

КРИТЕРІЇ ДЛЯ ОЦІНКИ ЯКОСТІ ЗВ'ЯЗОК ДЛЯ ПОРОДОРУЙНІВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ

М.О.Бондаренко, В.А.Мечник, М.В.Супрун

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
04074, м. Київ, вул. Автозаводська, 2, тел. (044)467-56-25, E-mail: b o n d @ i s m . k i e v . u a

Досліджено кінетику при гарячому пресуванні металевих зв'язок, які використовують для виготовлення породоруйнівних елементів. Обговорюються можливі причини змінювання їх структури. Зроблено висновок, що енергія активації процесу і кінетичні параметри можна використати в якості критерію для оцінки структури таких матеріалів.

Исследована кинетика при горячем прессовании сложных сплавов. Обсуждаются возможные причины изменения их структуры. Сделано заключение, что энергия активации процесса и кинетические параметры могут служить критериями оценки структуры таких материалов.

The kinetics is investigated at an elevated-temperature compaction of difficult alloys. The possible reasons of change of their structure are discussed. The conclusion is made, that the activation energy of process and kinetic parameters can serve as criteria of an estimation of structure of such materials.

Вступ

Композиційні алмазовмісні матеріали (КАМ) для оснащення породоруйнівних інструментів, які працюють в екстремальних умовах виготовляють на основі металевих зв'язок методами гарячого пресування, гарячого ізостатичного пресування та вільного спікання [1]. Для цього часто використовують порошкові суміші складу Fe – 32% Cu – 9% Ni – 8% Sn, Fe – 31,36% Cu – 8,2% Ni – 7,84% Sn – 2% CrB₂ (тут і далі % за масою).

Такі КАМ – доволі складні об'єкти для дослідження через велику кількість фізико-механічних властивостей вихідних речовин, неізотермічні умови спікання, широкий спектр точкових дефектів, природи процесів, що відбуваються. Усе це зумовлює зміну механізмів перенесення маси, фазових і структурних перетворень [2]. Досі не зроблено ґрунтовного пояснення процесів та ефектів, які сприяють поліпшенню структури КАМ з одночасним підвищенням їх експлуатаційних властивостей, не виявлено умов відтворення потенціальних можливостей частинок алмазу в матриці композиту. Не виявлено також кількісних співвідношень, які дали б змогу встановити залежності властивостей композиту від складу речовин та технологічних режимів спікання. Ці обставини не дають можливості отримати КАМ із наперед заданими властивостями і керувати їх структурою. Для цього необхідно вивчати процеси, які відбуваються при спіканні певної системи в широкому інтервалі температур і тиску.

