

УДК 621.922.079

Р. С. Шмегера, В. І. Куш*, А. Л. Майстренко (м. Київ)

*vkushch@ism.kiev.ua

Металічна зв'язка на основі нікелю для інтенсивного електроспікання алмазовмісних композитів

Розроблено оптимізовану під процес інтенсивного електроспікання багатокомпонентну металічну зв'язку алмазовмісного композиту на основі нікелю, досліджено її структуру та механічні властивості. При використанні олова як активатора спікання за рахунок утворення обмеженої частки рідкої фази формується гетерогенна структура з армуючими інтерметалідними включеннями. Механічні властивості сплаву системи Ni-Sn-Cu змінюються в широких межах залежно від вибору вихідного складу порошкової суміші. Встановлені кореляційні залежності між складом вихідної суміші та властивостями електроспеченого матеріалу забезпечують цілеспрямоване формування властивостей зв'язки під конкретне застосування.

Ключові слова: композиційний алмазовмісний матеріал, нікель, інтенсивне електроспікання, інтерметалід, структура, властивості.

ВСТУП

Традиційними методами виробництва алмазовмісних композитів (КАМ) на металічних зв'язках є гаряче пресування, гаряче ізостатичне пресування, інфільтрація і вільне спікання [1, 2]. Характерна для цих технологій тривала дія високої температури призводить до розтріскування та графітизації алмазів [3] і, як наслідок, деградації властивостей композиту. Підвищення якості КАМ можливе за рахунок значного зниження температури та скорочення часу спікання, що, в свою чергу, потребує нових зв'язок КАМ з пониженою температурою спікання та застосування сучасних “швидких” технологій порошкової металургії. Зокрема, перспективним для створення високоякісних КАМ є метод інтенсивного електроспікання (ІЕС) [4–6], який полягає у швидкому нагріві порошкової заготовки прямим пропусканням електричного струму з одночасним прикладанням значного тиску. Перевага такого методу полягає в можливості одержання композитів з малою залишковою пористістю при збереженні вихідних властивостей алмазних часток [4]. Разом з тим, забезпечення високої якості КАМ потребує обґрунтованого вибору складу, формування належної структури і властивостей матриці та забезпечення її надійного контакту з алмазними кристалами.

До основних чинників, які визначають експлуатаційні характеристики алмазного композиту, належать структурний стан і зумовлені ним фізико-механічні властивості зв'язки. На даний час розроблено значну кількість металічних зв'язок [1, 2], які, втім, орієнтовані переважно на традиційні високо-температурні технології спікання і мають певні недоліки. Так, низька міцність зв'язок на основі міді не дозволяє реалізувати потенціал високоміцних марок алмазних порошків. Кобальт більш міцний, але теж має недоліки, се-

ред яких зазначимо токсичність, високі вартість та швидкість окислення. Останнє робить проблемним якісне спікання без відновної атмосфери. Досить перспективним з технологічної точки зору є нікель, проте висока (1453 °C) температура його плавлення ускладнює отримання безпористого КАМ методом електроспікання, оскільки в цьому випадку воно відбувається в твердій фазі. Зниження температури спікання можливе шляхом додавання більш легкоплавких компонентів, які активно взаємодіють з нікелем з утворенням рідкої фази. Відомо, що спікання в присутності рідкої фази дозволяє значно зменшити залишкову пористість і поліпшити технологічні властивості композиту [7] шляхом мінімізації термічного впливу на алмази та забезпечення повної консолідації зв'язки і її надійного хімічного зв'язку з алмазними зернами.

З огляду на вказане, перспективним матеріалом зв'язки КАМ є сплави на основі нікелю, олова та міді, які в даний час знайшли широке застосування в електроніці, зокрема для формування високотемпературних з'єднань [8] та безсвинцевої пайки [9]. Їхні фазові діаграми та закономірності формування структури в ізотермічних умовах добре вивчено [10–14]. В [15, 16] запропоновано використання структурованого сплаву системи Ni–Sn–Cu як зв'язки КАМ. 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 %)*, яке забезпечує наявність обмеженої долі рідкої фази при електроспіканні і внаслідок хімічної реакції з іншими компонентами дає інтерметалідні з'єднання, які підвищують механічні властивості та зносостійкість зв'язки. Використання міді як легуючої добавки є доцільним з точки зору збільшення міцності і пластичності КАМ. Втім, консолідація таких систем методом інтенсивного електроспікання є складною задачею з огляду на швидкоплинність та суттєву неізотермічність процесу ІЕС. Літературні дані щодо поведінки системи Ni–Sn–Cu в таких умовах, на відміну від ізотермічного випадку [9], практично відсутні. Раціональний режим електроспікання таких систем і закономірності формування структури сплаву нікель–олово досліджено в [15]. Метою даної роботи є розробка оптимізованої під процес інтенсивного електроспікання багатоконпонентної металічної зв'язки алмазовмісного композиту на основі нікелю, дослідження її структури та механічних властивостей.

