

М. О. Бондаренко, В. А. Мечник, М. В. Супрун (м. Київ)

**Особливості усадки і її швидкості в системі  
C<sub>ал</sub>—Fe—Cu—Ni—Sn—CrB<sub>2</sub> при гарячому  
пресуванні зразків, попередньо отриманих  
вільним спіканням**

*Досліджено вплив тиску і домішки дибориду хрому на усадку та її швидкість і механічні властивості композиційних алмазовмісних матеріалів на основі порошків заліза, міді, нікелю, олова при гарячому пресуванні. Виявлено, що залежності швидкості усадки мають стрибкоподібний характер. Показано, що відмінність швидкості усадки пов'язана з фазовими та структурними змінами, які мають місце в даній системі. Визначено склад вихідних речовин і  $p$ ,  $T$ -умови, за яких відбувається активація процесу з одночасним підвищенням механічних властивостей композита.*

**Ключові слова:** композит, усадка, гаряче пресування, вільне спікання, диборид хрому, фазові та структурні зміни, механічні властивості.

**Вступ.** Велика зацікавленість у дослідженні композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) на основі порошків заліза, міді, нікелю та олова викликана застосуванням їх для виготовлення ефективних відрізних кругів, канатних пил та інших інструментів [1]. КАМ на основі металічних матриць виготовляють методами гарячого пресування, гарячого ізостатичного пресування та вільного спікання [2]. З метою поліпшення структури та підвищення рівня механічних властивостей до складу КАМ вводять домішки дибориду хрому (CrB<sub>2</sub>) [3]. КАМ в залежності від хімічного складу, способу та умов їхнього отримання можуть мати різну внутрішню структуру та фізико-механічні властивості. Так, зокрема, на основі експериментальних і теоретичних досліджень [4, 5] встановлено, що надлишок CrB<sub>2</sub> та недостатня температура спікання не дозволяють отримати КАМ з високими механічними та експлуатаційними властивостями, і навпаки, висока температура спікання та недостача CrB<sub>2</sub> погіршують ці властивості внаслідок утворення вільного вуглецю в прошарку навколо частинок алмаза.

Поліпшення структури та підвищення рівня механічних властивостей КАМ можна достатньо ефективно здійснювати, використовуючи технологію гарячого пресування, за рахунок зміни температури спікання і тиску пресування [2]. Крім цього введення CrB<sub>2</sub> до складу вихідної шихти сприяє гомогенізації фазового складу, що розширює межі керованого впливу на властивості КАМ. По-друге, збільшуючи тиск, можна отримувати композити з низькими значеннями залишкової пористості. По-третє, змінюючи хімічний склад, можна створювати зовсім нові матеріали з наперед заданими функціональними характеристиками. По-четверте, система алмаз—Fe—Cu—Ni—Sn має хорошу здатність до пресування, що дозволяє отримувати КАМ різної форми та використовувати їх для виготовлення відповідних інструментів з високими експлуатаційними властивостями [1]. Проте широ-

кий спектр фізико-механічних властивостей вихідних речовин, технологічних режимів спікання і можливих практичних застосувань даних матеріалів зумовлюють продовження наукового пошуку в цій галузі.

Відзначені факти є вагомими як для теоретичної науки, оскільки перевіряють, а, можливо, і поглиблюють вже встановлені підходи, так і для практики — визначають нові області використання КАМ. Одним з найбільш перспективних шляхів передбачення властивостей КАМ є кінетичний аналіз [6]. Його методи дозволяють прогнозувати поведінку системи при переході від початкового до кінцевого станів. Для цього необхідно детальне вивчення кінетики усадки в таких системах у широкому діапазоні зміни складу шихти та умов спікання.

У даній роботі проведено дослідження впливу  $\text{CrB}_2$  і тиску на усадку та її швидкість при гарячому пресуванні матеріалу системи алмаз—51 % Fe—32 % Cu—9 % Ni—8 % Sn (тут і далі % (за масою)) і механічні характеристики готових композитів.

**Матеріали і методи дослідження.** У якості вихідних речовин використовували порошки алмаза каталітичного синтезу марки АС 160Т зернистістю 400/315 (ТУ 2-37-344—85), міді ПМС-1 (ГОСТ 4960—75), олова ПО-1 (ГОСТ 9723—73), нікелю (ГОСТ 9722—79), заліза (ГОСТ 9849—86) і дибориду хрому (Донецький завод хімічних реактивів). Порошки металів і дибориду хрому піддавали механічному обробленню в барабанному млині з використанням розмельних тіл (куль) із високощільної алюмооксидної кераміки в режимі сухого розмелу. Швидкість обертання млина становила 200 об/хв, що забезпечувало ударно-зсувну дію куль на порошки. Співвідношення маси куль і порошоків становило 5:1, тривалість оброблення — 10 год. Отримані порошки в потрібній кількості змішували в спиртовому середовищі за схемою, наведеною в табл. 1. Алмазовмісні шихти одержали в інший спосіб. У порошоків суміші I—V додавали алмазний порошок із розрахунку 1,54 карата на  $1 \text{ см}^3$  шихти (що відповідає відносній концентрації  $K = 35$ ), який був змочений гліцерином, та перемішували її до потрібної якості без використання розмельних куль.