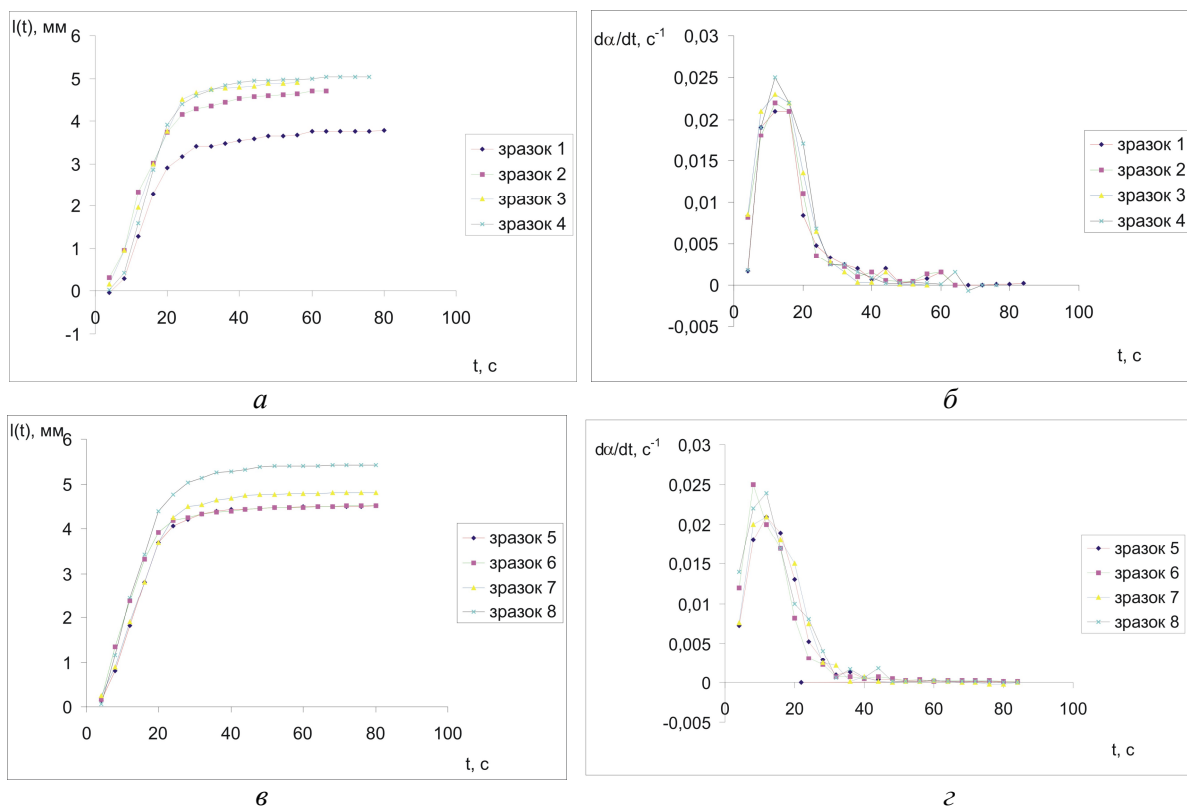
Дослідимо усадку і її швидкість при гарячому пресуванні сплавів Fe – 32% Cu – 9% Ni – 8% Sn і Fe – 31,36% Cu – 8,2% Ni – 7,84% Sn – 2% CrB₂ з метою отримання нових даних про енергію активації можливих процесів і кінетичні параметри в широкому інтервалі тиску і застосування їх для виготовлення породоруйнівних інструментів.

Матеріали і методи дослідження

Насамперед приготували порошки міді, заліза, нікелю і олова [3]. З отриманих порошків приготували шихтові суміші двох складів: Fe – 32% Cu – 9% Ni – 8% Sn (I) і Fe – 31,36% Cu – 8,2% Ni – 7,84% Sn – 2% CrB₂ (II). Співвідношення Fe/Ni = 51/9, Cu/Sn = 32/8 відповідає складу КАМ алмаз – 51% Fe – 32% Cu – 9% Ni – 8% [1]. Шихтові суміші заклали в жаростійкі форми із засипним отвором діаметром 10 мм і при кімнатній температурі та початковому тиску 100 МПа отримали брикети. Останні піддавали спочатку вільному спіканню в муфельній печі SNOL 7,2/100 за температури 800°C протягом години, а в подальшому – гарячому пресуванню на ручному гідравлічному пресі ПГР 400 10Т у змінних умовах тиску. Брикети, що отримані на основі суміші I, пресували при $p = 100$ МПа (зразок 1), $p = 130$ МПа (зразок 2), $p = 160$ МПа (зразок 3), $p = 200$ МПа (зразок 4), суміші II – при $p = 100$ МПа (зразок 5), $p = 130$ МПа (зразок 6), $p = 160$ МПа (зразок 7), $p = 200$ МПа (зразок 8) і одночасно записували значення лінійної усадки l . Запис здійснювали за допомогою електронного індикатора DIGCO 10 із цифровим відліком при кроці дискретності 0,001 мм.

За отриманими експериментальними значеннями l розраховували швидкість лінійної усадки da/dt у кожному інтервалі процесу з кроком 2 с за допомогою кубічних сплайн-функцій. За значеннями da/dt обчислювали енергію активації і кінетичні параметри для цих інтервалів, використовуючи фізичні положення моделі [4].