СКЛАД, СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ТА СТРУКТУРА ЗРАЗКІВ

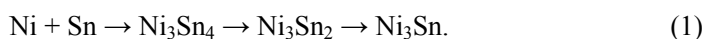
Результати порівняльного аналізу залежності сили струму і усадки від часу з використанням системи комп'ютерного моніторингу [17] свідчать про істотну відмінність фізичних механізмів формування структури при твердофазному електроспіканні та спіканні у присутності рідкої фази [15]. Наявність олова і міді в суміші забезпечує вищу початкову щільність пресовки і появу рідкої фази вже на початкових стадіях спікання, що значно підвищує провідність зразка в перші секунди спікання і, як наслідок, силу струму. Це, у свою чергу, зумовлює інтенсивніший нагрів і значний (на 50 %) приріст швидкості усадки. Високий (до 150 МПа), як для рідкофазного спікання, тиск сприяє інтенсивному поширенню рідкої фази, змішуванню і однорідному розподілу компонентів. Це забезпечує одержання безпористої

* Тут і далі вміст елементів наведено у % (за масою).

зв'язки, яка містить у якості армуючої фази інтерметалідні з'єднання нікелю, олова та міді [16].

В даному дослідженні методом ІЕС виготовлено 60 зразків циліндричної форми (діаметром 9 мм і висотою 8 мм) з багатокомпонентної металічної зв'язки на основі нікелю. Детально досліджено дві системи, а саме Ni–Sn і Ni–Cu–Sn. У першому випадку вміст олова варіювався від 2 до 16 %, у другому при фіксованому вмісті олова 10 % вміст міді зростав від 10 до 40 %. Для виготовлення зразків використовувалися порошки нікелю ПНЕ-1, міді ПМС-1, олова ПО-1. Вихідні металічні порошки змішували в барабанному млині у присутності куль з твердого сплаву ВК6 в режимі сухого розмелювання протягом 8 год. Брикети суміші формували методом двобічного холодного пресування в закритій сталевій прес-формі під тиском 300 МПа. Початкова пористість брикетів становила 40 %. Інтенсивне електроспінання зразків здійснювали шляхом прямого пропускання струму промислової частоти щільністю до 25 А/мм² через зразок при одночасному прикладанні до нього тиску 150 МПа. Тривалість спікання зразків складала 12–15 с, при цьому температура спікання не перевищувала 850 °С. Як відомо [3], вказане значення є межею, вище якої відбувається деградація алмазів. Отже, ця технологія забезпечує збереження вихідної якості алмазів у складі КАМ. Для всіх зразків підготовлено шліфи та проведено їх дослідження методом оптичної металографії, рентгенофазового аналізу, скануючої електронної мікроскопії та визначено їх механічні властивості.

Структуру зв'язки досліджували [16] методом скануючої електронної мікроскопії у центрі колективного користування НАН України в Інституті надтвердих матеріалів НАН України. Дослідження показало, що матеріал складається з нікелю і утворених при спіканні інтерметалідних сполук. При цьому структура матеріалу є однорідною і практично безпористою, що свідчить про завершеність процесу спікання. Згідно фазової діаграми двокомпонентної системи Ni–Sn [10–12], в ході спікання слід очікувати послідовного утворення інтерметалідів у такому порядку [10]:



Аналіз елементного складу показав, що армуюча фаза містить 40 % олова. Враховуючи, що атомна маса Ni дорівнює 58,69 г/моль, а Sn – 118,7 г/моль, доходимо висновку що вона практично повністю складається з інтерметаліду Ni₃Sn. Відповідно вміст інтерметаліду в зв'язці у 2,5 рази перевищує вміст олова у вихідній суміші. Це вказує на завершеність, незважаючи на короткий час електроспінання, хімічної реакції (1). Структура зв'язки, одержаної інтенсивним електроспінанням трикомпонентної системи Ni–Sn–Cu є більш складною. Крім нікелю і Ni₃Sn, вона містить ряд потрійних інтерметалідів, переважно Ni_{3-x}Cu_xSn, та незначну долю твердого розчину Ni–Cu.

