

УДК 621.922.079

**В. І. Куш**, д-р фіз.-мат. наук, **А. Л. Майстренко**, чл.-кор. НАН України, **Р. С. Шмегера**

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М.Бакуля НАН України, м. Київ*

### **МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ОДЕРЖАНОЇ ІНТЕНСИВНИМ ЕЛЕКТРОСПІКАННЯМ ДВОКОМПОНЕНТНОЇ МЕТАЛЕВОЇ ЗВ'ЯЗКИ КАМ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ**

*Досліджено механічні властивості структурованої двокомпонентної металевої зв'язки КАМ на основі нікелю, одержаної інтенсивним електроспіканням. При використанні олова як активатора спікання за рахунок утворення обмеженої частки рідкої фази формується гетерогенна структура з армуючими включеннями інтерметаліду  $Ni_3Sn$ . Це забезпечує вищу міцність, твердість та пластичність порівняно з аналогічними зв'язками, одержаними традиційними методами порошкової металургії чи твердофазним електроспіканням.*

**Ключові слова:** *металева зв'язка, електроспікання, інтерметалід, механічні властивості.*

Для традиційних технологій [1; 2] алмазовмісних композитів (КАМ) характерне тривале витримування при високій температурі, що призводить до розтріскування та графітизації алмазів [3] і, отже, деградації властивостей композиту. Підвищити якість КАМ можливо за рахунок значного зниження температури та скорочення тривалості спікання. Це потребує розроблення нових зв'язок КАМ зі зниженою температурою спікання та застосування сучасних технологій порошкової металургії. Перспективним для створення високоякісних КАМ є метод інтенсивного електроспікання (ІЕС) [4–6], який полягає у швидкому нагріванні стиснутої порошкової заготовки прямим пропусканням електричного струму. Перевага такого методу полягає в можливості одержання композитів з малою залишковою пористістю при збереженні вихідних властивостей алмазних часток [4]. Втім, забезпечення високої якості КАМ потребує обґрунтованого вибору складу, формування належної структури і властивостей матриці та забезпечення її надійного контакту з алмазними кристалами.

Розроблено багато металевих зв'язок, проте всі вони орієнтовані на традиційні високотемпературні технології спікання [1; 2]. До того ж низька міцність зв'язок на основі міді не дає змоги використати потенціал високомісних марок алмазних порошоків. Кобальт щодо цього ефективніший, проте висока швидкість окислення робить проблемним спікання без відновної атмосфери. Перспективний з технологічних позицій нікель, проте висока температура плавлення ( $1453\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) ускладнює отримання безпористого КАМ методом електроспікання, оскільки в цьому разі воно відбувається у твердій фазі. Зниження температури спікання можливе шляхом додавання легкоплавких компонентів, які активно взаємодіють з нікелем з утворенням рідкої фази. У [7] запропоновано використовувати як зв'язку КАМ сплав системи  $Ni-Sn-Cu$ , яка наразі є однією з основних систем для безсвинцевого паяння [8]. Авторам невідомі інші дослідження щодо застосування таких матеріалів у складі КАМ, хоча попередні міркування свідчать на користь такого вибору. Так, основним активуючим елементом системи є олово (5–15%), що забезпечує наявність обмеженої частки рідкої фази при електроспіканні та внаслідок хімічної реакції з іншими компонентами утворює інтерметалідні з'єднання, тим самим поліпшуючи механічні властивості зв'язки. Втім, консолідувати такі системи методом ІЕС складно з огляду на швидкоплинність та суттєву неізотермічність процесу. Даних про поведінку системи  $Ni-Sn$  в таких умовах, на відміну від ізотермічного випадку [9], не існує. Рациональний режим

електроспикання таких систем і закономірності формування структури сплаву нікель–олово досліджено в [7]. Предметом нашого дослідження є механічні властивості електроспечених композицій цієї системи.

