

О.П. ГАПОНОВА,¹ А.Г. КОЛОСЮК²¹ Сумський державний університет

(Вул. Римського-Корсакова, 2, Суми 40007; e-mail: garonova_or@mail.ru)

² Інститут фізики НАН України

(Просп. Науки, 4б, Київ 03680; e-mail: anjeu.k@gmail.com)

ДОСЛІДЖЕННЯ ДИФУЗІЙНИХ ПРОЦЕСІВ В ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛАХ І ЇХ РОЛЬ У ФОРМУВАННІ СТРУКТУРИ

УДК 621.762

У роботі отримано розв'язок рівняння другого закону Фіка методом функцій Гріна, який застосований для опису процесу дифузії в порошковому пористому тілі. Представлена математична модель дозволила виконати аналіз впливу температурно-швидкісних умов деформації та пористості матеріалу на коефіцієнт дифузії. Досліджено мікроструктуру мідно-титанових зразків після спікання та пластичної деформації. Встановлено, що підвищення температури, швидкості та ступеня деформації сприяє гомогенізації сплаву.

Ключові слова: дифузія, пластична деформація, порошкове тіло, порошковий мідно-титановий матеріал.

1. Вступ

Дослідження процесів дифузії в порошкових системах при спіканні і факторів, що впливають на неї, становить значний інтерес [1–3]. Літературні дані свідчать про те, що інтенсивність дифузійних процесів у порошкових матеріалах значно вища, ніж в литих. Автори робіт пояснюють таку поведінку високою спотвореністю ґраток порошоків, дефектами, що виникають у процесі подальшого пресування. Проте, фізична природа збільшення дифузійного потоку в матеріалах, що мають макроскопічні дефекти (пори, межі зерен та ін.), у даний час повністю не з'ясована.

Неоднозначним є питання про вплив пористості на процеси дифузії. Наявність пор у порошковому матеріалі, з одного боку, прискорює ефективний дифузійний масоперенос [2] внаслідок підвищеної щільності дефектів шару, що оточує пору, і внеску поверхневої дифузії. З іншого боку, гальмує його, оскільки перенесення речовини через газову фазу менше потоку об'ємної дифузії через той самий перетин.

Актуальним питанням є дослідження процесів інтенсифікації дифузійних процесів у порошкових матеріалах, наприклад, у системах Ni–Mo [4] та Cu–Ti [5], що пов'язано зі складністю отримання

гомогенних сплавів цих металів. Відомо, що шляхами активації дифузії є радіаційне опромінення, пластична деформація тощо, тобто процеси, що призводять до збільшення дефектів кристалічної будови. Дослідження останніх років [4] показали, що питання інтенсифікації дифузійних процесів у порошкових матеріалах шляхом пластичної деформації є актуальним, оскільки до кінця не з'ясовані причини прискорення гомогенізації під впливом пластичної деформації.

2. Модель

Для аналізу одновимірної дифузії використовується друге рівняння Фіка, що має вигляд [6]:

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = -D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \right), \quad (1)$$

де C – концентрація речовини; τ – час; x – координата, в напрямку якої відбувається дифузія; D – коефіцієнт дифузії.

Рівняння дифузії (1) є диференціальним рівнянням другого порядку в частинних похідних. Для його розв'язку скористаємося методом функцій Гріна [7], який складається зі знаходження функції Гріна та перевірки правомірності її диференціювання під знаком інтеграла необхідною кількістю разів.

© О.П. ГАПОНОВА, А.Г. КОЛОСЮК, 2014

Згідно з [8], функція Гріна для рівняння дифузії має вигляд

$$G(x - \xi, \tau) = \frac{1}{\sqrt{4D\pi\tau}} \exp\left(-\frac{(x - \xi)^2}{4D\tau}\right). \quad (2)$$

Функція Гріна представляє рішення рівняння (1), залежить від координати x , часу τ , а також від нескінченно малої величини ξ , що характеризує точність розрахунків.