Структурні дослідження зразків виконували за допомогою мікроскопа МЕТАН Р-1×2000. Твердість зразків вивчали за допомогою прибору ТК2М і алмазного індектора при навантаженні 60 кг (шкала HRA).



а, в: 1 – $p = 100$ МПа, 2 – $p = 130$ МПа, 3 – $p = 160$ МПа, 4 – $p = 200$ МПа (зразки складу I);
 б, г: 5 – $p = 100$ МПа, 6 – $p = 130$ МПа, 7 – $p = 160$ МПа, 8 – $p = 200$ МПа (зразки складу II)

Рисунок 1 – Залежності лінійної усадки l (а, в) і швидкості відносної усадки da/dt (б, г) від часу тривалості термічної обробки t при гарячому пресуванні зразків складів I і II в умовах зміни тиску p

Результати дослідження та їх обговорення

Графічні залежності лінійної усадки $l(t)$ при гарячому пресуванні зразків, отриманих вільним спіканням у муфельній печі при температурі 800 °С протягом години, зображені на рис. 1, а, в, швидкості відносної усадки da/dt – на рис. 1, б, г. Як бачимо, при підвищенні тиску пресування значення $l(t)$ збільшуються для всіх зразків, причому для зразків 5–8 значення $l(t)$ більші (рис. 1, в), ніж для зразків 1–4 (рис. 1, а). Це свідчить про те, що із введенням до складу вихідних речовин добавки CrV_2 відбувається взаємодія між елементами системи, що спричиняє відповідні фазові та структурні перетворення.

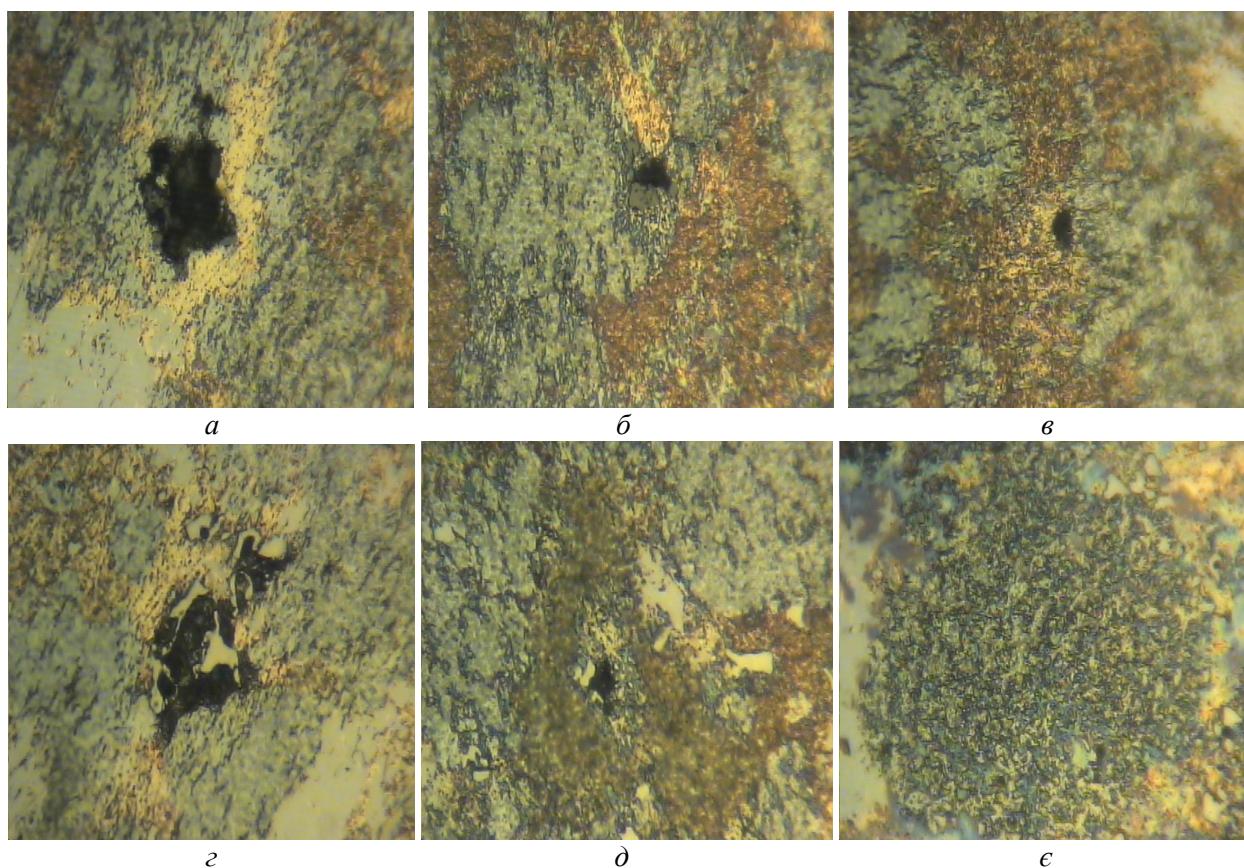
На початку гарячого пресування зразків, коли частинки вихідних речовин зближуються, швидкість da/dt усадки підвищується (рис. 1, б, г). На наступних етапах процесу швидкість усадки знижується. Це означає, що у процесі гарячого пресування на цих етапах ущільнення твердих частинок міді, нікелю, заліза і дибориду хрому проходить під дією поверхневого натягу рідкої фази не так інтенсивно, як на попередніх етапах. Стрибокподібні зміни da/dt на заключних етапах процесу свідчать про зміну механізмів перенесення маси і подальші перетворення внаслідок дифузійних і хімічних

