

ТЕПЛОФІЗИЧНІ ТА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 1 (332), 34-40

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.01.034>

УДК 669-1: 620.186.5:621.735.34

В.В. Каверинський, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: insamhlaith@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-6940-579X>

А.І. Троцан, д-р техн. наук, проф., гол. наук. співр., e-mail: don1945@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-1435-5377>

З.П. Сухенко, гол. конструктор, e-mail: hisie@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-8578-5473>

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України (Київ, Україна)

Параметризація математичної моделі кінетики рекристалізації низьковуглецевої сталі у феритній області в процесі відпалу

Виконано експериментальне дослідження кінетики рекристалізації дроту із низьковуглецевої сталі (вміст вуглецю 0,06 %), отриманого шляхом холодного волочіння. Вивчався вплив ступеня деформації та температури відпалу у феритній області на швидкість процесу первинної рекристалізації. Згідно з моделлю ці параметри є найбільш значущими за умови однакового хімічного складу. Дослідження дозволило оцінити значення параметрів математичної моделі, запропонованої нами раніше, і тим самим зробити її застосовною також і для опису структурних процесів, що мають місце у випадку рекристалізаційного відпалу сталі феритного класу при температурах нижче A_1 . Продемонстровано зіставлення результатів оновленої математичної моделі з отриманими експериментальними даними. Аналіз отриманих результатів показав, що за умови нижчих температур відпалу ($620-630^\circ\text{C}$) вплив ступеня попередньої деформації на швидкість рекристалізації є більш значимим, а саме, збільшення деформації прискорює рекристалізацію. У разі підвищення температури швидкість процесу рекристалізації істотно зростає. При цьому ступінь попередньої деформації починає надавати значно менший вплив. Фактично, при температурах відпалу $690-700^\circ\text{C}$ цей вплив майже зникає для розглянутого діапазону ступенів деформації (73–84 %). Також отримано конкретні дані про час протікання первинної рекристалізації в холоднодеформованій сталі розглянутого типу, зокрема: при температурах відпалу $620-630^\circ\text{C}$ процес повної первинної рекристалізації потребує 100–120 секунд за умов попередньої холодної деформації 84 % і не менш 400 секунд, якщо деформація складала 73 %. При температурі відпалу $690-700^\circ\text{C}$ первинна рекристалізація такої сталі завершується через 50–60 секунд.

Ключові слова: первинна рекристалізація, математична модель, кінетика рекристалізації, дріт, холодна деформація, рекристалізований відпал.

Вступ. В роботі [1] нами досліджувався вплив ступеня деформаційного зміцнення у процесі холодного волочіння та температури відпалу на структуру і механічні властивості дроту із низьковуглецевої сталі. Водночас питання кінетики рекристалізації не підіймалося у згаданому дослідженні. Точніше, як показали проведені досліди, зміна часу відпалу від 2,5 до 5,5 годин не чинила значного впливу на властивості матеріалу, за інших рівних умов. Це дозволяє зробити висновок про те, що процеси рекристалізації, особливо первинної рекристалізації, деформованого металу відбуваються значно швидше. Такий тривалий час витримки при відпалі у тій нашій роботі було зумовлено імітацією в лабораторних умовах часу нагрівання та охолодження садки у промислових печах.

Фізично обґрунтована напівемпірична математична модель первинної рекристалізації деформованого металу та її комп'ютерна реалізація запропоновані в нашій роботі [2], базуючись на теоретичній основі з робіт [3–5]. Однак, розглянута у вищезгаданій роботі реалізація даної моделі на той момент була параметризована тільки для аустенітної області, тобто фактично для умов рекристалізації при гарячій обробці тиском. Просте перенесення представлених там параметрів на статичну рекристалізацію холоднодеформованого фериту давало дуже суттєву помилку. Таким чином, завданням поточного дослідження стало експериментальне дослідження кінетики первинної рекристалізації деформованого фериту, на прикладі дроту низьковуглецевої сталі. Слід зазначити,

Таблиця

Хімічний склад дослідженого матеріалу (%мас.)