Згідно з визначенням функції Гріна [8], при довільній початковій умові, рішення рівняння дифузії (1) має вигляд:

$$C(x, \tau) = \int_{-\infty}^{+\infty} G(x, \xi, \tau) \varphi(\xi) d\xi, \quad (3)$$

де $\varphi(\xi)$ – функція, що визначає точність розрахунків.

Рівняння (3) в загальному вигляді описує зміну концентрації речовини, що дифундує, по координаті x і часу τ . Представлення розв'язку диференціального рівняння (1) у вигляді (3) дозволяє отримати рівняння, що описує процес дифузії при відповідних початкових та граничних умовах.

З імовірнісного змісту коефіцієнта дифузії виходить, що [9]:

$$2D\tau = u^2(\tau), \quad (4)$$

тобто радіус дифузії $u(\tau)$ є середньоквадратичним відхиленням координати.

Отже, функцію Гріна, згідно з (4), можна представити у вигляді [8]:

$$G(x - \xi, \tau) = \frac{1}{u(\tau)\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(x - \xi)^2}{2u^2(\tau)}\right). \quad (5)$$

Для розв'язання рівняння дифузії (1) приймаємо такі початкові та граничні умови зміни концентрації [2, 9]:

$$\begin{aligned} C(x, 0) &= C_0 = \text{const}, & -\infty \leq x \leq 0, \\ C(x, 0) &= 0, & 0 < x \leq \infty. \end{aligned} \quad (6)$$

Виконуючи підстановку функції Гріна (5) до (3), отримуємо

$$C(x, \tau) = \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{1}{u(\tau)\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(x - \xi)^2}{2u^2(\tau)}\right) \varphi(\xi) d\xi. \quad (7)$$

Підставивши (7) до лівої і правої частин рівняння (1) та після винесення $1/(u(\tau)\sqrt{2\pi})$ за знак інтеграла, отримали

$$\begin{aligned} \frac{\partial C}{\partial \tau} &= \frac{u'(\tau)}{u^4(\tau)\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} \varphi(\xi) \exp\left(-\frac{(x - \xi)^2}{2u^2(\tau)}\right) \times \\ &\times [(x - \xi)^2 - u^2(\tau)] d\xi, \end{aligned} \quad (8)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 C}{\partial^2 \tau} &= \frac{1}{u^5(\tau)\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} \varphi(\xi) \exp\left(-\frac{(x - \xi)^2}{2u^2(\tau)}\right) \times \\ &\times [(x - \xi)^2 - u^2(\tau)] d\xi. \end{aligned}$$

Після підстановки (8) в (1) та відповідних перетворень маємо

$$u'(\tau) = \frac{D}{u(\tau)}. \quad (9)$$

Тоді рівняння (7) перетворимо до вигляду:

$$C(x, \tau) = \frac{1}{2\sqrt{\pi D\tau}} \int_{-\infty}^{+\infty} \varphi(\xi) \exp\left(-\frac{(x - \xi)^2}{4D\tau}\right) d\xi. \quad (10)$$

Враховуючи умови [8]:

$$\begin{aligned} \varphi(\xi) &= C_0, & \xi = 0, \\ \varphi(\xi) &= 0, & \xi > 0, \end{aligned} \quad (11)$$

рівняння (10) представимо у вигляді:

$$C(x, \tau) = \frac{C_0}{2\sqrt{\pi D\tau}} \int_{-\infty}^0 \exp\left(-\frac{(x - \xi)^2}{4D\tau}\right) d\xi. \quad (12)$$

Позначимо $y = (x - \xi)/(2\sqrt{\pi D\tau})$ за умови $-\infty \leq y \leq -x/(2\sqrt{D\tau})$ [7]. Тоді (12) представимо як:

$$\begin{aligned} C(x, \tau) &= \frac{C_0}{\sqrt{\pi}} \left[\int_{-\infty}^0 \exp(-y^2) dy - \right. \\ &\left. - \int_0^{x/(2\sqrt{D\tau})} \exp(-y^2) dy \right]. \end{aligned} \quad (13)$$

Інтеграл $\int_0^{x/(2\sqrt{D\tau})} \exp(-y^2) dy$ – функція помилок Гауса, значення якого визначені і табульовані.

