

6. Hashin, Z., & Shtrikman, S. (1963). A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *J. Mech. Phys. Solids.*, 11, 127–140.
7. Guz, A. N. (1993). *Mehanika kompozitov [Mechanics of composites]*. Kiev: Naukova dumka [in Russian].
8. Bondarenko, V. P., & Litoshenko, N. V. (1998). Opredelenie srednih po obyomu ostatochnuh termicheskikh napryazheniy v fazah tvordogo splava [Determination of average volume of residual thermal stresses in the phases of a solid alloy]. *Sverhtverdye materialy – Superhard Materials* [in Russian].
9. Roebuck, B., & Bennett, E.G.(1986). Phase size distribution in WC–Co hardmetal. *Metallography*, 19, 27–47.
10. Gurland, J. (1958) Temperature stresses in the two-phass alloy WC–Co. *Trans. Am. Soc. Metals*, 50, 1063–1070.
11. Litoshenko, N. V. (2009). Otsenka ostatochnuh termicheskikh napryazheniy v polikristalicheskikh agregatah karbidnuh zeren tvordogo splava WC–Co.[Estimation of residual thermal stresses in polycrystalline aggregates of carbide grains of the WC – Co hard alloy]. *Sverhtverdye materialy – Superhard Materials*, 6, 34–39 [in Russian].

УДК 669.018.25

DOI: 10.33839/2223-3938-2019-22-1-390-396

В. П. Ботвинко, канд. техн. наук

*Институт надтвердых материалов ім. В.М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2,
04074 м. Київ, Україна, E-mail: tverdospлав@ism.kiev.ua*

ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ МІКРОДОБАВОК VC, TaC, Cr₃C₂ НА СТРУКТУРУ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДОГО СПЛАВУ VN20

Досліджено вплив технологічних факторів на структуру та фізико-механічні властивості сплаву VN20, легованого карбідами VC, TaC, Cr₃C₂. Визначено оптимальні технологічні режими спікання для виготовлення сплавів VN20 з поліпшеними фізико-механічними властивостями і структурою.

Ключові слова: твердий сплав, пари тертя, легування, карбідний скелет

Вступ

Твердосплавні пари тертя при експлуатації витримують високі нерівномірно розподілені за об'ємом періодичні термомеханічні навантаження. Тому є доцільною задача підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей твердого сплаву шляхом легування. При легуванні збільшується межа плинності кобальтової зв'язки, міцність міжфазних границь, площа і якість міжкарбідних границь, удосконалюються форма і розмір зерен WC, кобальтових прошарків [1–4]. У зв'язку з цим розроблення нових легованих твердих сплавів VN20 для пар тертя становить актуальну наукову і технологічну проблему.

Методика дослідження

Основний метод приготування сумішей – додавання до готової твердосплавної суміші або суміші карбіду WC з порошком зв'язуючого металу Ni мікродобавок тугоплавких сполук з подальшим розмелюванням.

Твердосплавні суміші замішували на 5% розчині синтетичного каучуку у бензині згідно з технологічною інструкцією [1–4]. Вміст 5%-ного розчину каучуку в бензині становив 350±20

см³ на 1 кг суміші. Розчин каучуку готували за методикою [1–4]. Замішані на розчині синтетичного каучуку твёрдосплавні суміші висушували у витяжній шафі, безперервно перемішуючи їх вручну аптечним шпателем. Просушені суміші подрібнили з одночасним усередненням у вібротліні з порцеляновими кулями № 10 (діаметром 15 мм) протягом 2 год та просяли кризь сито з розміром комірок 340 мкм.

З підготовлених сумішей спресували контрольні штапики розміром 7×7×45 мм для встановлення оптимальних режимів спікання партії суміші.

Пресували зразки з підготовлених до пресування сумішей у сталевих прес-формах на гідравлічному пресі. Наважку на один зразок або заготовку розраховували залежно від виходячи з об'єму спечених зразків і густини відповідної марки сплаву. Пористість пресовки становила 50%.

Всі одержані зразки, заготовки кілець та пластин просушували в сушильній шафі за температури $T \approx 150$ °C протягом 24 год.

Кінцеве спікання пресовок здійснювали у вакуумі – за температури 1400–1500 °C. Температуру нагрівання при спіканні в печах вимірювали вольфрам-ренієвою термопарою.

Фізико-механічні властивості та структурні параметри вихідних матеріалів та отриманих зразків твёрдих сплавів визначались відповідно за методиками [1–4].