процесів. Зауважимо, що дифузія і хімічні реакції при спіканні КАМ, виготовлених на основі сумішей I і II, істотно впливають на структуру і фізико-механічні властивості таких матеріалів [1].

З метою порівняльної характеристики процесів, що відбуваються при гарячому пресуванні зразків, розглянемо зображення поверхні шліфів цих зразків (рис. 2). Результати їх аналізу свідчать, що у структурі зразків спостерігаються пори, розміри яких залежать від тиску пресування. При збільшенні останнього значно зменшуються розміри пор як зразків 1 – 4 (рис. 2, а-в), так і 5 – 8 (рис. 2, в, г, е). При вмісті CrV_2 у вихідних елементах розміри пор зменшуються, що позитивно впливає на механічні властивості зразків 5 – 8.

Отримані значення твердості зразків наведено в таблиці 1. Найбільші ці значення у зразків, отриманих під дією тиску 200 МПа. Добавки CrV_2 підвищують твердість зразків. Так, твердість зразків 5, 7 і 8 складає 51, 51, 52 відносних одиниць порівняно з 48, 49, 50 відносних одиниць для зразків 1, 3 і 4. При цьому збільшуються лінійна усадка l і її швидкість da/dt (див. відповідно рис. 1, а, в і б, г).

Коливання швидкості усадки пористості та твердості засвідчують, що при гарячому пресуванні дослідних зразків дифузійні та хімічні процеси відбуваються по-різному.



a-в: 1 – $p = 100$ МПа, 3 – $p = 160$ МПа, 4 – $p = 200$ МПа (зразки складу I);
 г-є: 5 – $p = 100$ МПа, 7 – $p = 160$ МПа, 4 – $p = 200$ МПа (зразки складу II)

Рисунок 2 – Мікроскопічні зображення поверхні зразків 1, 3, 4 складу I (а-в) і 5, 7, 8 складу II (г-є), отриманих вільним спіканням при $T = 800$ °С із подальшим гарячим пресуванням в умовах зміни тиску p