### Виготовлення зразків

Результати порівняльного аналізу залежності сили струму і усадки від часу з використанням системи комп'ютерного моніторингу [10] свідчать про істотну відмінність фізичних механізмів формування структури при твердофазному електроспиканні та спиканні у присутності рідкої фази [7]. Наявність олова в суміші забезпечує вищу початкову щільність пресовки і появу рідкої фази вже на початкових стадіях спикання, що значно підвищує провідність зразка в перші секунди спикання і як наслідок амплітуду сили струму. Це, у свою чергу, зумовлює інтенсивніший нагрів і значний (на 50%) приріст швидкості усадки. Високий як для рідкофазного спикання тиск (до 150 МПа) сприяє інтенсивнішому поширенню рідкої фази, змішуванню і однорідному розподілу компонентів та як наслідок одержанню безпористої зв'язки. Механічні властивості останньої поліпшуються внаслідок утворення інтерметалідних з'єднань нікелю з оловом як армуючої фази [7]. Дослідження структури зв'язки методом скануючої електронної мікроскопії засвідчили, що армуюча фаза майже повністю складається з інтерметаліду  $Ni_3Sn$ , який містить 40% мас. олова. Відповідно вміст інтерметаліду в зв'язці у 2,5 раза перевищує вміст олова у вихідній суміші.

Нами досліджено зразки двокомпонентної металевої зв'язки Ni–Sn із вмістом олова 2 – 16% мас. Зразки циліндричної форми діаметром 9 мм і висотою 8 мм виготовляли методом ІЕС із суміші порошків нікелю ПНЕ–1 та олова ПО–1. Взяті у відповідній пропорції порошки змішували в барабанному млині у присутності куль з твердого сплаву ВК6 у режимі сухого розмелювання протягом 8 год. Брикети суміші масою 4 г формували двобічним холодним пресуванням у закритій прес–формі під тиском 300 МПа. Початкова пористість брикетів становила 40%. Інтенсивне електроспикання зразків здійснювали шляхом прямого пропускання через зразок струму промислової частоти щільністю до 25 А/мм<sup>2</sup> під тиском 150 МПа. Тривалість спикання зразків зв'язки становила 12–15 с. за температури спикання до 850 °С. Зазначена температура гранична, у разі її перевищення відбувається деградація алмазів [3]. Отже, ця технологія забезпечує збереження вихідної якості алмазів у складі КАМ.

### Дослідні дані

На рис. 1 показано дослідні деформаційні криві електроспеченого нікелю (крива 1) та його сплавів з оловом (криві 2–5). Наведені дані одержано шляхом випробування зразків на одновісне стискання з малою постійною швидкістю (~0,1 мм/хв) на випробувальній машині "Instron 1126" Інституту проблем міцності НАН України. Залишкова деформація зразків у різних дослідах становила 25–45%. При цьому всі зразки деформувались пластично, в жодному з них не було виявлено ознак макроруйнування. Завдяки заходам зі зменшення тертя між зразком і пуансоном формозміна зразків при навантаженні була мінімальною, що свідчить про наближеність напруженого стану в зразках до одновісного стискання.

За даними рис. 1 доходимо таких висновків. По-перше, для одержаного матеріалу характерна значна в'язкість. На відміну від металевих зв'язок, одержаних традиційними методами чи твердофазним електроспиканням, досліджувані не вичерпували ресурсу пластичності навіть при деформуванні в десятки відсотків. По-друге, криві 1–5 рис. 1 свідчать про значне деформаційне зміцнення матеріалу, а отже відсутність значних залишкових напружень після електроспикання за наявності обмеженої частки рідкої фази. По-третє, збільшення вмісту олова і, отже, інтерметалідної фази (більш жорсткої порівняно з нікелем) зумовлює підвищення межі плинності зв'язки. Значення межі плинності при деформації 8% ( $\sigma_{8,0}$ , штрих-пунктирна лінія на рис. 1) наведено в табл. 1. Зокрема, межа плинності сплаву Ni +

12% Sn  $\sigma_{8,0}$  дорівнює 0,6 ГПа, що майже вдвічі перевищує цей показник чистого нікелю ( $\sigma_{8,0} = 0,37$  ГПа). Як впливає з рис. 2, а, залежність межі плинності зв'язки (чорні трикутники) від вмісту олова в розглянутому діапазоні майже лінійна.

