
НАУКОВИЙ ТА ІНФОРМАЦІЙНИЙ ЖУРНАЛ

Металознавство
та термічна обробка
металів

ЗАСНОВАНИЙ У 1997 РОЦІ

4(67)

2014



ББК 34.2

М 54

УДК 669017

Свідцтво про державну реєстрацію
друкованого засобу масової
інформації **серія KB № 2376**
zareestrovano 9 січня 1997 року.
Свідцтво
Серія ДК №1291 від 20.03.2003р.

Засновник журналу:

Придніпровська державна академія
будівництва та архітектури

Позиція ректорату академії та
редколегії може не збігатися з
думками авторів журналу.

Затверджено до видання вченою
радою академії.

Мова видання: українська, російська
та англійська

Художній редактор

І. В. Рижков

Технічний редактор

О. А. Тимошенко

Комп'ютерна верстка:

О. А. Тимошенко,

С. Б. Пономарьов

Коректор

В. Д. Маловик

4 Україна, 49600, м. Дніпропетровськ,
вул. Чернишевського, 24-а.

ДВНЗ «Придніпровська державна академія
будівництва та архітектури»

Редакційно-видавничий сектор ВТЗН

☎ (0562) 46-93-05, 050 4524363

E-mail

timshenkelenalena09121969@rambler.ru

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

головний редактор – д-р. техн. наук

В. І. Большаков

заст. гол. редактора – д-р. техн. наук

В. С. Вахрушева

д-р. техн. наук

Вад. І. Большаков

д-р. техн. наук

М. В. Савицький

д-р. техн. наук

Ю. Я. Мешков

д-р. техн. наук

І. Г. Узлов

д-р. техн. наук

І. С. Долженков

відповідальний секретар –
канд. техн. наук

О. А. Тимошенко

Згідно з додатком до постанови
президії ВАК України від 9.06.1999 р.
№ 1-05/7 журнал входить до переліку
№ 1 «Наукові фахові видання
України», в яких можуть публікуватися
результати дисертаційних робіт на
здобуття наукових ступенів доктора та
кандидата наук.



В цьому НОМЕРі:

ОЦІНКА ВПЛИВУ ТВЕРДОРОЗЧИННОГО ЗМІЦНЕННЯ
І МЕЖ ЗЕРЕН ФЕРИТУ НА ПОШИРЕННЯ
ДЕФОРМАЦІЇ В НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ

І. О. Вакулєнко, О. О. Чайковський, Ю. Л. Надеждин.....5

ОКСИДНО-РЕДУЦІЙНА ПРОВІРКА І МОДЕЛЮВАННЯ
ПРОЦЕСА ЗВІДНЕННЯ ПЛОТНОСТІ МЕТАЛІВ,
ЕЛЕКТРООСАЖДАЄМИХ ПРИ СИЛОВОМУ ВОДІВІДІВІВІ

О. Б. Гирин, І. М. Кузєв.....12

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСОВ Ti-C-Sr И Ti-B-Sr
НА СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ СПЛАВА Al-7Si

В. З. Куцова, Е. И. Свиноренко, Т. Б. Дмитриева.....21

СТРУКТУРА І ФАЗОВИЙ СОСТАВ
ЕЛЕКТРООСАЖДЕНИХ СПЛАВОВ Fe-Sn

Е. В. Колєсник, В. И. Овчарєнко.....29

КОНЦЕПТУАЛЬНЫЕ ОСНОВЫ ВЫБОРА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА
СТАЛИ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

**А. И. Бабаченко, Д. Н. Тогобицкая, А. С. Козачок,
Л. А. Головка, А. А. Кононенко, А. В. Кныш.....34**

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИРОБІВ ЗІ СПЕЧЕНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ ПОРОШКУ ТИТАНУ, ЛЕГОВАНОГО КИСНЕМ Т. Б. Янко, О. В. Овчинников, Т. О. Коваленко.....	49
--	----

ВЗАИМОСВЯЗЬ СВОЙСТВ ПРОЧНОСТИ, ПЛАСТИЧНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ А. В. Шиян, Ю. Я. Мешков.....	54
--	----

