

PHASE TRANSFORMATIONS

PACS numbers: 61.72.Cc, 64.75.Op, 66.30.Dn, 66.30.Ny, 68.35.Fx, 68.35.Rh

Кінетика утворення фаз у двокомпонентній багатофазній системі після вичерпання одного з компонентів

М. В. Ярмоленко

*Київський національний університет технологій та дизайну,
Черкаське відділення,
Факультет ринкових, інформаційних та інноваційних технологій,
вул. В. Чорновола, 241/2,
18028 Черкаси, Україна*

Проаналізовано кінетику росту другої фази, яка утворюється між першою фазою та другим компонентом після вичерпання першого компонента. Показано, що процес дифузійної гомогенізації першої фази призводить до близького до лінійного дифузійного закону росту другої фази у плоских та циліндричних зразках. Знайдено, що у циліндричних зразках швидкість росту другої фази значно збільшується завдяки процесу релаксації внутрішніх напруг, зумовлених тим, що перша фаза утворюється з від'ємною дилатацією. Запропоновано також метод оцінювання часу вичерпання однієї з речовин.

Ключові слова: дифузія, реакції, кінетичний закон утворення фази, інтерметаліди, міжфазні межі.

Growth kinetics of second phase, which appearing between first phase and second component after first component exhausting, is analysed. As shown, a diffusion homogenization of the first phase leads to near linear second phase growth laws in planar and cylindrical samples. As founded, the second phase velocity is higher in cylindrical samples then in planar samples because of internal stress relaxation arising due to first phase growing with negative

Corresponding author: Mykhailo Viktorovych Yarmolenko
E-mail: yarmolenko.mv@knutd.edu.ua

*Kyiv National University of Technologies and Design, Cherkasy Branch,
Faculty of Market, Information and Innovation Technologies,
241/2 V. Chornovola Str., UA-18028 Cherkasy, Ukraine*

Citation: M. V. Yarmolenko, Phases Formation Kinetics in Binary Multiphase System after Exhausting One of the Components, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 8: 1021–1030 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.08.1021](https://doi.org/10.15407/mfint.43.08.1021).

dilatation. Method to estimate a time of exhausting one of the components is proposed too.

Key words: diffusion, reaction, phase-growth law, intermetallics, grain boundaries.

(Отримано 21 січня 2020 р.; остаточн. варіант — 2 липня 2021 р.)

1. ВСТУП

Вплив кривини міжфазних меж на кінетику утворення інтерметалідів у системі мідь–цинк детально проаналізовано у роботі [1]. У цій роботі застосовано метод К. П. Гурова та А. М. Гусака [2] для опису конкурентного дифузійного утворення фаз у циліндричних зразках. У роботі [1] знайдено, що γ -фаза Cu_5Zn_8 утворюється повільніше, а ε -фаза CuZn_5 утворюється швидше у циліндричних, ніж у плоских зразках, а у плоских зразках кінетичні закони утворення цих фаз були точно параболічними. Експериментальні результати роботи [3] підтверджують параболічні кінетичні закони утворення γ -фази Cu_5Zn_8 , ε -фази CuZn_5 та ε' -фази CuZn_6 у плоских зразках. У роботі [1] пояснено набагато повільніше утворення β' -фази CuZn у циліндричних зразках після вичерпання чистого цинку та дифузійного поглинання ε -фази γ -фазою тим, що γ -фаза утворювалася з від'ємною дилатацією $\approx -4\%$ і β' -фаза починала утворюватися в умовах стискаючих внутрішніх механічних напруг величиною $\approx 4 \cdot 10^8$ Па. Слід зауважити, що експерименти проводили в умовах зовнішнього тиску інертного газу аргону близько 10^7 Па, який практично не впливає на коефіцієнти дифузії, але значно уповільнює процеси релаксації внутрішніх напруг. У роботі [3] досліджувались початкові стадії реакційної дифузії у системі мідь–цинк, тому β' -фаза не утворювалася у дифузійній зоні, тому що коефіцієнт взаємної дифузії у ній на два порядки менший, ніж у ε -фазі та γ -фазі [1]. Один експериментальний результат цієї роботи залишився без належного теоретичного аналізу, а саме близька до лінійної кінетика дифузійного утворення β' -фази у плоских та циліндричних зразках, причому у циліндричних зразках ця кінетика значно ближча до лінійної. У даній роботі зроблено такий аналіз. В роботі [13] доведено експериментально, що швидкість хімічної корозії міді значно більша, ніж швидкість хімічної корозії золота, хоча швидкість формування інтерметалідів у системі Au-Al значно більша, ніж швидкість формування інтерметалідів у системі Cu-Al , тому можливо використовувати Cu замість Au для скріплювання дротів у приладах мікроелектроніки, адже тонкий Al шар (товщиною близько 1,2 мкм) може запобігти електричній корозії золота і міді, а Cu має більшу електричну та теплову провідність і значно дешевша, ніж Au . Тому теоретичний метод оцінювання швидкості зникнення

