підвищенням їх концентрації поблизу межі зерна (рис. 1, а, б), що неодмінно приведе до зміни їх опору розповсюдженню деформації [1 – 3]. На підставі цього невизначеність зміни  $k_y$  у наведеній області навантаження привела до необхідності розроблення іншої методики оцінки параметрів рівняння (1). Так, у [6] уперше була запропонована методика визначення параметрів рівняння (1), яка ґрунтується на екстраполяції області однорідного деформаційного зміцнення на нульову пластичну деформацію (рис. 2). У результаті були отримані, як на початку вважали, аналогічні характеристики рівняння (1) [6], хоча в дійсності вони залежні від  $d$  [1–3]. З метою, щоб відрізнити від  $S_i$  і  $k_y$ , величини, визначені за методом екстраполяції, позначимо як  $S_0$  та  $k'_y$ . Як показано у [3], величина  $S_0$  може бути визначена за співвідношенням:

$$S_0 = S_i + \frac{k_y}{\sqrt{2d}} + amb\sqrt{r_m}, \quad (2)$$

де  $a$  – стала;  $m$  – модуль зсуву;  $b$  – вектор Бюргерса;  $r_m$  – густина рухомих дислокацій.

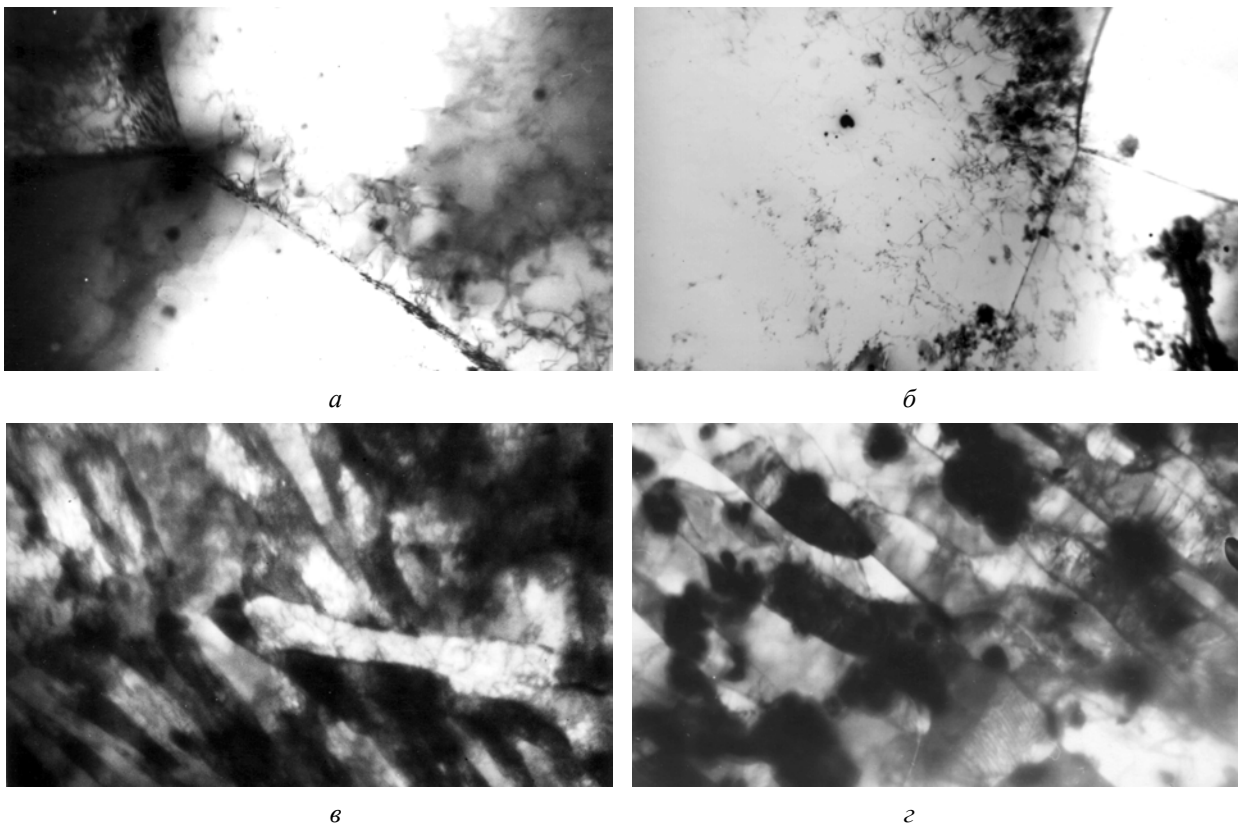


Рис. 1. Дислокаційна структура фериту сталі з 0,01 % після деформації до 5 % (а, б) та після гартування і відпуску за температури 450°С (в), 550°С (г). Збільшення 20000 (а, б); 15000(в, г)

Для визначення умов формування зародка смуги деформації (Чернова – Людерса) скористаємося співвідношенням (2), що дасть змогу оцінити окремий вплив складових величини  $S_0$ . Аналіз кривих розтягання досліджуваних сталей з різним структурним станом показує як наявність ділянок переривчастої плинності, так і їх відсутність. Так, після термічного або термомеханічного зміцнення ділянки переривчастої плинності були відсутні [1, 2, 7]. Як показано в [6], умови формування смуги деформації мають вигляд

$$S_d \leq S_i, \quad (3)$$

де  $S_d$  – напруження розблокування дислокацій, яке, своєю чергою, визначається як  $S_d = \frac{k_y}{\sqrt{d}}$  [1, 6].