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СТАЛИ 45 ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С. И. Пинчук, В. Ф. Балакин, Д. Г. Тишкевич.....	76
---	----

РЕФЕРАТИ	85
----------------	----

УДК 691.87:691.714:539.434

ОЦІНКА ВПЛИВУ ТВЕРДОРОЗЧИННОГО ЗМІЦНЕННЯ І МЕЖ ЗЕРЕН ФЕРИТУ НА РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ДЕФОРМАЦІЇ В НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ

І. О. Вакуленко, д. т. н., проф., О. О. Чайковський*, к. т. н., доц.,
Ю. Л. Надеждін

*Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту
ім. акад. В. Лазаряна*

**ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»*

Постановка проблеми

За однакових умов навантаження для низьковуглецевих сталей стан твердого розчину і розмір зерна фериту мають адитивний вплив на процеси зародження і розповсюдження пластичної деформації [1]. Ступінь зміцнення металу в залежності від схеми деформування визначається розвитком процесів накопичення і перерозподілу дефектів внутрішньої будови [2]. Після досягнення певної пластичної деформації, виникає порушення балансу між приростом і розподілом дислокацій в фериті, приводить до формування періодичних дислокаційних структур. Враховуючи, що характер структурних змін в першу чергу визначається поведінкою металу на початкових етапах розповсюдження пластичної деформації [1,2], схема навантаження буде суттєво впливати на характер зміцнення металу. Більше цього, співвідношення між впливом стану твердого розчину і великокутових меж зерен на розповсюдження деформації може бути різним в залежності від схеми навантаження.

Мета роботи

Аналіз характеру поведінки низьковуглецевої сталі в залежності від розміру зерна фериту при односпрямованому статичному і циклічному навантаженнях.

Матеріал і методики досліджень

В якості матеріалу для досліджень була використана низьковуглецева сталь з 0,08 % вуглецю. Різний розмір зерна фериту отримували завдяки зміні ступеню холодної пластичної деформації і температури відпалу. Параметри деформаційного зміцнення і напруження необерненого руху дислокацій визначали з аналізу кривих розтягання при швидкості деформації 10^{-3} с^{-1} . Циклічне навантаження здійснювали в умовах випробувальної машини «Сатурн-10» при знакозмінному вигині. Оцінку розміру зерна фериту проводили під світловим мікроскопом з використанням методик кількісної металографії [3]. Вплив стану твердого розчину і розміру зерна фериту на межу плинності і міцність при втомі металу оцінювали, використовуючи залежності типу Холла – Петча.

Виклад основного матеріалу

Незалежно від об'ємної частки цементиту, вплив середнього розміру феритного прошарку в структурі вуглецевої або зерна фериту (d) у низьковуглецевій сталі на напруження плинності підпорядковується залежності типу Холла – Петча [4]:

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

де σ_i – напруження тертя кристалічної решітки, k_y – величина опору меж зерен із великими кутами розорієнтації поширенню пластичної деформації. Експериментально доведено, що за напружень суттєво нижчих межі плинності, незалежно від структурного стану металу спостерігається неособливий рух дислокацій. Таке переміщення дислокацій викликає їх накопичення в об'ємах зерен фериту поблизу з великокутовими межами (рис. 1). Зазначені зміни внутрішньої будови сприяють підвищенню опору поширення пластичної деформації. Незалежно від структурного стану металу, умов навантаження, величина поширення межі плинності з високим коефіцієнтом кореляції підпорядковується співвідношенню (1) [2]. З іншого боку, враховуючи, що межа зерна з великим кутом розорієнтації виконує функції як місця зародження дислокацій, так і місця їх анігіляції [1], загальна їх довжина повинна мати відбиток на постійних характеристиках рівняння (1).