інтерметалідів у різних системах наразі є актуальним. В роботі [14] сформульовано та вирішено задачу одночасного росту та конкуренції проміжних фаз під час реакційної дифузії, продемонстровано практичне застосування методу. В роботі [15] проаналізовані конкуренція проміжних фаз під час початкових стадій реакційної дифузії, використовуючи основні ідеї, запропоновані К. П. Гуровим та А. М. Гусаком та експериментальні дані, які надійно підтвердили теоретичні передбачення.

2. МОДЕЛЬ

Між чистими речовинами А і В у результаті взаємної дифузії починає утворюватися фаза 1 з широким інтервалом гомогенності ΔC_1 . Після вичерпання речовини А починає утворюватися в результаті взаємної дифузії фаза 2 з широким або вузьким інтервалом гомогенності ΔC_2 між фазою 1 та речовиною В. Під час цього процесу середня концентрація речовини А у фазі 1 зменшується від $C_1 + \Delta C_1$ до C_1 . Схожа модель проаналізована у роботі [4], але у моделі В. І. Неверова і Ю. Е. Угасте зроблено припущення про дуже вузькі інтервали гомогенності ΔC_i для кожної проміжної фази « i », тому кінетика утворення фаз на графіку залежності $(X_i)^2$ від t має вигляд ламаної лінії, яка складається з відрізків, що мають кутові коефіцієнти, які поступово збільшуються. Експериментальні результати у роботі [4] не проаналізовані. Коефіцієнт взаємної дифузії у фазі 1 зменшується в десятки разів зі зменшенням концентрації речовини А у фазі 1 від $C_1 + \Delta C_1$ до C_1 , тому концентрація речовини А у фазі 1 дорівнює $C_1 + \Delta C_1$ практично у всьому шарі фази. Таке припущення справедливе для багатьох реальних систем. Дифузійна проникність фази 2 у сотні разів менша, ніж дифузійна проникність фази 1, тому фаза 2 кінетично пригнічена під час формування фази 1. Таке припущення також справедливе для багатьох реальних систем.

3. МЕТОД

Позначимо: t_1 є час вичерпання чистої речовини А, а t_2 — час повної гомогенізації фази 1, X_2 — товщина фази 2. У фазі 2 біля міжфазної межі концентрація речовини А дорівнює $C_2 + \Delta C_2$. Для часу $t < t_1$ кінетичний закон утворення фази 2 є параболічним [1, 5, 9] (стадія $t < t_1$ починається тоді, коли речовина А вже вичерпана):

$$\left. \frac{dX_2}{dt} \right|_{t < t_1} = \frac{C_1 + \Delta C_1 - \Delta C_2}{C_2(C_1 + \Delta C_1 - C_2 - \Delta C_2)} \frac{D_2 \Delta C_2}{X_2} = \frac{k_1}{X_2} \quad (1)$$