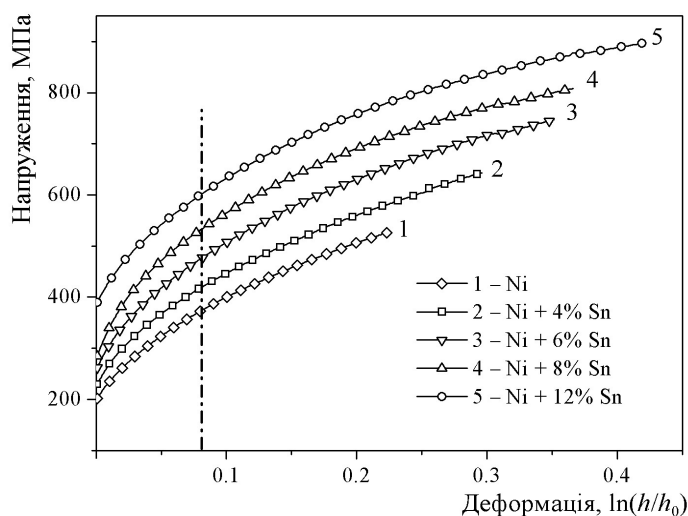


Рис. 1. Деформаційні криві електроспеченого нікелю та його сплавів з оловом

Випробування на твердість зразків електроспеченого нікелю та його сплавів з оловом виконували з використанням індентора Вікерса при навантаженнях від 20 г до 60 кг. Деякі з одержаних значень твердості за Вікерсом наведено в таблиці: вони є результатом усереднення за п'ятьма вимірюваннями. Макротвердість HV60 зразків від одного вимірювання до іншого змінювалось мало, тоді як варіація мікротвердості HV200g була істотною. У графі 5 таблиці в дужках вказано стандартну статистичну похибку визначення середнього

значення твердості HV200g. Характерно, що похибка є малою для чистого нікелю і збільшується зі збільшенням вмісту олова у зразках. Це очікувано з огляду на неоднорідність структури матеріалу, що складається з нікелевої матриці та більш твердих інтерметалідних включень. Збільшення вмісту останніх призводить до значного підвищення макро- і мікротвердості: наприклад, для композиції Ni + 12%Sn відповідно HV60 = 1,56 ГПа; HV200g = 3,13±0,85 ГПа. У графі 7 таблиці наведено значення HV60 для деформаційно-зміцнених сплавів. Ці дані одержано випробуванням на твердість зразків, які використовували для одержання показаних на рис. 1 деформаційних кривих. Як і очікували, їх твердість в 1,6–1,8 раза перевищувала твердість недеформованих зразків.

#### Твердість та межа плинності сплаву нікель–олово

Зразок	Вміст Sn, мас. %	Об'ємний вміст Ni <sub>3</sub> Sn	Межа плинності 8%, ГПа	Твердість HV200g, ГПа	Твердість HV60, ГПа	Твердість HV60, ГПа (деформ.)
1	2	3	4	5	6	7
1	0	0	0,373	1,87(0,06)	0,84	1,51
2	4	0,10	0,417	2,58(0,55)	1,19	1,88
3	6	0,15	0,475	2,85(0,54)	1,24	1,92
4	8	0,20	0,532	2,99(0,60)	1,46	2,02
5	12	0,30	0,600	3,13(0,85)	1,56	2,82

Як впливає з даних рис. 2, а, залежність твердості від вмісту олова, а отже і інтерметаліду, практично лінійна принаймні до 35% останнього. Припускаючи що ця залежність зберігається в усьому діапазоні зміни і екстраполюючи лінійну залежність до 40% мас. Sn, що відповідає 100% інтерметаліду Ni<sub>3</sub>Sn, одержуємо для останнього значення HV60 = 3,85 ГПа. Зауважимо відсутність даних про фізико-механічні властивості цієї сполуки. Втім, наведене в [11] значення HV60 = 3,65 ГПа для іншого інтерметаліду даної системи, а саме Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>, дає змогу говорити про реалістичність зробленої оцінки.

Як зазначалось, варіація від досліду до досліду значення мікротвердості зв'язки Ni–Sn зумовлена наявністю включень більш твердої і крихкої інтерметалідної фази, тому

природно очікувати збільшення розкиду даних зі зменшенням навантаження. Емпіричну функцію розподілу твердості HV20г сплаву Ni + 12% Sn (світлі кружки), побудовану за результатами 200 вимірювань, показано на рис. 3. Як видно на рис. 3, твердість становить 0,7–4,1 ГПа. Довжина діагоналі відбитка піраміди Вікерса при навантаженні 20 г становить близько 10 мкм, тобто наближена до характерного розміру неоднорідності структури. Цілком ймовірно, що максимальну твердість одержано за відбитком в інтерметалідному включенні. Доцільно зауважити, що їх амплітуда (~ 4 ГПа) добре узгоджується з оцінкою твердості Ni<sub>3</sub>Sn.

