

ЗАКОНОМІРНОСТІ УСАДКИ У ПРОЦЕСІ ГАРЯЧОГО ПРЕСУВАННЯ СПЛАВІВ Ni-Cu-Sn і Fe-Cu-Sn, ОТРИМАНИХ ВІЛЬНИМ СПІКАННЯМ

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

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2, м. Київ, 04074, тел. (044) 4675625, e-mail: bond@ism.kiev.ua

Исследованы особенности усадки при горячем прессовании сплавов Ni-Cu-Sn и Fe-Cu-Sn, полученных свободным спеканием в муфельной печи. Выведены уравнения для расчета энергии активации и кинетических параметров процесса с использованием экспериментальных данных о скорости усадки. Обсуждаются причины изменения энергетических констант, структуры и свойств спекаемых образцов.

Features of shrinkage are explored at hot pressing of alloys Ni-Cu-Sn and Fe-Cu-Sn which are received by the free caking in a muffle furnace. The equations for calculation of critical increment of energy and the kinetic parameters of process with use of experimental data about velocity of shrinkage are inferred. The parents of change of energy constants, structure and properties of sintered samples are discussed.

1 Вступ

Аналіз процесів, що відбуваються під час спікання композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ), дослідження їх впливу на структуру і властивості КАМ є актуальною проблемою. Від вирішення останньої залежать якість КАМ, розроблення конкурентоспроможних алмазних породоруйнівних та інших інструментів, а також вибір оптимальних режимів їх промислового використання.

У цьому напрямі здійснено значний поступ [1–7]. Для технології виготовлення КАМ на основі металевих матриць із жорсткими вимогами до структури і експлуатаційних властивостей необхідно, щоб у матриці композиту були рівномірний розподіл вихідних речовин і продуктів їх взаємодії, низький рівень залишкових напружень, дрібнозерниста структура і особливий стан прошарку навколо частинок алмазу. Зміна хімічного складу композиту і умов його спікання зумовлює зміну структури і властивостей КАМ, нові ефекти та явища. У процесі спікання КАМ відбуваються різні явища [8, 9]. Механізм поліпшення структури з одночасним підвищенням механічних характеристик таких матеріалів не з'ясовано, і найважливіші його аспекти не вирішено.

Водночас запропоновано математичну модель для обчислення енергії активації і кінетичних параметрів у процесі спікання КАМ на основі металевих матриць для загального випадку, коли швидкість усадки контролюють одночасно дифузія і хімічна реакція між вихідними елементами [3, 10]. За допомогою кінетичних констант можна визначити енергетичний стан композитів, що піддаються спіканню, і спрогнозувати їх експлуатаційні властивості. Проте аналіз отриманих результатів ускладнюється через значний вплив вихідних елементів на кінетику процесів, що спричинює перекручення об'єктивної реальності.

Закономірності усадки та кінетичних констант під час гарячого пресування однокомпо-

