УДК 669.245.018.044:620.193.53

ЗВ'ЯЗОК МІЖ ПЕРЕРИВЧАСТОЮ ПЛАСТИЧНОЮ ТЕЧІЄЮ ТА ДЕФОРМАЦІЙНИМ ЗМІЦНЕННЯМ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Вакуленко І. О.	д-р техн. наук, професор, професор кафедри прикладної механіки та матеріалознавства Українського державного університету науки і технологій, м. Дніпро, Україна, *e-mail: vakulenko_ihor@ukr.net*;
Плітченко С. О.	канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри прикладної механіки та матеріалознавства Українського державного університету науки і технологій, м. Дніпро, Україна, *e-mail: plit4enko@ukr.net*;
Болотова Д. М.	ст. викладач Дніпровського ліцею залізничного транспорту,, м. Дніпро, Україна, *e-mail: dasha.bolotova@i.ua*;
Перков О. М.	канд. техн. наук, ст. наук. співр. відділу інформації Інституту чорної металургії НАН України, м. Дніпро, Україна, *e-mail: vakulenko_ihor@ukr.net*

Мета роботи. *Визначення умов зникнення ділянки переривчастої течії та її вплив на деформаційне зміцнення низько вуглецевої сталі.*

Актуальність. *Використання низьковуглецевих сталей з ділянкою переривчастої течії для штампування має суттєве обмеження. На підставі цього, питання впливу розміру зерна фериту на виникнення переривчастої течії є актуальними для визначення оптимального структурного стану сталей, що призначені для глибокої витяжки.*

Методи дослідження. *Структуру зразків досліджували під світловим мікроскопом, розмір зерна фериту визначали за методиками кількісної металографії. Механічні властивості сталі визначали при розтяганні, за кімнатної температури і швидкості деформації 10^{-3} c^{-1}. Характеристики зародження пластичної течії і параметри деформаційного зміцнення визначали за аналізом кривих розтягу в логарифмічних координатах. В області однорідного деформаційного зміцнення, деформацію порушення прямо пропорційного співвідношення $lg\sigma$-$lg\varepsilon$ визначали як момент формування дислокаційних структур з визначеною періодичністю.*

Отримані результати. *Збільшення розміру зерна фериту супроводжується зменшенням ділянки переривчастої течії і зсувом моменту формування дислокаційної чарункової структури в бік малих пластичних деформацій. Швидкість деформаційного зміцнення в області однорідного деформаційного зміцнення і деформація Людерса зв'язані обернено пропорційним співвідношенням. За надмірно великих розмірів зерна фериту складнощі підтримки умов рівномірного розподілу ліній ковзання становлять одну з причин зникнення ділянки переривчастої течії на кривих деформації низьковуглецевої сталі.*

Наукова новизна. *При збільшенні розміру зерна фериту деформація початку розпаду рівномірного розподілу дислокацій на періодичні структури, зсувається в бік зменшення. При цьому, підвищення спроможності металу до деформаційного зміцнення при формуванні смуги деформації сприяє зменшенню протяжності ділянки переривчастої течії.*

Практична цінність. *Визначення характеру впливу розміру зерна фериту низьковуглецевої сталі на характеристики деформаційного зміцнення та формування дислокаційних періодичних структур, можуть бути корисними при визначенні оптимального структурного стану сталі для глибокої витяжки.*

Ключові слова: *розмір зерна фериту, дислокація, деформація Людерса, деформаційне зміцнення.*

