

PACS numbers: 05.70.Ln, 64.60.Bd, 64.70.kd, 64.75.Op, 66.30.Fg, 81.10.Jt, 81.30.Kf

Дифузійна модель розпаду аустеніту в легованій сталі з урахуванням його стабілізації

С. В. Бобирь, Е. В. Парусов, Т. М. Голубенко, І. М. Чуйко

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України,
пл. Академіка Стародубова, 1,
49050 Дніпро, Україна*

Дифузійна модель перетворення аустеніту в легованій доєвтектоїдній сталі під час ізотермічного витримування отримала подальший розвиток. Створена модель дозволила визначити об'ємну частку структурних складових, кількість яких залежить від величини переохолодження сталі. Модель враховує ступінь переохолодження аустеніту, вміст вуглецю й структурних складових у сталі, розмір зародків, об'ємну частку фаз, кількість вуглецю, що проходить через одиницю площі за проміжок часу, баланс теплової енергії тощо. Показано, що у доєвтектоїдній легованій сталі існують два максимуми стійкості аустеніту в температурних інтервалах існування верхнього та нижнього бейніту. У проміжку між ними кількість залишкового аустеніту є мінімальною. Встановлено, що залишковий аустеніт залежно від величини переохолодження сталі та температурного інтервалу витримування під час наступного охолодження може розпадатися за дифузійним або зсувним механізмами.

Ключові слова: $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, перліт, бейніт, залишковий аустеніт, доєвтектоїдна легована сталь.

The diffusion model of the austenite transformation in hypoeutectoid alloyed steel during isothermal holding is received further development. The model which is developed provides ability to determine the volume fraction of the

Corresponding author: Serhiy Volodymyrovych Bobyr
E-mail: svbobyr07@gmail.com

*Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute, N.A.S. of Ukraine,
1 Academician Starodubov Sqr., UA-49050 Dnipro, Ukraine*

Citation: S. Bobyr, E. Parusov, T. Golubenko, and I. Chuiko, Diffusion Model of Austenite Decomposition with Considering Its Stabilization in Alloyed Steel, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 1: 31–45 (2022) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.44.01.0031](https://doi.org/10.15407/mfint.44.01.0031)

structural components, the quantity of which are depends on the magnitude of the steel overcooling. The model is considers the degree of the overcooling of austenite, the contents of carbon and structural components in the steel, the size of the nucleus, the volume fraction of the phases, the quantity of the carbon, which are running through a unit area over a period of time, the balance of thermal energy, *etc.* As shown, in the hypoeutectoid alloyed steel there are two maximum of the austenite stability in the temperature ranges of the existence of upper and lower bainite. The amount of retained austenite is minimal between these temperature diapasons. As established, the residual austenite, depending on the value of the steel overcooling and the temperature range of the holding during subsequent cooling, can decompose by diffusion or shear mechanisms.

Key words: $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation, pearlite, bainite, residual austenite, hypoeutectoid alloyed steel.

(Отримано 5 листопада 2021 р.)

1. ВСТУП

Структура вуглецевих сталей і стопів із залізом значною мірою визначається дифузією вуглецю у разі $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Тому вивчення основних закономірностей дифузії вуглецю у випадку $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення і подальша теоретична інтерпретація цього процесу має важливе значення у фізичному металознавстві й триває донині [1–11].

Найпростішу дифузійну модель перетворення аустеніту запропоновано в роботі [1]. На її засаді пояснено деякі закономірності розпаду аустеніту, зокрема, наявність максимуму на кривій, що описує залежність швидкості перетворення залежно від величини переохолодження Δ_T . Однак у роботі використано феноменологічні співвідношення між багатьма параметрами моделі, які застосовували. У роботі [2] запропоновано точнішу модель перлітного перетворення, на засаді якої одержано рівняння для визначення залежності міжпластинкової відстані у перліті й швидкості його утворення від величини переохолодження. Авторами [3, 4] розглянуто механізми дифузії вуглецю із мартенситу та бейніту до аустеніту й запропоновано новий процес термічної обробки сталі, який засновано на стабілізації залишкового аустеніту. Значну роль залишкового аустеніту в формуванні структури і властивостей легованих сталей наведено у роботах [5–7], а необхідність його врахування під час прогнозування структури сталей — у роботах [8–10].

Отже, сучасні моделі, які описують перебіг структурних перетворень повинні враховувати особливості формування і стабілізацію залишкового аустеніту.

У роботах [11, 12] запропоновано дифузійну модель розпаду аус-

теніту, яка відображає основні закономірності кінетики цього процесу у вуглецевих сталях. Розроблену модель описали рівнянням 3-го ступеня і вона дозволяє визначити температурні інтервали, в яких виділяються ферит та бейніт. Водночас бейніт відповідно до запропонованої моделі, є структурою, що складається з дисперсного пластинчастого фериту й карбідів, які можуть розташовуватися або на поверхні (верхній бейніт), або всередині цих пластин (нижній бейніт). Однак, для звичайних вуглецевих сталей процеси утворення залишкового аустеніту не є актуальними, а тому в цих роботах їх не розглядали.