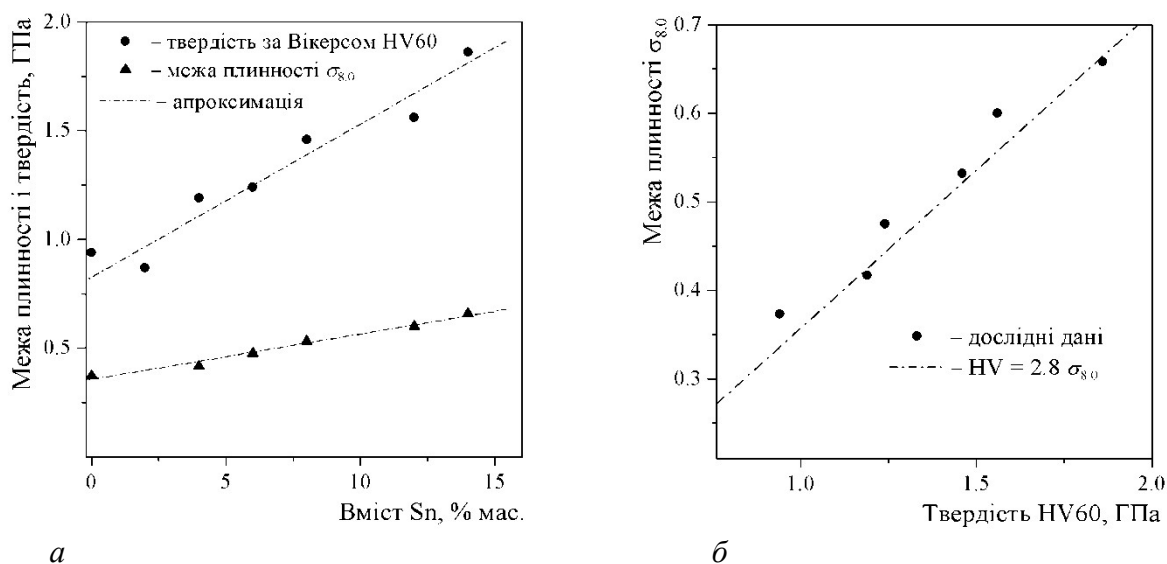


Рис. 2. Твердість та межа плинності сплаву нікель–олово

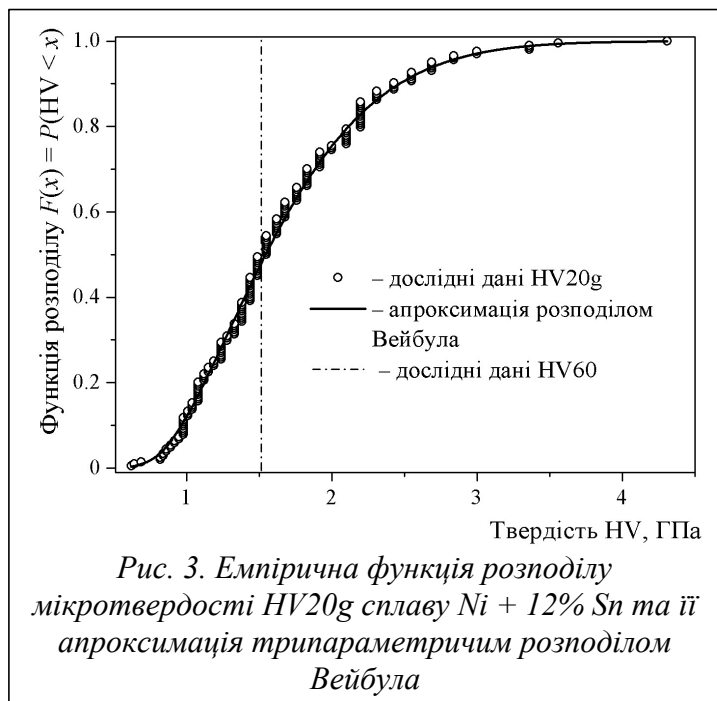


Рис. 3. Емпірична функція розподілу мікротвердості HV20г сплаву Ni + 12% Sn та її апроксимація трипараметричним розподілом Вейбула

### Результати дослідження

Наведемо докази на підтвердження достовірності одержаних дослідних даних. Одним з них є одержана вище оцінка твердості інтерметалідної фази. Іншим доказом є показана на рис. 2, б межа плинності як функція твердості. Там же штрихпунктирною лінією показано добре відому залежність твердості від межі плинності:  $HV = 2,8 \sigma_{8.0}$ . Задовільна кореляція останньої з дослідними даними (чорні кружки) дає змогу говорити щонайменше про узгодженість результатів, одержаних різними дослідними методами.