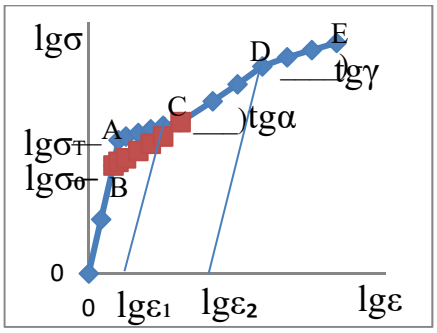
Вступ

Поширення пластичної деформації в металевих матеріалах супроводжується відповідними змінами їх внутрішньої будови. В залежності від структурних змін та необхідності підтримки умов безперервного розповсюдження пластичної течії, приріст деформації супроводжується постійним підвищенням рівня діючих напружень. За зовнішніми ознаками кривої навантаження, характер приросту напруження від ступеня деформації обумовлений особливостями розвитку процесів деформаційного зміцнення [1, 2]. Враховуючи безперервний процес еволюції структури при деформації, характер зародження та початкові умови її розповсюдження набувають визначеного впливу на розвиток деформаційного зміцнення на різних етапах пластичної течії металевого матеріалу. Для низьковуглецевих сталей за визначеного структурного стану, на кривих деформації присутність ділянки переривчастої течії визначає характер деформаційного зміцнення [3, 4]. На підставі цього, набувають певного значення питання стосовно формування смуг деформації та їх впливу на розвиток деформаційного зміцнення в вуглецевих сталях з різним розміром зерна фериту.

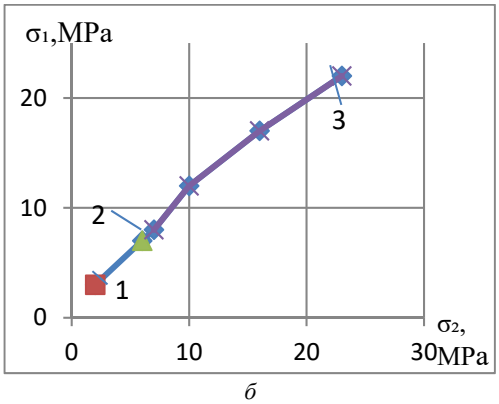
© Вакуленко І. О., Плітченко С. О., Болотова Д. М., Перков О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-2-4

Методика і матеріали

В якості матеріалу для досліджень використана низьковуглецева сталь з концентрацією вуглецю 0,06 %. Зразками для досліджень був дріт діаметром 1 мм. Для отримання різного розміру зерна фериту, діаметр заготівки дроту підбирали таким чином, щоб після протягування на волочильному стані на ступені деформації 17…80 %, кінцевий його діаметр дорівнював 1 мм. Остаточною операцією формування структури металу дроту був відпал при температурі 680 °С, тривалістю 1 год, який здійснювали в електричній печі камерного типу. При нагріві були задіяні заходи, що запобігають окисленню металу. Після термічної обробки, структуру зразків досліджували під світловим мікроскопом, з використанням методик кількісної металографії [5] для визначення розміру зерна фериту. Механічні властивості сталі визначали при розтяганні, в умовах випробувальної машини типу «Інстрон», при кімнатній температурі, швидкості деформації 10^{-3} $с^{-1}$. Характеристики зародження пластичної течії і параметри деформаційного зміцнення визначали за аналізом кривих розтягу, що побудовані в логарифмічних координатах (рис. 1*а*).



а



б

Рис. 1. Крива деформації в координатах lgσ–lgε (*а*) та взаємна зміна σ_1 и σ_2 для сталі після гартування і відпуску 680 °С (1); нормалізації (2); ізотермічного перетворення аустеніту при 550 °С, деформації 25–90 %, відпалу при 680 °С (*б*)

Позначали точку *A* як межу плинності (σ_T), точку *B* як напруження необерненого руху дислокацій (σ_0) [1], *AC* як ділянку переривчастої течії, що дорівнює деформації Людерса, *CE* як область однорідного деформаційного зміцнення. Напруження на кінці ділянки переривчастої течії (σ_2) визначали як $\sigma_2 = \sigma_3 - \sigma_4$, де σ_3 – напруження на кінці ділянки (точка *C*), а σ_4 – на її початку. Деформацію (ε_n) визначали як момент порушення прямо пропорційного співвідношення lgσ-lgε (точка *D*, рис. 1*а*), що відповідає моменту початку розпаду рівномірного розподілу дислокацій на структури з відповідною періодичністю [1, 2].