Для легованих доєвтектоїдних сталей із вмістом вуглецю 0,5–0,8% області утворення фериту та перліту знаходяться практично в одному температурному інтервалі і не розділяються на ізотермічних діаграмах розпаду аустеніту [13]. Зазвичай їх позначають — область (Ф + К). Так само добре відомо, що у бейнітному проміжку леговані сталі мають область підвищеної стійкості аустеніту [14], а залишковий аустеніт утворюється у значному температурному інтервалі [15]. Зазначені особливості слід враховувати для дослідження структурних перетворень у легованих сталях, наприклад, таких як 50ХГМ, 50Х5НМФ, 65Х3СМФ, 65Х2С3МФ, 70Х3ГНМФ, 80Х3МФ та інших.

Мета роботи — теоретична розробка дифузійної моделі $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення у легованій доєвтектоїдній сталі з урахуванням стабілізації залишкового аустеніту в бейнітному інтервалі температур.

2. ТЕОРЕТИЧНА РОЗРОБКА МОДЕЛІ

Для побудови у легованій доєвтектоїдній сталі фізичної моделі процесу $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, розмір аустенітного зерна обрали достатньо малим, щоб можна було знехтувати перепадом температур за його перерізом. Температурну залежність коефіцієнта теплопередачі між зерном аустеніту і навколишнім середовищем прийняли лінійною. Температурний інтервал, за якого відбувається перетворення, залежить від вмісту вуглецю у стопі та величини переохолодження Δ_T аустеніту нижче температури A_3 на лінії GS відомої діаграми стану системи Fe–C (рис. 1).

Під час охолодження сталі нижче температури A_3 починається перетворення аустеніту шляхом утворення феритних зародків, а нижче A_1 — ферито-карбідної суміші. Після появи зародків фериту утворюється система двох фаз, між якими відбувається дифузія вуглецю.

На границі між цими фазами встановлюється певна концентрація вуглецю, яку можна визначити за діаграмою Fe–C нижче температури A_3 для термкінетичних діаграм та нижче A_1 для ізотермічних діаграм.

Умови перетворення ступу залежать також від швидкості відведення тепла. Саме тоді, коли кількість відведеного тепла перевищує кількість тепла, яке виділяється у разі розпаду аустеніту під час утворення фериту, температура перетворення зменшується. Зниження температури ступу викликає зменшення коефіцієнта дифузії вуглецю, що ускладнює його перерозподіл й викликає зменшення розмірів феритних ділянок.

Для опису дифузійної моделі $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення [11, 12] введемо кількісні співвідношення. Припустимо, що в зерні аустеніту в результаті охолодження з'явилися частинки фериту (нижче температури A_3) і легованого цементиту (спеціального карбїду, нижче температури A_1).

Будемо вважати, що зародки фериту утворюються з поглинанням додаткової енергії для формування нової поверхні розділу і зростають до характерного розміру $D = 2\Delta$ (рис. 2).

Концентрація вуглецю за певної температури у шарі аустеніту, який примикає до феритного зародку, становить C_a , а в середині феритного шару — C_ϕ (див. рис. 1). Будемо враховувати, що дифузія вуглецю уздовж деякої осі X може проходити як в аустеніті (під час зростання частинок фериту і карбїдів), так і у шарі α -заліза — у разі утворення бейніту.

За відомою концентрацією на границях шару фериту товщиною Δ можна знайти кількість вуглецю dQ , що проходить через цей шар

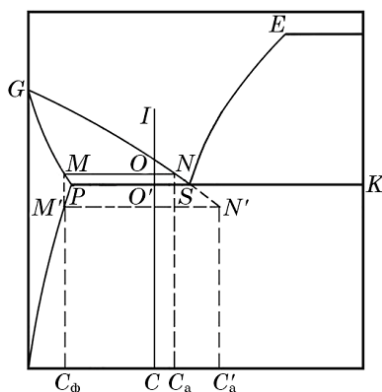


Рис. 1. Схематичне зображення зміни концентрації вуглецю у фериті та аустеніті у разі дифузійного перетворення. Частина діаграми стану Fe–C: C — вміст вуглецю у сталі, C_a , C'_a — вміст вуглецю в аустеніті, C_ϕ — вміст вуглецю у фериті.

Fig. 1. Schematic representation illustrating of changes of carbon concentration in ferrite and austenite at diffusion transformation. Part of the condition diagram Fe–C: C —carbon content in steel, C_a , C'_a —carbon content in austenite, C_ϕ —carbon content in ferrite.

через одиницю площі за нескінченно малий проміжок часу dt :

$$dQ = (C_a - C_\Phi) D_x dt / \Delta, \quad (1)$$

де D_x — коефіцієнт дифузії вуглецю, t — час.