ДОСЛІДНІ ДАНІ

Деформаційні криві і межа плинності

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” в Інституті проблем міцності НАН України. Залишкова деформація зразків у різних дослідках 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 стискування.

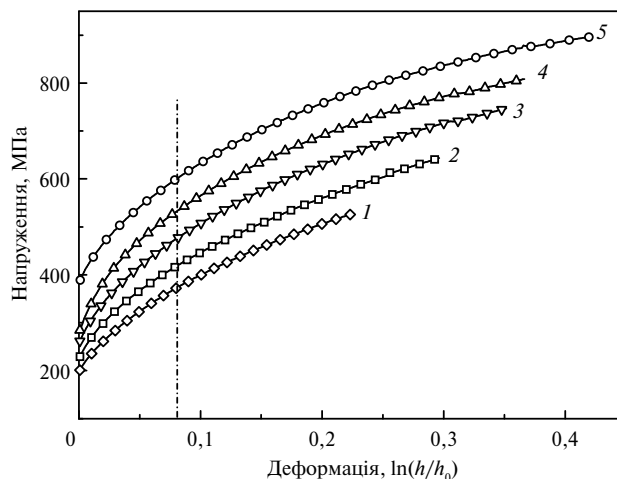


Рис. 1. Деформаційні криві електроспеченого нікелю (1) та його сплавів з оловом: Ni + 4 % Sn (2), Ni + 6 % Sn (3), Ni + 8 % Sn (4), Ni + 12 % Sn (5).

За даними рис. 1 доходимо таких висновків. По-перше, для одержаного матеріалу характерна значна в'язкість. На відміну від металічних зв'язок, одержаних традиційними методами чи твердофазним електроспінанням, досліджувані зразки не вичерпували ресурсу пластичності навіть при деформації в десятки відсотків. По-друге, криві 1–5 на рис. 1 свідчать про значне деформаційне зміцнення матеріалу, а отже відсутність значних залишкових напружень після електроспінання 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.

На рис. 2 подано деформаційні криві ряду сплавів з нікелю з оловом та міддю (з фіксованим вмістом олова 10 %). Їх порівняння показує, що додавання до 30 % міді не призводить до значної зміни пластичних властивостей зв'язки. При подальшому збільшенні об'ємного вмісту міді збільшується доля твердого розчину Ni–Cu, в результаті чого полегшується пластичне деформування матеріалу.

Одержані деформаційні криві дозволяють оцінити межу плинності та ступінь деформаційного зміцнення сплавів. Характерно, що межа плинності одержаного електроспінанням чистого нікелю $\sigma_{0,2} = 206$ МПа (див. рис. 1, крива 1) лежить в межах розкиду відомих літературних даних для литого нікелю, що свідчить про його повну консолідацію. Значення межі плинності зв'язок при деформації 8 % $\sigma_{8,0}$ визначається точкою перетину дослідних кривих на рис. 1 та 2 вертикальною штрих-пунктирною лінією. Зокрема, межа плинності $\sigma_{8,0}$ сплаву Ni + 12 % Sn дорівнює 0,6 ГПа, що майже вдвічі перевищує цей показник для чистого нікелю ($\sigma_{8,0} = 0,37$ ГПа). Як впливає з рис. 3, а, залежність межі плинності зв'язки (чорні трикутники) від вмісту олова в бінарній системі Ni–Sn майже лінійна.

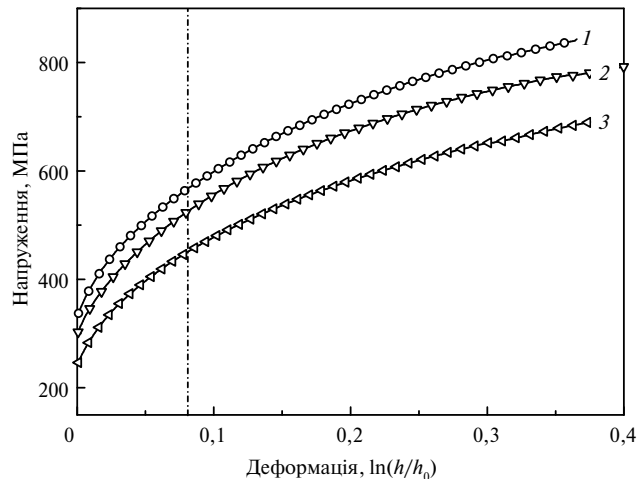


Рис. 2. Деформаційні криві сплавів з нікелю з оловом та міддю: Ni + 10 % Sn (1), Ni + 10 % Sn (2) + 30 % Cu, Ni + 10 % Sn + 40 % Cu (3).