Результати та їх обговорення

Характер впливу структури фериту на напруження течії низьковуглецевих сталей свідчить, що ефект від появи перших ознак пластичної деформації в значній ступені подібний розвитку процесів деформаційного зміцнення [1]. Для оцінки приросту напруження від поширення смуг деформації в області переривчастої течії (σ_1), скористаємося залежністю для напруження, що необхідне для формування зародка смуги деформації:

$$\sigma_1 = \alpha \cdot \mu \cdot \sqrt{\varepsilon L \cdot b / q \cdot d}, \qquad (1)$$

де α – постійна, для низьковуглецевої сталі дорівнює 0,3 [6]; μ – модуль пружності; ε_L – деформація Людерса; *b* – вектор Бюргерса; *q* – кількість зерен, що складають фронт смуги деформації; *d* – розмір зерна фериту.

Підставляючи в (1) ε_L для відповідного *d*, μ, *b*, *q* = 2 [7] і α = 0,3 після розрахунку σ_1, виявили, що відмінності з експериментальними значеннями (σ_2) не перевищують 10…15 % (рис. 1*б*). На підставі цього, схематично процес формування зародка смуги деформації слід розглядати як певний приріст щільності дислокацій, що є подібним розвитку процесів деформаційного зміцнення [8], хоча і з певними особливостями. За зовнішніми ознаками, однаковий характер приросту напруження, при деформації металу від σ_0 до точки *C*, і області однорідного деформаційного зміцнення CDE (рис. 1*а*), підпорядковуються єдиній параболічній залежності [9]:

$$\Sigma = \sigma_0 + K\,\varepsilon^m, \qquad (2)$$

де *K* – постійна; *m* – покажчик ступеня.

На підставі цього, слід очікувати існування співвідношення між ε_L і параметрами деформаційного зміцнення. Визначаючи із (2) першу похідну σ по ε ($d\sigma/d\varepsilon$), стає можливим оцінити щільність рухливих дислокацій, що необхідно мати для підтримки умов безперервного поширення пластичної деформації. Враховуючи, що $d\sigma/d\varepsilon$ є структурно чутливою характеристикою [2], безперервне її зниження з підвищенням ступеня деформації, дозволяє оцінити еволюцію деформаційного зміцнення за співвідношенням:

$$d\sigma/d\varepsilon = m \cdot ky \cdot / n \cdot b \cdot \rho_m \cdot d^{1,5}, \qquad (3)$$

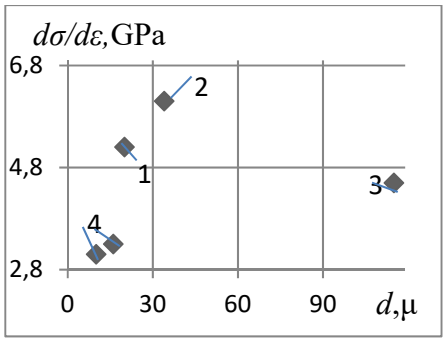
© Вакуленко І. О., Плітченко С. О., Болотова Д. М., Перков О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-2-4

де k_y – кутовий коефіцієнт співвідношення Холла-Петча; n – кількість зерен, що складають фронт смуги деформації; ρ_m – густина рухливих дислокацій.