або

$$X_2^2(t < t_1) = 2k_1t = K_2(t < t_1)t. \quad (2)$$

Для часу $t > t_2$ кінетичний закон утворення фази 2 також є параболічним, але з більшим коефіцієнтом [1, 5, 9]:

$$\left. \frac{dX_2}{dt} \right|_{t>t_2} = \frac{C_1 - \Delta C_2}{C_2(C_1 - C_2 - \Delta C_2)} \frac{D_2 \Delta C_2}{X_2} = \frac{k_2}{X_2} \quad (3)$$

або

$$X_2^2(t > t_2) = 2k_2(t - t_0) = K_2(t > t_2)(t - t_0), \quad (4)$$

де

$$t_0 = t_2 - \frac{X_2^2(t_2)}{2k_2}.$$

Фізично результат очевидний: оскільки швидкість руху «лівої» межі фази 2 (тобто інтерфейсу між фазами 1 і 2) обернено пропорційна різниці концентрацій у фазі 1 та фазі 2, яка зменшується під час процесу гомогенізації фази 1, то фаза 2 буде утворюватися все швидше до того часу, поки завершиться процес гомогенізації фази 1. Після цього кінетичний режим утворення фази 2 знову стане параболічним.

Для часу $t_1 < t < t_2$ кінетичний закон утворення фази 2 будемо шукати у такому вигляді:

$$X_2^2(t_1 < t < t_2) = kt^n, \quad 1 < n \leq 2. \quad (5)$$

Взявши похідні за часом, отримаємо:

$$\left. \frac{dX_2^2}{dt} \right|_{t=t_1} = knt_1^{n-1} = 2k_1, \quad \left. \frac{dX_2^2}{dt} \right|_{t=t_2} = knt_2^{n-1} = 2k_2 \quad (6)$$

або

$$\left(\frac{t_2}{t_1} \right)^{n-1} = \frac{k_2}{k_1}, \quad \text{де } \frac{k_2}{k_1} = \frac{(C_1 - \Delta C_2)(C_1 + \Delta C_1 - C_2 - \Delta C_2)D_2(t_2)}{(C_1 + \Delta C_1 - \Delta C_2)(C_1 - C_2 - \Delta C_2)D_2(t_1)}. \quad (7)$$

Остаточно отримаємо:

$$n = 1 + \frac{\ln(k_2 / k_1)}{\ln(t_2 / t_1)}, \quad X_2 = kt^{\frac{1}{2} + \frac{\ln(k_2/k_1)}{2\ln(t_2/t_1)}}. \quad (8)$$

Аналіз формули (8) показує, що кінетичний закон утворення фа-

зи 2 може бути навіть лінійним, якщо $\ln(k_2/k_1) = \ln(t_2/t_1)$, незважаючи на те, що фаза 2 утворюється в результаті взаємної дифузії між фазою 1 та чистим компонентом В, і енергетичні бар'єри для взаємної дифузії на міжфазних межах не враховані. Важливо, звичайно, спочатку оцінити час вичерпання речовини А. Для цього може бути використаний як метод В. І. Неверова і Ю. Е. Угасте, так і метод, запропонований у даній роботі.