В утвореному феритному шарі товщиною dX відбувається зменшення кількості вуглецю від C до C_Φ (вміст вуглецю у фериті за заданої температури T). Тоді кількість вуглецю, яка перейшла з фериту до аустеніту, дорівнюватиме:

$$dQ = (C - C_\Phi) dX \quad (2)$$

Порівнявши вирази (1) і (2), знаходимо:

$$(C - C_\Phi) dX = (C_a - C_\Phi) D_x (dt / \Delta). \quad (3)$$

Користуючись рівністю (3), можна знайти повний приріст величини феритного зародка:

$$dX = D_x [(C_a - C_\Phi) / (C - C_\Phi)] (dt / \Delta) = D_x \alpha_1 (dt / \Delta), \quad (4)$$

де α_1 — концентраційний коефіцієнт для фериту.

Розглянемо баланс енергії для зразка сталі товщиною 2Δ у напрямку осі X .

Загальна кількість теплоти, що відводиться від зразка, дорівнює:

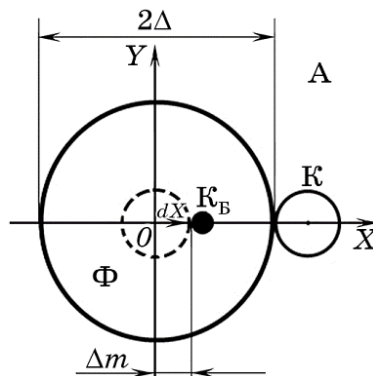


Рис. 2. Схема утворення зародків фериту та дифузії вуглецю в системі аустеніт (А) → ферит (Ф) + карбіди: К (зовнішній карбід), К_Б (бейнітний карбід всередині фериту).

Fig. 2. Scheme of ferrite nuclei formation and carbon diffusion in the system austenite (A) → ferrite (Φ) + carbides: K (external carbide), K_B (bainite carbide inside ferrite).

$$dW = \alpha \Delta \Delta_T dt. \quad (5)$$

де α — коефіцієнт теплопередачі, $\Delta_T = (T - T_c)$, T_c — температура охолоджувального середовища.

Частина енергії, що витрачається на утворення міжфазної границі аустеніт/ферит, дорівнює:

$$dW_m = \sigma dX, \quad (6)$$

де σ — вільна енергія одиниці поверхні розділу фаз аустеніт/ферит.

Під час утворення фериту із аустеніту виділяється енергія:

$$dW_1 = q\gamma \Delta dX, \quad (7)$$

де q — питома кількість теплоти, що виділяється під час утворення фериту, γ — густина сталі.

Інша частина теплоти W_2 яка виділяється за зменшеної температури стопу від T до $(T - dT)$:

$$dW_2 = C_t \gamma \Delta dT, \quad (8)$$

де C_t — питома теплоємність стопу за температури T .

Баланс теплової енергії можна представити у вигляді:

$$dW + dW_m = dW_1 + dW_2. \quad (9)$$

Підставивши в рівняння (9) значення енергій (5)–(8), одержуємо наступний вираз:

$$\alpha \Delta \Delta_T dt = q\gamma \Delta dX - \sigma dX + C_t \gamma \Delta dT. \quad (10)$$

Рівняння (10) пов'язує величини, які нас цікавлять X , T і t у разі $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Підставивши співвідношення (4) до формули (10), одержуємо наступний вираз:

$$\Delta^3 (\alpha \Delta_T - C_t \gamma dT/dt) - \alpha_1 q \gamma D_x \Delta + \sigma \alpha_1 D_x = 0. \quad (11)$$

Рівняння (11) описує $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. З нього випливає, що розмір феритних частинок $D = 2\Delta$ залежить від різниці температур Δ_T і швидкості охолодження стопу dT/dt , тобто змінюється у часі. Отже, рівняння (11) можливо розв'язати тільки чисельним способом.

Розглянемо розпад аустеніту в особливих ізотермічних умовах, коли можна прийняти, що $\Delta_T \approx \text{const}$, $dT/dt \approx 0$. У цьому випадку рівняння (9) набуває наступного вигляду з постійними коефіцієнтами за заданої температури:

$$\Delta^3 \alpha \Delta_T - \alpha_1 q \gamma D_x \Delta + \sigma \alpha_1 D_x = 0. \quad (12)$$

Введемо наступні позначення:

$$\Delta_0 = \sqrt{\alpha_1 q \gamma D_x / \alpha \Delta_T}, \quad (13)$$

$$\Delta m = \sigma / q \gamma, \quad (14)$$

де Δ_0 — довжина шляху дифузії у фериті, Δm — характерний розмір частинок бейніту, який визначається вільною енергією поверхні розділу фаз.

Отже, рівняння (12) тепер приймає наступного вигляду:

$$\Delta^3 - \Delta_0^2 \Delta + \Delta_0^2 \Delta m = 0. \quad (15)$$

Якщо $\Delta m \rightarrow 0$, як і слід було очікувати, рішення рівняння (15) $\Delta = \Delta_0$. Якщо $\Delta m \neq 0$, то необхідно знайти корені рівняння 3-го ступеня.