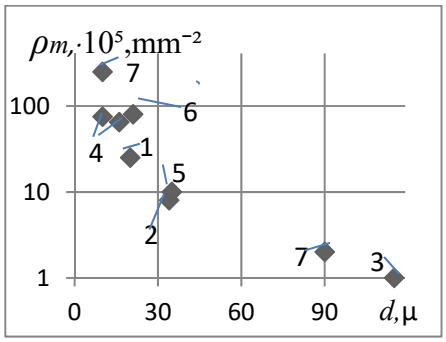
Відповідно до (3), на момент утворення зародка смуги деформації величина $d\sigma/d\varepsilon$ є пропорційною m, k_y і обернено пропорційною ρ_m і d. Виконання співвідношення (3) підтверджується порівняльним аналізом значень ρ_m, отриманих за розрахунками та з експерименту. Підставляючи в (3) значення $d\sigma/d\varepsilon$ для інтервалу d115 – 10 мкм (рис. 2*а*), m – з аналізу кривих розтягу (рис. 1*а*), k_y і n =2 [10], розраховані величини ρm показали обернено пропорційну залежність від d (рис. 2*б*). Порівняльний аналіз абсолютних значень ρm після розрахунку та отриманих експериментально, свідчить про досить добрий збіг з відомими результатами (рис. 2*б*). Дійсно, для сталі з 0,007 % С, при d = = 27 мкм, ρm складає 107 мм$^{-2}$ [11], а для сталі з 0,04 % С, при d = 30 мкм, вказана характеристика дорівнює 106 мм$^{-2}$ [12]. Отже, використання співвідношення (3) дозволяє, принаймні, якісно оцінити характер накопичення дефектів кристалічної будови на етапі пластичної течії при формуванні смуги деформації [7]. За залежністю $\rho_m \sim f(d)$ стає зрозумілим, що із зменшенням розміру зерна фериту, необхідна густина рухливих дислокацій для підтримки пластичного течії на ділянці переривчастої течії, зростатиме. На підставі цього, чим має більшу протяжність майданчик ділянка переривчастої течії, тим вище буде накопичена кількість дислокацій у металі і відповідно нижче значення $d\sigma/d\varepsilon$ на момент початку області однорідного деформаційного зміцнення [1]. Враховуючи існування межи максимально припустимої концентрації дислокацій у металі [2], стає зрозумілим зниження пластичності низьковуглецевої сталі при підвищенні дисперсності структури фериту. Таким чином, існування обернено пропорційного зв'язку між ε_L і $d\sigma/d\varepsilon$ є цілком виправданим (рис. 3*а*). Відповідно до механізму формування смуги деформації [10], підтримка певного градієнту дислокацій у фронті смуги є однією з основних умов її подальшого розповсюдження. З цього випливає, що певному розміру зерна фериту має відповідати не тільки визначений розподіл дислокацій, але й сама ширина фронту смуги деформації. З метою визначення ролі структурного фактора за співвідношенням $d\sigma/d\varepsilon - \varepsilon_L$, розглянемо умови зародження пластичної деформації металу. Для цього скористуємося залежністю σ_T і від розміру зерна фериту (рис. 3*б*). За зовнішніми ознаками зазначені співвідношення, хоч і підкоряються залежності типу Холла Петча:

$$\sigma_T,\ \sigma_0 = \sigma_i + ky \cdot d^{-0,5}, \qquad (4)$$

постійні величини рівнянь все ж відповідають різним процесам зміни внутрішньої будови металевого матеріалу. Дійсно, якщо за співвідношенням $\sigma_0 = f(d)$, величина σ_i в більшій мірі відповідає напруженню тертя кристалічної решітки, то за залежністю $\sigma_T = f(d)$, зазначена характеристика пов'язана з напруженням течії монокристалу.

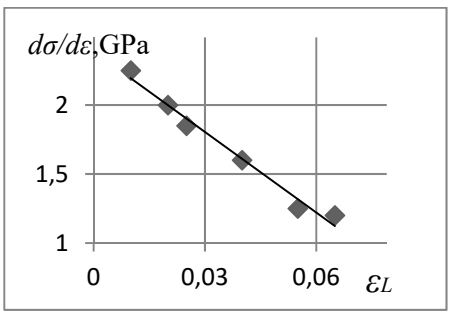


а

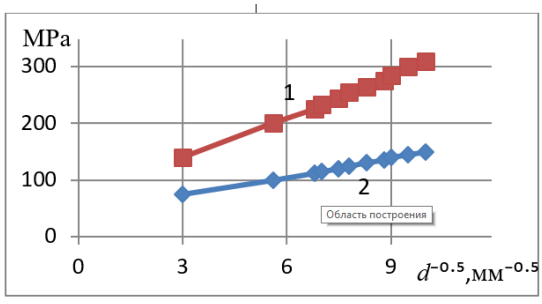


б

Рис. 2. Вплив d низьковуглецевої сталі на $d\sigma/d\varepsilon$ (*а*) і ρ_m за формування смуги деформації (*б*), за структурного стану сталі з 0,06 % С після ізотермічного розпаду аустеніту при 550 °С (1), нормалізації (2), гартування та відпуску 680 °С (3), деформації та відпалу 680 °С (4), [12] – (5), [11] – (6), [13] – (7)