За формального аналізу зовнішнього вигляду кривих навантаження досліджуваних сталей було визначено, що величина  $S_0$  гарячекатаних та відпалених сталей істотно нижча порівняно з термічно зміцненими [2]. Розглядаючи першу складову співвідношення (2), можна визначити, що напруження тертя кристалічної решітки сталей після гартування на мартенсит та відпуску у середньому інтервалі температур перебільшує аналогічну характеристику після відпалу. Зумовлене наведене положення збереженням надмірної густини дефектів кристалічної будови (які були введені у метал у процесі гартування) після нагрівання до порівняно високих температур [1]. Підтверджується це збереженням голчастої структури фериту навіть після тривалих витримок за температур нагрівання  $500 - 550^\circ\text{C}$  (рис. 1, в, г) та високого рівня внутрішніх напружень при цьому [1, 8]. Другий додаток співвідношення (2) визначається із аналізу кривої деформації [6] та являє собою напруження розблокування дислокацій на початкових етапах розповсюдження пластичної деформації [1 – 3, 6]. Для сталей після гартування, незалежно від температури відпуску, розвиток процесів перерозподілу атомів вуглецю у кристалічній решітці  $\alpha$  – заліза [1, 8] та їхній перехід на дислокації, сприяють гальмуванню руху дислокацій, що в решті-решт приведе до зростання  $S_i$  і зниження  $k_y$ . Третій додаток рівняння (2) дає змогу оцінити внесок у рівень значень  $S_0$  від процесів зародження дислокацій за формування фронту смуги деформації [3]. При цьому величина  $r_m$  може бути оцінена за залежністю [9]:

$$r_m = \frac{e_L}{b \cdot d}, \quad (4)$$

де  $e_L$  – деформація Людерса.

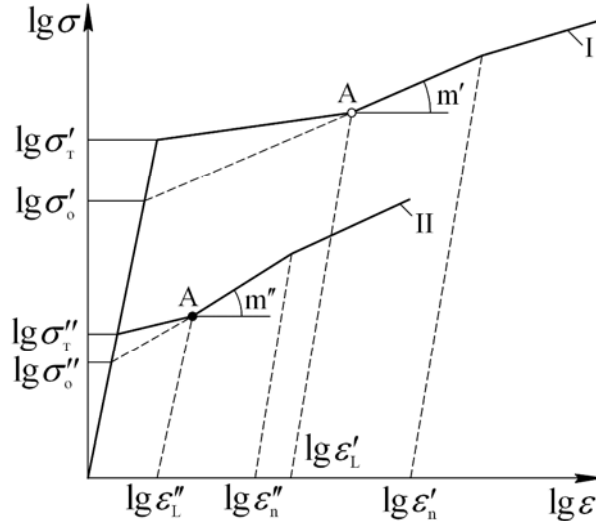


Рис. 2. Методика визначення величин  $S_0$  та  $k'_y$  ( $k'_y = \frac{S_T - S_0}{d^{\frac{1}{2}}}$  із залежності (1),