**Таблиця 1. Склад вихідних сумішей**

Суміш	Зразок	Склад, % (за масою)				
		Fe	Cu	Ni	Sn	$\text{CrB}_2$
I	1—3	51	32	9	8	—
II	4—6	49,98	31,36	8,82	7,84	2
III	7—9	48,96	30,72	8,64	7,68	4
IV	10—12	47,94	30,08	8,46	7,52	6
V	13—15	46,92	29,44	8,28	7,36	8

Зміна кількості дибориду хрому в отриманих сумішах служила критерієм зміни усадки та її швидкості при гарячому пресуванні досліджуваних зразків. Для одержання зразків наважки алмазовмісних сумішей в потрібній кількості закладали в спеціальні форми, які виготовлені з жаростійкого сплаву ХН77ТЮР (ГОСТ 5632—72), і за кімнатної температури та тиску 100 МПа отримали відповідні брикети діаметром 10 мм. Отримані брикети в цих самих формах піддавали вільному спіканню в муфельній печі SNOL 72/100 при температурі 800 °С протягом однієї години та наступному гарячому пресу-

ванню на гідравлічному пресі ППР 400 10Т при різному тиску. Щоб запобігти різкому зменшенню температури при гарячому пресуванні, контактуючі поверхні преса і форми ізолювали азбестовими матеріалами. Температуру системи в процесі гарячого пресування зменшували від 800 до 770 °С (швидкість остигання 10 °С/хв). Зразки 1, 4, 7, 10, 13, отримані на основі сумішей І—V, пресували при тиску 100 МПа, зразки 2, 5, 8, 11, 14 — 160 МПа, зразки 3, 6, 9, 12, 15 — 200 МПа з одночасним фіксуванням лінійної усадки  $l$  за допомогою електронного індикатора DIGICO 10 (TESA, Швейцарія) з цифровим відліком при кроці дискретності 0,001 мм. При вимірюванні лінійної усадки для кожного значення тиску виконували не менше чотирьох випробувань. За результатами випробувань визначали математичні характеристики: математичне сподівання  $\Delta E$  величини лінійної

усадки  $\Delta l_j$ , середнє квадратичне відхилення  $\sigma = \sqrt{1/m_j \sum_{j=1}^{m_j} (\Delta E - \Delta l)^2}$ , варі-

аційний коефіцієнт  $v = (\sigma/\Delta E)100\%$ , середню похибку варіаційного коефіцієнта  $\sigma_v = \sqrt{0,5v^2/100} \sqrt{m_i}$ , середню похибку середнього арифметичного відхилення  $\delta = (\sigma_v/\sqrt{m_i})100\%$ , де  $m_i$  — число випробувань. Для обробки приймали ті дані середньоарифметичних значень величини лінійної усадки, для яких  $\delta \leq 5\%$ . За експериментальними даними лінійної усадки  $l$  розраховували швидкість усадки  $da/dt$ . Мікротвердість визначали в різних фазах на приладі ПМТ-3 при навантаженні 4,91 Н. Дослідження міцності на згин  $\sigma_z$  та стиск  $\sigma_c$  проводили за стандартною методикою. Похибка при їх визначенні не перевищувала 5%.

**Результати дослідження та їх обговорення.** Застосована методика дала можливість отримати інформацію про зміну усадки та її швидкості від часу при гарячому пресуванні зразків КАМ, що вивчали. У літературі відсутні дані про кінетику спікання таких КАМ. Можливо це пов'язано з тим, що аналіз усадки та її швидкості ускладнюється взаємним впливом елементів. У зв'язку з цим, зупинимося спочатку на аналізі кінетики усадки в базовій системі, яка не містить у складі вихідних речовин диборид хрому.

**Система алмаз—51 % Fe—32 % Cu—9 % Ni—8 % Sn (зразки 1—3).** Експериментальні результати залежності лінійної усадки  $l$  від часу гарячого пресування  $t$  зразків 1—3 наведено на рис. 1, а, крива 1, а її швидкості  $da/dt$  — на рис. 1, б. Згідно з рис. 1, а маємо зростання лінійної усадки для зразка 1, отриманого при тиску 100 МПа. При цьому на кривій усадки чітко спостерігається багатоступеневе зростання, яке супроводжується згасанням і навіть незначним коливанням у деяких інтервалах процесу. Відмінність значень усадки в різних інтервалах процесу означає, що механізм ущільнення цього зразка багатостадійний і складний. Очевидно, що остання обставина обумовлена незначною зміною тиску внаслідок тертя вихідних елементів суміші по робочій поверхні жаростійкої форми, а також неоднаковою взаємодією елементів в цих інтервалах процесу.

Перед тим, як пояснити фізичний зміст отриманої залежності усадки від часу, проаналізуємо процеси та явища, які відбуваються на етапі вільного спікання.

— В досліджуваній системі рідка фаза під дією капілярних сил легко змочує тверді фази, що сприяє ущільненню. В результаті в системі відбу-

вається перегрупування твердих фаз, зміна механізмів масопереносу і, як наслідок, зміна усадки.

— Евтектика Cu—Sn частково розчиняє тверді частинки заліза, нікелю, що приводить до додаткової усадки і впливає на механізми масопереносу.