а



б

Рис. 3. Взаємна зміна $d\sigma/d\varepsilon$ і εL – (*а*) та залежність σ_T (1) і σ_o (2) – (*б*) від d низьковуглецевої сталі

© Вакуленко І. О., Плітченко С. О., Болотова Д. М., Перков О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-2-4

По кутовому коефіцієнту k_y також існують відмінності щодо його фізичного змісту. Незважаючи на це, виконання співвідношення (4) вказує на однозначний зв'язок з інтенсивністю напруження, яке необхідне для подолання межі зерна фериту за поширенням деформації. У загальному вигляді механізми розвитку пластичної деформації на етапі формуванні зародка смуги деформації та області її поширення, мають багато спільного. В обох випадках приріст густини дислокацій призводить до гальмування роботи джерел дислокацій. В результаті потрібно безперервне підвищення результуючого напруження як компенсація зазначеного явища. Водночас, має зростати опір меж зерен поширенню деформації від накопичення дислокацій поблизу з ними. На підставі цього, цілком обґрунтовано спостерігається збільшення k_y для співвідношення $\sigma_T = f(d)$, в порівнянні з $\sigma_o = f(d)$. З іншого боку, зменшення σ_T і σ_o із зростанням розміру зерна фериту (рис. 3*б*), має пояснення за співвідношенням (1). За результатів розрахунку ρm випливає, що зі зростанням d відбувається зниження кількості рухомих дислокацій, що необхідні для підтримки умов безперервності поширення пластичної деформації [1]. Зі спільного аналізу результатів рис. 2 і 3 випливає, що чим більший розмір зерна фериту, тим менше буде ε_L та ρ_m для формування смуги деформації. При цьому, зростатимуть характеристики деформаційного зміцнення ($d\sigma/d\varepsilon$ і m) на момент початку області однорідного деформаційного зміцнення (т. *C*, рис. 1*а*). Враховуючи існування співвідношення $d\sigma/d\varepsilon \sim \Delta\rho$, де $\Delta\rho$ – приріст густини накопичених дислокацій за т. *C*, збільшенню d відповідає нелінійний характер зростання $\Delta\rho$ за деформаційного зміцнення сталі після завершення ділянки переривчастої течії. Водночас з цим, зростанню густини дислокацій притаманне збільшення ймовірності розпаду їх рівномірного розподілу на структури з визначеною періодичністю [14]. На підставі цього збільшення d повинно супроводжуватися зменшенням величини пластичної деформації, що відповідає появі ознак дислокаційної чарункової структури [1]. Результати рис. 4 підтверджують наведені положення. Дійсно, збільшення розміру зерна фериту в низько вуглецевій сталі супроводжується одночасним прогресуючим зниженням εn (т. *D*, рис. 1*а*) та εL. Більше цього, після екстраполяції співвідношень $\varepsilon n \sim d^{-0,5}$ та $\varepsilon_L \sim d^{-0,5}$ до перетину з віссю абсцис, виконанню умов $\varepsilon_L = \varepsilon_n = 0$ буде відповідати розмір зерна фериту в інтервалі 800…900 мкм. З цього випливає, що для формування фронту смуги деформації, коли d дорівнює 800…900 мкм, сформувати необхідний градієнт дислокацій на ділянці розміром за вбільшки $2d$, стає не можливим.