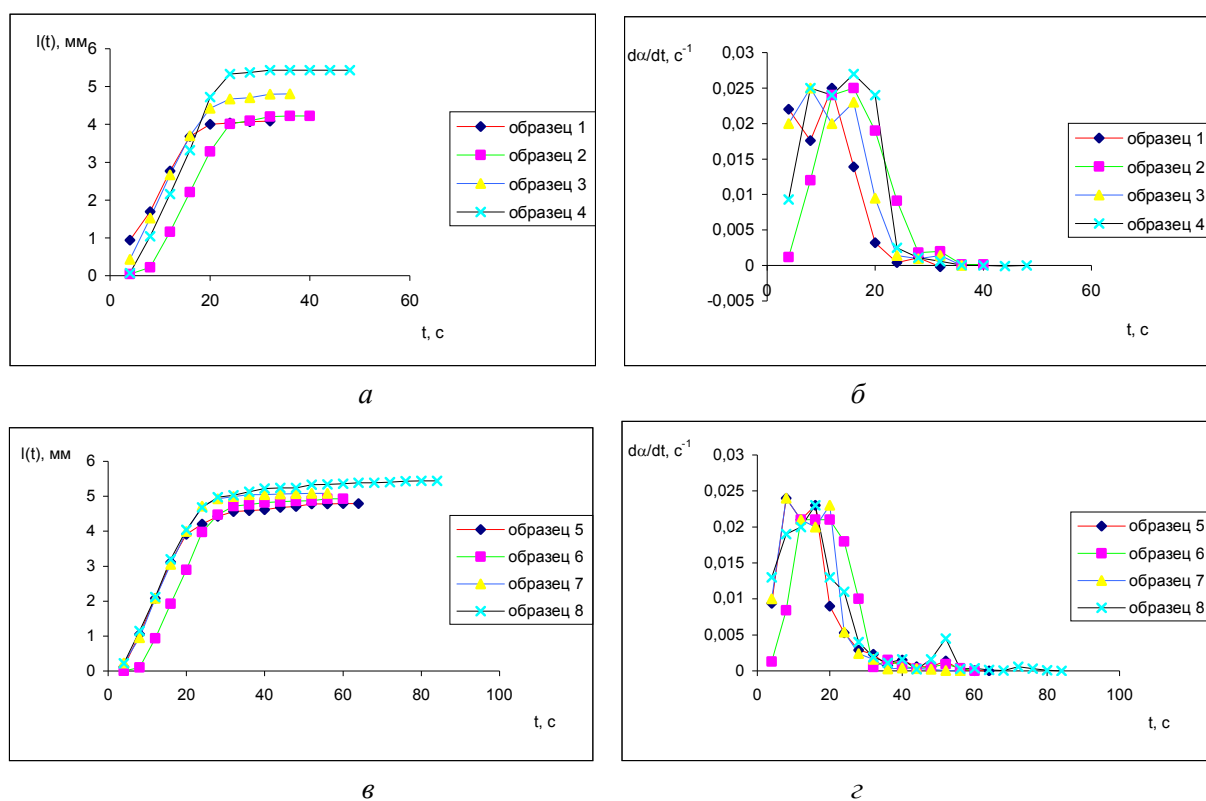
нентних зразків із порошків міді, нікелю і заліза, отриманих вільним спіканням у звичайній муфельній печі [11], дали змогу зрозуміти фізичний зміст енергії активації і кінетичних параметрів при гарячому пресуванні подвійних сплавів Cu-Sn, Ni-Sn, Fe-Sn [12] і Cu-Ni, Cu-Fe, Ni-Fe [14]. Кінетика усадки і енергетичний стан під час гарячого пресування потрібних сплавів на основі порошків заліза, нікелю, міді та олова, отриманих вільним спіканням, невідомі. У цьому зв'язку становлять інтерес системи Ni-Cu-Sn та Fe-Cu-Sn, оскільки знання процесів, які відбуваються у процесі спікання цих систем, надасть змогу з'ясувати причини зміни енергетичного стану КАМ на основі цих елементів і зрозуміти механізм поліпшення їх структури.

Дослідимо кінетику усадки під час гарячого пресування потрібних сплавів Ni-Cu-Sn і Fe-Cu-Sn, отриманих вільним спіканням у звичайній муфельній печі, з метою отримання нових відомостей про енергію активації можливих процесів і кінетичні параметри. Спробуємо з'ясувати фізичний зміст цих величин і причини їх зміни у процесі пресування.

2 Експеримент

Як вихідні речовини використовували порошки міді ПМП-1 (ГОСТ 4960-75), олова ПО1 (ГОСТ 9723-73), нікелю (ГОСТ 9722-79) і заліза (ГОСТ 9849-86). Порошки цих металів піддавали механічному обробленню в барабанному млині з використанням розмельних тіл (куль) із високощільної алюмооксидної кераміки в режимі сухого млива. Швидкість обертання млина становила 200 об./хв, що забезпечувало ударно-зсувну дію куль на порошки. Співвідношення маси куль і порошків становило 10:1, тривалість обробки – 10 год. Розміри готових частинок порошків не перевищували 5 мкм.