Для знаходження розв'язків рівняння (13) введемо нормування $\Delta_0 = 1$, однак слід пам'ятати, що від температури залежить Δ_0 , а Δm залишається практично постійною величиною. Рівняння (13) тоді набуває вигляду:

$$\Delta^3 - \Delta + \Delta m = 0. \quad (16)$$

Корені рівняння (16) дорівнюють [16]:

$$X_0 = A + B, X_{1,2} = -(A + B)/2 \pm i\sqrt{3(A - B)/2}, \quad (17)$$

де A і B визначають з наступних рівнянь:

$$A = \sqrt[3]{-\Delta m/2 + \sqrt{Q}}, \quad (18)$$

$$B = \sqrt[3]{-\Delta m/2 - \sqrt{Q}}. \quad (19)$$

де $Q = (\Delta m/2)^2 - 1/27$, i — уявна одиниця.

Якщо $Q > 0$, то розв'язком рівняння (14) є один дійсний і два комплексних кореня. Якщо $Q = 0$, тобто три дійсних кореня, з них два рівні. Якщо $Q < 0$, то існує три дійсних кореня рівняння (14). Однак один корінь X_0 є негативним у випадку всіх позитивних значень Δm , який не має фізичного сенсу як негативна величина довжини шляху дифузії. Розв'язок рівняння (16) можна представити графічно. Введемо дві допоміжні функції Y_1 і Y_2 , де $Y_1 = X^2$, $Y_2 = 1 - \Delta m/X$. Розв'язок рівняння (16) графічно можна знайти у вигляді:

$$Y_1 = Y_2. \quad (20)$$

Нанесемо графіки функцій Y_1 і Y_2 на вісь координат за різних значень Δm (в одиницях Δ_0), (рис. 3).

Водночас згідно виразів (11) і (12) врахуємо, що $\Delta m = \text{const}$, а Δ_0 змінюється залежно від температури перетворення.

Перетин ліній Y_1 і Y_2 визначає як розміри феритних та бейнітних частинок (корені X_1 і X_2), так і їхню об'ємну частку в стопі — координати на осі Y (Y_1 і Y_2).

Як встановлено (див. рис. 3), в дійсній області існує два розв'язки рівняння (18). За малих Δm ($< 0,1$) один з коренів має значення близьке до 1 ($X_1 \rightarrow \Delta_0$), другий корінь (X_2) має значення близьке до Δm .

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

У розглянутій системі можливе утворення двох продуктів перетворення аустеніту у ферит: перший — із радіусом частинок близьким до Δ_0 (ферито-карбідна суміш), другий — бейніт [12], який утворюється в результаті дифузійного процесу з малими шляхами дифузії, які близькі до Δm .

Оцінити кількість ферито-карбідної суміші і бейніту в структурі сталі можна наступним чином. Функція $C_1 = Y_2(X_1)$ показує частку ферито-карбідної складової в структурі стопу (якщо $\Delta m = 0$, $C_1 = 1$, якщо $\Delta m > 0$, $C_1 < 1$). Функція $C_2 = Y_2(X_2)$ характеризує відносну частку бейніту в структурі сталі. Тоді об'ємна частка залишкового аус-

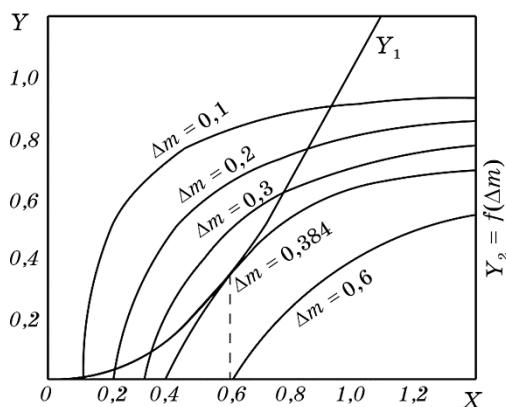


Рис. 3. Графічний розв'язок рівняння (20) залежно від величини Δm : X — відносний розмір частинок, що утворюються (X_1 та X_2), Y — об'ємна частка фаз (Y_1 та Y_2).

Fig. 3. Graphic solution of equation (20) depending on the value of Δm : X — the relative size of the particles formed (X_1 and X_2), Y — the volume fraction of phases (Y_1 and Y_2).

теніту ($A_{\text{зал}}$) становить $A_{\text{зал}} = 1 - (C_1 + C_2)$. Коли $\Delta t = 0,1\Delta_0$, структура стопу складається із ~99% ферито-карбідної суміші та ~1% бейніту. Отже, у разі невеликого переохолодження стопу, за якого $\Delta t \leq 0,1$, його структура переважно складається з ферито-карбідної суміші.