C	Mn	Si	Ti	V	N	S	P	Fe
0,06	0,20	0,03	0,002	0,001	0,001	0,009	0,012	основа

що в наших роботах [2, 6] значний вплив приділявся впливу дисперсної карбідної та карбонітридної фази на кінетику рекристалізації, що, однак, не розглядається на даний момент у рамках цього дослідження, оскільки дана сталь практично позбавлена карбідної фази, особливо, спеціальних карбідів.

Характеристика досліджуваного матеріалу.

Основними факторами, що впливають на процес рекристалізації, розглянутими в даній роботі, виступали температура відпалу і ступінь попередньої холодної деформації. Згідно з моделлю ці параметри є найбільш значущими за умови близького хімічного складу. Вплив хімічного складу, безумовно, важливий напрям, але не розглянутий нами на даний момент і є предметом подальших досліджень. Усереднений хімічний склад дроту, прийнятий також під час моделювання, наведено у таблиці.

Як видно з таблиці, це низьковуглецева сталь практично без легуючих компонентів. Вона майже не містить перліту, так само як і спеціальних карбідних або нітридних фаз. Таким чином, отримані в даній роботі результати можуть стати основою для подальших досліджень, в яких розглядатиметься вплив елементів хімічного складу.

Короткий опис математичної моделі. Відповідно до теорії [3, 5], зміна в часі частки рекристалізованого обсягу деформованого металу може бути описана рівняннями (1–2):

$$X(t) = 1 - e^{-X_{ext}(t)}, \quad (1)$$

$$X_{ext}(t) = N_{rex} \cdot \left(\int_0^t V_G^{rex}(t) dt \right)^3, \quad (2)$$

де N_{rex} – об'ємна щільність зародків рекристалізованих зерен; $V_G^{rex}(t)$ – швидкість переміщення границь зерен.

Швидкість переміщення границь зерен може бути представлена як добуток двох факторів: рухливості границь зерен M_{GB}^{rex} (м³/с) і рушійної сили рекристалізації $P_{rex}(t)$:

$$V_G^{rex}(t) = M_{GB}^{rex} \cdot P_{rex}(t). \quad (3)$$

Рухливість границь зерен є фактором, що термічно активується, і, згідно з [7], залежність якого від температури може бути виражено наступним чином (4):

$$M_{GB}^{rex} = M_0^{rex} \cdot e^{\frac{S_{GG}^{rex}}{R}} \cdot e^{-\frac{Q_{GG}^{rex}}{R \cdot T}}, \quad (4)$$

де M_0^{rex} – емпіричний передекспоненційний множник; S_{GG}^{rex} – зміна ентропії при переміщенні границі зерна, Дж/моль·К; Q_{GG}^{rex} – енергія активації процесу усунення межі зерна, Дж/моль.

Рушійна сила рекристалізації $P_{rex}(t)$ залежить від модулю зсуву, кристалічних ґрат, зокрема, модулю вектора Бюргерса, і щільності дислокацій поблизу границі зерна. Відповідно до роботи [3] вона може бути представлена наступним чином (5):

$$P_{rex}(t) = 0,5 \cdot \mu \cdot b^2 \cdot \rho_d(t). \quad (5)$$

Модуль зсуву і модуль вектора Бюргерса загалом відомі. Більш того, їх залежністю від температури у розглянутому температурному інтервалі нехтували. Щільність дислокацій поблизу границі зерна змінюється у часі під час супроводжуючого рекристалізації процесу повернення. Цей показник пов'язаний як із середньою щільністю дислокацій, так і з часткою вже рекристалізованого до цього моменту металу наступним чином [8]:

$$\rho_d(t) = \alpha_{d1} \cdot \bar{\rho}_d \cdot \left(1 + \alpha_{d1}^{-1} \cdot e^{-\alpha_{d2} \cdot X(t)} \right), \quad (6)$$

де: α_{d1} та α_{d2} – емпіричні коефіцієнти; $\bar{\rho}_d$ – середня щільність дислокацій в об'ємі нерекристалізованого до цього моменту металу, м⁻¹.