коли  $S_0$  дорівнює  $S_i$  [6]) для різних розмірів зерна фериту за умови, що  $d_{II} \ll d_I$

Аналіз співвідношення між  $S_T$  та  $S_0$  (рис. 2) показує, що за умови наближення  $S_0$ , за абсолютними значеннями до  $S_T$ , величина деформації Людерса наблизатиметься до нуля. Для цих умов можна записати:

$$S_T \cong S_0, \quad (5)$$

а після заміни  $S_T$  та  $S_0$  на відповідні співвідношення (1) і (2) отримаємо:

$$s_i + s_d = s_i + \frac{s_d}{\sqrt{2}} + amb\sqrt{r_m}. \quad (6)$$

Після проведення перетворень в (6) та з урахуванням того, що  $a$  приймає значення від 0,1 до 1,0 [2, 3], для спрощення приймаємо  $\frac{a}{0,3} \approx 1$ , отримаємо:

$$s_d \approx mb\sqrt{r_m}. \quad (7)$$

У першому наближенні умови формування смуги деформації з урахуванням (3) можуть бути переписані:

$$mb\sqrt{r_m} \mathbf{f} s_i, \quad (8)$$

тоді

$$r_m \mathbf{f} \left(\frac{s_i}{mb}\right)^2. \quad (9)$$

Після підстановки реальних експериментальних даних (для фериту низьковуглецевої сталі  $s_i = 30 - 50 \frac{H}{MM^2}$  [2, 3, 5],  $m = 8,2 \cdot 10^4 \frac{H}{MM^2}$  [6,9],  $b = 2,48 \cdot 10^{-7}$  мм [9]) у (9) можна провести оцінковий розрахунок, що для формування фронту зародка смуги Чернова – Людерса необхідно мати в системі кількість рухомих дислокацій у середньому на рівні не менш як  $4 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-2}$  ( $6 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-2} - 2 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-2}$ ). З іншого боку, величина  $r_m$  може бути оцінена як залежна від розміру зерна фериту за співвідношенням (4) [9]. Скористуємося цим рівнянням як незалежним від (9) для оцінки умов формування фронту смуги деформації. Так, приймаючи за межу необхідну густину рухомих дислокацій, нижче від якої на діаграмі навантаження буде відсутня ділянка переривчастої плинності, проведемо визначення цього значення. За співвідношенням (4) можна записати:

$$r_m = \lim_{\substack{e \rightarrow 0 \\ d \rightarrow \infty}} \frac{e_L}{bd} = \frac{0}{\infty}. \quad (10)$$

Для розв'язання (10), скористаємося правилом Лопіталя [10]:

$$r_m = \lim_{\substack{e \rightarrow 0 \\ d \rightarrow \infty}} \frac{(e_L)'}{(bd)'} = \frac{1}{b} = 4 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-2}. \quad (11)$$

Порівняльний аналіз отриманих значень  $r_m$  за двома незалежними оцінками показує доволі добрий збіг.

Отже, можна вважати, що однією із складових загальної вимоги формування зародка смуги деформації, що визначено співвідношенням (3), є генерація необхідної густини рухомих дислокацій. Для низьковуглецевих сталей, коли основним структурним елементом є розмір зерна фериту, а вплив перлітної складової мінімальний, необхідна густина рухомих дислокацій для формування смуги деформації повинна становити значення на рівні  $2 - 6 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-2}$ .

#### Висновки:

1. Визначено, що, окрім відомого впливу розміру зерна фериту, для низьковуглецевої сталі формування зародка смуги деформації відбудеться тільки після досягнення визначеної кількості рухомих дислокацій.