Зі збільшенням переохолодження, за якого $\Delta t = 0,2\Delta_0$, структура стопу складається із ~96% ферито-карбідної суміші, ~3,5% бейніту й ~0,5% залишкового аустеніту. Дисперсність ферито-карбідної суміші зростає, одночасно дещо збільшується товщина частинок бейніту.

Подальше зменшення температури перетворення призводить до збільшення кількості бейніту, водночас зростає його дисперсність і зменшується кількість ферито-карбідної суміші в структурі сталі.

Якщо $\Delta t = 0,384\Delta_0$, то структура стопу характеризується наявністю трьох структурних складових різного ступеня дисперсності: ферито-карбідної суміші, бейніту і залишкового аустеніту. До цього ж частина вуглецю дифундує з фериту до залишкового аустеніту, що викликає його стабілізацію за заданої температури. Очевидно, що стабілізація аустеніту відбувається лише в легованих сталях, які містять достатню кількість хемічних елементів (Mn, Mo, V, Cr, Ni), що сприяють підвищенню його стійкості та стабілізації. У вуглецевих низьколегованих сталях залежно від швидкості охолодження аустеніт, зазвичай, розпадається за дифузійним та частково проміжним механізмам [17–20]. Однак у цьому випадку слід враховувати ступінь розвитку ліквідаційних процесів у сталі, що може викликати розпад аустеніту одночасно за дифузійним, проміжним та зсувним механізмами [21].

За температури перетворення, для якої $\Delta t = 0,384\Delta_0$, структура стопу складається переважно з верхнього бейніту і максимальної кількості залишкового аустеніту.

Подальше зменшення температури у разі $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення призводить до переходу в точці $\Delta t = 0,384\Delta_0$ в область перетворень, за яких атоми Карбону можуть переміщатися на відстані $< \Delta_0$, що характерно для нижнього бейніту [10, 11].

Розв'язок рівняння (16) може дати певну характеристику і цієї області. Введемо дійсний параметр:

$$C = C_1 + C_2 = Y_2(X_1) + Y_2(X_2). \quad (21)$$

Цей параметр характеризує об'ємну частку ферито-карбідної суміші ($C_{\text{Ф+К}}$) та верхнього бейніту ($C_{\text{Бв}}$) у структурі сталі.

Уявна частина функції $Y_2(X_1)$ буде характеризувати об'ємну частку нижнього бейніту $C_{\text{Бн}} = Im(Y_2(X_1))$ у структурі сталі, решта — $A_{\text{зал}}$. Дійсно, у точці $\Delta t = 0,384$ об'ємна частка верхнього бейніту складає $C_1 + C_2 = 0,768$ (76,8%). Водночас розрахункова кількість аустеніту в структурі сталі дорівнює 23,2%. Якщо вміст легуваль-

них елементів в сталі виявляється достатнім для стабілізації аустеніту за даної температури, то ця кількість є залишковим аустенітом. Відповідна цій точці на ізотермічних діаграмах розпаду аустеніту температура відповідає температурі найбільшої стійкості аустеніту у верхній бейнітній області.

Якщо $\Delta t \geq 0,384\Delta_0$, то в структурі сталі відбувається утворення як верхнього, так і нижнього бейніту, а кількість залишкового аустеніту дещо зменшується.

Нехай $\Delta t = 0,6\Delta_0$, тоді $X_{1,2} = 0,61 \pm 0,344$, тоді $C_{\text{Бв}} = 0,51$, а $C_{\text{Бн}} = 0,42$. За температури перетворення, яка відповідає $\Delta t = 0,6\Delta_0$, об'ємна частка верхнього бейніту в структурі стопу становить 51%, тобто зменшується зі збільшенням ступеня переохолодження. Кількість нижнього бейніту збільшується до 42%, а розрахункова кількість залишкового аустеніту становить 7,0%.

Використавши вирази (16) і (21), знаходимо, що коли $\Delta t \cong 1,4\Delta_0$, $C_{\text{Бв}} \cong 0$, $C_{\text{Бн}} \cong 0,5$, $C_{\text{Азали}} \cong 0,5$. Зі зниженням температури перетворення до значень $\Delta t \cong 1,4\Delta_0$ у структурі стопу завершується формування нижнього бейніту, тим самим визначаючи температуру закінчення бейнітного перетворення [13]. Кількість нижнього бейніту і залишкового аустеніту складають приблизно до 50% кожного. Якщо точка початку мартенситного перетворення $M_{\text{п}}$ збігається з цією температурою, то нижче неї кількість нижнього бейніту буде зменшуватися, а кількість мартенситу — зростати. Кількість залишкового аустеніту за такої умови зменшується. Перетворення аустеніту у разі наступного охолодження відбувається за зсувним механізмом і описується іншими співвідношеннями [22].

Залежність об'ємних часток фаз у структурі леґованої сталі від температури перетворення за результатами розрахунку схематично наведено на рис. 4.