Шихтові суміші для виготовлення дослідних зразків готували змішуванням отриманих порошків у спиртовому середовищі двох скла-



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 $l(t)$ (а, в) і швидкості відносної усадки da/dt (б, г) від тривалості t гарячого пресування зразків складів I і II в умовах зміни тиску p

дів: Ni – 65,31% Cu – 16,33% Sn (I), Fe – 35,17% Cu – 8,80% Sn (II). Відношення Fe/Ni та Cu/Sn у сумішах I і II – відповідно 51/9 та 32/8, що аналогічно вмісту елементів композиту алмаз – 51% Fe – 32% Cu – 9% Ni – 8% Sn, структура, властивості та енергетичний стан якого дослідженні [2, 3]. Наважки масою 5,264 і 5,313 г кожна із зазначених сумішей закладали у форми з жаростійкого сплаву, з діаметром засипного отвору 10 мм і пресували за кімнатної температури та початкового тиску 100 МПа. Отримані брикети у формах піддавали вільному спіканню в муфельній печі SNOL 7,2/100 за температури 800°C протягом години і наступному гарячому пресуванню на ручному гідравлічному пресі ППР 400 10Т в умовах зміни тиску p . Брикети із суміші I пресували при $p = 100$ МПа (зразок 1), $p = 130$ МПа (зразок 2), $p = 160$ МПа (зразок 3), $p = 200$ МПа (зразок 4), із суміші II – при $p = 100$ МПа (зразок 5), $p = 130$ МПа (зразок 6), $p = 160$ МПа (зразок 7), $p = 200$ МПа (зразок 8) протягом 60–100 с за одночасного фіксування лінійної усадки l електронним індикатором DIGCO 10 із цифровим відліком, крок дискретності 0,001 мм.

На основі отриманих експериментальних даних l розраховували швидкість відносної усадки da/dt у кожному інтервалі процесу з кроком 2 с, використовуючи кубічні сплайн-функції. За допомогою розрахованих значень da/dt та фізичних положень, наведених у [3, 10], обчислювали енергію активації і кінетичні

параметри у процесі гарячого пресування зразків. Фізичний зміст цих кінетичних констант розшифровували порівнянням отриманих результатів з даними для гарячого пресування однокомпонентних зразків із порошків Cu, Ni, Fe [11] та бінарних сплавів Cu-Sn, Ni-Sn, Fe-Sn [12] і Cu-Ni, Cu-Fe, Ni-Fe [13].

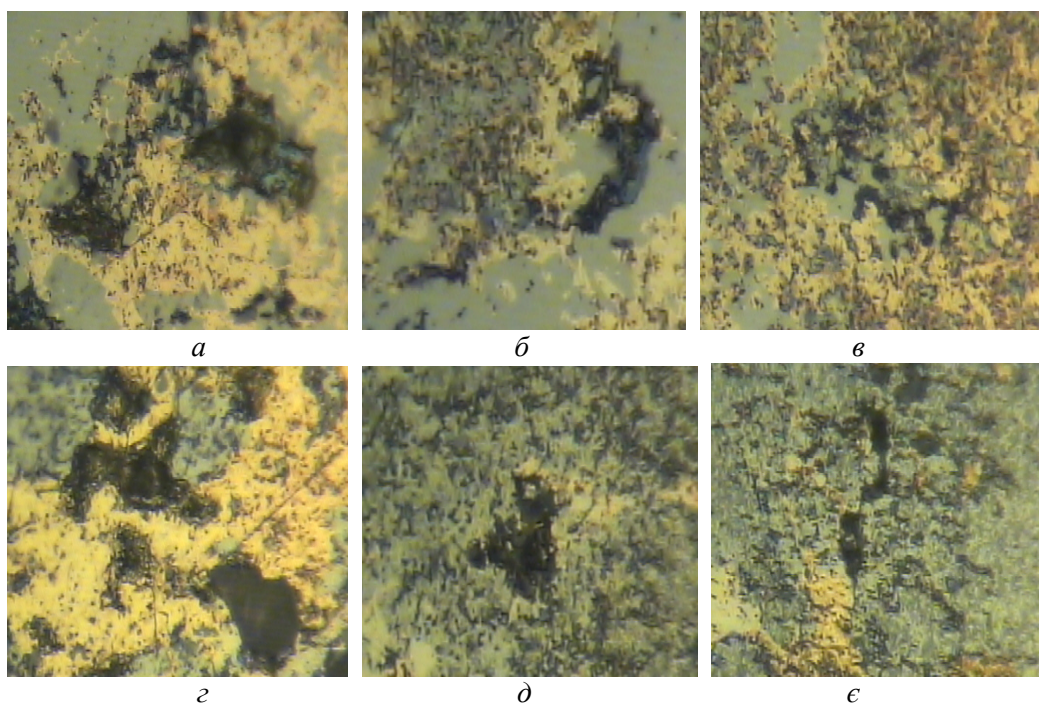
Структуру зразків досліджували за допомогою мікроскопа МЕТАН Р-1 $\times 2000$. Контрольні вимірювання твердості зразків виконували за допомогою алмазного наконечника при навантаженні 60 кг за шкалою HRA.