Щільність дислокацій, утворена в результаті пластичної деформації, змінюється в ході процесу відпалу внаслідок повернення. Її поточну величину можна оцінити [9] за формулою (7):

$$\rho_d = \left(\frac{\Delta\sigma}{\alpha_p \cdot M \cdot \mu \cdot b} \right)^2, \quad (7)$$

де $\Delta\sigma$ – різниця між напругою пластичного плину та межею плинності при даній температурі, Па; M – фактор Тейлора; μ – модуль зсуву при даній температурі, Па; b – модуль вектора Бюргерса; α_p – емпіричний коефіцієнт.

Слід зазначити, що під $\Delta\sigma$ мається на увазі саме межа плинності при заданій температурі і поточному ступені розміщення, що його досягнуто на даний момент відпалу. Ця величина, як і напруження пластичного плину, апріорі, як правило, невідомі і оцінюються в рамках розрахунку моделі. Оцінка напруження пластичного плину металу розуміється як різниця деформаційного зміцнення та досягнутої релаксації напруги. Досягнута величина деформаційного зміцнення в принципі відома з експериментальних даних. Однак її можна оцінити за емпіричними фор-

мулами з роботи [3]. Відповідно до робіт [10, 11] ступінь релаксації напруги може бути визначений наступним чином:

$$\Delta\sigma_r = B' \cdot F_{DRX}, \quad (8)$$

$$B' = B_0 \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^n, \quad (9)$$

$$F_{DRX} = 1 - \exp\left(-k \cdot \left(\frac{\varepsilon - \alpha_d \cdot \varepsilon_p}{\varepsilon_p}\right)^{m'}\right), \quad (10)$$

де Z – параметр Зенера-Холомона; ε – ступінь деформації; ε_p – пікова деформація, відповідна максимальному напруженню на кривій пластичного плину.

Параметри k та m' з формули (10) також залежать від Z і A наступним чином:

$$k = k_0 \cdot \exp\left(k_1 \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^{k'}\right), \quad (11)$$

$$m' = m'_0 \cdot \exp\left(m'_1 \cdot \sqrt{\frac{Z}{A}}\right). \quad (12)$$

Параметр Зенера-Холомона Z залежить від температури (13):

$$Z = \varepsilon \cdot e^{\frac{Q_d}{R \cdot T}}, \quad (13)$$

де ε – швидкість деформації; Q_d – енергія активації деформації, Дж/моль.

Параметр A також залежить від енергії активації деформації [6]:

$$A = A_0 \cdot e^{k_A \cdot Q_d}. \quad (14)$$

При цьому множник A_0 залежить від хімічного складу, так само як і Q_d [3, 6], що проте як згадувалося вище, на даний момент поки не розглядається в поточній роботі.

Параметр ε_p (пікова деформація) оцінювався в рамках моделі через Z і A наступним чином [3, 12]:

$$\varepsilon_p = \varepsilon_0 \cdot \left(\frac{P_{rex}(t)^2}{D_\alpha}\right)^{n_s} \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^{k_\varepsilon}, \quad (15)$$

де D_α – розмір зерна, мкм.

При цьому відомо [3], що коефіцієнт ε_0 з (15) залежить від характерного розміру зерна, що, однак, ігнорувалося в рамках цього дослідження через близькість розміру зерна у всіх досліджених на даний момент зразках.

Зміна різниці між напруженням пластичного плину і межею плинності при даній температурі за рахунок повернення визначалося рівнянням (16) з роботи [4]:

$$\frac{d\Delta\sigma}{dt} = -\frac{64 \cdot \Delta\sigma^2 \cdot v_d}{9 \cdot M^3 \cdot \alpha_p^2 \cdot E} \cdot e^{-\frac{U_{rec}}{R \cdot T}} \cdot \sinh\left(\frac{\Delta\sigma \cdot V_{rec}}{R \cdot T}\right), \quad (16)$$

де U_{rec} – енергія активації повернення, Дж/моль; V_{rec} – активаційний об'єм процесу повернення (залежить від температури і типу кристалічної ґратки) [3], м³; v_d – частота Дебая, $v_d = 2.0 \cdot 10^{12}$ с⁻¹; E – модуль Юнга матеріалу при заданій температурі, Па; M – фактор Тейлора; α_p – емпіричний коефіцієнт (див. формулу (7)).