2. Мінімальна густина рухомих дислокацій становить значення в інтервалі  $2 - 6 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-2}$ .

1. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с. 2. Вакуленко И.А., Большаков В.И. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали. – Днепропетровск: Маковецкий, 2008. – 196 с. 3. Вакуленко И.А.,

Пирогов В.А., Бабич В.К. О связи величины  $S_0$  кривой деформации с параметрами уравнения Холла – Петча // *Металлофизика*. – 1986. – Т.8, №6. – С.61 – 64. 4. Панченко Е.В., Скаков Ю.Л., Кример Б.И. *Лаборатория металлографии*. – М.: *Металлургия*, 1965. – 439 с. 5. Hall E.O. *The deformation and ageing of mild steel. III Discuss. Proc. Phys. Soc.* – 1951. – V B–64, Pt.9. – P.747–753. 6. Cottrell A.H. *Theory of brittle fracture in steel and similar metals. Trans. Met. Soc. AIME.* – 1958. – V212. – P.192–209. 7. Кузін О.А., Яцюк Р.А. *Металознавство та термічна обробка металів*. – К.: *Основа*, 2005. – 324 с. 8. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.О. *Превращения в железе и стали*. – М.: *Наука*, 1977. – 236 с. 9. Garofalo F. *Factors affecting the propagation of a Luders band and lower yield stress in iron. Met. Trans.* – 1971. – V.2. – №8. – P. 2315–2317. 10. *Выгодский М.Я. Справочник по высшей математике*. – М.: *Наука*, 1975. – 871 с.

УДК 621.791

А.Р. Дзюбик, В.М. Палаш, В.І. Паньків  
Національний університет “Львівська політехніка”,  
кафедра зварювального виробництва, діагностики і відновлення металоконструкцій

## ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЗВАРЮВАННЯ СТИКІВ ТРУБОПРОВОДІВ

© Дзюбик А.Р., Палаш В.М., Паньків В.І., 2011

**Проведено дослідження технології зварювання кільцевих стиків трубопроводів, виготовлених з маловуглецевих низьколегованих сталей. Показано, що під час застосування вискоефективних та енергоощадних зварювальних процесів, включно із гібридними технологіями, можна істотно зменшувати погонну енергію за збереження високої технологічної міцності.**

**Research of technology of welding of circular joints of pipelines, made from low-carbon stahl is conducted. It is rotined that at application of high-efficiency and welding processes, inclusive with hybrid technologies it is possible substantially to diminish linear energy at the maintainance of high technological durability.**

**Актуальність теми.** Під час спорудження та ремонту різного типу трубопроводів виконується дуже великий обсяг робіт зі зварювання кільцевих стиків між окремими трубами. Насамперед це відбувається у випадку магістральних нафто- та газопроводів, які переважно виготовляються зі сталевих труб великого діаметра (до 1420 мм) та товщиною стінки, яка у багатьох випадках сягає 20–25 мм. Сьогодні розроблені доволі ефективні технології зварювання кільцевих стиків як обертових, так і необертових. Найпоширеніші з них ґрунтуються на механізованих способах дугового зварювання суцільними та порошковими дротами [1]. Одночасно з механізованими способами постійно вдосконалюється і ручне дугове зварювання під час виконання необертових стиків [2].

Окрім забезпечення необхідної якості та експлуатаційної надійності, останнім часом все більшого значення надається економії енергетичних та матеріальних ресурсів під час виконання зварних з'єднань. Це досягається зменшенням кількості наплавленого металу та величини погонної енергії (тепловкладення на одиницю довжини зварного шва). Одним з найперспективніших напрямів вирішення цієї проблеми є використання так званих гібридних технологій зварювання, які об'єднують два зварювальні джерела нагрівання, що одночасно діють на зварювальну ванну. Широкі перспективи щодо зменшення енергетичних та матеріальних затрат під час зварювання труб великого діаметра і під час спорудження магістральних трубопроводів відкриває створення установок для гібридного зварювання на основі волоконних лазерів з використанням електричної дуги [3, 4].