Таблиця 1 – Середні значення твердості дослідних зразків, отриманих шляхом тиску алмазного наконечника

| Номер зразків | 1 | 3 | 4 | 5 | 7 | 8 |
|--|----|----|----|----|----|----|
| Значення твердості по шкалі НРА при навантаженні 60 кг | 48 | 49 | 50 | 51 | 51 | 52 |

Розглянемо ці процеси і спробуємо з'ясувати їх природу з позицій енергетики. Для обчислення енергії активації можливих процесів і кінетичних параметрів при гарячому пресуванні зразків використаємо рівняння [4]

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^m (1 - \alpha)^n K_0 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right), \quad (1)$$

$$\ln\left(\frac{d\alpha}{dt}\right) = m \ln \alpha + n \ln(1 - \alpha) + \ln K_0 - \frac{E_a}{RT}, \quad (2)$$

де: da/dt – швидкість усадки; $\alpha = l(t)/l(t_0)$ – відносна усадка; $l(t)$, $l(t_0)$ – лінійні розміри зразка в момент пресування відповідно змінний і початковий; K_0 – передекспоненціальний фактор, що визначає частоту коливання атома у кристалічній решітці елемента; E_a – енергія активації дифузійних і хімічних процесів, що визначає рівень енергетичного бар'єра, який повинні здолати атоми реакційної системи, що спікається; R – газова стала; T – температура спікання; m і

n – кінетичні параметри процесу, що контролюють відповідно за дифузію і хімічні реакції.

Кінетичний аналіз зводиться до обчислення кінетичних констант α , K_0 , E_a , m і n за рівняннями (1) і (2), які задовольняють експериментальним даним про швидкість усадки, з подальшим розшифруванням їх фізичного змісту.

Система Fe – 32 % Cu – 9 % Ni – 8 % Sn

Остаточні рівняння, які виражають взаємозв'язок досліджуваних фізичних величин на завершальному етапі пресування зразків мають такий вигляд:

для зразка 1

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,26} (1 - \alpha)^{0,25} \cdot 1,71 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{239}{RT}\right), \quad (3)$$

для зразка 2

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,28} (1 - \alpha)^{0,26} \cdot 2,20 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{249}{RT}\right), \quad (4)$$

для зразка 3

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,35} (1 - \alpha)^{0,34} \cdot 2,80 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{258}{RT}\right), \quad (5)$$

для зразка 4

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,37} (1 - \alpha)^{0,36} \cdot 2,75 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{271}{RT}\right). \quad (6)$$

З отриманих рівнянь (3) – (6) можна визначити не тільки переважаючі механізми перенесення маси, а й залежності енергії активації E_a та передекспоненціального множника K_0 від тиску p при гарячому пресуванні зразків, які були отримані на основі вихідної шихти вільним спіканням.

З аналізу рівняння (3) випливає, що під час гарячого пресування зразка 1 при $p = 100$ МПа відбуваються одночасно два процеси: дифузія ($m = 0,26$) і хімічні реакції ($n = 0,25$) між вихідними елементами шихти. Це дає підставу стверджувати, що дифузійні та хімічні процеси у цьому разі однаковою мірою впливають не тільки на усадку і її швидкість, а й на структуру і властивості композиту. Енергія активації $E_a = 239$ кДж/моль, отримана за рівнянням (3), майже збігається з експериментально отриманою енергією активації дифузії олова в $\alpha - Fe$ $E_a = 227$ кДж/моль [5]. Водночас розрахункове значення $E_a = 239$ кДж/моль значно перевищує експериментально отриману енергію активації дифузії нікелю на межах зерен міді $E_a = 71$ кДж/моль [6] і енергію активації дифузії міді у сплаві $Cu - 20\% Sn$ $E_a = 82$ кДж/моль [7]. Характерна риса рівняння (3) полягає в тому, що $K_0 = 1,71 \cdot 10^{13} \text{ c}^{-1}$ значно перевищує частоту Дебая для олова ($K_0 = 0,42 \cdot 10^{13} \text{ c}^{-1}$), міді ($K_0 = 0,66 \cdot 10^{13} \text{ c}^{-1}$), нікелю ($K_0 = 0,78 \cdot 10^{13} \text{ c}^{-1}$) і заліза ($K_0 = 0,87 \cdot 10^{13} \text{ c}^{-1}$). Це свідчить про те, що при гарячому пресуванні зразка 1 система перебуває у сприятливому стані для переміщення атомів з одних елементів в інші, що свідчить про дифузію між вихідними елементами.