Результати дослідження та їх обговорення

Найбільш високі значення границі міцності під час згинання (штапик 5×5×35) вихідного сплаву ВН20 становлять 2050–3000 МПа, а сплавів ВН20, легованих 0,25% ТаС і VC, становлять 2150–3300 МПа після спікання при температурах 1420–1450 °C і витримках 15–20 хв (рис. 1).

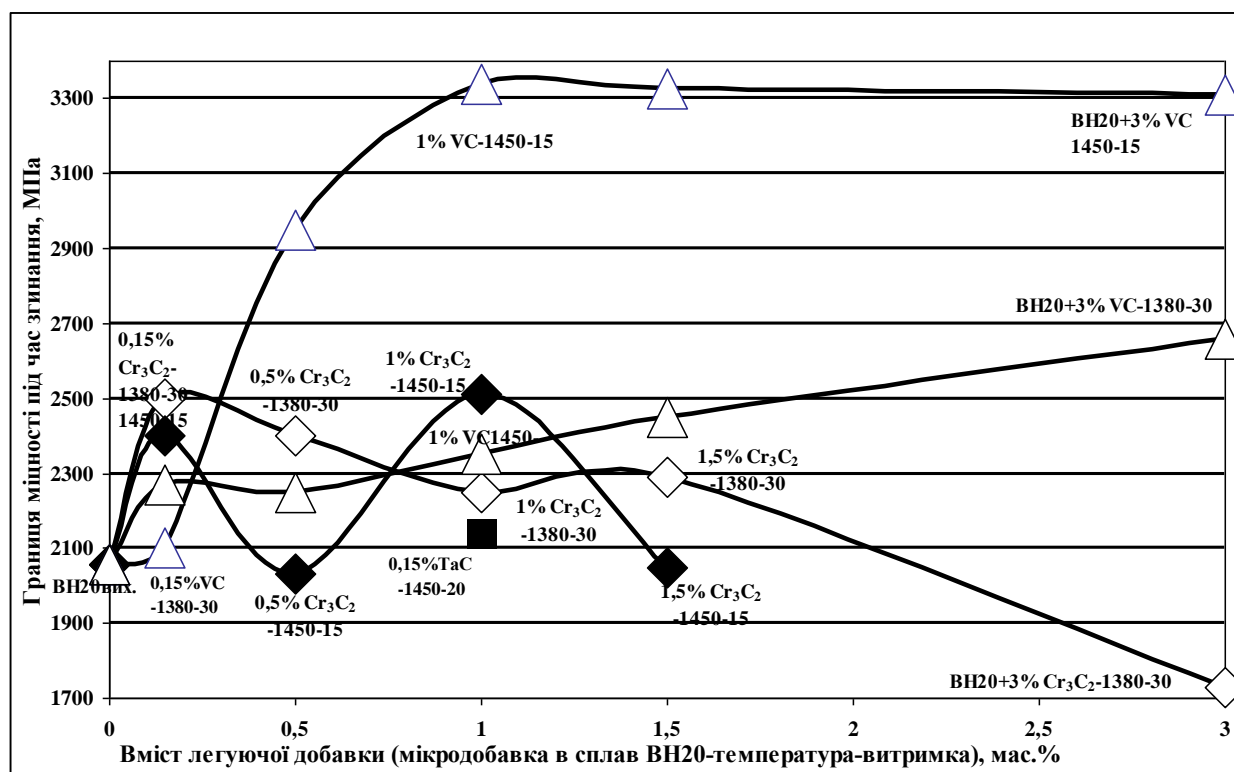


Рис.1. Залежність максимальної границі міцності під час згинання сплавів ВН20 від вмісту мікродобавок VC, Cr₃C₂ (мас.%)

Легування сплаву ВН20 карбідом хрому Cr_3C_2 в кількості 0,15 – 3% майже не впливає або призводить в основному до зменшення міцності під час згинання до 2000 ± 200 МПа. Вміст легуючої добавки не повинен перевищувати 1 % мас. При цьому міцність під час згинання легованого карбідом хрому Cr_3C_2 твердого сплаву ВН20 досягає 2400–2500 МПа.

Перспективною для спікання серійних вихідних і легованих карбідом хрому Cr_3C_2 сплавів є температура 1450 ± 10 °С, бо в сплавах, спечених при 1450 °С, одержана найменша кількість або навіть відсутність крупних (>50 мкм) пор (рис. 2, 3).