3 Результати експерименту та їх обговорення

На рис. 1(а, в) зображено графічні залежності лінійної усадки l , на рис. 1(б, г) – швидкості відносної усадки da/dt у процесі гарячого пресування дослідних зразків, отриманих вільним спіканням у муфельній печі.

Ці залежності засвідчують, що l є монотонно розростаючими функціями для всіх досліджуваних зразків. При збільшенні тиску лінійна усадка значно збільшуються, причому для зразків 1–4 складу I l перевищує аналогічний параметр для зразків 5–8 складу II (відповідно рис. 1а і б).

Це пов'язано насамперед з відмінністю хімічного складу та фізико-механічних властивостей порошків, а також природою процесів, які паралельно відбуваються під час гарячого



a, б, в: 1 – $p = 100$ МПа, 3 – $p = 160$ МПа, 4 – $p = 200$ МПа (зразки складу I);
г, д, е: 5 – $p = 100$ МПа, 7 – $p = 160$ МПа, 8 – $p = 200$ МПа (зразки складу II)

Рисунок 2 – Мікроскопічні зображення поверхні зразків 1, 3, 4 складу I (а–в) і 5, 7, 8 складу II (г–е), отриманих вільним спіканням за температури $T = 800$ °С з подальшим гарячим пресуванням в умовах зміни тиску p ($\times 2000$)

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

Номер зразків	1	3	4	5	7	8
Значення твердості відносно шкали НРА за навантаження 60 кг	45	52	58	49	53	60

пресування. Результати аналізу рис. 1б і г засвідчують, що на початкових етапах гарячого пресування зразків усадка відбувається з підвищенням швидкості da/dt . Зауважимо, що на цих етапах процесу спостерігається незначне коливання швидкості da/dt для всіх зразків внаслідок нерівномірності тиску на початкових етапах. З моменту стабілізації тиску на наступних етапах процесу швидкість усадки знижується. Це означає, що у процесі гарячого пресування на цих етапах відбувається подальше ущільнення твердих частинок міді, нікелю і заліза під дією поверхневого натягу рідини, що утворилася внаслідок плавлення олова на стадії вільного спікання. Стрибокподібні зміни da/dt на завершальних етапах гарячого пресування (криві 1–8 на рис. 1б, г) свідчать на наявність дифузійних та хімічних процесів, які впливають на структуру і фізико-механічні властивості композитів, що піддаються спіканню. А надто коли відомо [2, 3], що у процесі спікання КАМ на основі металевих матриць дифузійні та хімічні процеси суттєво впливають на структуру і властивості таких матеріалів.

Як засвідчують результати аналізу мікроскопічних зображень поверхні шліфів (рис. 2), у структурі дослідних зразків є пори розміром від 20 до 0,1 мкм залежно від хімічного складу і тиску пресування. При збільшенні тиску пресування від 100 до 160 МПа розміри пор значно зменшуються (рис. 2а, б, г, д).