Ймовірною причиною, слід вважати виникнення порушень у розподілі дислокацій при формуванні фронту смуги деформації. Підтверджують наведене припущення результати дослідження умов формування смуг деформації в чистому залізі з розміром зерна до 1 мм [10]. З аналізу мікроструктур можна визначити, що з розмірів зерен до 250 мкм спостерігається звичайний характер формування смуг деформації. Але починаючи за $d > 300$ мкм, можна визначити перші ознаки порушення однорідного розподілу деформації, хоча в сусідніх більш дрібних зернах розподіл слідів від ліній деформації залишився однорідним. Для зразків з розміром зерна близько 1 мм виявити фронт смуги деформації неможливо. За характером розподілу смуг ковзання дислокацій деформація виникає одразу у всьому об'ємі металу. Таким чином, як що у низько вуглецевих сталях, розмір зерна фериту буде перебільшувати декілька сотень мікрон, слід очікувати порушення умов формування необхідного градієнту дислокацій при формуванні зародку смуги деформації. В результаті на кривій деформації буде відсутня ділянки переривчастої течії, а початок області однорідного деформаційного зміцнення буде збігатися з появою перших ознак пластичної деформації.

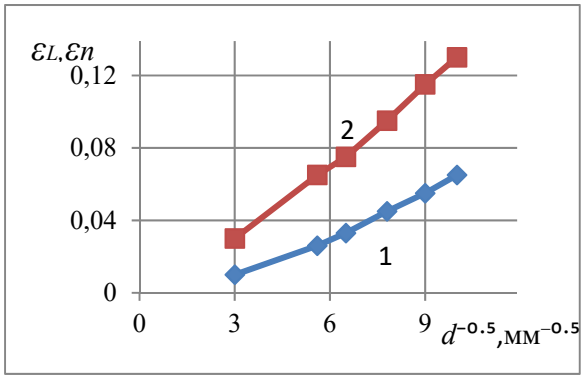


Рис. 4. Вплив d на ε_L (1) та ε_n (2) низьковуглецевої сталі

Висновки

1. Збільшення розміру зерна фериту супроводжується зменшенням ділянки переривчастої течії і зсувом моменту формування дислокаційної чарункової структури в бік малих пластичних деформацій.

2. Швидкість деформаційного зміцнення в області однорідного деформаційного зміцнення і деформація Людерса зв'язані обернено пропорційним співвідношенням.

3. За надмірно великих розмірів зерна фериту, складнощі підтримки умов рівномірного розподілу ліній ковзання становлять одну з причин зникнення ділянки переривчастої течії на кривих деформації низько вуглецевої сталі.

Список літератури

1. Вакуленко И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Дн-ск : Маковецкий Ю. В., 2008. – 196 с.

2. Бабич В. К. Деформационное упрочнение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М. : Металлургия, 1972. – 320 с.

3. Cottrell A. H. The relation between the structure and mechanical properties of metals / A. H. Cottrell // Symposium № 15, NPL, Teddington. – 1963. – P. 455–473.

4. Crist B. W. Comparison of the Hall-Petch parameters of zone–refined iron determined by the grain size and

© Вакуленко І. О., Плітченко С. О., Болотова Д. М., Перков О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-2-4

extrapolation methods / B. W. Crist, C. V. Smith // Acta met. – 1967. – Vol. 15. – N 5. – P. 809–816.

5. Вакуленко І. О. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / І. О. Вакуленко. – Дн-ск : Маковецкий Ю.В., 2010. – 124 с.

6. Pickering F. B. Physical metallurgy and the design of steels / F. B. Pickering // Materials science series. Applied science publishers LTD, 1978.

7. Garofalo F. Factors affecting the propagation of a Luders band and the lower yield and flow stresses in iron / F. Garofalo // Met. Trans., 1971. – Vol. 2. – P. 2315–2317.

8. Vakulenko I. Influence of structure and parameters of deformation on plastic instability metals / I. Vakulenko, V. Pirogov // Collection abstracts. Proc. 8 Int. Conf. of Fracture (ICF-8). – Kiev-Lviv. – 1993. – 453 p.

9. Ludwik P. Elemente der technologischen mechanik / P. Ludwik. – Berlin : Verlag von Julius Springer, 1909. – 57 p.

10. Imamura J. Contribution of local strain rate at Luders band front to grain size dependence of lower yield stress in iron / J. Imamura, H. Hayakawa, T. Taoka // Trans. Iron. Steel. Inst. of Japan. – 1971. – Vol. 11, № 3. – P. 191–200.