Як впливає з графічних даних у леґованій сталі є два максимуми стійкості аустеніту. Один знаходиться у температурному інтервалі існування верхнього бейніту, другий — нижнього бейніту. У проміжку між ними кількість залишкового аустеніту є мінімальною, що обумовлено швидким зростанням кількості нижнього бейніту на початковій стадії його утворення.

Залишковий аустеніт в інтервалі температур існування верхнього бейніту може під час тривалого ізотермічного витримування розпадатися за дифузійним механізмом, тому його кількість буде зменшуватися. Водночас залишковий аустеніт в інтервалі температур існування нижнього бейніту виявляється більш стійким до ізотермічного витримування, але розпадається за наступного безперервного охолодження із утворенням мартенситу.

Слід зазначити, що наразі спостерігається великий інтерес дослідників до створення фізико-математичних моделей, які дозволяють передбачити особливості перебігу процесів структуроутворення. Це

дозволяє науково-обґрунтовано підходити до визначення раціональних параметрів режиму термічного оброблення з метою ефективного впливу на структуру та властивості готових металовиробів зі сталей та стопів різноманітного призначення [23–28].

Подальший розвиток запропонованої моделі буде полягати в урахуванні впливу легувальних елементів на особливості перебігу фазових та структурних перетворень, а також стабілізацію переохолодженого аустеніту. Врахування зазначених параметрів дозволить повною мірою створити прогнозовану модель, яка з високим ступенем точності зможе описувати процеси фазових та структурних перетворень у легуваних сталях.

Розроблена авторами фізико-математична модель дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення у легуваній сталі за ізотермічних умов порушує

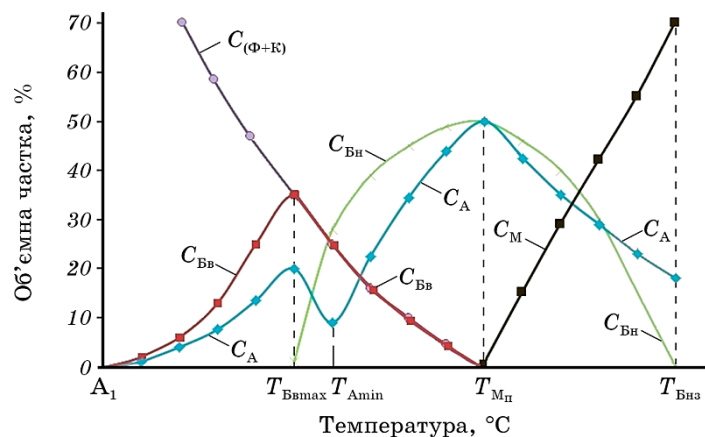


Рис. 4. Схематична структурна діаграма ізотермічного розпаду аустеніту в доевтектоїдній легуваній сталі відповідно до розробленої моделі: A_1 — критична точка сталі, $T_{Бвmax}$ — максимальна температура утворення верхнього бейніту, $T_{Аmin}$ — температура, яка відповідає мінімальній кількості залишкового аустеніту, $T_{Мн}$ — температура початку мартенситного перетворення, $T_{Бнз}$ — температура закінчення утворення нижнього бейніту, $C_{(Ф+К)}$ — об'ємна частка фериту і карбідів, C_A — об'ємна частка аустеніту, $C_{Бв}$ — об'ємна частка верхнього бейніту, $C_{Бн}$ — об'ємна частка нижнього бейніту, C_M — об'ємна частка мартенситу.

Fig. 4. Schematic structural diagram of isothermal decay of austenite in hypoeutectoid alloy steel according to the developed model: A_1 —critical point of steel, $T_{Бвmax}$ —maximum temperature of formation of upper bainite, $T_{Аmin}$ —temperature corresponding to the minimum amount of residual austenite, $T_{Мн}$ —temperature of onset of martensitic transformation the end temperature of the formation of lower bainite, $C_{(Ф+К)}$ —the volume fraction of ferrite and carbides, C_A —the volume fraction of austenite, $C_{Бв}$ —volume fraction of upper bainite, $C_{Бн}$ —volume fraction of lower bainite, C_M —volume fraction of martensite.

фундаментальні положення розпаду переохолодженого аустеніту. Вона піднімає нові питання, які обумовлюють вектор подальших досліджень у цьому напрямку та спонукає до обговорення одержаних результатів з науковою спільнотою.

4. ВИСНОВКИ

1. Дифузійна модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення в легованій доевтектоїдній сталі за ізотермічних умов, яка описується рівнянням 3-го ступеня щодо розміру частинок α -фази, отримала подальший розвиток. Модель враховує утворення ферито-карбідної суміші, верхнього і нижнього бейніту, а також стабілізацію залишкового аустеніту в структурі сталі.

2. Розрахунковим способом одержано структурну діаграму ізотермічного розпаду аустеніту в доевтектоїдній легованій сталі. Показано, що для доевтектоїдної легової сталі є характерним наявність двох максимумів стійкості аустеніту, один з яких знаходиться у температурному інтервалі існування верхнього бейніту, а другий — нижнього бейніту. Між зазначеними двома максимумами кількість залишкового аустеніту виявляється мінімальною, що обумовлено швидким утворенням кількості нижнього бейніту на початковій стадії його утворення.