4. АНАЛІЗ

Інтервали гомогенності фази 1 (γ -фаза Cu_5Zn_8) та фази 2 (β' -фаза CuZn) за температури 400°C мають такі значення [1]: $C_1 = 0,58$, $\Delta C_1 = 0,1$, $C_2 = 0,48$, $\Delta C_2 = 0,03$. Початковий шар цинку (речовини А) мав товщину приблизно 115 мкм [5]. За формулою (7) обчислюємо: $k_2/k_1 \approx 2,055(D_2(t_2)/D_2(t_1))$ і $\ln(k_2/k_1) = 0,72$ для процесу утворення фази 2 у плоских зразках, припускаючи, що коефіцієнт взаємної дифузії у β' -фазі CuZn не змінюється під час відпалу. За даними роботи [1] знаходимо: $\ln(t_2/t_1) = \ln(23,08 \text{ год}/3,08 \text{ год}) = 2,014$ для процесу утворення β' -фази CuZn у плоских зразках. За формулою (8) обчислюємо: $n \approx 1,36$, тобто кінетичний закон утворення фази 2 такий: $X_2 = kt^{0,68} \approx kt^{2/3}$. Для процесу утворення фази 2 у циліндричних зразках за даними роботи [1] знаходимо: $\ln(t_2/t_1) = \ln(22,36 \text{ год}/6,36 \text{ год}) \approx 1,257$. Припускаючи, що коефіцієнт взаємної дифузії у β' -фазі CuZn у циліндричних зразках не змінюється під час відпалу, отримаємо: $n \approx 1,6$, тобто кінетичний закон утворення фази 2 такий: $X_2 = kt^{0,8} = kt^{4/5}$. Враховуючи той факт, що під час відпалу відбувається релаксація внутрішніх напруг шляхом переповзання дислокацій та проковзування меж між зернами полікристалічних зразків, можемо зробити висновок, що тиск, створений γ -фазою на β' -фазу, зменшується, а коефіцієнт взаємної дифузії збільшується вдвічі [1], точніше

$$\frac{D_{2X}(t_2)}{D_{2R}(t_2)} \approx \frac{X_2^2(t = 23,08 \text{ год})}{R_2^2(t = 22,36 \text{ год})} = \frac{93^2 \text{ мкм}^2}{66^2 \text{ мкм}^2} \approx 1,98 \text{ і } \frac{k_2}{k_1} \approx 4,1.$$

Тоді $\ln(k_2/k_1) \approx 1,40$, $n \approx 2,11$ і кінетичний закон утворення фази 2 такий: $X_2 \approx kt^{1,06} \approx kt$, тобто лінійний. Коефіцієнти взаємної дифузії та кінетичні коефіцієнти утворення фаз, обчислені у роботі [1], мають такі значення за температури 400°C : $D_0 = 2,4 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2/\text{с}$, $D_1 = 9,1 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2/\text{с}$, $D_2 = 7,7 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2/\text{с}$, $K_0 \approx 2025 \text{ мкм}^2/\text{год}$, $K_1 \approx 14400 \text{ мкм}^2/\text{год}$, $K_2(t < t_1) \approx 60 \text{ мкм}^2/\text{год}$, $K_2(t > t_2) \approx 540 \text{ мкм}^2/\text{год}$ (для плоских зразків), $K_2(t < t_1) \approx 80 \text{ мкм}^2/\text{год}$, $K_2(t > t_2) \approx 270 \text{ мкм}^2/\text{год}$ (для циліндричних зразків), $K_1 \approx 7K_0$, $K_2 \approx 0,08K_0 \approx 0,011K_1$. Час вичерпання чистої речовини А, t_{00} , можемо знайти, використавши закон збереження речовини [4] (фаза 0 — це ε -фаза CuZn_5):

$$X_A \times 1 = (C_0 + \Delta C_0 / 2)X_0 + (C_1 + \Delta C_1)X_1 + (C_2 + \Delta C_2 / 2)X_2$$

або

$$t_{00} = \frac{X_A^2}{((C_0 + \Delta C_0 / 2)\sqrt{K_0} + (C_1 + \Delta C_1)\sqrt{K_1} + (C_2 + \Delta C_2 / 2))^2} \approx 0,9 \text{ год}, \quad (9)$$

що співпадає з експериментальними результатами роботи [1] для плоских зразків, які відпалювали за температури 400°C ($t_0 = 0,92$ год). Оскільки коефіцієнт взаємної дифузії у γ -фазі Cu_5Zn_8 зменшується в десятки разів зі зменшенням концентрації цинку від $C_1 + \Delta C_1$ до C_1 , то концентрація Zn у γ -фазі дорівнює $C_1 + \Delta C_1$ практично у всьому шарі фази. Концентраційні профілі у фазі 0 та фазі 2 вважаємо наближено лінійними. Час зникнення фази 0 (ε -фази), t_{01} , можемо оцінити таким же чином:

$$X_A \times 1 = (C_1 + \Delta C_1)X_1 + (C_2 + \Delta C_2 / 2)X_2$$

або

$$t_{01} = \frac{X_A^2}{((C_1 + \Delta C_1)\sqrt{K_1} + (C_2 + \Delta C_2 / 2)\sqrt{K_2})^2} \approx 1,7 \text{ год}. \quad (10)$$

За цей час фаза 1 досягає товщини ≈ 156 мкм, а фаза 2 — товщини ≈ 16 мкм.