Так як на даний момент ми поки не маємо великого набору експериментальних даних з усього набору параметрів були відібрані такі, вплив яких вдавалося найбільш значущим: S_{GG}^{rex} і Q_{GG}^{rex} з формули (4), енергія активації деформації Q_d (входить до формул (13) і (14)), фактор Тейлора M та коефіцієнт α_p з формули (7), ε_0 , n_s , та k_s з формули (15). Значення інших параметрів залишені такими, як у наших роботах [2, 6], або, якщо відомо, взяті відповідні значення для α -заліза.

Результати експерименту і їх аналіз. Експериментальне дослідження кінетики рекристалізації було проведено для наступних 4 випадків:

- ступінь холодної деформації ~ 73 %, температура відпалу ~ 620 °C;
- ступінь холодної деформації ~ 84 %, температура відпалу ~ 630 °C;
- ступінь холодної деформації ~ 73 %, температура відпалу ~ 690 °C;
- ступінь холодної деформації ~ 84 %, температура відпалу ~ 700 °C.

Проводився відпал зразків дроту протягом різного часу (від 20–25 с до десятків хвилин). Після завершення встановленого для зразка часу він швидко витягувався з печі і різко охолоджувався в солоній воді, щоб мінімізувати похибку, пов'язану з часом охолодження. На отриманих в такий спосіб зразках досліджувалася мікроструктура, виходячи з якої можна чітко простежити її якісну зміну – перехід від деформованих витягнутих зерен до рівновісних (поліедричних, округлих). Також з використанням програми JMicroVision можна було приблизно оцінити частку рекристалізованого металу в структурі по площі на шліфі (для зразків з перехідною, частково рекристалізованою структурою). На рис. 1 наведено типові фотографії мікроструктури в деформованому стані (а), з частковою (б, в) і повною рекристалізацією (г).

Для визначення та уточнення значень параметрів моделі було написано спеціальний програмний модуль. Він здійснює запуск програми, для моделювання процесу із заданими вихідними параметрами та початковими умовами. Отриманий у вигляді дискретного часового ряду результат порівнюється з найближчими (за часом) заданими у спеціальному файлі точками для звірки. Може бути задано скільки завгодно варіантів початкових умов, відповідних до експерименту (температура, ступінь деформації, швидкість