— З моменту утворення евтектики Cu—Sn в системі відбуваються не тільки дифузійні, а й суто хімічні процеси, які в залежності від умов спікання можуть суттєво впливати на кінетику усадки, структуру і властивості композита.

— У [7, 8] зазначено, що в системі Cu—Sn за температури  $\geq 500$  °C внаслідок дифузії олова в міді утворюються  $\beta$ -,  $\gamma$ -,  $\delta$ -,  $\epsilon$ -фази, що супроводжується розширенням сплаву. У системі Ni—Sn в діапазоні температури 760—925 °C має місце термічний ефект і утворення  $\text{Ni}_3\text{Sn}$  та  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ , а в системі Fe—Ni —  $\text{FeNi}_3$ .

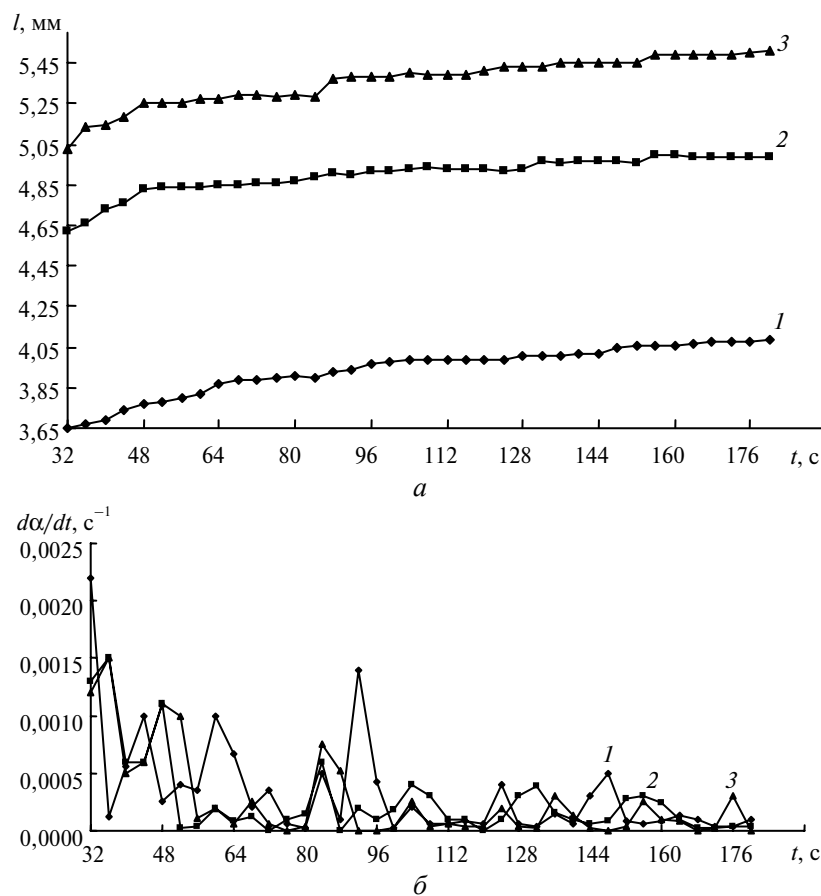


Рис. 1. Залежність лінійної усадки (а) і швидкості відносної усадки (б) від часу гарячого пресування зразків 1—3, отриманих вільним спіканням при температурі 800 °C протягом години при  $p = 100$  (1, зразок 1), 160 (2, зразок 2), 200 (3, зразок 3).

При гарячому пресуванні прикладений тиск (100 МПа) суттєво ущільнює тверді компоненти в рідкій фазі, що приводить до зменшення залишкової пористості. В системі утворюються більш сприятливі умови для протікання тих самих процесів, які мали місце на етапі вільного спікання, а також взаємодифузії, гетеродифузії та інших. Ці обставини супроводжуються структурно-фазовими перетвореннями, які змінюють не тільки усадку, а й

механізми масопереносу і властивості композита. У зв'язку з цим зупинимось детальніше на аналізі залежності швидкості відносної усадки  $da/dt$ .

З рис. 1, б (крива 1) видно, що залежність швидкості усадки для зразка 1 має нелінійний характер, при цьому спостерігається велика кількість як сильних, так і слабких піків. Це вказує на особливості структурно-фазових перетворень, які мають місце в даній системі і, відповідно, на можливі зміни в характері міжмолекулярної взаємодії. Положення основних максимумів швидкості усадки, які спостерігаються в початкових та середніх інтервалах процесу, чітко вказує на перегрупування твердих елементів у рідкій фазі, зміну механізмів масопереносу, що обумовлено взаємодією рідкої та твердої фаз. Водночас, присутність великої кількості слабких піків може свідчити про метастабільний стан системи. Лише при досить тривалому часі швидкість усадки набуває мінімальних значень і майже не змінюється, що вказує на повне ущільнення складових в системі.

Таким чином, швидкість усадки суттєво залежить від часу. Очевидно, що такі зміни є не лише наслідком взаємодії між елементами системи, а й результатом впливу тиску. Зауважимо, що підвищення тиску може не тільки змінити кінетику усадки, а й молекулярну масу та фізико-хімічні властивості композита. Проаналізуємо кінетику усадки для зразків 2 і 3, отриманих на основі суміші I, в умовах підвищеного тиску.