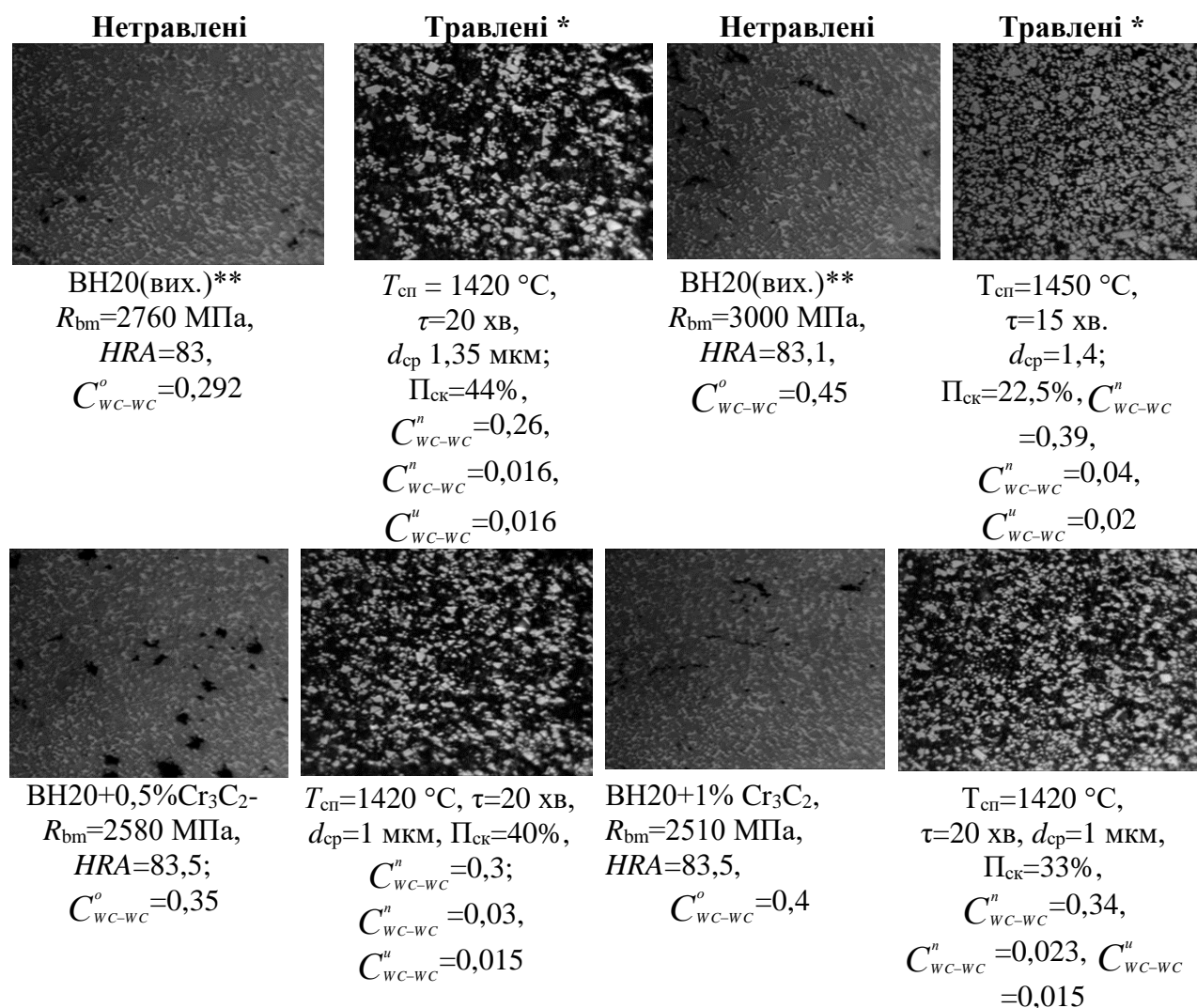


Рис. 2. Мікроструктури ($\times 1000$) нетравленого та травленого сплавів ВН20, легованих Cr_3C_2 з максимальною границею міцності під час згинання ($T_{сп}$ – температура спікання, τ – витримка, d_{cp} – середній розмір зерна, $П_{ск}$ – порожнина скелета, % ; C_{WC-WC}^o – загальний коефіцієнт суміжності границь зерен WC–WC; C_{WC-WC}^n – коефіцієнт суміжності границь WC–WC з повною невідповідністю кристалічних ґраток зерен WC; C_{WC-WC}^n – коефіцієнт суміжності границь WC–WC з проміжною невідповідністю кристалічних ґраток зерен WC; C_{WC-WC}^u – коефіцієнт суміжності границь WC–WC з ідеальною відповідністю кристалічних ґраток зерен WC)