Порівняння кінетичних констант, отриманих за рівняннями (4) і (5), з аналогічними параметрами, отриманими за рівняннями (3), дає змогу стверджувати, що при збільшенні тиску пресування від 100 до 160 МПа енергія активації збільшується від 239 до 258 кДж/моль, що збігається з експериментально отриманими енергією активації гетеродифузії нікелю в $\alpha - Fe$ $E_a = 234$ кДж/моль [8], в олові $E_a = 267$ кДж/моль [9], та поверхневої дифузії заліза в $\gamma - Fe$ $E_a = 249$ кДж/моль [10]. Збільшення кінетичних параметрів m і n в розглянутих рівняннях свідчить про те, що для здійснення цих процесів при більшому тиску система потребує додаткової енергії. Характерна риса рівнянь (4) і (5) полягає в тому, що збільшення енергії активації від 249 до 258 кДж/моль супроводжується одночасним збільшенням передекспоненціального множника K_0 від $2,20 \cdot 10^{13}$ до $2,40 \cdot 10^{13} \text{ c}^{-1}$. При цьому ефект від енергії активації переважає при гарячому пресуванні. Це пов'язано з тим, що підвищення тиску зумовлює збільшення маси і щільності зразка з одного боку, і підвищення швидкості його усадки і

дифузії – з іншого. Подальше підвищення тиску пресування (див (6)) зумовлює збільшення енергії активації і кінетичних параметрів процесу. При цьому енергія активації, отримана за рівнянням (6), узгоджується з експериментально отриманими енергією активації гетеродифузії нікелю в олові $E_a = 267$ кДж/моль [9], об'ємної дифузії нікелю в $\alpha - Fe$ $E_a = 234$ кДж/моль [11] і енергією активації об'ємної дифузії міді в $\alpha - Fe$ $E_a = 288$ кДж/моль [12], а також з розрахунковою енергією активації гарячого пресування сплаву $Ni - 47\% Sn$ $E_a = 271$ кДж/моль [13]. Збільшення кінетичних параметрів m , n , K_0 у цьому разі свідчить про активність процесів, що спричинили структурну вдосконаленість зразка 4 порівняно зі зразками 1 і 3, отриманими при меншому тиску (відповідно див. рис. 1, в, а, б).

Таким чином, наведені дані свідчать про те, що енергія активації і кінетичні параметри відображують процеси, які відбуваються при гарячому пресуванні зразків 1, 3 і 4, що дає можливість керувати структурою і механічними властивостями таких матеріалів.

Система $Fe - 31,36\% Cu - 8,2\% Ni - 7,84\% Sn - 2,0\% CrB_2$

Рівняння, які описують взаємозв'язок досліджуваних фізичних величин при гарячому пресуванні зразків, мають такий вигляд:

для зразка 5

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,32} (1 - \alpha)^{0,40} \cdot 1,80 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{138}{RT}\right), \quad (7)$$

для зразка 6

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,36} (1 - \alpha)^{0,49} \cdot 2,35 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{150}{RT}\right), \quad (8)$$

для зразка 7

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,39} (1 - \alpha)^{0,57} \cdot 2,91 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{171}{RT}\right), \quad (9)$$

для зразка 8

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,40} (1 - \alpha)^{0,62} \cdot 3,22 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{183}{RT}\right). \quad (10)$$