Усадка для зразків 2 і 3 (див. рис. 1, а, криві 2 і 3) суттєво зростає в порівнянні з усадкою для зразка 1 (див. рис. 1, а, крива 1), отриманого при меншому значенні тиску. Це вказує, що підвищення тиску від 100 до 200 МПа приводить до зменшення залишкової пористості і, як наслідок, вдосконалення структури та підвищення рівня механічних властивостей в композитах 2 і 3 в порівнянні зі зразком 1. Особливістю отриманих результатів є і те, що в умовах більшого тиску в характерних інтервалах процесу спостерігається більш стрімке зростання значень лінійної усадки. Усадка на заключному етапі процесу отримання зразків 1—3 досягає максимальних значень. Ці дані свідчать про те, що значення тиску 200 МПа і часу в межах 160—180 с є найбільш оптимальними для розглянутих КАМ.

Що стосується залежності швидкості усадки, пов'язаної зі зростанням тиску, то рівень значень цього параметра зменшується (рис. 1, б, криві 2 і 3), а також має місце зсув максимумів швидкості усадки в інтервали меншого часу. Це пов'язано з тим, що підвищення тиску приводить до різкого прискорення дифузійних процесів у системі в початкові моменти часу. Зауважимо крім того, що під впливом більшого тиску пори зменшуються і навіть зникають. У цьому випадку елементи структури помітно ущільнюються і, як наслідок, усадка в системі зростає. Незначна зміна швидкості усадки на заключних етапах процесу свідчить про те, що взаємна дифузія елементів згасає. Розглянемо усадку та її швидкість при гарячому пресуванні зразків КАМ, отриманих на основі суміші II, що містить у складі вихідних речовин диборид хрому.

**Система алмаз—49,98 % Fe—31,36 % Cu—8,82 % Ni—7,84 % Sn—2,0 % CrB<sub>2</sub> (зразки 4—6).** Усадка для зразка 4, отриманого при тиску 100 МПа (рис. 2, а, крива 4), зросла порівняно з аналогічним параметром для зразка 1 (див. рис. 1, а, крива 1). Це пов'язано з тим, що введення дибориду хрому до складу вихідних речовин привело до активації процесу і, як наслідок, більшої зміни усадки. Швидкість усадки в цьому разі зменшується до двох разів (див. рис. 2 і 1, криві 4 і 1 відповідно). Положення основних максимумів швидкості усадки для зразка 4 на відміну від зразка 1 зсунуті в

сторону меншого часу, тоді як для зразка 1 положення основних максимумів не змінюється на усіх етапах процесу. Очевидно, що такі зміни є результатом взаємодії дибориду хрому з елементами системи. Зауважимо, що ця взаємодія не тільки змінює усадку та її швидкість, але може суттєво змінити структуру і властивості композита. Зменшення швидкості усадки і незначне її коливання на завершальному етапі процесу свідчить, що система перейшла від метастабільного стану до стабільного (див. рис. 2 і 1, криві 4 і 1 відповідно).

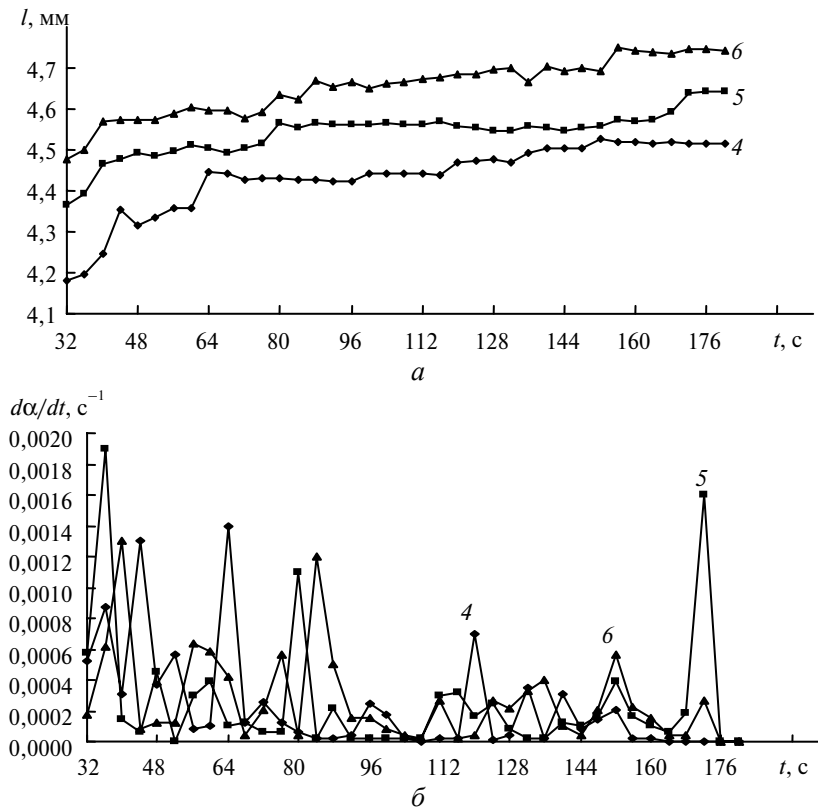


Рис. 2. Те саме, що на рис. 1 для зразків 4—6 при  $p = 100$  ( $l$ , зразок 4), 160 МПа (2, зразок 5), 200 (3, зразок 6).