11. Igata N. Direct observation of hardening processes of polycrystalline iron / N. Igata, S. Seto // Proc. Int. Conf. Sci and Technol. iron and steel. – Tokyo. – 1970. – Part. 2. – P. 1293–1297. – Discuss. – P. 1297.

12. Bergstrom J. The application of a dislocation model to the strain and temperature of the strain hardening exponent / J. Bergstrom, B. Aronsson //Inst. Metallforsk [Rapps]. – 1971. – Vol. 753. – P. 27–39.

13. Криштал М. М. Скоростная чувствительность сопротивления деформированию при прерывистой текучести / М. М. Криштал // ФММ-1995. – Т. 80. – С. 163–167.

14. Holt D. L. Dislocation cell formation in metals / D. L. Holt // J. Appl. Phys. – 1970. – Vol. 41. – № 8. – P. 3197–5202.

Одержано 21.09.202

RELATION BETWEEN DISCONTINUOUS PLASTIC FLOW AND STRAIN HARDENING OF THE LOW-CARBON STEEL

Vakulenko I.	Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Applied Mechanics and Materials Science of the Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine, *e-mail: vakulenko_ihor@ukr.net*;
Plitchenko S.	Ph. D., Associate Professor of the Department of Applied Mechanics and Materials Science of the Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine, *e-mail: plit4enko@ukr.net*;
Bolotova D.	Senior lecturer of the Dnipro Lyceum of Railway Transport, Dnipro, Ukraine, *e-mail: dasha.bolotova@i.ua*;
Perkov O.	Ph. D., Senior researcher of the information department of Iron and Steel Institute n.a. Z.I.Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine, *e-mail: vakulenko_ihor@ukr.net*

Purpose. *Determination of the conditions for the disappearance of a section of intermittent flow and its effect on the strain hardening of low-carbon steel.*

Actuality. *The use of low carbon steels with intermittent flow for stamping has a significant limitation. Based on this, the issues of the effect of ferrite grain size on the occurrence of intermittent flow are relevant for determining the optimal structural state of steels intended for deep drawing.*

Research methods. *The structure of the samples was studied under a light microscope, the grain size of the ferrite was determined by the methods of quantitative metallography. The mechanical properties of steel were determined in tension at room temperature and a strain rate of 10^{-3} s^{-1}. The characteristics of the initiation of plastic flow and the parameters of strain hardening were determined from the analysis of tension curves in logarithmic coordinates. In the region of uniform strain hardening, the deformation of the violation of the directly proportional relation lgσ-lgε was determined as the moment of formation of dislocation structures with a certain periodicity.*

Results. *An increase in the grain size of ferrite is accompanied by a decrease in the region of intermittent flow and a shift in the moment of formation of a dislocation cellular structure towards small plastic deformations. The strain hardening rate in the region of uniform work hardening and the Lüders strain are related by an inversely proportional relationship. With excessively large grain sizes of ferrite, the difficulty of maintaining conditions for a uniform distribution of slip lines is one of the reasons for the disappearance of the intermittent flow region on the deformation curves of low-carbon steel.*

Scientific novelty. *With an increase in the grain size of ferrite, the deformation of the beginning of the decay of a uniform distribution of dislocations into periodic structures is shifted to a decrease. At the same time, an increase in the ability of the metal to work hardening during the formation of a deformation band contributes to a decrease in the length of the intermittent flow section.*

Practical value. *Determining the nature of the influence of the grain size of low-carbon steel ferrite on the characteristics of work hardening and the formation of dislocation periodic structures can be useful in determining the optimal structural state of steel for deep drawing.*

Key words: *ferrite grain size, dislocation, Lüders deformation, work hardening.*

© Вакуленко І. О., Плітченко С. О., Болотова Д. М., Перков О. М., 2022
DOI 10.15588/1607-6885-2022-2-4