Аналіз результатів, отриманих з рівняння (7), і їх порівняння з даними рівняння (3) засвідчує, що введення до складу вихідної шихти добавок дибориду хрому (CrB_2) істотно змінює енергію активації E_a і кінетичні константи m , n , K_0 при гарячому пресуванні зразка 5. Зменшення енергії E_a від 239 до 138 кДж/моль та збільшення кінетичних параметрів m від 0,26 до 0,32 і n від 0,25 до 0,40 свідчать про те, що в системі, яка спікається відбулись дифузійні та хімічні процеси за рахунок взаємодії CrB_2 з іншими елементами шихти (Fe , Cu , Ni , Sn), що й зумовило утворення в ній нових фаз і відповідні структурні зміни. Так, зокрема, встановлено [1], що у структурі композиту, хімічний склад якого відповідає складу зразка 5, виявлено ОЦК твердих розчин на основі $\alpha - Fe$, ГЦК твердих розчинів на основі $\gamma - Cu$ з різним вмістом елементів і твердий розчин на основі CrB_2 , яких не

було у структурі зразка 1. При цьому механічні властивості зразка 5 перевищують аналогічні властивості зразка 1. Енергія активації $E_a = 138$ кДж/моль, розрахована за рівнянням (7), узгоджується з експериментально отриманими енергією активації поверхневої дифузії для заліза $E_a = 130$ кДж/моль [10], взаємної дифузії в системі Cu – Sn $E_a = 156$ кДж/моль [14] і не межах зерен міді за залізом $E_a = 117$ кДж/моль [8]. Висока збіжність розрахункових даних з експериментальними ще раз підтверджує, що енергія активації і кінетичні параметри відображають процеси, які відбуваються при гарячому пресуванні багатокомпонентних систем.

З рівнянь (8) – (10) випливає, що збільшення тиску при гарячому пресуванні зразків 6 ($p = 130$ МПа), 7 ($p = 160$ МПа) і 8 ($p = 200$ МПа) змінює всі кінетичні константи. Це пов'язано з тим, що збільшення тиску в зазначеному інтервалі призводить до збільшення усадки, підвищення її швидкості (див. криві 2 – 4 на рис. 1, б, г) і зменшення пористості (див. рис. 2, д, е). Збільшення кінетичних параметрів m і n у цих рівняннях засвідчує, що в такій ситуації внаслідок активації процесу якраз і вдосконалюється структура зразків 6 – 8. При цьому нерівність $n > m$ дає змогу стверджувати, що на вдосконалення структури в цьому разі суто хімічні процеси впливають значніше. Збільшення же енергії активації означає, що для вдосконалення структури системи потребують допоміжної енергії. Енергія активації $E_a = 150$ кДж/моль, $E_a = 171$ кДж/моль і $E_a = 183$ кДж/моль, отримані у рівняннях (8)–(10), узгоджуються з експериментально отриманими енергією активації взаємної дифузії в системі Cu – Sn $E_a = 156$ кДж/моль [14], поверхневої дифузії для нікелю $E_a = 158$ кДж/моль [15], активації дифузії олова в міді $E_a = 184$ кДж/моль [16], заліза в нікелі $E_a = 193$ кДж/моль [9], і енергією активації дифузії нікелю в міді $E_a = 193$ кДж/моль [17].

Висновки

1. Вивчено усадку і її швидкість при гарячому пресуванні чотирьох- і п'ятикомпонентних сплавів, отриманих вільним спіканням у муфельній печі, і визначено основні чинники впливу на кінетику цього процесу.

2. На основі загальних рівнянь щодо швидкості усадки описано енергетичний стан дослідних зразків при гарячому пресуванні.

3. Встановлено, що введення добавки CrB₂ у вихідну шихту значно зменшує енергію активації процесу, а прикладений тиск зумовлює її підвищення. Показано, що CrB₂ і тиск визначально впливають на структуру досліджуваних зразків.

4. Показано, що енергія активації і кінетичні параметри дають можливість керувати структурою і властивостями багатокомпонентних зразків у процесі їх виготовлення. Грунтовне вивчення цих фізичних величин має фундаментальне значення.