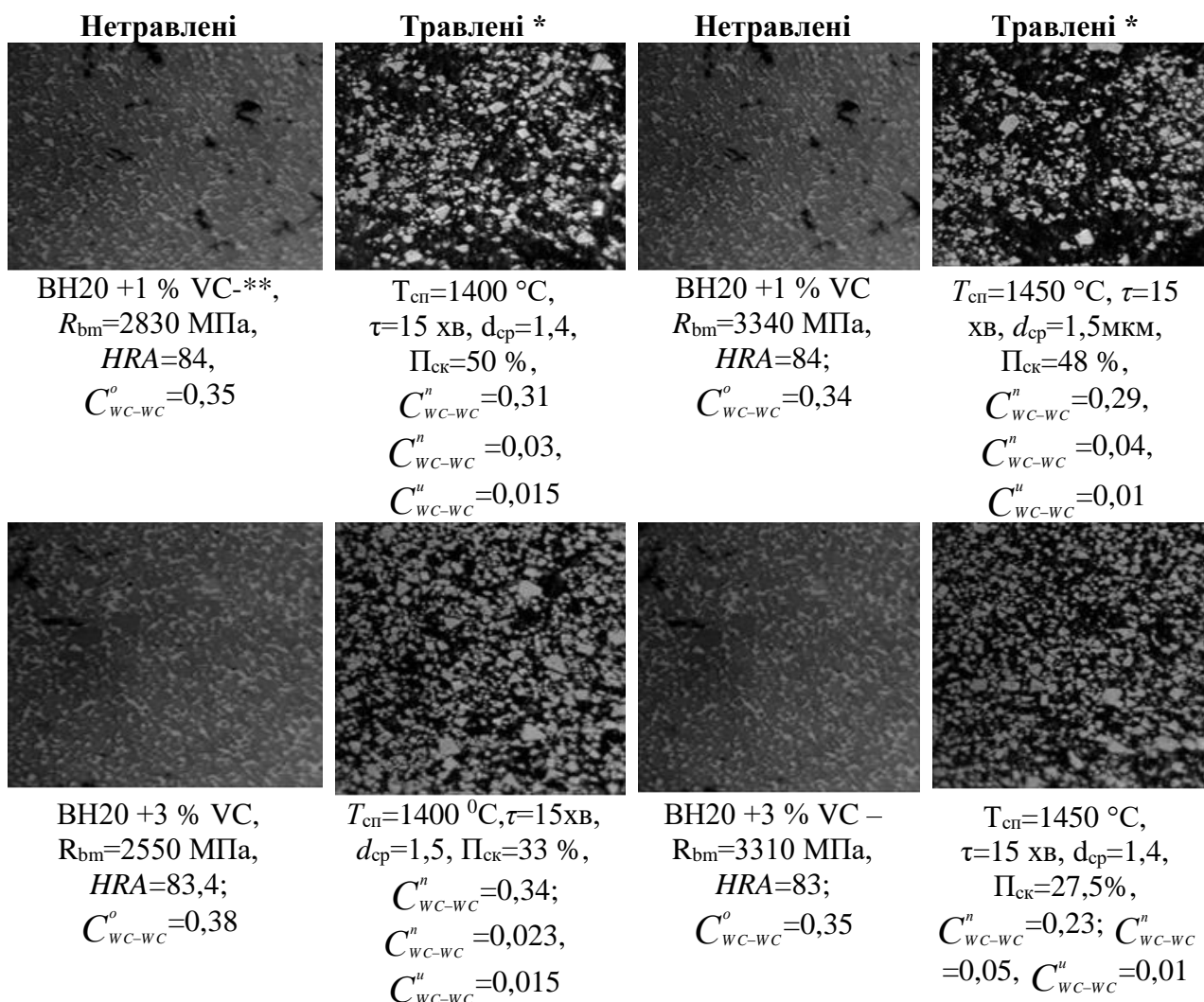


Рис. 3. Мікроструктури ($\times 1000$) нетравленого та травленого сплавів BH20, легованих VC з максимальною межею міцності під час згинання ($T_{сп}$ – температура спікання, τ – витримка, d_{cp} – середній розмір зерна, $P_{ск}$ – пористість скелета, % ; C_{WC-WC}^o – загальний коефіцієнт суміжності границь зерен WC–WC; C_{WC-WC}^n – коефіцієнт суміжності границь WC–WC з повною невідповідністю кристалічних ґраток зерен WC; C_{WC-WC}^n – коефіцієнт суміжності границь WC–WC з проміжною невідповідністю кристалічних ґраток зерен WC; C_{WC-WC}^u – коефіцієнт суміжності границь WC–WC з ідеальною відповідністю кристалічних ґраток зерен WC)

При 1380 °С витримка від 5 до 30 хв практично не впливає на густину сплавів. Відчутна зміна густини відбувається тільки при додаванні 3 % карбіду хрому.