Твердість

Випробування на твердість виконували з використанням індентора Вікерса при навантаженнях від 20 г до 60 кг. Наведені в роботі значення твердості за Вікерсом є результатом усереднення за п'ятьма вимірюваннями. Макротвердість $HV60$ зразків від одного вимірювання до іншого змінювалось мало, тоді як варіація мікротвердості $HV200g$ була істотною. Відповідно, стандартна статистична похибка визначення середнього значення твердості $HV200g$ мала ($< 0,1$ ГПа) 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 значно підвищує макро- і мікротвердість: наприклад, для композиції Ni + 12 % Sn $HV60 = 1,56$ ГПа, тоді як для спеченого нікелю $HV60 = 0,84$ ГПа. Випробуванням на твердість зразків, які були використані раніше для одержання показаних на рис. 1 деформаційних кривих, одержано значення $HV60$ деформаційно-зміцнених сплавів. Як і очікувалось, їх твердість в 1,6–1,8 рази перевищує твердість недеформованих зразків.

Як випливає з наведених на рис. 3, а даних, залежність твердості сплаву від вмісту олова (а отже і інтерметаліду) є практично лінійною принаймні до 35 % останнього. Припускаючи, що ця залежність лінійна в усьому діапазоні зміни вмісту олова і екстраполюючи її до 40 % Sn, що відповідає 100 % інтерметаліду Ni_3Sn , одержуємо для останнього значення $HV60 = 3,85$ ГПа. Зауважимо повну відсутність в літературі даних про фізико-механічні властивості цієї сполуки. Втім, наведене в [18] значення $HV60 = 3,65$ ГПа для іншого інтерметаліду даної системи, а саме Ni_3Sn_4 , дозволяє говорити про реалістичність зробленої оцінки.

Як зазначалось, варіація від досліду до досліду значення твердості 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 $HV20g$ сплаву Ni + 12 % Sn, побудовану за результатами 200 вимірювань, показано на рис. 4. Як видно, 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. Цілоком

ймовірно, що максимальну твердість одержано за відбитками в інтерметалідному включенні. Варто зауважити, що її значення (~ 4 ГПа) добре узгоджується з оцінкою твердості Ni_3Sn . Зазначимо також, що наведені на рис. 4 дослідні дані цілком задовільно апроксимуються статистичним законом Вейбула, що дає можливість використовувати параметри розподілу Вейбула у якості характеристик твердості структурно-неоднорідного матеріалу.

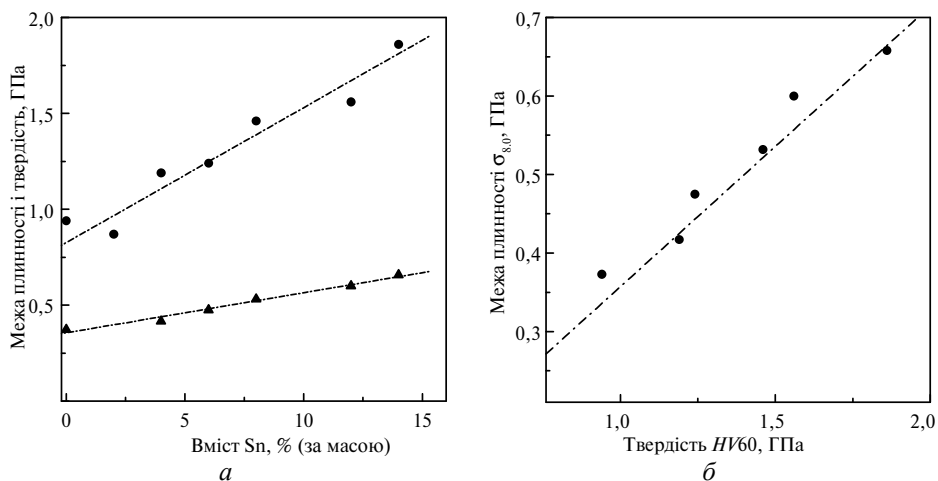


Рис. 3. Залежності твердості за Вікерсом HV_{60} (●) і межі плинності (▲) сплаву нікель-олово від вмісту олова та їх лінійна апроксимація (---) (а); кореляція між межею плинності та твердістю (б): дослідні дані (●) та апроксимація (---) формулою $HV = 2,8\sigma_{8,0}$.