Використовуючи модель В. І. Неверова і Ю. Е. Угасте, можемо обчислити час вичерпання чистої речовини А та зникнення фази 0 (ε -фази) за формулою (15) у роботі [4] ($K_1 = 2D_1\Delta C_1$):

$$t_{01} \approx X_A^2 \frac{C_1 + \Delta C_1}{2(1 - C_1 - \Delta C_1)D_1\Delta C_1} = X_A^2 \frac{C_1 + \Delta C_1}{(1 - C_1 - \Delta C_1)K_1} \approx 1,9 \text{ год}, \quad (11)$$

що є досить точною оцінкою. Час зникнення фази 1, t_{02} , можемо оцінити так:

$$X_A \times 1 = (C_2 + \Delta C_2 / 2)X_2$$

або

$$t_{02} = X_A^2 \frac{1}{(C_2 + \Delta C_2 / 2)^2 K_2 (t > t_2)} \approx 98 \text{ год}. \quad (12)$$

Після такого відпалу β' -фаза мала б товщину близько 230 мкм. Оскільки радіус мідного дроту дорівнював 160 мкм, то γ -фаза повністю б не зникла.

Модель В. І. Неверова і Ю. Е. Угасте дає такий результат:

$$t_{02} \approx X_A^2 \frac{C_2 + \Delta C_2 / 2}{(1 - C_2 - \Delta C_2 / 2)K_2(t > t_2)} \approx 24,5 \text{ год}, \quad (13)$$

тобто оцінка у 4 рази менша. Після такого відпалу β' -фаза мала б товщину близько 115 мкм. Експериментальні результати роботи [1] свідчать про те, що γ -фаза ще залишається у дифузійній зоні після відпалювання протягом 24 годин, причому товщина її досить значна. В роботі [4] вказано, що така оцінка є наближеною і дає велику похибку, особливо для тих фаз, у яких концентрація речовини А мала. Розрахунок за точною формулою (8) у роботі [4] дав такий результат:

$$\begin{aligned} t_{02} &\approx \frac{X_A^2}{K_2} \left(\frac{1}{1 - C_1 - \Delta C_1} + \frac{\sqrt{K_2} - \sqrt{K_1}}{\sqrt{K_1}(1 - C_1 - \Delta C_1) + \sqrt{K_2}(C_2 - \Delta C_2 / 2)} \right)^2 \approx \\ &\approx \{\sqrt{K_2} \approx 0,2\sqrt{K_1}\} \approx \frac{X_A^2}{K_2} \left(\frac{1}{1 - C_1 - \Delta C_1} + \right. \\ &\left. + \frac{-0,8}{1 - C_1 - \Delta C_1 + 0,2(1 - C_2 - \Delta C_2 / 2)} \right)^2 \approx 1,5 \frac{X_A^2}{K_2} \approx 36,8 \text{ год}. \end{aligned} \quad (14)$$

Оцінка (14) у $\approx 1,5$ рази більша за оцінку (13) і складає $\approx 0,4$ оцінки (12). Зроблені у роботі [4] теоретичні розрахунки показали, що точний розрахунок перевищує наближений на $\approx 50\%$.