На структурні зміни в даній системі вказують також залежності усадки та її швидкості для зразків 5 і 6 (див. рис. 2, криві 5 і 6), отриманих при тиску 160 і 200 МПа. Видно (див. рис. 2, а, криві 5 і 6), що усадка для цих зразків зростає порівняно зі зразком 4 (див. рис. 2, а, крива 4), отриманим при меншому тиску. Швидкість усадки (див. рис. 2, б, криві 5 і 6) на відміну від усадки для цих зразків змінюється незначно, але при цьому є деякі особливості. По-перше, положення основних максимумів на кривих швидкості усадки для зразків 4 і 6 зсунуті в інтервали меншого часу (див. рис. 2, б, криві 4 і 6), тобто вони мають характер аналогічний кривим швидкості усадки для зразків 1—3 (див. рис. 1, б, криві 1—3), отриманих на основі суміші I. По-друге, на кривій швидкості усадки для зразка 5 (див. рис. 2, б, крива 5) на заключному етапі спостерігається пік, якого не було на аналогічних кривих для зразків 1—4, 6.

Отже, хвилеподібна структура залежності швидкості усадки в розглянутих системах I і II відрізняється, що є результатом взаємодії дибориду хрому з вихідними елементами при гарячому пресуванні в тих чи інших умовах.

**Система алмаз—49,96 % Fe—30,72 % Cu—8,64 % Ni—7,68 % Sn—4,0 % CrB<sub>2</sub> (зразки 7—9).** Лінійна усадка для зразка 7 (рис. 3, а, крива 7), отриманого при тиску 100 МПа, має дещо більші значення від аналогічного параметра для зразка 4 (див. рис. 2, а, крива 4). Це можна пояснити тим, що подальше збільшення концентрації дибориду хрому у вихідній суміші приводить до більш активної взаємодії між елементами, що активує процес і, як наслідок, більшої усадки у цій системі. Значення швидкості усадки в цьому випадку змінюється несуттєво (див. рис. 3, а і 2, а, криві 7 і 4), а положення максимумів зсунуті в інтервали меншого часу.

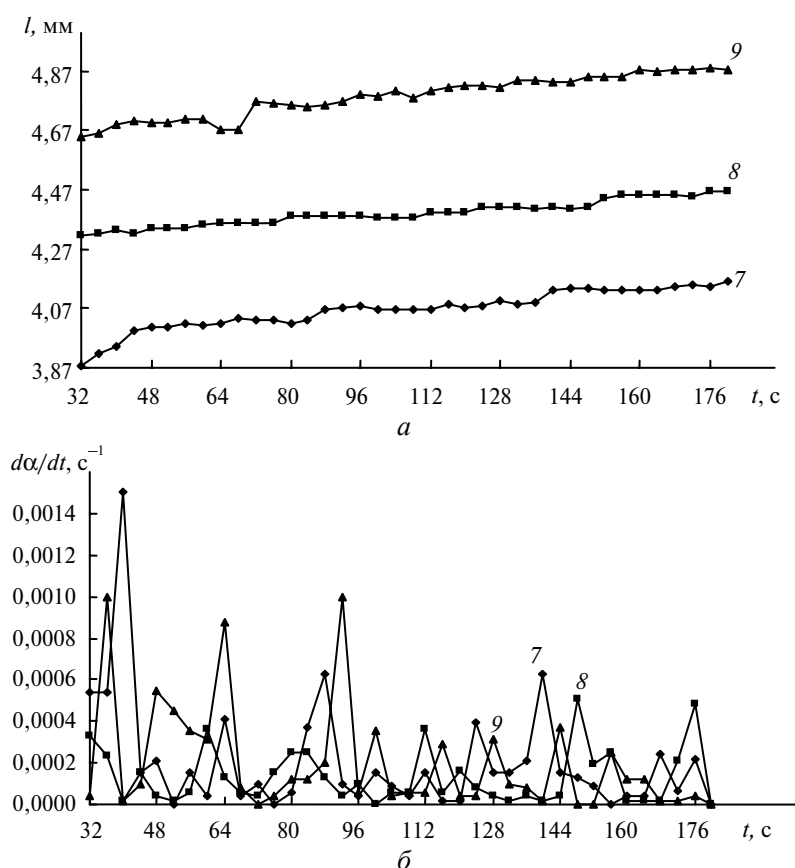


Рис. 3. Те саме, що на рис. 1 для зразків 7—9 при  $p = 100$  (1, зразок 7), 160 (2, зразок 8), 200 (3, зразок 9).

В умовах тиску 160 МПа усадка для зразка 8 на відміну від зразка 7 має дещо більші значення (див. рис. 3, а, криві 8 і 7). Слід відзначити, що це зростання не таке стрімке, як в суміші II, яка має меншу кількість дибориду хрому. Швидкість усадки в цьому випадку, навпаки, зменшується. Так, зокрема, швидкість усадки на початкових етапах для зразка 8 удвічі менша, ніж для зразка 7 (див. рис. 3, б, криві 8 і 7), а її максимуми зсунуті в інтервали більшого часу. Це означає, що в умовах гарячого пресування зразка 8 на завершальному етапі процесу відбуваються істотні структурні зміни.