Позначимо $z = x/(2\sqrt{D\tau})$, тоді інтеграл помилок має вигляд:

$$\operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z \exp(-y^2) dy. \quad (14)$$

При $0 \leq z < +\infty$ вираз (14) перетвориться у рівність:

$$\int_0^{+\infty} \exp(-y^2) dy = \frac{\sqrt{\pi}}{2}. \quad (15)$$

У результаті підстановки (15) в (13) отримуємо аналітичний розв'язок рівняння (1) методом функцій Гріна:

$$C(x, \tau) = \frac{C_0}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{\sqrt{4D\tau}} \right) \right]. \quad (16)$$

Таким чином, виразом математичної моделі дифузії в порошковому пористому тілі є рівняння (16), отримане розв'язком рівняння (1) методом функцій Гріна для граничних умов (6). Воно пов'язує концентрацію речовини, що дифундує, з часом процесу дифузії і координатою, в напрямку якої відбувається дифузія. Рівняння (16) дозволяє визначити концентрацію компонентів у дифузійній зоні і порівняти її з експериментальними значеннями.

3. Застосування моделі

Правомірність застосування виразу (16) для порошкових систем перевірили шляхом порівняння розрахункових і експериментальних даних розподілу концентрації компонента, що дифундує, в дифузійній зоні в порошковій пористій системі мідь-титан.

Експериментальні дослідження виконані на зразках, виготовлених із механічної суміші порошку міді ПМС-1 та порошку титану ВТ1-0. Маса частини титану становила 0,5%, пористість 5 та 10%. Після двостороннього пресування зразки спікали за ступінчастим режимом в середовищі генераторного газу впродовж 3 годин при температурі 900–920 °С. Деформування виконували за схемою одноосного стискання на випробувальній машині ZD-4 при температурах 100, 400 та 600 °С і швидкостях деформації 0,01 с⁻¹ та 0,001 с⁻¹. Ступінь деформації становив 50%.

Хімічний склад та розподіл концентрації компонентів у дифузійній зоні, що формується при спіканні та в процесі деформації, визначали шляхом вивчення мікроструктури зразків на растровому електронному мікроскопі РЭММА-102, що оснащений рентгенівським мікроаналізатором. З метою виключення впливу розмірного фактора, дифузійну зону досліджували поблизу частинок титану з середньою величиною 20–22 мкм. В ролі ступеня неоднорідності розподілу елементів використовували коефіцієнт варіації концентрації [2]:

$$V = \sqrt{\sigma^2(C)/\bar{C}}, \quad (17)$$

де $\sigma^2(C)$ – дисперсія концентрації; \bar{C} – середня концентрація.

Похибка вимірювання становила 20% при рівні значущості 0,1.

За експериментальними даними розподілу концентрацій компонентів, згідно з рівнянням (16), що пов'язує концентрацію речовини з відомим значенням функції $\operatorname{erf}(z)$ визначали коефіцієнт дифузії D . За початок відліку приймали значення координати, що відповідає концентрації компонентів $C_0/2$. В таблиці наведені розрахункові коефіцієнти дифузії міді та титану.

Коефіцієнт D_{Cu} у 2–3 рази більший, ніж D_{Ti} , що свідчить про переважну дифузію міді в титан. Після спікання коефіцієнти дифузії набувають найменші значення і дещо збільшуються в ре-

Коефіцієнти дифузії міді в титан (D_{Cu} , см²/с) і титану в мідь (D_{Ti} , см²/с) при різних умовах деформації

Температура осадки, °С	$D_{Cu} \cdot 10^{-11}$, см ² /с		$D_{Ti} \cdot 10^{-11}$, см ² /с		
	$\dot{\epsilon} = 0,001$ с ⁻¹	0,01 с ⁻¹	0,001 с ⁻¹	0,01 с ⁻¹	
Після спікання	Вихідна пористість 5%				
	6,5		3,44		
	100	11,4	13,2	5,25	6,21
	400	21,8	29,3	7,82	8,03
600	28,6	33,1	13,3	15,3	
Після спікання	Вихідна пористість 10%				
	5,4		2,11		
	100	10,2	8,6	4,026	5,7
	400	19,3	20,9	6,28	7,64
600	25,1	30,4	10,82	12,01	