Проаналізуємо експериментальні результати, наведені у роботі [13]. Мідні та золоті дротини, покриті тонким ($X_A = 1,2$ мкм) шаром алюмінію відпалювали за температур $T_1 = 175^\circ\text{C}$, $T_2 = 200^\circ\text{C}$, $T_3 = 225^\circ\text{C}$ протягом 120, 240, 360 та 480 годин. За таких температур існують фази CuAl_2 ($C_1 = 2/3 \approx 0,67$), CuAl ($C_2 = 1/2 = 0,5$), Cu_9Al_4 ($C_3 = 4/13 \approx 0,308$). Сумарні кінетичні коефіцієнти утворення фаз, обчислені у роботі [13], мають такі значення: $K_{123}(T_1) = 3,57 \cdot 10^{-7}$ мкм²/с, $K_{123}(T_2) = 6,26 \cdot 10^{-7}$ мкм²/с, $K_{123}(T_3) = 7,15 \cdot 10^{-7}$ мкм²/с. Оскільки кінетичні коефіцієнти утворення кожної окремої фази невідомі, то, припустивши, що $K_1 \approx K_2 \approx K_3$, отримаємо:

$$(X_1 + X_2 + X_3)^2 = X^2 = K_{123}t, \quad K_{123} = (\sqrt{K_1} + \sqrt{K_2} + \sqrt{K_3})^2, \quad (15)$$

$$\begin{aligned} X_{\text{Al}}(t = 0) \times 1 &= C_1 X_1(t_0) + C_2 X_2(t_0) + C_3 X_3(t_0) = \\ &= C_1 \left(\sqrt{K_1} + \frac{C_2}{C_1} \sqrt{K_2} + \frac{C_3}{C_1} \sqrt{K_3} \right) \sqrt{t_{00}} \approx C_1 \sqrt{K_{123}} \sqrt{t_{00}}, \end{aligned} \quad (16)$$

$$t_{00} = \frac{X_{\text{Al}}^2}{C_1^2 K_{123}}, \quad (17)$$

$t_{00}(T_1) \approx 2520$ год, $t_{00}(T_2) \approx 1440$ год, $t_{00}(T_3) \approx 1260$ год, отже всі три фази формуються у дифузійній зоні. Час зникнення фази 1 можемо оцінити так:

$$\begin{aligned} X_{Al}(t=0) \times 1 &= C_2 X_2(t_{01} - t_{00}) + C_3 X_3(t_{01} - t_{00}) = \\ &= \sqrt{t_{01} - t_{00}} C_2 (\sqrt{K_2} + \frac{C_3}{C_2} \sqrt{K_3}), \end{aligned}$$

$$K_{23} = (\sqrt{K_2} + \sqrt{K_3})^2 \approx \frac{4}{9} K_{123}, t_{01} \approx t_{00} + \frac{X_{Al}^2}{C_2^2 K_{23}} \approx t_{00} + \frac{9X_{Al}^2}{4C_2^2 K_{123}}.$$

Відповідні обчислення дали такий результат для температури $T_3 = 225^\circ\text{C}$:

$$t_{01}(T_3) \approx 1260 \text{ год} + 5035 \text{ год} = 6295 \text{ год} \approx 260 \text{ діб} \approx 9 \text{ місяців.}$$

Можемо також оцінити час зникнення фази 2:

$$\begin{aligned} X_{Al}(t=0) \times 1 &= C_3 X_3(t_{02} - t_{01}) = \sqrt{t_{02} - t_{01}} C_3 \sqrt{K_3}, \\ t_{02} &= t_{01} + \frac{X_{Al}^2}{C_3^2 K_3} \approx t_{01} + \frac{9X_{Al}^2}{C_3^2 K_{123}}, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} t_{02}(T_3) &\approx 6295 \text{ год} + 52390 \text{ год} = 58685 \text{ год} \approx \\ &\approx 2445 \text{ діб} \approx 81 \text{ місяць} \approx 7 \text{ років.} \end{aligned}$$