Для детальнішої перевірки достовірності дослідних даних здійснимо розрахунок за методикою [12], яка базується на

скінченоеlementному аналізі пружнопластичної поведінки матеріалу зразка під індентором і використовує показані на рис. 1 дослідні деформаційні криві. На рис. 4, а показано розрахункові криві «навантаження – переміщення індентора» для чистого нікелю та сплаву

Ni + 12% Sn. Твердість HV визначається за невідновленою глибиною відбитка при повному розвантаженні індентора (штрих–пунктирні лінії на рис. 4, б). Альтернативним способом є «неперервний контроль жорсткості», який полягає у відстежуванні поточної площі  $S$  контакту зразок – індентор і оцінюванні твердості як середнього контактного тиску  $HV = P/S$  у процесі навантаження [12]. Відповідні розрахункові дані показано кружками на рис. 4, б, де, крім іншого, враховано затуплення вершини індентора, яке вносить похибку при малій глибині відбитку. Зі збільшенням останньої розрахункові значення твердості стабілізуються. Деякі їх коливання відносно показаного штрих–пунктирною лінією середнього значення зумовлені скінченністю розміру елементів, якими апроксимовано контактну зону при чисельному (МСЕ) аналізі.

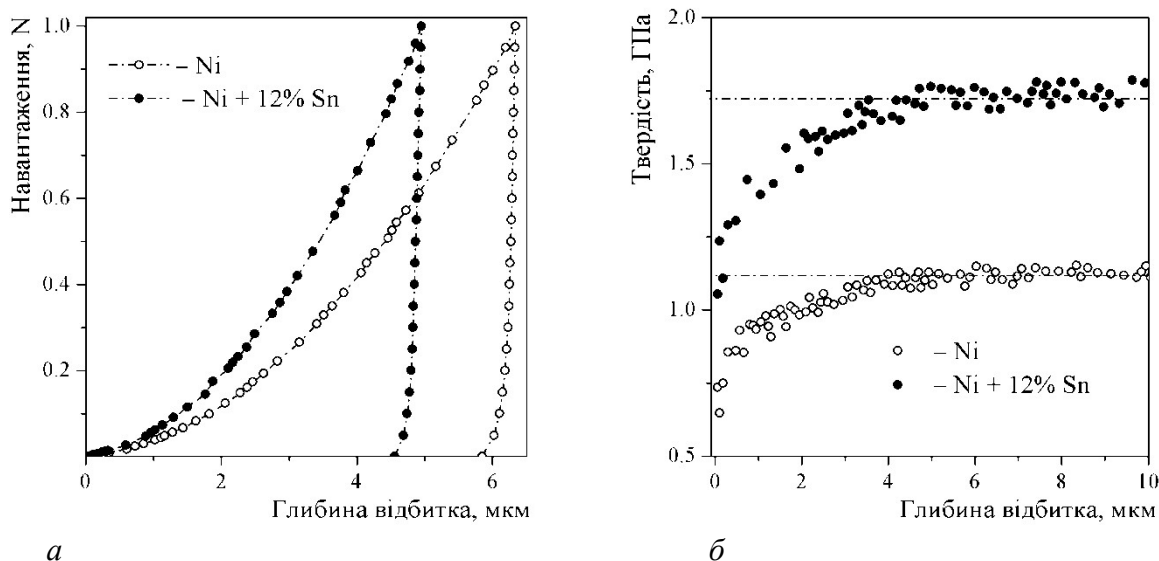


Рис. 4. Оцінювання твердості матеріалу зв'язки за даними комп'ютерного моделювання