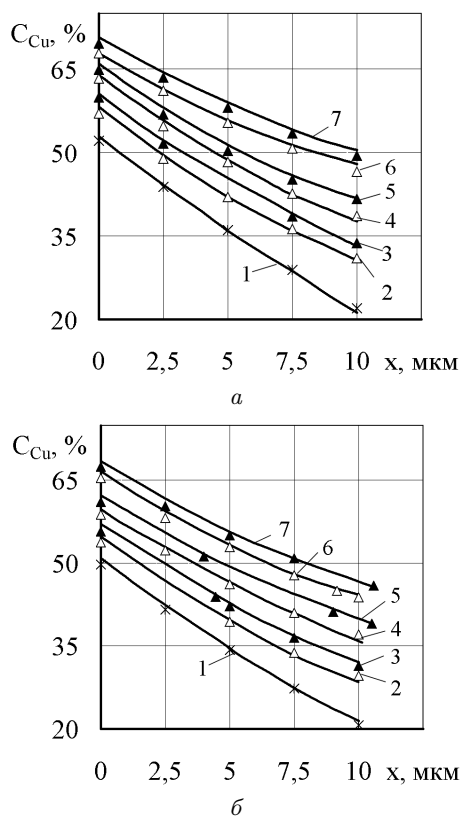


Рис. 1. Кількісний розподіл міді в частинці титану: *a* – $\theta_0 = 5\%$; *б* – $\theta_0 = 10\%$; \blacktriangle – $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ c}^{-1}$; \triangle – $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ c}^{-1}$; \times – розрахункові дані, \blacktriangle , \triangle – експериментальні дані; 1 – після спікання; 2, 3 – $100 \text{ }^\circ\text{C}$; 4, 5 – $400 \text{ }^\circ\text{C}$; 6, 7 – $600 \text{ }^\circ\text{C}$

зультаті деформації. При спіканні зі зростанням вихідної пористості коефіцієнти дифузії зменшуються і становлять $D_{Cu} = 6,5 \cdot 10^{-11} \text{ см}^2/\text{c}$, $D_{Cu} = 5,4 \cdot 10^{-11} \text{ см}^2/\text{c}$, відповідно, при пористості 5 та 10% (див. таблицю).

Температура деформації становить значний вплив на величину коефіцієнтів дифузії.

При температурі деформації, що відповідає температурі повернення ($100 \text{ }^\circ\text{C}$), спостерігається початок дифузійної взаємодії, в результаті чого коефіцієнт дифузії D_{Cu} збільшується в 1,6–2 рази, а D_{Ti} в 1,3–1,8 рази, порівняно з їх величинами після спікання (див. таблицю). Причиною цього є процеси перебудови дефектів кристалічної будови, їх міграція і перерозподіл. У таких умовах з'являються надлишкові вакансії, що беруть участь у формуванні дифузійної зони та активізують процес дифузії.

Температура початку інтенсивної дифузії відповідає температурі початку процесу рекристалізації. Ця відповідність температур свідчить про взаємозв'язок механізмів процесів, що розвиваються в твердій фазі порошкового матеріалу одночасно [10].

Прискорення дифузії при $600 \text{ }^\circ\text{C}$ приводить до утворення додаткового числа вільних вакансій завдяки збільшенню кількості та міграції великокутових границь, вздовж яких дифузія відбувається з максимальною швидкістю [6]. При зростанні температури та швидкості деформації відбувається інтенсифікація процесу дифузії (див. таблицю).

Зростання пористості порошкового матеріалу приводить до зменшення інтенсивності дифузійних процесів. Це може бути пов'язано зі змінною співвідношення між поверхневою й об'ємною дифузією. Очевидно, що при більшій пористості переважає поверхнева дифузія, яка протікає по поверхні частинок і пор. При пористості 5% – об'ємна, оскільки збільшується площа контактів між частинками, відбувається зменшення розміру пор. Так, при деформації при $600 \text{ }^\circ\text{C}$ і $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ c}^{-1}$ коефіцієнт дифузії D_{Cu} дорівнює 28,6 і $25,1 \text{ см}^2/\text{c}$ відповідно при пористості 5 і 10%.