Звісно, припущення $K_1 \approx K_2 \approx K_3$ не може бути правильним. Якби були відомі значення коефіцієнтів K_1 , K_2 і K_3 , то, очевидно, вищенаведені оцінки були б у кілька разів меншими. У роботі [13] знайдено, що сумарні кінетичні коефіцієнти утворення фаз у системі Al–Au приблизно у 10 разів більші, ніж сумарні кінетичні коефіцієнти утворення фаз у системі Al–Cu для відповідних температур відпалу, хоча і не вказано, скільки фаз можуть утворюватися в системі Al–Au. Проте зробити оцінки часу вичерпання Al та імовірних фаз можемо, поділивши вищевказані оцінки на 10:

$$t_{00}(T_1) \approx 252 \text{ год}, t_{00}(T_2) \approx 144 \text{ год}, t_{00}(T_3) \approx 126 \text{ год.}$$

Оскільки зразки відпалювали протягом 120, 240, 360 та 480 годин, то, очевидно, шар алюмінію зникав досить швидко, і залишалися лише фази у дифузійній зоні. Часи зникнення фаз 1 і 2 (якщо утворюються три фази) можемо оцінити так:

$$\begin{aligned} t_{01}(T_3) &\approx 126 \text{ год} + 503,5 \text{ год} = 629,5 \text{ год} \approx 26 \text{ діб} \approx 0,9 \text{ місяця}, \\ t_{02}(T_3) &\approx 629,5 \text{ год} + 5239 \text{ год} = 5868,5 \text{ год} \approx \end{aligned}$$

$\approx 244,5$ доби $\approx 8,1$ місяця $\approx 0,7$ року.

5. ВИСНОВОК

Якщо перша фаза має широкий інтервал гомогенності, то процес дифузійної гомогенізації першої фази призводить до такого дифу-

зійного закону утворення другої фази: $X_2 = kt^{\frac{1}{2} + \frac{\ln(k_2/k_1)}{2\ln(t_2/t_1)}}$, де t_1 є час вичерпання чистої речовини А, t_2 — час повної гомогенізації фази 1, X_2 — товщина фази 2, k_1 і k_2 — кутові коефіцієнти параболічної кінетики для $t < t_1$ і $t > t_2$ відповідно (k_i — кінетичний коефіцієнт ($i = 1, 2$)), тобто ближчого до лінійного, ніж до параболічного,

$$\frac{k_2}{k_1} = \frac{(C_1 - \Delta C_2)(C_1 + \Delta C_1 - C_2 - \Delta C_2)D_2(t_2)}{(C_1 + \Delta C_1 - \Delta C_2)(C_1 - C_2 - \Delta C_2)D_2(t_1)}.$$

Час вичерпання чистої речовини А, t_{00} , можемо оцінити так (для трифазної двокомпонентної системи):

$$t_{00} = \frac{X_A^2}{((C_0 + \Delta C_0 / 2)\sqrt{K_0} + (C_1 + \Delta C_1)\sqrt{K_1} + (C_2 + \Delta C_2 / 2)\sqrt{K_2})^2},$$

де K_i ($i = 0, 1, 2$) — кінетичний коефіцієнт утворення фази « i », X_A — товщина початкового шару речовини А; коефіцієнт взаємної дифузії у фазі 1 зменшується в десятки разів зі зменшенням концентрації речовини А від $C_1 + \Delta C_1$ до C_1 , отже концентрація речовини А у фазі 1 дорівнює $C_1 + \Delta C_1$ практично у всьому шарі фази; концентраційні профілі у фазі 0 та фазі 2 лінійні. Необхідно зазначити, що метод К. П. Гурова та А. М. Гусака дозволяє достатньо точно описувати кінетику фазоутворення не лише для випадку дифузії вздовж меж між зернами у полікристалах з відсмоктуванням у об'єм [6, 8, 10] (відповідник моделі Дж. К. Фішера [11]), а і для випадку дифузії вздовж дислокацій з відсмоктуванням у об'єм [7] (відповідник моделі А. Д. Ле Клера і А. Рабіновича [12]).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. В. Богданов, А. М. Гусак, Л. Н. Парицкая, М. В. Ярмоленко, *Металлофизика*, **12**, № 3: 60 (1990).
2. К. П. Гуров, А. М. Гусак, М. В. Ярмоленко, *Металлофизика*, **10**, № 3: 91 (1988).
3. J. Pstruś, *J. Materials Science: Materials in Electronics*, **29**: 20531 (2018).
4. В. И. Неверов, Ю. Э. Угасте, *ФиХОМ*, № 5: 113 (1992).
5. В. В. Богданов, Л. Н. Парицкая, М. В. Ярмоленко, *Металлофизика*, **12**,