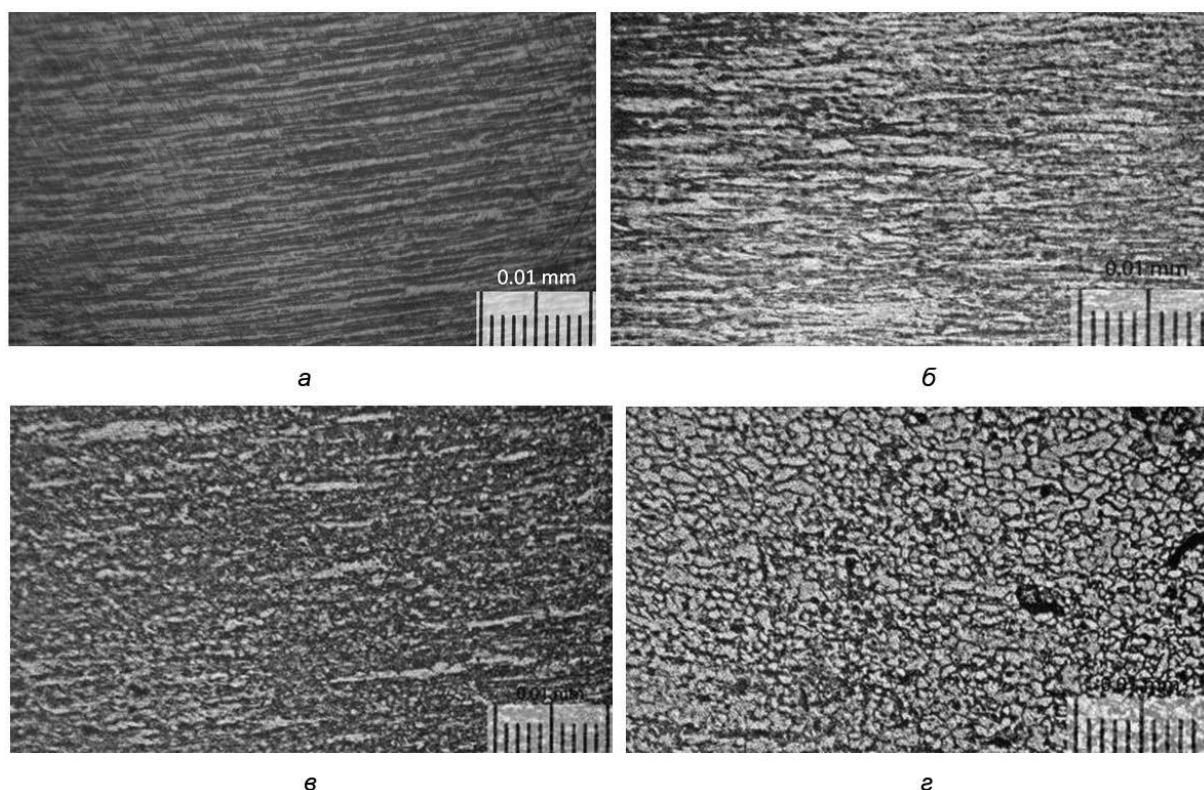


Рис. 1. Типові мікроструктури досліджених зразків: а – деформований метал; б – часткова рекристалізація (~ 15 %); в – часткова рекристалізація (~ 90 %); з – рекристалізація, що завершилася

деформації, склад матеріалу). Також в іншому файлі вказуються параметри, значення яких підбираються, для кожного з них вказуються інтервали допустимого варіювання і стартові значення. Цільовою функцією, що підлягає мінімізації, була середня відносна розбіжність значень частки рекристалізованого металу між експериментом і моделлю, в точках звірення для всього набору початкових умов. Підганяння значень заданих параметрів моделі проводилася шляхом градієнтного спуску в заданих інтервалах варіювання з автоматичним масштабуванням кроку.

Таким чином, були отримані наступні значення параметрів, що шукаються: $S_{GG}^{rex} = 4,55$ Дж/моль·К; $Q_{GG}^{rex} = 5486,9$ Дж/моль; $Q_d = 274312,6$ Дж/моль; $M = 2,943$; $\alpha_0 = 0,1113$; $\varepsilon_0 = 0,145$; $n_s = 0,065$; $k_s = 0,375$.

Отримані значення параметрів досить приблизні і уточнюватимуться надалі в міру накопичення експериментальних даних, так само як і значення інших параметрів моделі. Наведені вище значення дозволили досить точно наблизити кінетичні криві, що отримуються за допомогою комп'ютерної моделі до експериментальних даних. Однак слід розуміти, що