Література

1 Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 2 Физико-химические особенности формирования структуры и свойств / Н.В. Новиков, Н.А. Бондаренко, О.Г. Кулик и др. // Физическая мезомеханика. – 2004. – № 3. – Т. 7. – С. 79–87.

2 Структурные особенности сверхтвердых композитов системы алмаз – твердый сплав ВК6, отличающихся износостойкостью / Н.В. Новиков, Н.А. Бондаренко, В.А. Мечник и др. // Сверхтвердые материалы. – 2004. – № 6. – С. 3 – 17.

3 Бондаренко М.О. Закономерности усадки при гарячому пресуванні сплавів Fe-Cu-Sn і Fe-Cu-Sn, які були піддані вільному спіканню / Бондаренко М.О., Мечник В.А., Супрун М.В. // Розвідка і розробка нафтових і газових свердловин. – 2008. – №6.

4 Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 1. Математическая модель / Н.В. Новиков, Н.А. Бондаренко, В.А. Мечник и др. // Физическая мезомеханика. – 2004. – № 3. – Т. 7. – С. 71 – 78.

5 Диффузия фосфора, сурьмы и олова в α – железе и его сплавах / Г.Б. Федоров, Ф.И. Жомов, Е.А. Смирнов и др. // Металлургия и металловедение чистых металлов. – 1979. – № 13. – С. 149 – 153.

6 Образование дислокаций в диффузионной зоне и диффузия по дислокациям / Криштал М.А., Выбойщик М.А., Левин Д.М. // Диффузионные процессы в металлах. – Тула, 1973. – С. 184 – 210.

7 Prinz N., Wever H. Diffusion von ⁶⁴Cu and ¹¹³Sn in der geordneten β – Messing – Phase des System Cu-Sn // Phys. Statuus solid A. – 1980. – № 2. – 61.– P. 505 – 512.

8 Лазарев В.А., Голиков В.М. Диффузия меди в железе и его сплавах // ФММ. – 1970. – 29. – № 3. – С. 598 – 602.

9 Chuang N.I., Wandelt K. Study of interdiffusion of Ni-Fe layer by auger sputter profiling // Surf. Sci. – 1979. – № 2. – 81.– P. 355 – 369.

10 Neumann G., Neumann G.M. Surface self-diffusion of metals / Ed. F. H. Wohlbier // Switzerland. Diffusion Information Center. – 1972. – 130 p.

11 Hirano K.J., Cohen M., Averbach B.L. Diffusion of nickel into iron // Acta met. – 1961. – № 5. – 9.– P. 440 – 445.

12 Свойства элементов: В 2 ч. Ч. 1. Физические свойства: Справочник. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.

13 Уплотнение сплавов Cu – Sn, Ni – Sn, Fe – Sn, полученных спеканием в муфельной печи с последующим прессованием / Н.А. Бондаренко, В.А. Мечник, М.В. Супрун и др. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения. – К.: Изд-во ИСМ им. В.Н. Бакуля, ИПЦ «Алкон» НАН Украины, 2008.

14 Oikawa H., Hosoi A. Interdiffusion in Cu – Sn solid solution. Confirmation of anomalously large kirkendall effect // Ser. Met. – 1975. – № 8.–9. – P. 823 – 828.

15 Nakajima H. Diffusion of nickel in lead – cadmium alloys // Ser. Met. – 1981. – № 15. – P. 577 – 580.

16 Sen S.K., Dutt M.B., Barua A.K. Impurity diffusion in metals. Tin in copper and lead in silver // Phys. Status solidi A. – 1975. – № 1. – 32. P. 345 – 349.

17 Диффузия никеля в меди, армированно-го вольфрамом / А.М. Блинкин, Л.С. Ожигов, В.В. Воробьев и др. // ФММ. – 1970. – № 3. – Т 27.– С. 615 – 618.

Стаття поступила в редакційну колегію

2.04.09

Рекомендована до друку професором

Крилем Я.А.