Відмінність зразків складу I і II полягає у відсутності в перших пор за тиску 200 МПа (відповідно рис. 2в, е), що є причиною поліпшення механічних властивостей виготовлених зразків. Про поліпшення рівня механічних характеристик зразків 5, 7 і 8 порівняно зі зразками 1, 3 і 4 свідчить також їх твердість (див. таблицю 1). З результатів аналізу даних таблиці випливає, що твердість у зразків різна. Уразі підвищення тиску пресування зростає твердість усіх зразків. Найбільший рівень твердості спостерігається для зразків 4 і 8, які отримані при максимальному тиску $p=200$ МПа. Причому твердість зразка 8 складає 60 відносних одиниць порівняно з 58 відносних одиниць для зразка 4. Коливання твердості свідчить про залежність механічних властивостей зразків від хімічного складу і умов спікання.

Отже, під час гарячого пресування зразків, отриманих вільним спіканням, відбуваються складні процеси, що змінюють швидкість усадки, механізми ущільнення, структуру і властивості композиту. Розглянемо ці процеси і спробуємо з'ясувати їх природу з позицій енергетики.

Узагальнені рівняння для обчислення енергії активації і кінетичних параметрів у процесі гарячого пресування композиційних матеріалів для випадку, коли швидкість усадки одночасно контролюють дифузія і хімічна реакція, мають такий вигляд:

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

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

де: da/dt – швидкість відносної усадки; $\alpha = l(t)/l(t_0)$ – відносна усадка; $l(t)$, $l(t_0)$ – лінійні розміри зразка у 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 , n – кінетичні параметри процесу, що контролюють відповідно 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. Остаточні рівняння, які виражають зв'язки між цими величинами на завершальному етапі пресування зразків, мають такий вигляд:

для зразка 1

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,27} (1 - \alpha)^{0,33} \cdot 1,65 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{274}{RT}\right), \quad (3)$$

для зразка 3

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,30} (1 - \alpha)^{0,35} \cdot 2,04 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{278}{RT}\right), \quad (4)$$

для зразка 4

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,36} (1 - \alpha)^{0,38} \cdot 2,51 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{299}{RT}\right), \quad (5)$$

для зразка 5

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,12} (1 - \alpha)^{0,09} \cdot 2,15 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{400}{RT}\right), \quad (6)$$

для зразка 7

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,32} (1 - \alpha)^{0,29} \cdot 2,60 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{252}{RT}\right), \quad (7)$$

для зразка 8

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{0,41} (1 - \alpha)^{0,40} \cdot 2,8 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{249}{RT}\right). \quad (8)$$

Експериментальних даних про енергію активації і кінетичні параметри під час гарячого пресування потрійних сплавів Ni – 65,31% Cu – 16,33% Sn і Fe – 35,17% Cu – 8,80% Sn не має.

З огляду на це, наведені порівняння мають виключно якісний характер.

Із рівнянь (3) – (8) випливає, що енергія активації E_a , передекспоненціальний множник K_0 і кінетичні параметри m та n у процесі пресування зразків істотно різняться. Це свідчить про те, що вихідні елементи в кожній системі взаємодіють по-різному залежно від тиску пресування. Як було показано на початкових етапах, вихідні речовини ущільнюються (див. рис. 1 і 2). Після цього в системах відбуваються дифузійні та хімічні процеси, у результаті яких змінюються механізми перенесення маси, структура і властивості зразків.

Результати аналізу рівняння (3) засвідчують, що у процесі гарячого пресування під дією тиску 100 МПа зразка 1, отриманого на основі вихідної шихти (I) вільним спіканням у муфельній печі, на завершальному етапі спостерігаються дифузія ($m = 0,27$) і хімічна реакція ($n = 0,33$). Енергія активації $E_a = 274$ кДж/моль перевищує отриманні експериментально енергію активації дифузії нікелю на межах зерен міді $E_a = 71$ кДж/моль [14] і енергію активації дифузії міді у сплаві Cu – 20 % Sn $E_a = 82$ кДж/моль [15], проте майже збігаються з експериментально отриманою енергією активації гетеродифузії нікелю в олові $E_a = 267$ кДж/моль [16]. Зауважимо, що розрахункове значення $E_a = 274$ кДж/моль узгоджується з аналогічним параметром під час гарячого пресування сплаву Ni – 47% Sn $E_a = 271$ кДж/моль [12]. Характерна риса рівняння (3) полягає в тому, що частота $K_0 = 1,65 \cdot 10^{13} \text{ с}^{-1}$ перевищує частоту Дебая для міді $K_0 = 0,66 \cdot 10^{13} \text{ с}^{-1}$ і нікелю $K_0 = 0,78 \cdot 10^{13} \text{ с}^{-1}$. Це свідчить про те, що атоми у кристалічних решітках міді та нікелю при гарячому пресуванні зразка 1 перебувають у збудженому стані, і це сприяє здоланню енергетичного бар'єра.