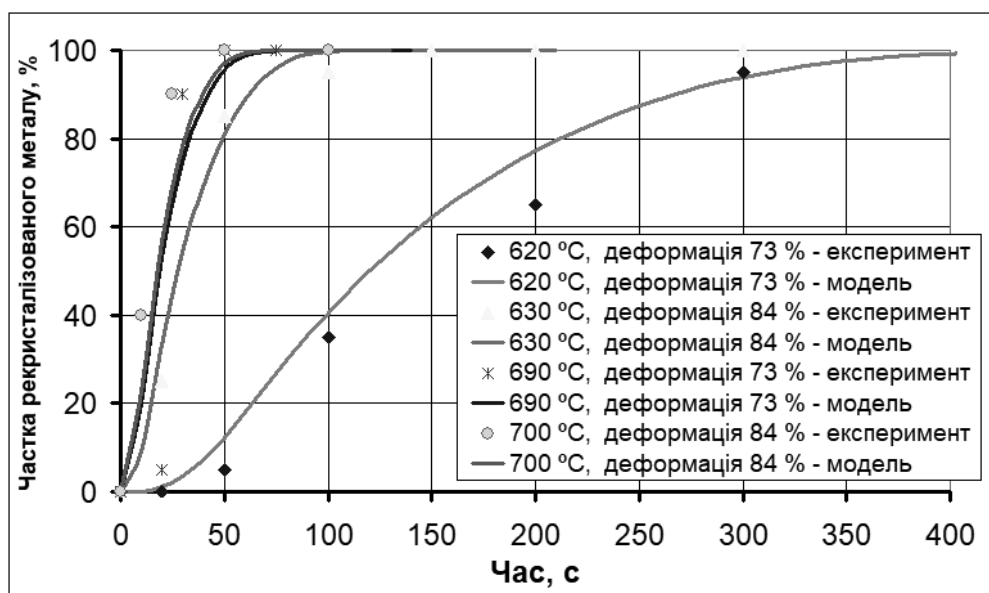


Рис. 2. Зіставлення експериментальних даних з кінетики рекристалізації (точки) з результатами комп'ютерної моделі після калібрування (лінії)

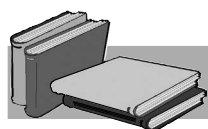
це фактично припасування, оскільки крос-валідація не проводилася (звіряння результатів моделі з експериментальними даними, які не використовувалися безпосередньо для її калібрування). Тим не менш, в рамках аналізованого діапазону зміни початкових умов (температура відпалу та ступінь деформації) можна очікувати якісно вірні результати. Порівняння результатів комп'ютерної моделі після калібрування з експериментальними даними показано у вигляді набору графіків на рис. 2.

Аналіз отриманих результатів показує, що за нижчих температур відпалу (620–630 °C) вплив ступеня попередньої деформації на швидкість рекристалізації більш значний – збільшення деформації прискорює рекристалізацію. У разі підвищення температури швидкість процесу рекристалізації істотно зростає. При цьому ступінь попередньої деформації починає надавати значно менший вплив. Фактично при температурах відпалу 690–700 °C цей вплив практично зникає для розглянутого діапазону (73–84 %). Однак слід також розглянути в майбутньому і менші ступені деформації, де він може виявитись більш суттєвим.

Висновки

Проведено експериментальне дослідження кінетики рекристалізації холоднодеформованого дроту із низьковуглецевої сталі. Розглянуто первинну рекристалізацію при температурах відпалу, що відповідають у феритній ділянці для даної сталі. Зокрема температури відпалу 620, 630, 690 і 700 °C і ступені холодної деформації волочінням ~ 73 та ~ 84 %. Отримані в результаті аналізу фотографій мікроструктур, що відповідають різному часу відпалу, дані про частки рекристалізованого металу були використані для параметризації розробленої раніше напівемпіричної фізично обґрунтованої комп'ютерної моделі первинної рекристалізації деформованого металу. Були отримані наступні значення параметрів, що налаштовуються: $S_{GG}^{rex} = 4,95$ Дж/моль·K; $Q_{GG}^{rex} = 5966,8$ Дж/моль; $Q_d = 273785,1$ Дж/моль; $M = 2,958$; $\alpha_p = 0,1155$; $\varepsilon_0 = 14,284$; $n_s = 0,81$; $k_s = 0,3695$.

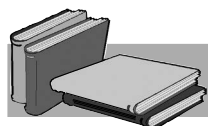
Кількісно показано ступінь прискорення рекристалізації зі збільшенням температури та ступеня деформації. При цьому вплив деформації проявляється переважно при нижчих температурах відпалу.