Порівняльний аналіз теоретичних та експериментальних даних розподілу концентрацій компонентів, що дифундують, в дифузійній зоні показаний на рис. 1. Розрахункові концентрації знаходили згідно з рівнянням (16) шляхом підстановки коефіцієнтів дифузії та часу, що враховує тривалість спікання та деформування.

Величина концентрації міді D_{Cu} так само як і коефіцієнт дифузії, що входить до рівняння (16), визначається температурно-швидкісними умовами деформації та вихідною пористістю зразків. З підвищенням температури та швидкості деформації концентрація компонентів у дифузійній зоні збільшується, а при зростанні вихідної пористості – зменшується.

Таким чином, запропонована математична модель достатньо точно описує дифузійні процеси в порошковому пористому тілі та враховує вплив параметрів деформації на коефіцієнт дифузії та концентрацію компонентів, що дифундують. Відхилення розрахункових значень від експериментальних не перевищує 5–7%.

4. Вивчення мікроструктури

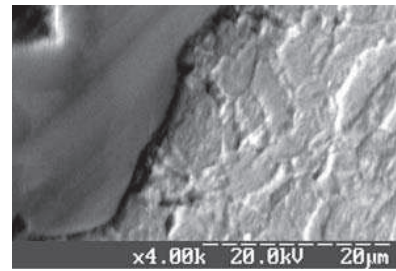
Процес формування структури порошкових матеріалів, залежить від багатьох чинників, що впливають на протікання дифузійної гомогенізації. До таких чинників відносяться: початкова пористість заготовки, гранулометричний склад компонентів шихти, агрегатний стан компонентів у процесі спікання, чистота атмосфери спікання (наявність пари води і кисню), температура і час спікання, ступінь чистоти використаних компонентів порошкової шихти, послідовність виконання технологічних операцій, температурно-швидкісні умови формозміни заготовки тощо. Дифузійна рухливість елементів у великій мірі залежить від механізму переміщення атомів у кристалічній ґратці металів. Так, при спіканні мідно-титанових матеріалів утворюються тверді розчини заміщення, для яких основний механізм дифузії вакансійний [11].

Спікання пористих заготовок проводили при 900–920 °С. Згідно з діаграмами стану системи Cu–Ti [12] при спіканні утворюється рідка фаза. Рідка фаза, що прискорює гомогенізацію сплаву, утворюється тільки на початку періоду спікання, а надалі за рахунок збагачення титаном міді і переходом в тверду фазу зникає.

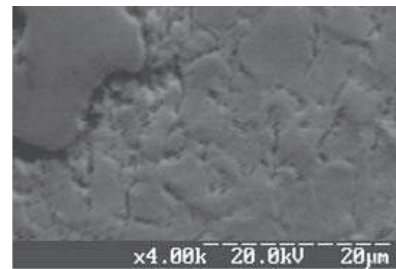
Подібні приклади протікання процесу спікання з переходом від рідкофазного до твердофазного спікання розглядаються в роботах [6, 13].

Кінетика процесів, які відбуваються при спіканні порошкової заготовки, істотно залежить від початкової пористості, кількості рідкої фази, лінійного розміру порошинок, ступеня змочування твердої фази рідкою, взаємної розчинності фаз [13]. Для того щоб у заготовці утворилися рідкі прошарки, необхідно, щоб енергетично було доцільним розділення рідиною двох твердих частинок, які раніше були в безпосередньому контакті.