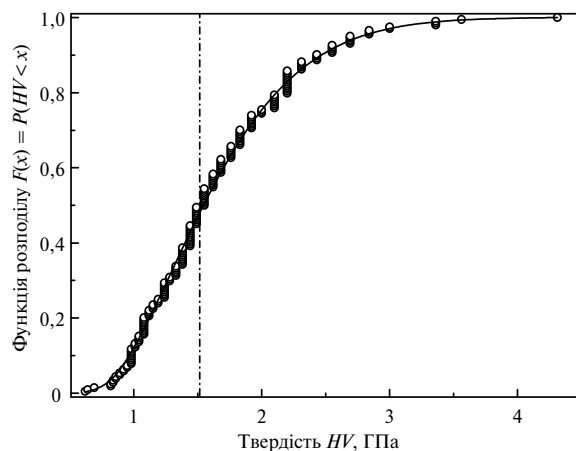


Рис. 4. Емпірична функція розподілу твердості HV_{20g} (○) і HV_{60} (---) сплаву $\text{Ni} + 12\% \text{Sn}$ та її апроксимація трипараметричним розподілом Вейбула (—).

АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ

Наведемо докази на підтвердження достовірності одержаних дослідних даних. Одним з них є вказана вище оцінка твердості інтерметалідної фази. Іншим доказом є показана на рис. 3, б межа плинності як функція твердості. Там же штрих-пунктирною лінією показано добре відому залежність твердості від межі плинності: $HV = 2,8\sigma_{8,0}$. Добра кореляція останньої з дослідними даними дає змогу говорити щонайменше про узгодженість результатів, одержаних різними дослідними методами.

Для детальнішої перевірки достовірності дослідних даних здійснимо розрахунок за методикою [19], яка базується на скінченоелементному аналізі пружно-пластичної поведінки матеріалу зразка під індентором і використовує показані на рис. 1 дослідні деформаційні криві у якості вхідних даних. На рис. 5, *a* 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. 5, *б*). Альтернативним способом є “неперервний контроль жорсткості”, який полягає у відстеженні поточної площі S контакту зразок–індентор і оцінюванні твердості як середнього контактного тиску $HV = P/S$ у процесі навантаження [19]. Відповідні розрахункові дані показано кружками на рис. 5, *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 аналізі.

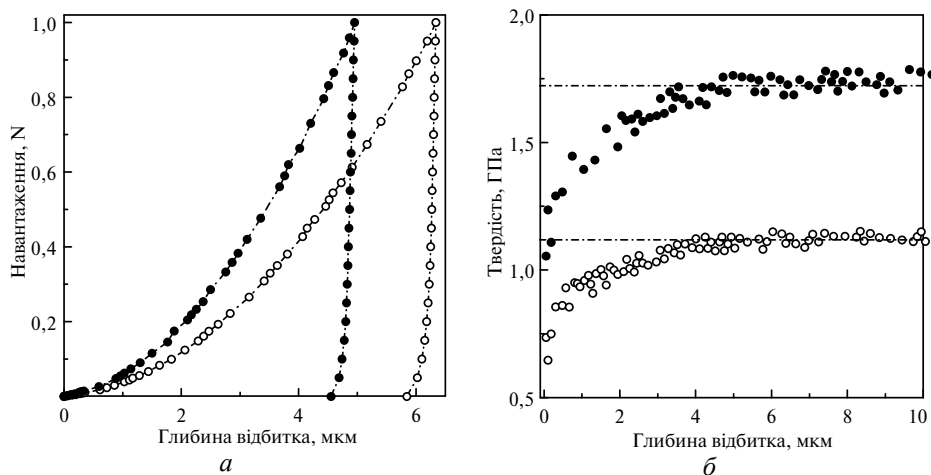


Рис. 5. Оцінка твердості матеріалу зв'язки за даними комп'ютерного моделювання: навантаження (*a*), твердість (*б*), Ni (○), Ni + 12 % Sn (●).