ЛІТЕРАТУРА

1. Kaverinsky V.V., Bagliuk G.A., Verbylo D.G. About the Role of Previous Work Hardening in Structure and Properties Formation of Low-Carbon Steel Wire During Recrystallization Annealing. *AIST Transactions. Iron and Steel Technology*. 2022. Vol. 19. No. 5. P. 232–242. DOI: <https://doi.org/10.33313/TR/0822>
2. Kaverinsky V.V., Sukhenko Z.P. Mathematical Modeling of Primary Recrystallization Kinetics and Precipitation of Carbonitride Particles in Steels. II. Recrystallization Kinetics. *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.* 2021. Vol. 43. Iss. 2. P. 235–244. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.02.0235>
3. Соколов С.Ф. Исследование и моделирование эволюции микроструктуры и сопротивления деформации сталей при горячей обработке давлением. Диссертация на соискание степени к. т. н. Санкт-Петербург: СПбГПУ, 2013. 216 с.
4. Smith A., Luo H., Hanlon D.N., Sietsma J., Zwaag S. Recovery Processes in the Ferrite Phase in C-Mn Steel. *ISIJ International*. 2004. Vol. 44. Iss. 7. P. 1188–1194. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1188>
5. Zurob H.S., Brechet Y., Purdy G. A model for the competition of precipitation and recrystallization in deformed austenite. *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. Iss. 20. P. 4183–4190. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00315-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00315-9)
6. Kaverinsky V.V., Sukhenko Z.P. Mathematical Modeling of Primary Recrystallization Kinetics and Precipitation of Carbonitride Particles in Steels. I. Precipitation. *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.* 2021. Vol. 43. Iss. 1. P. 27–45. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.01.0027>
7. Золоторевский Н.Ю. Моделирование структурных превращений в металлических материалах. СПбГПУ: Изд-во Политехнического университета, 2007. 164 с.
8. Buken H., Kozeschnik E. A Model for Static Recrystallization with Simultaneous Precipitation and Solute Drag. *Metall. Mater. Trans. A*. 2017. Vol. 48 (6). P. 2812–2818. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3524-5>
9. Gomez M., Rancel L., Medina S.F. Assessment of austenite atatic recrystallization and grain size evolution during multipass hot rolling of a niobium-microalloyed steel. *Met. Mater. Int.* 2009. Vol. 15. № 4. P. 689–699. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-009-0689-0>
10. Medina S.F., Hernandez C.A. Modeling of the dynamic recrystallisation of austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 1996. Vol. 44. Iss. 1. P. 165–171. DOI: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00154-6](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00154-6)
11. Hernandez C.A., Medina S.F., Ruiz J. Modeling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 1996. Vol. 44. Iss. 1. P. 155–163. DOI: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00153-4](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00153-4)
12. Medina S.F., Hernandez C.A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 1996. Vol. 44. Iss. 1. P. 137–148. DOI: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00151-0](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00151-0)