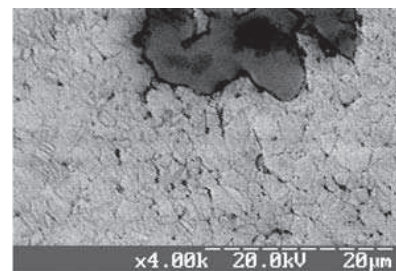
При спіканні заготовок за участю рідкої фази в суміші Cu–Ti виникає, як відзначає Гегузін [6], капілярний тиск в області контакту твердих частинок, розділених рідким прошарком. Дослідження показали, що в результаті поверхневої і об'ємної дифузії спостерігається утворення дифузійної зони, концентрація компонентів в якій різна і визначається вмістом титану і пористістю зразків. При пористості 5 і 10% на межі частинки титану спостерігається максимальна концентрація міді, рівна, відповідно, 52–58% і 49,7–53,98%, яка зменшу-



а



б



в

Рис. 2. Мікроструктура міжчасткової контактної зони після спікання (а) і осаджування при $\varepsilon_z = 0,69$, $\dot{\varepsilon} = 0,001 \text{ c}^{-1}$ і температурах: б – 100 °С; в – 600 °С; $\theta_0 = 10$

ється по мірі віддалення до центра. При більшій початковій пористості кількість міді менша. Очевидно, наявність пористості перешкоджає перенесенню атомів, що дифундують [2].

Дослідження травлених мікрошліфів на електронному мікроскопі показало, що після спікання не спостерігається помітного формування дифузійної зони (рис. 2). На мікроструктурі виявляються окремо ділянки міді та титану, хоча рентгєнівський мікроаналізатор фіксував зміну концентрацій компонентів (рис. 1). Очевидно, що часу спікання (3 год) не достатньо для повної гомогенізації сплаву.

Пластична деформація сприяє активації дифузійних процесів, причому з підвищенням темпе-

ратури, ступеня і швидкості деформації концентрація компонентів в дифузійній зоні збільшується (рис. 1).

Крім того, ефект впливу підвищення температури деформації на дифузію виявляється в диспергуванні структури (рис. 2). З підвищенням температури деформації спостерігається зменшення розміру зерна міді: у низькотемпературному інтервалі – унаслідок деформації, у високотемпературному – за рахунок утворення зерен динамічної рекристалізації [10]. Зразки пористістю 10% після спікання мали зерно близько 21–22 мкм, при 100 °С – 16,5 мкм, при 600 °С – 5,4 мкм (рис. 2).

Межі зерен є основними шляхами прискорення дифузії, тому, очевидно, зменшення розміру зерен у процесі деформації сприяє збільшенню протяжності меж зерен і активації дифузійних процесів [14].

При температурах динамічного повернення (100 °С) створюється велика кількість надмірних вакансій у зв'язку з процесами переміщення і анігіляції дислокацій. Збільшення швидкості деформації інтенсифікує цей процес. Кінетика повернення в значній мірі визначається рухливістю атомів в ГЦК ґратці, отже, механізмами дифузії. Збільшення температури і швидкості деформації відповідно до 400–600 °С і $0,01 \text{ с}^{-1}$ приводить до отримання рекристалізованих зерен у твердій фазі пористого тіла за рахунок руху або міграції їх меж відповідно до дифузійних механізмів. Висока швидкість міграції меж зерен викликана підвищеною концентрацією вакансій на межах зародків рекристалізації, яка створюється при поглинанні дислокацій межею, що переміщується, і приводить до прискорення граничної дифузії [15]. Швидкість міграції вакансій і переміщення межі зерна залежить від величини енергії активації, що зумовлена температурою і швидкістю деформації.

5. Висновки

У роботі отримано рівняння, що описує процеси дифузії у порошковому пористому тілі. На основі експериментальних даних розподілу концентрацій компонентів у дифузійній зоні в порошковій пористій системі мідь–титан розраховані коефіцієнти дифузії (після спікання коефіцієнт дифузії міді в титан $D_{\text{Cu}} = 6,5 \cdot 10^{-11} \text{ см}^2/\text{с}$, після деформації зі швидкістю $0,001 \text{ с}^{-1}$ при 600 °С –

$D_{\text{Cu}} = 28,6 \cdot 10^{-11} \text{ см}^2/\text{с}$, вихідна пористість 5%). Показано, що коефіцієнт дифузії збільшується при температурі динамічного повернення (100 °С) за рахунок появи додаткових вакансій, а при температурі динамічної рекристалізації (600 °С) – за рахунок переміщення вакансій та дислокацій, а також диспергування структури. Збільшення швидкості деформації прискорює процес дифузії.