- № 5: 98 (1990).
6. M. V. Yarmolenko, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 9: 1201 (2018).
 7. M. V. Yarmolenko, *AIP Advances*, **8**: 095202 (2018).
 8. M. V. Yarmolenko, A. M. Gusak, and K. P. Gurov, *J. Engineering Physics and Thermophysics*, **65**, No. 3: 876 (1993).
 9. A. M. Gusak and M. V. Yarmolenko, *J. Appl. Phys.*, **73**, No. 10: 4881 (1993).
 10. M. V. Yarmolenko, *Defect and Diffusion Forum*, **143–147**: 1567 (1997).
 11. J. C. Fisher, *J. Appl. Phys.*, **22**, No. 1: 4881 (1951).
 12. A. D. LeClaire and A. Rabinovich, *Diffusion in Crystalline Solids* (Eds. G. E. Murch and A. S. Nowick) (Orland: Academic Press: 1984), p. 257.
 13. C. S. Goh, W. L. E. Chong, T. K. Lee, and C. Breach, *Crystals*, **3**, No. 3: 391 (2013).
 14. M. Danielewski, B. Wierzba, A. Gusak, M. Pawelkiewicz, and J. Janczak-Rusch, *J. Applied Physics*, **110**: 123705 (2011).
 15. А. М. Гусак, О. Ю. Ляшенко, Ф. Ходадж, *ФизХОМ*, № 2: 37 (2018).

REFERENCES

1. V. V. Bogdanov, A. M. Gusak, L. N. Paritskaya, and M. V. Yarmolenko, *Металлофизика*, **12**, No. 3: 60 (1990) (in Russian).
2. K. P. Gurov, A. M. Gusak, and M. V. Yarmolenko, *Металлофизика*, **10**, No. 3: 91 (1988) (in Russian).
3. J. Pstruś, *J. Materials Science: Materials in Electronics*, **29**: 20531 (2018).
4. V. I. Neverov and Yu. E. Ugaste, *FiKhOM*, No. 5: 113 (1992) (in Russian).
5. V. V. Bogdanov, L. N. Paritskaya, and M. V. Yarmolenko, *Металлофизика*, **12**, No. 5: 98 (1990) (in Russian).
6. M. V. Yarmolenko, *Металлофиз. Новейшие Технол.*, **40**, No. 9: 1201 (2018).
7. M. V. Yarmolenko, *AIP Advances*, **8**: 095202 (2018).
8. M. V. Yarmolenko, A. M. Gusak, and K. P. Gurov, *J. Engineering Physics and Thermophysics*, **65**, No. 3: 876 (1993).
9. A. M. Gusak and M. V. Yarmolenko, *J. Appl. Phys.*, **73**, No. 10: 4881 (1993).
10. M. V. Yarmolenko, *Defect and Diffusion Forum*, **143–147**: 1567 (1997).
11. J. C. Fisher, *J. Appl. Phys.*, **22**, No. 1: 4881 (1951).
12. A. D. LeClaire and A. Rabinovich, *Diffusion in Crystalline Solids* (Eds. G. E. Murch and A. S. Nowick) (Orland: Academic Press: 1984), p. 257.
13. C. S. Goh, W. L. E. Chong, T. K. Lee, and C. Breach, *Crystals*, **3**, No. 3: 391 (2013).
14. M. Danielewski, B. Wierzba, A. Gusak, M. Pawelkiewicz, and J. Janczak-Rusch, *J. Applied Physics*, **110**: 123705 (2011).
15. А. М. Гусак, О. Ю. Ляшенко, and F. Hodaj, *FiKhOM*, No. 2: 37 (2018) (in Russian).