Надійшла 13.12.2022



REFERENCES

1. Kaverinskiy, V.V., Bagliuk, G.A., Verbylo, D.G. (2022). About the Role of Previous Work Hardening in Structure and Properties Formation of Low-Carbon Steel Wire During Recrystallization Annealing. *Iron and Steel Technology*, vol. 19, no. 5, pp. 232–242, doi: <https://doi.org/10.33313/TR/0822>
2. Kaverinsky, V.V., Sukhenko, Z.P. (2021). Mathematical Modeling of Primary Recrystallization Kinetics and Precipitation of Carbonitride Particles in Steels. II. Recrystallization Kinetics. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*, vol. 43, iss. 2, pp. 235–244, doi: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.02.0235>
3. Sokolov, S.F. (2013). Investigation and modeling of the evolution of the microstructure and deformation resistance of steels during hot forming. Dissertation for the degree of Ph.D. St. Petersburg: SPbGPU, 216 p. [in Russian].
4. Smith, A., Luo, H., Hanlon, D.N., Sietsma, J., Zwaag, S. (2004). Recovery Processes in the Ferrite Phase in C-Mn Steel. *ISIJ International*, vol. 44, iss. 7, pp. 1188–1194, doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1188>
5. Zurob, H.S., Brechet, Y., Purdy, G. (2001). A model for the competition of precipitation and recrystallization in deformed austenite. *Acta Materialia*, vol. 49, iss. 20, pp. 4183–4190, doi: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00315-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00315-9)
6. Kaverinsky, V.V., Sukhenko, Z.P. (2021). Mathematical Modeling of Primary Recrystallization Kinetics and Precipitation of Carbonitride Particles in Steels. I. Precipitation. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*, vol. 43, iss. 1, pp. 27–45, doi: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.01.0027>
7. Zolotarevskij, N.Yu. (2007). Simulation of structural transformations in metallic materials. SPbGPU: Izd-vo Politekhnikeskogo universiteta, 164 p. [in Russian].
8. Buken, H., Kozeschnik, E. (2017). A Model for Static Recrystallization with Simultaneous Precipitation and Solute Drag. *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 48 (6), pp. 2812–2818, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3524-5>
9. Gomez, M., Rancel, L., Medina, S.F. (2009). Assessment of austenite atatic recrystallization and grain size evolution during multipass hot rolling of a niobium-microalloyed steel. *Met. Mater. Int.*, vol. 15, no. 4, pp. 689–699, doi: <https://doi.org/10.1007/s12540-009-0689-0>
10. Medina, S.F., Hernandez, C.A. (1996). Modeling of the dynamic recrystallisation of austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, vol. 44, iss. 1, pp. 165–171, doi: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00154-6](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00154-6)
11. Hernandez, C.A., Medina, S.F., Ruiz, J. (1996). Modeling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, vol. 44, iss. 1, pp. 155–163, doi: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00153-4](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00153-4)
12. Medina, S.F., Hernandez, C.A. (1996). General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, vol. 44, iss. 1, pp. 137–148, doi: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00151-0](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00151-0)

Received 13.12.2022

Summary

V.V. Kaverynskyi, PhD (Engin.), Senior Researcher,
e-mail: insamhlaithe@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-6940-579X>
A.I. Trotsan, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Chief Researcher,
e-mail: don1945@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-1435-5377>
Z.P. Sukhenko, Chief constructor, e-mail: hisie@ukr.net,
<https://orcid.org/0000-0001-8578-5473>

I.M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

Parameterization of the mathematical model for low-carbon steel recrystallization kinetics in the ferrite region during annealing

An experimental study was performed for the case of recrystallization kinetics of low-carbon steel wire (0.06 % of C) obtained by cold drawing. The influence of the deformation degree and the annealing temperature in the ferrite region on the rate of the primary recrystallization process was studied. According to the model, these parameters are the most significant in the case of the same chemical composition. The study allowed us to estimate the parameters values needed for our mathematical model proposed earlier and thus made it applicable for the structural processes description that occurs during recrystallization annealing of ferrite steel at temperatures below A_1 . Comparison of the results of the updated mathematical model with the obtained experimental data is demonstrated. The analysis of the obtained results showed that at lower annealing tempera-

tures (620–630 °C), the influence of the preliminary deformation degree on the rate of recrystallization is more significant: an increase in deformation accelerates recrystallization. Increasing the annealing temperature significantly accelerates the recrystallization process. At the same time, the degree of the previous deformation acquires much lesser effect. In fact, at annealing temperatures of 690–700 °C, this influence almost disappears for the considered range of deformation degrees (73–84 %). Specific data on the time of primary recrystallization for work-hardened steel of the considered type were also obtained, in particular: at annealing temperatures of 620–630 °C the process of complete primary recrystallization requires 100–120 seconds if a previous cold deformation was 84 % and at least 400 seconds if it was 73 %. At an annealing temperature of 690–700 °C the primary recrystallization of such steel takes about 50–60 seconds.

Keywords

Primary recrystallization, mathematical model, recrystallization kinetics, wire, cold deformation, recrystallization annealing.