Нами підтверджено, що на концентрацію елементів, що дифундують, у дифузійній зоні впливає вихідна пористість матеріалу, збільшення пористості зменшує концентрацію компонентів.

Досліджено зміну мікроструктури порошкових мідно-титанових матеріалів після спікання та після деформації. Показано, що після спікання не відбувається повної гомогенізації сплаву. Виявлено, що подрібнення зерна в результаті динамічної рекристалізації, за рахунок збільшення протяжності меж зерен, сприяє активації дифузійних процесів.

1. В.В. Скороход, С.М. Солонин, *Фізико-металлургічне основи спекания порошков* (Металлургия, Москва, 1984).
2. В.Н. Анциферов, Е.Ю. Еремина, С.Н. Пещеренко, А.И. Рабинович, В.Д. Храпцов, *Порошковая металлургия* **4**, 42 (1987).
3. Я.Е. Гегузин, В.В. Богданов, Л.Н. Парицкая, *Порошковая металлургия* **9**, 27 (1989).
4. И.И. Иванова, А.Н. Демидик, А.А. Сотник, *Порошковая металлургия* **3/4**, 58 (2001).
5. О.П. Гапонова, Л.А. Рябичева, *Вісн. Східноукр. націон. ун-ту* **6(124)**, 116 (2008).
6. Я.Е. Гегузин, *Фізика спекания* (Наука, Москва, 1967).
7. M. Sucheska, A. Borisovich, and W. Serbinski, *Adv. Mater. Sci.* **5**, 75 (2005).
8. В.Я. Арсенин, *Методы математической физики и специальные функции* (Наука, Москва, 1984).
9. Я.Б. Зельдович, А.Д. Мышкис, *Элементы математической физики* (Наука, Москва, 1973).
10. L. Ryabicheva and O. Gaponova, in *Proceedings of the Intern. Conference on Deformation and Fracture in Structural PM Materials DF PM 2008* (Stara Lesna, High Tatras, 2008), p. 202.
11. И.Б. Боровский, К.П. Туров, И.Д. Марчукова, Ю.Э. Угасте, *Процессы взаимной диффузии в сплавах* (Наука, Москва, 1973).
12. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 2*, под общ. ред. Н.П. Лякишева (Машиностроение, Москва, 1997).
13. H.F. Fischmeister and L.E. Larsson, *Powder Metal* **17**, 227 (1974).

14. И. Каур, В. Густ, *Диффузия по границам зерен и фаз*, пер. с англ. Б.Б. Страумала (Машиностроение, Москва, 1991).
15. С.С. Горелик, *Рекристаллизация металлов и сплавов* (Металлургия, Москва, 1978).

Одержано 12.05.14

О.П. Гапонова, А.Г. Колосюк

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФFUЗИОННЫХ
ПРОЦЕССОВ В ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ
И ИХ РОЛЬ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ

Резюме

В работе получено решение уравнения второго закона Фика методом функций Грина, которое применено для описания процесса диффузии в порошковом пористом теле. Представленная математическая модель позволила выполнить анализ влияния температурно-скоростных условий деформации и пористости материала на коэффициент диффузии. Исследована микроструктура медно-титановых образ-

цов после спекания и пластической деформации. Установлено, что повышение температуры, скорости и степени деформации способствует гомогенизации сплава.

O.P. Gaponova, A.G. Kolosiuk

RESEARCHES OF DIFFUSION
PROCESSES IN POWDER MATERIALS
AND THEIR ROLE IN STRUCTURE FORMATION

S u m m a r y

The equation of Fick's second law describing the diffusion in a porous powder body is solved in the framework of the Green's function method. The proposed mathematical model allowed the influence of the temperature, deformation rate, and porosity of a material on the diffusion coefficient to be analyzed. The microstructure of copper-titanium specimens after the sintering and a plastic deformation is studied. The increase in the temperature, as well as in the rate and the degree of a deformation, is found to promote the alloy homogenization.