Визначені чисельним моделюванням значення твердості HV для нікелю і сплаву Ni + 12% Sn дорівнюють відповідно 1,05 і 1,68 ГПа, що дещо перевищує дослідні значення  $HV_{60} = 0,84$  ГПа для нікелю і  $HV_{60} = 1,56$  ГПа для Ni + 12% Sn. На можливу причину відхилення розрахункових даних від дослідних вказує рис. 5, де подано одержане методом скануючої електронної мікроскопії зображення відбитку піраміди Вікерса у сплаві Ni + 12%Sn. На зображенні видно мікротріщини в інтерметалідній фазі, орієнтовані перпендикулярно до напрямку дії максимальних розтягуючих деформацій у приповерхневій зоні відбитка. Згідно з [12], ці деформації можуть становити від одиниць до десятків відсотків. Вони ж є причиною утворення локалізованих у включеннях крихкої інтерметалідної фази мікротріщин, які, у свою чергу, зменшують опір проникненню індентора, а отже, фактичну твердість матеріалу зв'язки. З огляду на зазначене слід очікувати, що на деформаційну криву такого матеріалу при розтягуванні впливатиме накопичення мікропошкоджень, і тому вона повинна дещо відрізнитись від кривої для стискання. Розроблення уточненої моделі, що враховуватиме залежність характеру деформування матеріалу від способу навантаження і забезпечуватиме краще узгодження з експериментальними даними, становить предмет подальшого дослідження.

Насамкінець слід прокоментувати можливе застосування наведених на рис. 3 даних. Цілком очевидно, що про мікротвердість структурно–неоднорідного матеріалу може йтися лише у статистичному сенсі, з використанням для її опису математичного апарату теорії ймовірності. Цю проблему не недосліджено як правило, на практиці обмежуються значенням "агрегатної" твердості, тобто макротвердості. Такі дані прийнятні, наприклад,

при розрахунку міцності конструкцій, проте їх явно недостатньо для прогнозування такої важливої для матеріалу зв'язки КАМ характеристики, як зносостійкість. Остання визначається контактними явищами на мікрорівні, і наявність включень твердої фази може суттєво вплинути на швидкість зношування зв'язки у процесі роботи КАМ. Як засвідчують результати аналізу наведених на рис. 3 даних, розподіл мікротвердості HV20г добре описується трипараметричним розподілом Вейбула

$$F(x) = 1 - \exp\left\{-\left[\frac{(x - p_1)}{p_3}\right]^{p_2}\right\}, \quad (1)$$

де  $p_1 = 0,73 \pm 0,01$ ;  $p_2 = 1,59 \pm 0,03$ ;  $p_3 = 1,02 \pm 0,02$ . Параметри розподілу Вейбула можна використати як додаткові характеристики мікротвердості поверхні структурованого матеріалу.

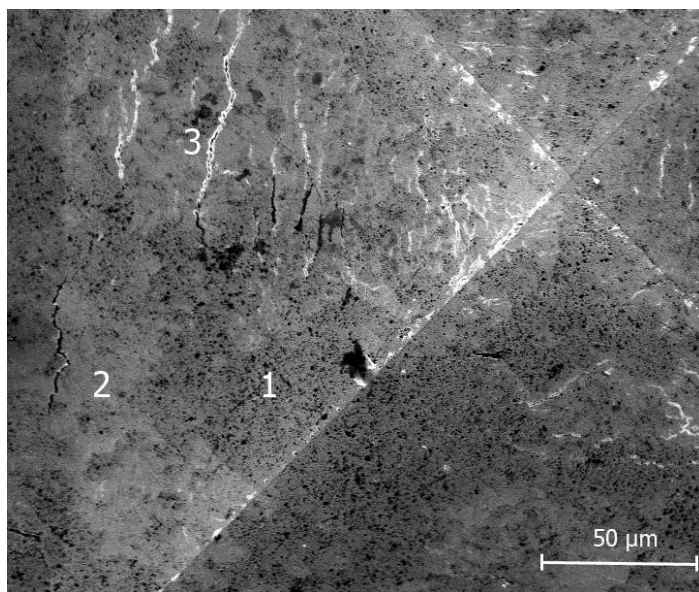


Рис. 5. Відбиток піраміди Вікерса у сплаві Ni + 12%Sn: 1 – інтерметалід Ni<sub>3</sub>Sn; 2 – нікель; 3 – мікротріщина