Визначені комп'ютерним 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. 6, де подано одержане методом скануючої електронної мікроскопії зображення відбитку піраміди Вікерса у сплаві Ni + 12 % Sn. На зображенні добре видно мікротріщини, орієнтовані перпендикулярно до напрямку дії максимальних розтягуючих деформацій у приповерхневій зоні відбитка. Згідно [19], ці деформації можуть становити від одиниць до десятків відсотків. Вони призводять до 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 стискування. Розробка

уточненої моделі, яка би враховувала залежність характеру деформування матеріалу від способу навантаження і забезпечувала краще узгодження з дослідними даними, є предметом подальшого дослідження.

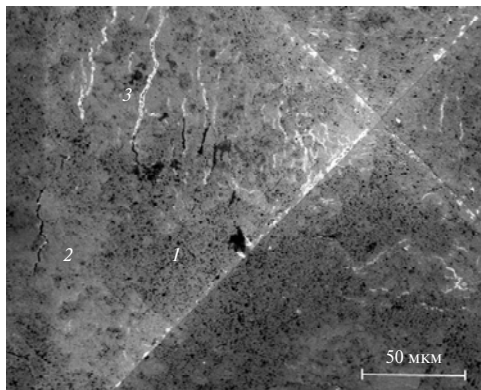


Рис. 6. Відбиток піраміди Вікерса у сплаві Ni + 12 % Sn: 1 – інтерметалід Ni₃Sn; 2 – нікель; 3 – мікротріщина.

ВИСНОВКИ

Перспективність використання одержаних методом інтенсивного електроспінання сплавів системи Ni–Sn–Cu у якості металічної зв'язки КАМ обумовлена такими чинниками:

- консолідація порошкової заготовки завершується за дуже короткий (одиниці чи десятки секунд) час при температурі спікання до 850 °С, що, на відміну від традиційних технологій порошкової металургії, унеможливує алмази у складі КАМ від деградації;
- спікання не потребує відновлювальної чи захисної атмосфери, що значно спрощує технологічний процес;
- обмеженість зони нагріву лише матеріалом пресовки і швидкоплинність процесу знижують енерговитрати на порядок порівняно з традиційними технологіями.

Наявність в процесі спікання обмеженої долі рідкої фази призводить до суттєвої зміни фізико-механічних властивостей за рахунок формування специфічної гетерогенної мікроструктури зв'язки. Утворені в процесі інтенсивного електроспінання інтерметалідні сполуки відіграють роль жорсткої армуючої фази, наявність якої суттєво (до 2,5 раз) підвищує межу плинності та твердість зв'язки. Що важливо, при цьому зберігається макропластичність матеріалу: деформація стиску до 40 % не призводить до розтріскування чи руйнування зразків.

Про достовірність наведених даних свідчать результати порівняльного аналізу даних, одержаних різними дослідними методами та комп'ютерним моделюванням. Фізико-механічні властивості сплаву системи Ni–Sn–Cu змінюються в широких межах залежно від вибору вихідного складу порошкової суміші. Встановлені кореляційні залежності між складом вихідної суміші та фізико-механічними властивостями електроспеченого матеріалу забезпечують цілеспрямоване формування властивостей зв'язки КАМ під конкретне застосування.

Разработана оптимизированная под процесс интенсивного электроспекания многокомпонентная металлическая связка алмазосодержащего композита на

основе никеля, исследованы ее структура и механические свойства. При использовании олова в качестве активатора спекания за счет образования ограниченной доли жидкой фазы формируется гетерогенная структура с армирующими интерметаллидными включениями. Механические свойства сплава системы Ni–Sn–Cu изменяются в широких пределах в зависимости от выбора исходного состава порошковой смеси. Установленные корреляционные зависимости между составом исходной смеси и свойствами электроспеченного материала обеспечивают целенаправленное формирование свойств связки КАМ под конкретное применение.

Ключевые слова: композиционный алмазосодержащий материал, никель, интенсивное электроспекание, интерметаллид, структура, свойства.

The multicomponent nickel-based metal bond for diamond composite optimized for the intensive electrosintering has been developed and its structure and mechanical properties were investigated. Employing tin as sintering activator by formation of a limited share of liquid phase leads to formation of a heterogeneous structure with reinforcing intermetallic inclusions. Mechanical properties of the Ni–Sn–Cu alloys vary widely depending on the powder mixture composition. The established correlations between the green compact composition and mechanical properties of sintered material provide purposeful formation of DCM properties for specific application.