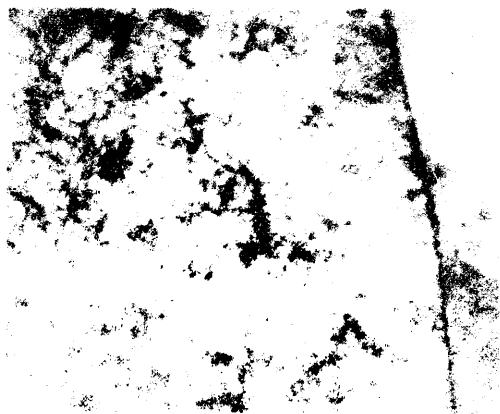


Рис. 1. Субструктура фериту сталі з 0,08 % С поблизу межі зерна після пластичної деформації 1 %, $\times 20\,000$

Справді, використання співвідношення (1) для оцінки характеру впливу розміру зерна на поведінку металу за ступенів пластичної деформації, які значно перевищують рівень межі плинності, став поштовхом для розробки альтернативної методики визначення параметрів рівняння (1) [5]. Здійснення екстраполяції ділянки однорідного деформаційного зміцнення кривої розтягу ($\sigma = \sigma_i + K\varepsilon^m$) на нульову пластичну деформацію дозволяє визначити величини σ_i і k_y . Достатньо близькі абсолютні значення σ_i і σ_T зумовили те, що тривалий час указані характеристики вважалися однаковими.

Аналогічні уявлення були поширені на k_y і k_y . Але в дійсності величини σ_i і k_y є залежними від розміру зерна металу і не можуть ототожнюватися з постійними (σ_i і k_y) рівняння (1). На основі числових експериментальних досліджень було доведено, що, незалежно від температури навантаження, швидкості деформації, величину σ_i можна оцінити за співвідношенням [2]:

$$\sigma_i = \sigma_i + \frac{k_y}{\sqrt{2d}} + \alpha\mu b\sqrt{\rho_m}, \quad (2)$$

де α – постійна, μ – модуль зсуву, b – вектор Бюргерса, ρ_m – густина рухомих дислокацій. Для низьковуглецевих сталей на початкових етапах поширення пластичної деформації густина рухомих дислокацій може бути оцінена за залежністю [6]:

$$\rho_m = \frac{\varepsilon_L}{bd}, \quad (3)$$

де ε_L – деформація Людерса. Використання (3) дозволяє оцінити роздільний внесок у розвиток початкових етапів пластичної деформації від стану твердого розчину, впливу великокутових меж зерен і густини рухомих дислокацій.

Формування зародка смуги деформації передбачає виникнення певного розподілу рухомих дислокацій, за умов [5]:

$$\sigma_d > \sigma_i, \quad (4)$$

де σ_d – напруження розблокування дислокацій. За співвідношенням (4) формування зародка смуги деформації стає можливим лише завдяки низькому напруженню тертя кристалічної решітки. З іншого боку, поширення ковзання дислокацій через межу зерна викличе порушення умови (4). Недостатній рівень накопичення рухомих дислокацій зумовить відсутність ділянки переривчастої течії на діаграмі деформації [2]. Враховуючи залежність ρ_m від d (4), слід вважати, що повинен існувати деякий розмір зерна (d_1), більше якого вказана ділянка на діаграмі деформації буде відсутня. За умов статичного розтягу розмір зерна фериту (коли $\sigma_d \approx \sigma_i$) (крива 1, рис. 2) буде дорівнювати приблизно 250–300 мкм, що узгоджується з відомими результатами експериментальних досліджень [7].

$$\sigma_T, \sigma_{-1}, \text{ МПа}$$

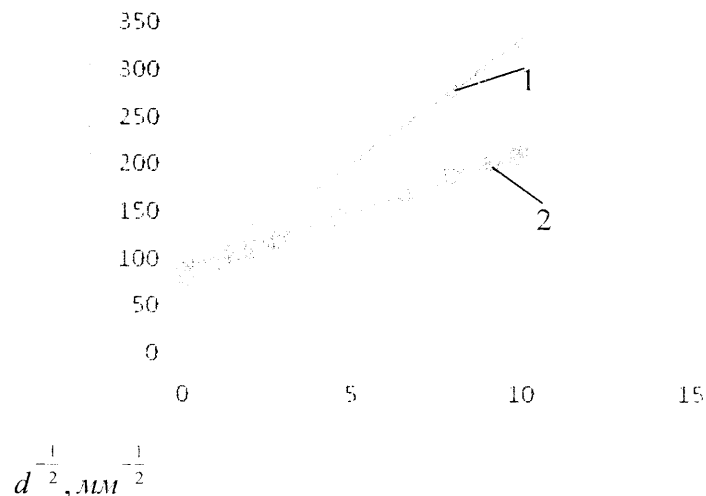


Рис. 2. Вплив розміру зерна фериту на σ_T (◆-1) і σ_{-1} (■-2)