Як приклад застосування такого підходу проаналізуємо зносостійкість сплаву Ni + 12% Sn на підставі розвинутої в [13] моделі зношування зі змінним по контактній поверхні коефіцієнтом зношування  $K_w$ . Прийнята в [13] залежність швидкості зношування від тиску  $p$  і швидкості  $V$  має вигляд  $dw/dt = K_w p^\alpha V^\beta$ , де  $\alpha$ ,  $\beta$  – сталі. Зазвичай приймають  $\alpha = \beta = 1$ . Згідно з [14],  $K_w = K/H$ , де  $H$  – твердість матеріалу; розмірний коефіцієнт  $K$  має певне постійне значення для кожного конкретного механізму зношування. Для двофазного матеріалу одержану в [13] формулу для оцінювання ефективного коефіцієнта зношування  $K_w^*$  можна перетворити

на таку:

$$K_w^* = \left[ \frac{(1-c)}{K_{w1}} + \frac{c}{K_{w2}} \right]^{-1}, \quad (2)$$

де  $c$  – частка поверхні, зайнята фазою 2. З урахуванням наведеної в табл. 1 агрегатної твердості HV60 одержуємо  $K_w^*/K = 0.64 \text{ ГПа}^{-1}$ . Припускаючи, що поверхнева частка інтерметаліду дорівнює ваговій (тобто  $c = 0,3$ ), і використовуючи значення HV = 0.84 ГПа для нікелю і HV = 3.85 ГПа для Ni<sub>3</sub>Sn, згідно з формулою (2) одержуємо  $K_w^*/K = 0.57 \text{ ГПа}^{-1}$ . Узагальнюючи формулу (2) на випадок неперервного статистичного розподілу коефіцієнта зношування по поверхні контакту, маємо  $K_w^*/K = M[HV]^{-1}$ , де  $M[HV]$  – математичне сподівання (середнє значення) твердості. Зокрема, для наведених на рис. 3 даних згідно з формулою (1) маємо  $M[HV] = p_1 + p_3 \Gamma(1 + 1/p_2)$ , звідки  $K_w^*/K = 0,54 \text{ ГПа}^{-1}$ , тобто майже на 20% менше порівняно з оцінкою на підставі агрегатної твердості. При цьому слід зауважити, що одержана в [13] формула (2) відповідає випадку абсолютно твердого контртіла. Вірогідно, що у разі скінченного коефіцієнта зношування контртіла вплив армуючої фази на зносостійкість зв'язки значніший. Цю проблему не досліджено, що зумовлює актуальність розроблення уточнених моделей зношування структурованих матеріалів та їх дослідної перевірки.

### Висновки

Одержані методом інтенсивного електроспінання структуровані двокомпонентні сплави системи Ni–Sn перспективні для використання як металевої зв'язки КАМ. По-перше, за рахунок утворення обмеженої частки рідкої фази консолідація порошкової заготовки завершується за кілька секунд при температурі спікання до 850 °С, що, на відміну від традиційних технологій порошкової металургії, забезпечує алмази у складі КАМ від деградації. По-друге, мікроструктура електроспеченої зв'язки гетерогенна, наявність армуючої інтерметалідної фази Ni<sub>3</sub>Sn забезпечує високу міцність і твердість при збереженні пластичності. Результати порівняльного аналізу даних, одержаних різними дослідними методами та комп'ютерним моделюванням, свідчать про коректність застосування методик і достовірність наведених результатів. Механічні властивості сплаву системи Ni – Sn змінюються в широких межах залежно від вибору вихідного складу порошкової суміші, тому встановлені закономірності забезпечують цілеспрямоване формування властивостей зв'язки КАМ під конкретне застосування.

*Исследованы механические свойства структурированной двухкомпонентной металлической связи КАМ на основе никеля, полученной интенсивным электроспеканием. При использовании олова в качестве активатора спекания за счет образования ограниченной доли жидкой фазы формируется гетерогенная структура с армирующими включениями интерметаллида Ni<sub>3</sub>Sn. Это обеспечивает более высокую прочность, твердость и пластичность по сравнению с аналогичными связками, полученными традиционными методами порошковой металлургии или твердофазным электроспеканием.*

**Ключевые слова:** *металлическая связка, электроспекание, интерметаллид, механические свойства.*

*The mechanical properties of two-component structured nickel-based metal bond for DCM obtained by the intensive electrosintering have been investigated. Employing tin as sintering activator by formation of a limited share of liquid phase leads to formation of a heterogeneous structure with reinforcing Ni<sub>3</sub>Sn intermetallic inclusions. This provides higher strength, hardness and ductility as compared with analogous bonds produced by the traditional powder metallurgy methods or solid state electrosintering.*