При подальшому підвищенні тиску усадка зростає (див. рис. 3, *a*, крива 9) із прискореною швидкістю (див. рис. 3, *б*, крива 9). Максимуми швидкості усадки в цьому разі зсунуті в інтервали меншого часу. Суттєве зменшення швидкості усадки на завершальному етапі та її незначні зміни вказують на те, що система легко перейшла до стабільного стану. З отриманих даних випливає, що зміна складу вихідної суміші і  $p$ ,  $T$ -умов гарячого пресування суттєво впливає на кінетику усадки. З погляду практичного застосування таких КАМ розглянемо кінетику даного процесу в системах з іншим складом вихідних речовин.

**Система алмаз—47,94 % Fe—30,08 % Cu—8,46 % Ni—7,52 % Sn—6,0 % CrB<sub>2</sub> (зразки 10—12).** Видно (рис. 4, *a*, крива 10), що при тиску 100 МПа для зразка 10 усадка від часу в різних інтервалах процесу змінюється не однаково, зокрема, в інтервалах часу 32—48, 100—110 і 165—175 с змінюється помітніше, ніж в інших.

Положення максимумів та загальній характер залежності швидкості усадки для цього зразка (див. рис. 4, *б*, крива 10) помітно відрізняється від аналогічної залежності як для зразків 4 і 7 сумішей II і III, так і зразка 1 суміші I, які відрізняються складом вихідних речовин. В даному випадку положення максимумів на кривій швидкості усадки вказує на те, що в суміші IV при тиску 100 МПа на заключних етапах процесу відбуваються суттєві зміни.

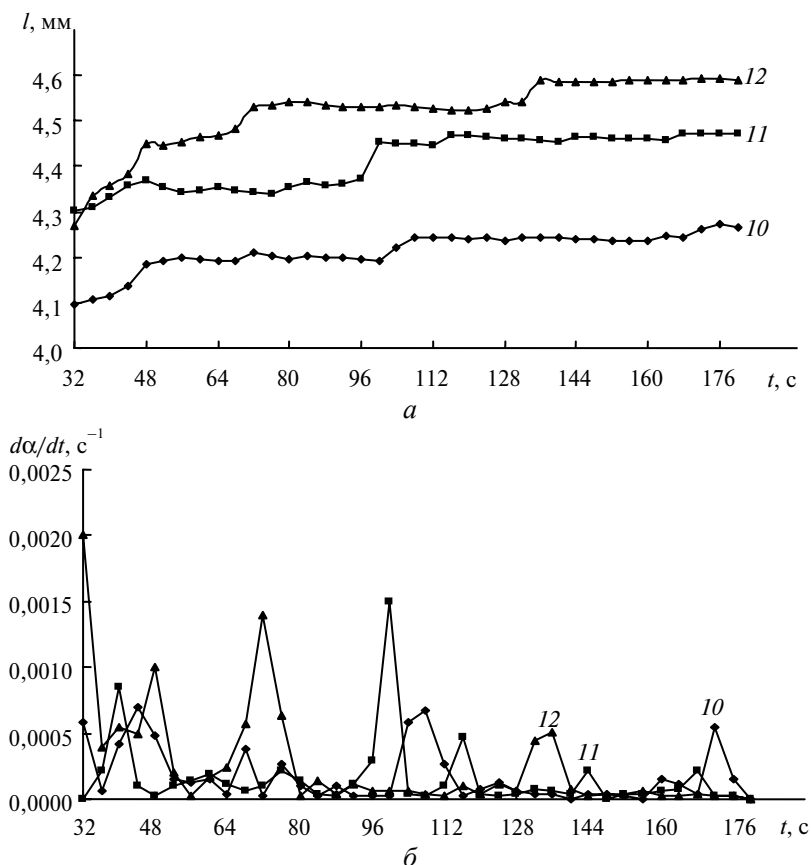


Рис. 4. Те саме, що на рис. 1 для зразків 10—12 при  $p = 100$  (1, зразок 10), 160 (2, зразок 11), 200 (3, зразок 12).



Однак збільшення тиску від 100 до 160 МПа обумовлює зростання як усадки (див. рис. 4, а, крива 11), так і її швидкості (див. рис. 4, б, крива 11) при гарячому пресуванні зразка 11. Відсутність максимумів на кривій швидкості усадки на заключних етапах процесу свідчить про те, що підвищення тиску приводить до активації процесу та переходу системи до більш стабільного стану. Збільшення усадки (див. рис. 4, а, крива 12) і положення максимумів на залежності швидкості усадки від часу (див. рис. 4, б, крива 12) на заключному етапі процесу для зразка 12 та порівняння їх з аналогічними параметрами для зразків 10 і 11 вказує на те, що подальше підвищення тиску продовжує ущільнювати систему і це позитивно впливає на структуру і властивості такі композитів.