На підставі цього слід вважати, що за розмірів зерна фериту більше як 250 мкм величина напруження плинності буде визначатися більшою мірою станом твердого розчину, при практичній відсутності впливу від меж зерен. За умови $d \geq d_1$ σ_T буде дорівнювати σ_i' . З урахуванням співвідношень (1) і (2), якщо $\alpha \approx 0,3$, отримаємо $\sigma_d \approx \mu b \sqrt{\rho_m}$, а умова (4) матиме вигляд:

$$\rho_m > \left[\frac{\sigma_i}{\mu b} \right]^2. \quad (5)$$

Після підстановки в (5) $\sigma_i = 70$ МПа (рис. 2) відомих значень μ і b для фериту визначили, що мінімальні значення ρ_m для початку пластичної деформації повинні складати значення не менше як 10^7 мм^{-2} . Порівняння з відомими результатами досліджень показує добрий збіг з аналогічною характеристикою низьковуглецевої сталі ($6-9 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-2}$) [8].

Аналіз характеру залежності міцності при втомі (σ_{-1}) від розміру зерна фериту залишається незмінним порівняно із статичним навантаженням:

$$\sigma_{-1} = \sigma_i'' + k_y'' d^{-\frac{1}{2}}, \quad (6)$$

де σ_i'' і k_y'' – аналогічні характеристики як за (1). За залежністю (2) (рис. 2) були вираховані σ_i'' і k_y'' , які дорівнювали 90 МПа і $1,1 \text{ кг/мм}^{1,5}$ відповідно.

Відомо, що було визначено, що $\sigma_i'' > \sigma_i'$, а $k_y'' < k_y'$. Після оцінки критичного розміру зерна фериту (d_2), коли $\sigma_i'' \approx k_y'' \cdot d^{-\frac{1}{2}}$ (рис. 2) визначили, що $d_2 = 20$ мкм, а необхідна кількість рухомих дислокацій для підтримки умов циклічного навантаження приблизно вдвічі більша і має значення $2 \cdot 10^7 \text{ мм}^{-2}$. Таким чином, за циклічного навантаження стан твердого розчину в поперечній течії має значно вагоміше значення порівняно з односпрямованим статичним деформуванням. Лише за розмірів зерна фериту менше 20 мкм починає перевищувати ефект змінення від присутності великокутових меж зерен.

Дослідженнями внутрішньої будови металу за циклічного навантаження визначено, що за низьких амплітуд формується дислокаційна структура, яка складається витягнутим стінкам із переважним орієнтуванням у напрямку до великокутових меж зерен [9]. З іншого боку, значно меншим деформаціям за півцикла (порівняно з деформацією при розтягу) відповідають цілком сформовані і малі відстані переміщення дислокацій у фериті. Різний спектр відстаней вільного пробігу дислокацій вказує на можливість розвитку процесів динамічного деформаційного старіння за циклічного навантаження. Якщо це так, тоді стає зрозумілим, за рахунок яких чинників виконуються умови: $\sigma_i' > \sigma_i''$, а $k_y' < k_y''$.