Порівняння кінетичних констант, отриманих за рівняннями (3) і (4), дає змогу стверджувати, що при збільшенні тиску пресування від 100 до 160 МПа змінюється механізм перенесення маси за рахунок активних дифузійних і хімічних процесів, на що вказує збільшення кінетичних параметрів m і n у цих рівняннях. Теоретична отримана енергія активації гарячого пресування зразка 3 $E_a = 278$ кДж/моль (рівняння (3)) збігається з експериментально отриманою енергією активації гетеродифузії нікелю в олові $E_a = 267$ кДж/моль [16], але перевищує експериментально здобуту енергію активації нікелю в мідь $E_a = 209$ кДж/моль [17] і енергію активації взаємної дифузії у процесі спікання системи Cu-Sn $E_a = 156$ кДж/моль [18]. За подальшого збільшення тиску гарячого пресування енергія активації збільшується до $E_a = 299$ кДж/моль (рівняння (5)), з паралельним збільшенням кінетичних параметрів m і n . Це значення збігається з експериментально отриманою енергією для об'ємної дифузії нікелю в мідь $E_a = 297$ кДж/моль [14] і водночас перевищує експериментально отриману енергію активації міді в олові $E_a = 184$ кДж/моль [19]. Особливість рівнянь (4) і (5) полягає в тому, що за їх допомогою можна виявити суто хімічні проце-

си, які відбуваються під час гарячого пресування зразків 3 і 4, причому вони стають інтенсивніші при збільшенні тиску, на що вказують більші значення кінетичного параметра n порівняно з параметром m .

На підставі наведених даних можна стверджувати, що прикладений під час гарячого пресування зразків складу Ni – 65,31% Cu – 16,33% Sn тиск вирішально впливає на їх енергетичний стан, збільшуючи енергію активації, кінетичні параметри і передекспоненціальний множник. При цьому ефект від енергії активації безпосередньо переважає, поза як підвищення енергії активації вказує на перебіг об'ємних дифузійних процесів, що збільшують молекулярну масу і щільність зразків і, як наслідок, сприяють поліпшенню структури з одночасним підвищенням експлуатаційних властивостей готових матеріалів.

Продовжуючи аналізувати енергетичний стан під час гарячого пресування зразка 5, отриманого на основі вихідної шихти Fe – 35,17% Cu – 8,80% Sn вільним спіканням за температури 800°C протягом години, зазначимо, що теоретично отримана енергія активації $E_a = 400$ кДж/моль (рівняння (6)) значно перевищує експериментально отриману енергію активації дифузії заліза в α – Fe $E_a = 294$ кДж/моль [20], олова в α – Fe $E_a = 227$ кДж/моль [21], поверхневої дифузії заліза в α – Fe $E_a = 233$ кДж/моль [22], дифузії заліза в γ – Fe $E_a = 249$ кДж/моль [22], заліза у сплаві Fe – Sn $E_a = 285$ кДж/моль [23]. Це означає, що атоми системи за $p = 100$ МПа не можуть здолати енергетичний бар'єр жодного з цих процесів і, в результаті, структура і властивості такого зразка будуть незадовільними (низької якості). При цьому дуже важливо, що ці результати узгоджуються з експериментальними даними, наведеними на рис. 2г і в таблиці.