**Система алмаз—46,92 % Fe—29,44 % Cu—8,28 % Ni—7,36 % Sn—8,0 % CrB<sub>2</sub> (зразки 13—15).** Залежність від часу усадки і її швидкості при гарячому пресуванні зразків, отриманих на основі цієї суміші, наведено на рис. 5. Видно, що значення усадки для зразків 13 і 14, отриманих при тиску 100 і 160 МПа, майже не змінюється відносно зразків 10 і 11, отриманих в аналогічних умовах на основі суміші IV (див. рис. 5, а, криві 13 і 14, рис. 4, а, криві 10 і 11). Відмінною рисою для цих зразків є лише те, що залежність усадки від часу для зразка 14 характеризується більш плавною зміною. Значення швидкості усадки для цих зразків змінюється мало (див. рис. 5, б, криві 13 і 14). Однак збільшення тиску від 160 до 200 МПа обумовлює різке збільшення усадки (див. рис. 5, а, крива 15) і її швидкості (див. рис. 5, б, крива 15). Ця обставина має однозначне пояснення, пов'язане з додатковою активацією процесу спікання, різким зростанням коефіцієнтів дифузії як у фазах, так і на границях фаз, та збільшенням густини матеріалу [9], що і є причиною поліпшення структури і підвищення рівня механічних властивостей такого композиту.

Таким чином, відмінності усадки і наявність піків швидкості усадки свідчать про те, що фазовий склад, структура та властивості вивчаємих зразків різні. Так, зокрема, в [10] було встановлено, що структура зразків 1—3, отриманих на основі суміші I, складається з ОЦК твердих розчинів на основі  $\alpha$ -Fe, ГЦК твердих розчинів на основі  $\gamma$ -Cu, твердого розчину нікелю і заліза в системі Cu—Sn і  $\theta$ -фази на основі нікелю і олова. Структура зразків 4—15, що містять у складі вихідних речовин добавки дибориду хрому, додатково складається із твердого розчину (Cr, Fe, Ni)—(Cu, Sn) чи (або) суміші трьох твердих розчинів  $\alpha$ -Cr— $\gamma$ -Cu— $\gamma$ -Ni та твердого розчину на основі дибориду хрому. При спіканні зразків 5, 8, 11, 14, отриманих при більших (160 МПа) значеннях тиску, утворюються ще  $\beta$ -,  $\gamma$ -фази на основі подвійних сполук Cu—Sn. Фазовий склад зразків 6, 9, 12 і 15, отриманих при тиску 200 МПа, аналогічний складу зразків 5, 8, 11 і 14, отриманих при тиску 160 МПа, і відрізняється лише вмістом елементів у твердих розчинах.

Результати визначення мікротвердості, міцності на стиск та згин досліджуваних зразків приведено в табл. 2.

Наведені результати показують, що збільшення концентрації дибориду хрому в складі вихідних речовин від 0 до 8 % та підвищенням тиску поліпшує рівень механічних характеристик КАМ. Так, зі збільшенням тиску від 100 до 200 МПа при гарячому пресуванні зразків 1—3, отриманих на основі суміші I без дибориду хрому, мікротвердість світлих, змішаних і темних фаз зростає несуттєво. При цьому спостерігається підвищення міцності на згин від 600 до 650 МПа. Значення мікротвердості і міцності на стиск для зразків

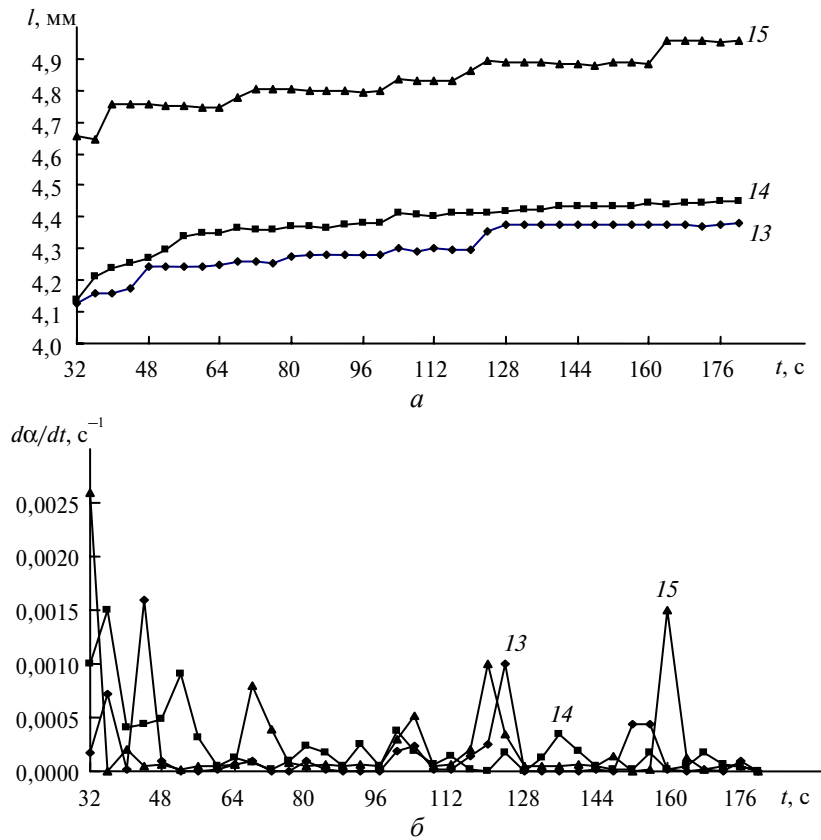


Рис. 5. Те саме, що на рис. 1 для зразків 13—15 при  $p = 100$  (1, зразок 13), 160 (2, зразок 14), 200 (3, зразок 15).