У загальному вигляді тривалість часу (τ_0), необхідно для взаємодії дислокацій з атомами домішок (час очікування) під час розвитку процесів динамічного деформаційного старіння (ДДС), можна оцінити:

$$\tau_0 = \frac{\rho_m \cdot l \cdot b}{\dot{\epsilon}}, \quad (7)$$

де $\dot{\epsilon}$, l – відповідно макроскопічна швидкість деформації і довжина вільного пробігу дислокації. Друга характеристика – час вільного пробігу дислокації до моменту взаємодії з атомами домішок (τ_1) – визначається за співвідношенням:

$$\tau_1 = \frac{l}{\dot{\epsilon}_1}, \quad (8)$$

де $\dot{\epsilon}_1$ – швидкість переміщення дислокації. Максимальний ефект від розвитку процесів ДДС буде за умови $\tau_0 \approx \tau_1$ [2]. Після підстановки в (7)

для циклічного навантаження $\rho_m = 2 \cdot 10^7 \text{ мм}^{-2}$, замість $l - d_1 = 20 \text{ мкм}$ і

$\dot{\epsilon} = 10 \text{ с}^{-1}$ (макроскопічна швидкість деформації під час випробувань в умовах машини «Сатурн-10») стримаємо, що τ_0 дорівнює приблизно 10^{-2} с .

Для оцінки τ_1 за (8) визначимо спочатку $\dot{\epsilon}_1$ за рівнянням [6]:

$$\dot{\epsilon} = k \rho_m b \dot{\epsilon}_1, \quad (9)$$

де k – геометричний фактор. Після підстановки характеристик у (9), якщо $k \approx 1$, і визначення $\dot{\epsilon}_1$ за умов, коли $l = d_1$, τ_1 буде складати значення

близько 10^{-2} с . Таким чином, на перших етапах циклічного навантаження, коли практично відсутня фрагментація зерна, дуже велика вірогідність розвитку ДДС, що підтверджується для аналогічної сталі результатами експериментальних досліджень [9]. Справді, у процесі циклічного навантаження дуже велика локалізація рухомих дислокацій вже на початкових етапах спричинить їх взаємне блокування, внаслідок чого повинне відбутися зменшення величини ρ_m , а поділ зерна фериту на окремі

фрагменти викличе скорочення l в декілька разів. На підставі цього порушення умов розвитку ДДС в одному мікрооб'ємі металу може бути початком їх виконання в іншому. Таким чином, для низьковуглецевої сталі послідовний розвиток процесів ДДС за циклічного навантаження в різних мікрооб'ємах може бути однією з можливих причин підвищення ролі твердорозчинного зміцнення порівняно зі статичним односпрямованим деформуванням.

ВИСНОВКИ

1. Для низьковуглецевої сталі за циклічного навантаження ефект зміцнення від стану твердого розчину перевищує вплив меж зерна порівняно зі статичним односпрямованим деформуванням.

2. Підвищення ролі твердорозчинного зміцнення за циклічного навантаження низьковуглецевої сталі з визначеною вірогідністю зумовлене розвитком процесів динамічного деформаційного старіння.

Література

1. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
2. Вакуленко И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Д.: Маковецкий, 2008. – 196 с.
3. Вакуленко И. О. Структурный анализ в материаловедении / И. О. Вакуленко. – Д.: Маковецкий, 2010. – 124 с.
4. Hall E. O. The deformation and ageing of mild steel / E. O. Hall // III Discuss. Proc. Phys. Soc. 1951, B-64, part. 9, p.747–753.

5. Cottrell A. H. Theory of brittle fracture in steel and similar metals / A. Cottrell // Trans. Met. Soc. AIME, 1958, v. 212, p. 192–209.

6. Chao J. Factor affecting the propagation of a Luders band and lower yield point phenomenon / J. Chao // Met. Trans. 1971, v. 2, № 8, p. 2315–2317.

7. Imamura J. Contribution of local strain rate at Luders band front to grain boundary pinning of lower yield stress in iron / J. Imamura, H. Hayakawa, T. Taoka // J. Appl. Polym. Sci. Jpn. 1971, v. 11, p. 191–200.

8. Ezzamel A. Direct observation of hardening processes of polycrystalline iron / A. Ezzamel // Proc. Int. Conf. Sci. and Technol. Iron and Steel. Tokyo, 1970, part 1, p. 129–133.

9. Ezzamel A. M. Strain-ageing behavior of fatigued Fe–N–C alloys / A. M. Ezzamel // Corros. Acta Met., 1990, v. 38, p. 397–401.