За збільшення тиску до 160 і 200 МПа під час гарячого пресування зразків 7 енергія активації зменшується порівняно з енергією активації зразка 5, отриманого за тиску 100 МПа. Теоретичні $E_a = 252$ кДж/моль і $E_a = 249$ кДж/моль, (див. відповідно рівняння (7) і (8)), узгоджуються з експериментально отриманою даними для енергії активації дифузії олова в α – Fe $E_a = 227$ кДж/моль [21], заліза в α – Fe $E_a = 233$ кДж/моль [22], поверхневої дифузії заліза в γ – фазі $E_a = 249$ кДж/моль [22], самодифузії заліза в α – фазі $E_a = 294$ кДж/моль [20] і дифузії міді в α – Fe $E_a = 247$ кДж/моль [24]. Це означає, що у процесі гарячого пресування за тиску 160 і 200 МПа атоми реакційної системи можуть легко здолати енергетичний бар'єр кожного з цих процесів і, як результат, якість зразків 7 і 8 має бути високою. Значення кінетичних параметрів m та n , отриманих з рівнянь (7) і (8), засвідчують, що в умовах гарячого пресування за тиску 200 МПа відбуваються об'ємні дифузійні процеси, які зумовлюють поліпшення структури і підвищення експлуатаційних властивостей зразків. Більші значення кінетичного параметра n порівняно з параметром m у рівняннях (7) і (8) свідчать про істотний вплив хімічних про-

цесів на структуру зразків 7 і 8. Характерна риса розглянутих рівнянь полягає в тому, що за ними можна визначити енергетичний бар'єр певного процесу, спрогнозувати структуру та властивості матеріалу, що спікається, і запобігти трудомістким експериментам та використанню складного обладнання під час дослідження взаємодії елементів. Це дуже важливо для створення КАМ і породоруйнівних інструментів нового покоління з широким спектром властивостей, в той час як хімічні процеси, що відбуваються під час виготовлення таких матеріалів значно впливають на утворення хімічних зв'язків на поверхні з'єднання частинок алмазу з матрицею композиту.

Висновки

1. Прикладений тиск під час гарячого пресування є досить важливим фактором, який впливає на усадку, її швидкість, енергетичний та фізичний стани зразків.
2. Здійснено кількісне оцінювання дифузійних і хімічних процесів, що відбуваються між вихідними речовинами шихти, і відображено їх вплив на формування структури і властивостей зразків двох складів.
3. Показано, що під час гарячого пресування дослідних зразків енергія активації і кінетичні параметри змінюються, залежно від тиску і хімічного складу.
4. Доведено, що за допомогою енергії активації дифузійних і хімічних процесів, а також кінетичних параметрів можна як найточніше визначити енергетичний стан композиту, що спікається, і передбачити його структуру та властивості.
5. Отримані дані можна використовувати також для розшифрування кінетичних параметрів в умовах гарячого пресування чотирьохкомпонентних сплавів, отриманих на основі порошків заліза, міді, нікелю і олова.

Література

- 1 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.
- 2 Формирование структуры и свойств сверхтвердых композиционных алмазосодержащих материалов / Н.В. Новиков, В.А. Мечник, А.Н. Жуковский и др. // Доповіді НАН України. – 2003. – № 11. – С. 88–90.
- 3 Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 1. Математическая модель / Н.В. Новиков, Н.А. Бондаренко, В.А. Мечник, А.Н. Жуковский // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7. – №3. – С. 71–77.
- 4 Структура и свойства буровых вставок, спеченных горячим прессованием / Н.В. Новиков, Н.А. Бондаренко, А.Н. Жуковский и др. Доповіді НАН України. – 2005. – № 2. – С. 93–97.