**Key words:** *metal bond, electrosintering, intermetallic, mechanical properties.*

### Література

1. Новиков Н. В. Синтетические сверхтвердые материалы: в 3 т. – Т. 2: Композиционные инструментальные сверхтвердые материалы. – К.: Наукова думка, 1986. – 277 с.
2. Сверхтвердые материалы. Получение и применение: в 6 т. Т. 3: Композиционные инструментальные материалы. – Под общ. ред. Н.В.Новикова. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2005. – 280 с.
3. Гаргин В. Г. Влияние продолжительности нагрева на прочность синтетических алмазов // Сверхтвердые матер. – 1980. – № 6. – С. 23–25.
4. Интенсивное электроспекание алмазосодержащих композиционных материалов / А. Л. Майстренко, С. А. Иванов, В. П. Переяслов, М. Н. Волошин // Сверхтвердые матер. – 2000. – № 5. – С. 39–45.
5. Исследование механизма и кинетики уплотнения при интенсивном электроспекании. Сообщение 1. Лабораторные исследования / В. И. Куц, С. А. Иванов, А. Л. Майстренко, В. П. Переяслов // Сверхтвердые матер.– 2007. – №2. – С. 18–25.

6. Bobrovnichii G. S., Monteiro S. N., Tardim R. C. Electrosintering production of novel grade diamond composites // Mater. Sci. Forum. – 2010. – 660. – P. 854–859.
7. Шмегера Р. С. Интенсивное электроспекания металлических матриц алмазо-содержащих композитов в присутствии жидкой фазы // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, ИПЦ АЛКОН НАНУ, 2012. – № 15. – С. 507–510.
8. Cu–Ni–Sn: A Key System for Lead–Free Soldering / C. Schmetterer et al. // J. of electronic mater. – 2009. – 38. – N1. – P. 10–24.
9. A new investigation of the system Ni–Sn / C. Schmetterer et al. // Intermetallics. – 2007. – 15. – P. 869–884.
10. Подоба Я. О. Закономірності ущільнення та формування властивостей композиційних алмазовмісних матеріалів на металевій зв'язці при інтенсивному електроспінанні. – Автореф. дис. ... канд. техн. наук. –К., ІНМ НАН України, 2012.
11. Fields R. J., Low S. R., Lucey G. K., Jr. Physical and mechanical properties of intermetallic compaund commonly found in solder joints // Metal Science of Joining. – Proceedings of TMS Symposium, Cincinnati. – 1991. – Oct. 20–24.
12. Дуб С. Н., Куш В. И. Оценка упруго–пластических свойств материалов по данным наноиндентирования и компьютерного моделирования. 2. Экспериментально–теоретическая методика // Сверхтвердые матер. – 2012. – № 4. – С. 3–15.
13. Горячева И. Г. Механика фрикционного взаимодействия. – М.: Наука, 2001. – 478 с.
14. Rabinowicz E. Friction and wear of materials. – N.Y.: Wiley, 1965. – 244 p.

Надійшла 15.05.13

УДК 621.793

**Ю. Н. Никитюк<sup>1</sup>; В. И. Зеленин**, канд. техн. наук; **Е. В. Зеленин;**  
**М. А. Полещук** канд. техн. наук<sup>2</sup>, **А. Л. Майстренко**, чл.-корр. НАН Украины;  
**В. А. Лукаш**, канд. техн. наук<sup>3</sup>, **С. Д. Заболотный<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>ООО «Научно-производственная фирма «ВИСП», г. Киев

<sup>2</sup>Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев,

<sup>3</sup>Институт сверхтвердых материалов им. В. М. Бакуля НАН Украины, г. Киев

### **ТЕХНОЛОГИЯ РЕМОНТА МЕДНЫХ СЛЯБОВЫХ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ НАПЛАВКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ**

*Приведены результаты разработки технологии ремонта медных плит кристаллизаторов МНЛЗ с применением для этой цели способа наплавки трением с перемешиванием (НТП), который позволяет наносить на изношенные места кристаллизаторов слой меди того же химического состава и теплопроводности, что и материал плиты.*

*Наплавленный на плиту МНЛЗ слой меди достаточной толщины, имеет сплавление с основой, что позволяет рассматривать отремонтированные плиты, как равноценные новым. Разработанная технология значительно уменьшает площадь поверхности плиты, нуждающуюся в шлифовке при ремонте.*