3. Запропонована фізико-математична модель розпаду аустеніту потребує практичних уточнень в частині врахування особливостей впливу легувальних хемічних елементів на процеси фазових перетворень та стабілізацію аустеніту, чому будуть присвячені наступні дослідження авторів.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. C. Zener, *Trans. AIME*, **167**: 550 (1946).
2. В. И. Большаков, С. В. Бобырь, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 8: 11 (2004).
3. J. G. Speer, D. V. Edmonds, F. C. Rizzo, and D. K. Matlock, *Solid State Mater. Sci.*, **8**, Nos. 3–4: 219 (2004).
4. J. G. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and J. G. Schroth, *Acta Mater.*, **51**, No. 9: 2611 (2003).
5. В. М. Счастливец, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина, А. Ю. Калетин, *Физика металлов и металловедение*, **115**, № 10: 1052 (2014).
6. A. I. Ziza, M. S. Mikhailov, V. V. Tsukanov, D. I. Nikolaev, and T. A. Lychagina, *Lett. Mater.*, **8** (2): 146 (2018).
7. Hotz Hendrik, Kirsch Benjamin, and C. Jan Aurich, *J. Intelligent Manufacturing*, **32**: 877 (2021).
8. X. Zhang, T. Hickel, J. Rogal, S. Fähler, R. Drautz, and J. Neugebauer, *Acta Mater.*, **99**: 281 (2015).

9. В. В. Каверинский, А. И. Троцан, З. П. Сухенко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 8: 1051 (2017).
10. F. Roters, T. Hickel, J. Neugebauer, M. Friak, C. Tasan, M. Diehl, and D. Raabe, *Modeling of Materials: Development with Simulation—Discoveries Through Simulation. Multiscale Materials Simulation (Winter School) (Germany, Aachen: German Research Foundation SPP: 2017)*.
11. С. В. Бобырь, В. И. Большаков, *Успехи физики металлов*, **15**: 123 (2014).
12. В. И. Большаков, С. В. Бобырь, *Вісник Придніпровської академії будівництва та архітектури*, № 7–8: 22 (2015).
13. А. А. Попов, Л. Е. Попова, *Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита (Москва–Свердловск: Машиностроительная литература: 1961)*.
14. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Физика*, № 2: 39 (1993).
15. А. Н. Лещенко, А. П. Вишняков, *Металлургическая и горнорудная промышленность*, № 1: 49 (2000).
16. А. Г. Цыпкин, *Справочник по математике (Москва: Наука: 1988)*.
17. E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov, *Chernyye Metally*, No. 9: 39 (2020).
18. V. V. Parusov, E. V. Parusov, L. V. Sagura, A. I. Sivak, A. P. Klimentko, and A. B. Sychkov, *Metallurgical and Mining Industry*, **3**, No. 3: 114 (2011).
19. N. Yu. Filonenko, O. I. Babachenko, and G. A. Kononenko, *Mater. Sci.*, **55**, No. 3: 440 (2019).
20. N. Y. Filonenko, O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, and K. G. Domina, *Phys. Chem. Solid State*, **21**, No. 3: 525 (2020).
21. A. B. Sychkov, E. V. Parusov, A. N. Zavalishin, and A. V. Kozlov, *J. Chem. Technol. Metall.*, **53**, Iss. 5: 977 (2018).
22. J. W. Christian, *The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Materialstoday*, **6**, Iss. 3: 53 (2003).
23. L. M. Lobanov, V. A. Kostin, O. V. Makhnenko, V. V. Zukov, and E. S. Kostenevich, *Problems Atomic Sci. Technol.*, **2** (126): 89 (2020).
24. O. Prokof'iev, R. Gubatyuk, S. Rymar, V. Sydorets, and V. Kostin, *Solid State Phenom.*, **313**: 72 (2021).
25. S. V. Akhonin, V. Yu. Belous, R. V. Selin, and V. A. Kostin, *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science*, **688**, Nos. 1–9: 012012 (2021).
26. V. A. Kostin, G. M. Grigorenko, V. D. Poznyakov, and T. O. Zuber, *Mater. Sci.*, **55**, Iss. 6: 863 (2020).
27. V. A. Kostin, G. M. Grigorenko, V. A. Shapovalov, and A. N. Pikulin, *Welding Technology Review*, **91**(7): 45 (2019).
28. A. I. Babachenko, D. N. Togobitskaya, A. A. Kononenko, I. R. Snigura, and O. V. Kuksa, *Steel in Translation*, **50**, No. 11: 815 (2020).