- 5 Влияние диффузии и кинетических реакций на структуру и свойства буровых вставок. 2. Результаты аттестации структурного состояния сверхтвердых материалов состава алмаз-твердый сплав ВК6 / Н.В. Новиков, Н.А. Бондаренко, А.Н. Жуковский и др. // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9, № 2. – С. 103–112.
- 6 Бондаренко Н.А., Кулик О.Г., Мечник В.А. Исследования взаимодействия боридов CrB_2 и W_2B_5 с компонентами твердого сплава // Сверхтвердые материалы. – 2006. – № 6. – С. 30–36.
- 7 Кинетические константы и их связь со структурой и свойствами композитов состава алмаз-твердый сплав ВК6 / Н.В. Новиков, Н.А. Бондаренко, А.Н. Жуковский // Доповіди НАН України. – 2005. – № 10. – С. 97–103.
- 8 Бондаренко Н.А., Жуковский А.Н., Мечник В.А. Анализ основных теорий спекания материалов. 1. Спекание в изотермических и неизотермических условиях (Обзор) // Сверхтвердые материалы. – 2005. – № 6. – С. 3–17.
- 9 Бондаренко Н.А., Мечник В.А. Анализ основных теорий спекания материалов. 2. Химические реакции и процессы зародышеобразования. Основные положения моделирования спекания сверхтвердых композиционных алмазосодержащих материалов (Обзор) // Сверхтвердые материалы. – 2006. – № 1. – С. 3–15.
- 10 Феноменологическая модель спекания сверхтвердых композиционных алмазосодержащих материалов / Н.В. Новиков, В.А. Мечник, А.Н. Жуковский, Н.А. Бондаренко, В.Н. Ткач // Доп. НАН України. – 2003. – № 10. – С. 102–104.
- 11 Закономерности усадки при спекании однокомпонентных образцов из порошков Cu , Ni и Fe / 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. – С. 10–16.
- 12 Уплотнение сплавов Cu-Sn , Ni-Sn и 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: Сборник научных трудов. – К.: Изд-во ИСМ им. В.Н. Бакуля. НАН Украины, 2008. – Вып. 11. – С. 16–23.
- 13 Кинетика усадки при спекании сплавов Cu-Ni , Cu-Fe и Ni-Fe с последующим прессованием / Н.А. Бондаренко, В.А. Мечник, М.Г. Лощак и др. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов. – К.: Изд-во ИСМ им. В.Н. Бакуля. НАН Украины, 2008. – Вып. 11. – С. 23–29.
- 14 Криштал М.А., Выбойщик М.А., Левин Д.М. Диффузионные покрытия в металлах. – Тула: ТПИ, 1973. – 420 с.
- 15 Prinz N., Wever H. Diffusion von ^{64}Cu and ^{113}Sn in der geordneten β – Messing – Phase des System Cu/Sn // Phys. Status solid A. – 1980. – 61, № 2. P. 505–512.
- 16 Chuang T.I., Wandelt K. Study of interdiffusion of Ni/Fe layer by Auger sputter profiling // Surface. Sci. – 1979. – 81, № 2. – P. 355–369.
- 17 Диффузия никеля в меди, армированной вольфрамом / А.М. Блинкин, Л.С. Ожигов, В.В. Воробьев, В.Е. Семенов // ФММ. – 1970. – Т. 29. – № 3. – С. 615–618.
- 18 Oikawa H., Hosoi A. Interdiffusion in Cu-Sn solid solutions./Confirmation of anomalously large kirkendall effect // Ser. Met. – 1975. – 9. – № 8. – P. 823–828.
- 19 Sen S.K., Dutt M.B., Barua F.K. Impurity diffusion in metals. Tin in copper and lead in silver // Phys. Status solidi A. – 1975. – 82, № 1. – P. 345–349.
- 20 Oikawa H. Latticediffusion in iron // Iron and Steel Inst. Jap. – 1982. – 68, № 10. – P. 1489–1497.
- 21 Федоров Г.Б., Жомов Ф.И., Смирнов Е.А. и др. Диффузия фосфора, сурьмы и олова в α – железе и его сплавах // Металлургия и металловедение чистых металлов. – 1979. – № 13. – С. 149–153.
- 22 Neumann G., Neumann G.M. Surface self – diffusion of metals / Ed. F. H. Wohlbier // Switzerland. Diffusion Information Center. – 1972. – 129 p.
- 23 Амоненко В.М., Блинкин А.М., Иванов И.Г. Самодиффузия в сильно разбавленных бинарных растворах. 1. Влияния примесей олова и сурьмы на самодиффузию железа в 2-фазе // ФММ. – 1964. – Т. 17. – № 1. – С. 56–61.
- 24 Лазарев В.А., Голиков В.М. Диффузия меди в железе и его сплавах // ФММ. – 1970. – Т. 29. – № 3. – С. 598–602.