Keywords: diamond composite material, nickel, intensive electrosintering, intermetallic, structure, properties.

1. Синтетические сверхтвердые материалы: В 3 т. Т. 2. Композиционные инструментальные сверхтвердые материалы / Отв. ред. Н. В. Новиков. – К.: Наук. думка, 1986. – 277 с.
2. Сверхтвердые материалы. Получение и применение: В 6 т. / Под общ. ред. Н. В. Новикова; НАН Украины. Ин-т сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля. Т. 3. Композиционные инструментальные материалы / Под ред. А. Е. Шило. – К., 2005. – 280 с.
3. Гаргин В. Г. Влияние продолжительности нагрева на прочность синтетических алмазов // Сверхтв. материалы. – 1980. – № 6. – С. 23–25.
4. Майстренко А. Л., Иванов С. А., Переяслов В. П., Волошин М. Н. Интенсивное электроспекание алмазосодержащих композиционных материалов // Там же. – 2000. – № 5. – С. 39–45.
5. Куц В. И., Иванов С. А., Майстренко А. Л., Переяслов В. П. Исследование механизма и кинетики уплотнения пористого тела при интенсивном электроспекании. Сообщение 1. Лабораторные исследования // Там же. – 2007. – № 2. – С. 18–25.
6. Bobrovnitchii G. S., Monteiro S. N., Tardim R. C. Electrosintering production of novel grade diamond composites // Mater. Sci. Forum. – 2010. – **660**. – P. 854–859.
7. Скороход В. В. Порошковые материалы. – К.: Техника, 1982. – 168 с.
8. Yu H., Vuorinen V., Kivilahti J. K. Solder/substrate interfacial reactions in the Sn–Cu–Ni interconnection system // J. Electron. Mater. – 2007. – **36**, N 2. – P. 136–146.
9. Schmetterer C., Flandorfer H., Luef Ch. et al. Cu–Ni–Sn: a key system for lead-free soldering // Ibid. – 2009. – **38**, N 1. – P. 10–24.
10. Schmetterer C., Flandorfer H., Richter K. W. et al. A new investigation of the system Ni–Sn // Intermetallics. – 2007. – **15**. – P. 869–884.
11. Klepser C. A. Growth of Intermetallic Phases at Low Temperature: PhD Thesis, MIT, 1996.
12. Bader S., Gust W., Hieber H. Rapid formation of intermetallic compounds by interdiffusion in the Cu–Sn and Ni–Sn systems // Acta Metall. Mater. – 1995. – **43**. – P. 329–337.
13. Nash P., Choo H., Schwarz R. B. Thermodynamic calculation of phase equilibria in the Ti–Co and Ni–Sn systems // J. Mater. Sci. – 1998. – **33**. – P. 4929–4936.
14. Gupta K. P. An expanded Cu–Ni–Sn system (Copper–Nickel–Tin) // J. Phase Equilibria. – 2000. – **21**, N 5. – P. 479–484.
15. Шмегера Р. С. Интенсивное электроспекание металлических матриц алмазосодержащих композитов в присутствии жидкой фазы // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2012. – Вып. 15. – С. 507–510.
16. Куц В. И., Майстренко А. Л., Шмегера Р. С. Механічні властивості одержаної інтенсивним електроспеканням двокомпонентної металеві зв'язки КАМ на основі нікелю // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его из-

готовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины 2013. – Вып. 16. – С. 513–520.

17. *Подоба Я. О.* Закономірності ущільнення та формування властивостей композиційних алмазовмісних матеріалів на металевій зв'язці при інтенсивному електроспіканні: Авторефер. дис. ... канд. техн. наук. – К., 2012. – 20 с.
18. *Fields R. J., Low S. R., Lucey G. K., Jr.* Physical and mechanical properties of intermetallic compound commonly found in solder joints // *Metal Science Joining: Proc. TMS Symp., Cincinnati, Ohio, USA, Oct. 20–24, 1991.* – Warrendale, PA: TMS, 1991. – P. 165–174.
19. *Дуб С. Н., Куц В. И.* Оценка упруго-пластических свойств материалов по данным наноиндентирования и компьютерного моделирования. 2. Экспериментально-теоретическая методика // *Сверхтв. материалы.* – 2012. – № 4. – С. 3–15.

Ін-т надтвердих матеріалів
ім. В. М. Бакуля НАН України

Надійшла 20.05.14