**Таблиця 2. Механічні характеристики отриманих КАМ**

Зразок	Суміш	$p$ , МПа	НКН при навантаженні 4,91 Н, ГПа			$\sigma_c$ , МПа	$\sigma_3$ , МПа
			світлі фази	змішані фази	темні фази		
1	I	100	1,8—1,9	1,9—2,0	2,0—2,1	400	600
2		160	1,9	2,0—2,1	2,1—2,2	550	640
3		200	1,9—2,0	2,1—2,2	2,2—2,3	650	650
4	II	100	2,0—2,1	2,1—2,2	2,3—2,4	700	620
5		160	2,0—2,1	2,1—2,3	2,4—2,6	750	600
6		200	2,1—2,2	2,2—2,4	2,5—2,8	800	580
7	III	100	2,1—2,2	2,2—2,4	2,6—2,9	730	550
8		160	2,2—2,3	2,3—2,4	2,7—3,0	780	520
9		200	2,2—2,3	2,4—2,5	2,8—3,2	800	500
10	IV	100	2,2—2,3	2,4—2,5	2,9—3,3	750	520
11		160	2,3	2,4—2,5	3,0—3,4	780	530
12		200	2,3	2,4—2,5	3,1—3,6	810	510
13	V	100	2,3—2,4	2,1—2,6	2,7—3,9	700	550
14		160	2,4—2,5	2,6—3,0	3,9—4,9	800	530
15		200	2,4—3,8	2,8—4,2	6,1—7,4	840	500

аналогічно зразкам 1—3. При подальшому зростанні концентрації дибориду хрому мікротвердість в темних фазах та міцність на стиск для зразків 7—15

зростає значніше. Підвищення рівня механічних характеристик у зразках 2—15 порівняно зі зразком 1 свідчить про те, що процеси при гарячому пресуванні КАМ на основі багатокомпонентних сумішей в залежності від складу вихідних речовин і  $p$ ,  $T$ -умов відбуваються по-різному. Тому такі дослідження є цікавими для з'ясування багатьох питань, вирішення яких допоможе створенню нових матеріалів з наперед заданими функціональними характеристиками.

### Висновки

Досліджено вплив тиску та домішки дибориду хрому на усадку, її швидкість і механічні властивості композиційних алмазовмісних матеріалів на основі порошків заліза, міді, нікелю та олова при гарячому пресуванні.

Показано, що тиск, прикладений при отриманні таких композитів, є одним із найважливіших факторів, що впливає на кінетику усадки і механічні властивості.

Встановлено, що стрибкоподібна залежність швидкості усадки відображує процеси, які відбуваються в системах. Показано, що положення максимумів швидкості усадки в залежності від складу шихти і тиску може зміщуватися в напрямку як більшого, так і меншого часу тривалості гарячого пресування.

Визначено вміст дибориду хрому у вихідній суміші та  $p$ ,  $T$ -умови, за яких активується процес та відбувається підвищення рівня механічних властивостей композитів.

1. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Основы создания алмазосодержащих композиционных материалов для породоразрушающих инструментов / Под ред. Н. В. Новикова. — Киев: Ин-т сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2008. — 456 с.
2. Федорченко И. М., Францевич И. Н., Радомысльский И. Д. и др. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: Справ. — Киев: Наук. думка, 1985. — 624 с.
3. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И., Неронов В. А. Бориды. — М.: Атомиздат, 1975. — 376 с.
4. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Анализ основных теорий спекания материалов. 1. Спекание в изотермических и неизотермических условиях (обзор) // Сверхтв. материалы. — 2005. — № 6. — С. 3—17.
5. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Анализ основных теорий спекания материалов. 2. Химические реакции и процессы зародышеобразования. Основные положения моделирования спекания сверхтвердых композиционных алмазосодержащих материалов (обзор) // Там же. — 2006. — № 1. — С. 3—15.
6. Новиков Н. В., Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Влияние диффузии и кинетических реакций на структуру и свойства буровых вставок. 1. Кинетическое описание системы  $C_{алмаз}-(BK_6-CrB_2-W_2B_5)$  // Физическая мезомеханика. — 2005. — 8, № 2. — С. 99—106.
7. Савицкий А. П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. — Новосибирск: Наука, 1991. — 184 с.
8. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов: В 2 т. / Пер. с англ. под ред. И. И. Новикова, И. Л. Рогельберга. — М.: ГНТИ по черной и цветной металлургии, 1962. — Т. 2. — 622 с.
9. Жорин В. А., Макарова И. Ф., Ген М. Я., Ениколопан Н. С. Образование твердых растворов металлов при пластическом течении под высоким давлением // Докл. АН СССР. — 1981. — 261, № 2. — С. 405—408.
10. Новиков Н. В., Бондаренко Н. А., Кулик О. Г. и др. Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 2. Физико-химические особенности формирования структуры и свойств // Физическая мезомеханика. — 2004. — 7, № 3. — С. 79—87.