REFERENCES

1. C. Zener, *Trans. AIME*, **167**: 550 (1946).
2. V. I. Bol'shakov and S. V. Bobyry', *Metal Sci. Heat Treatment*, **46**: 329 (2004).
3. J. G. Speer, D. V. Edmonds, F. C. Rizzo, and D. K. Matlock, *Solid State Mater. Sci.*, **8**, Nos. 3–4: 219 (2004).
4. J. G. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and J. G. Schroth, *Acta Mater.*,

- 51, No. 9: 2611 (2003).
5. V. M. Schastlivtsev, Yu. V. Kaletina, E. A. Fokina, and A. Yu. Kaletin, *Phys. Met. Metallogr.*, **115**: 990 (2014).
 6. A. I. Ziza, M. S. Mikhailov, V. V. Tsukanov, D. I. Nikolaev, and T. A. Lychagina, *Lett. Mater.*, **8** (2): 146 (2018).
 7. Hotz Hendrik, Kirsch Benjamin, and C. Jan Aurich, *J. Intelligent Manufacturing*, **32**: 877 (2021).
 8. X. Zhang, T. Hickel, J. Rogal, S. Fähler, R. Drautz, and J. Neugebauer, *Acta Mater.*, **99**: 281 (2015).
 9. V. V. Kavarynsky, A. I. Trotsan, and Z. P. Sukhenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 8: 1051 (2017) (in Russian).
 10. F. Roters, T. Hickel, J. Neugebauer, M. Friak, C. Tasan, M. Diehl, and D. Raabe, *Modeling of Materials: Development with Simulation—Discoveries through Simulation. Multiscale Materials Simulation (Winter School)* (Germany, Aachen: German Research Foundation SPP: 2017).
 11. S. V. Bobyr and V. I. Bolshakov, *Prog. Phys. Met.*, **15**: 123 (2014) (in Russian).
 12. V. I. Bolshakov and S. V. Bobyr, *Visnyk Prydniprovskoyi Akademiyi Budivnytstva ta Arhitektury*, Nos. 7–8: 22 (2015) (in Russian).
 13. A. A. Popov and L. Ye. Popova, *Spravochnik Termista. Izotermicheskie i Termokineticheskie Diagrammy Raspada Pereokhlazhdyonnogo Austenita* [Thermist's Handbook. Isothermal and Thermokinetic Diagrams of the Decomposition of Supercooled Austenite] (Moscow–Sverdlovsk: Mashinostroitel'naya Literatura: 1961) (in Russian).
 14. Y. F. Ivanov and É. V. Kozlov, *Russ. Phys. J.*, **36**: 132 (1993).
 15. A. N. Leshchenko and A. P. Vishnyakov, *Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost* [Metallurgical and Mining Industry], No 1: 49 (2000) (in Russian).
 16. A. G. Tsypkin, *Spravochnik po Matematike. Dlya Srednikh Uchebnykh Zavedeniy* [Handbook of Mathematics. For secondary schools] (Moscow: Nauka: 1988) (in Russian).
 17. E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov, *Chernye Metally*, No. 9: 39 (2020).
 18. V. V. Parusov, E. V. Parusov, L. V. Sagura, A. I. Sivak, A. P. Klimenko, and A. B. Sychkov, *Metallurgical and Mining Industry*, **3**, No. 3: 114 (2011).
 19. N. Yu. Filonenko, O. I. Babachenko, and G. A. Kononenko, *Mater. Sci.*, **55**, No. 3: 440 (2019).
 20. N. Y. Filonenko, O. I. Babachenko, G. A. Kononenko, and K. G. Domina, *Phys. Chem. Solid State*, **21**, No. 3: 525 (2020).
 21. A. B. Sychkov, E. V. Parusov, A. N. Zavalishin, and A. V. Kozlov, *J. Chem. Technol. Metall.*, **53**, Iss. 5: 977 (2018).
 22. J. W. Christian, *The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Materialstoday*, **6**, Iss. 3: 53 (2003).
 23. L. M. Lobanov, V. A. Kostin, O. V. Makhnenko, V. V. Zukov, and E. S. Kostenevich, *Problems Atomic Sci. Technol.*, **2** (126): 89 (2020).
 24. O. Prokof'iev, R. Gubatyuk, S. Rymar, V. Sydorets, and V. Kostin, *Solid State Phenom.*, **313**: 72 (2021).
 25. S. V. Akhonin, V. Yu. Belous, R. V. Selin, and V. A. Kostin, *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science*, **688**, Nos. 1–9: 012012 (2021).
 26. V. A. Kostin, G. M. Grigorenko, V. D. Poznyakov, and T. O. Zuber, *Mater. Sci.*,

- 55, Iss. 6: 863 (2020).
27. V. A. Kostin, G. M. Grigorenko, V. A. Shapovalov, and A. N. Pikulin, *Welding Technology Review*, **91**(7): 45 (2019).
 28. A. I. Babachenko, D. N. Togobitskaya, A. A. Kononenko, I. R. Snigura, and O. V. Kuksa, *Steel in Translation*, **50**, No. 11: 815 (2020).