Густина сплавів практично (в межах похибки) не залежить від температури спікання в інтервалі температур 1380–1450 °С і витримки в інтервалі 5–30 хв.

Так, після спікання при 1420 і 1450 °С вона становить для вихідного сплаву 13,46–13,47 г/см³ відповідно, а для легованого 1,0% Cr₃C₂ – 13,32–13,33 г/см³, що практично не відрізняється від одержаної за температури 1380 °С густини 13,29 г/см³.

Твердість сплавів ВН20 складає при температурах 1380 – 1400 °С 84 HRA, а при 1420–1450 °С близько 83–83,5 HRA. Легування до 3,0 % практично не впливає на твердість.

Як у вихідних, так і у легованих сплавах ВН20, спечених при різних температурах і витримках, є значний вміст (27–47%) зерен фракції 0,5 мкм, а також більший вміст дрібної фракції в сплаві.

Легування сплаву ВН20 карбідом ванадію VC в кількості 0,15–3 % призводить в основному до незначного збільшення міцності під час згинання до 3300 ± 200 МПа. Найбільші значення міцності легованих сплавів також отримано при температурі 1450 ± 10 °С і витримках 15–20 хв. Вміст легуючої добавки не повинен перевищувати 1% відносно маси сплаву ВН20.

Густина сплавів незначно (до 5 %) збільшується при легуванні VC. Твердість складає 83 – 84 HRA. Легування сплаву ВН20 до 3,0 % практично не впливає на твердість.

Стабільні підвищені значення міцності під час згинання обумовленні зменшенням кількості вільного вуглецю з 0,3–0,4 % до 0,2–0,3 % для вихідного та легованого VC сплавів ВН20, кількості і розмірів крупних (>50 мкм) пор для вихідного та легованого VC сплавів ВН20 при оптимальних режимах спікання.

Легування призводить до зменшення міцності за рахунок формування карбідного скелета з більш однорідною та рівномірною структурою, мінімальним вмістом пор та графіту.

Найбільш висока міцність під час згинання вихідного та легованих сплавів ВН20 становить 2750–3000 МПа після спікання при температурах 1420–1450 °С і витримках 15–20 хв.

Легування сплаву ВН20 карбідами танталу, хрому та ванадію TaC, Cr₃C₂ і VC в кількості 1 % призводить до незначного зменшення міцності під час згинання до 2000 ± 200 МПа для карбідів танталу та хрому та збільшення міцності під час згинання до 3300 ± 200 МПа для карбіду ванадію, до збільшення твердості на 0,5 – 1 HRA. Густина сплавів незначно (до 5%) збільшується при легуванні VC, незначно зменшується при легуванні TaC і Cr₃C₂. При легуванні Cr₃C₂ у більшості випадків відсутня коерцитивна сила, тобто сплави немагнітні.

Підвищення температури спікання T_{сп} з 1380–1400 °С до 1420–1450 °С та витримки з 300 до 1800 с призводить у більшості випадків до зменшення кількості вільного вуглецю з 0,3–0,4% до 0,2–0,3% для вихідного та легованого VC сплавів ВН20, збільшення кількості вільного вуглецю з 0,2–0,3% до 0,3–0,4% для легованих TaC і Cr₃C₂ сплавів ВН20 не впливає на густину сплавів ВН20. Збільшення температури спікання сплавів ВН20 з 1400–1420 до 1450 °С та вмісту VC з 1 до 3 %, Cr₃C₂ з 0,5 до 1 % зменшує відсоток пористості скелета на 10–45 %, не впливає на середній розмір зерна. (рис. 2, 3).

Оптимальний вміст мікродобавок у сплави ВН20 становить 1–3% VC або TaC, 0,5–1% Cr₃C₂.

Висновки

1. Показано, що стабільні підвищені значення границі міцності під час згинання легованих сплавів ВК та ВН обумовленні зменшенням кількості і розмірів крупних (>50 мкм) пор, рівномірного розподілу графіту при мінімізації його вмісту, рівномірною структурою з звуженим в сторону дрібних фракцій спектром розподілу зерен VC по класам зернистості, максимальною суміжністю проміжних, мінімальною коефіцієнтом суміжності ідеальних контактів WC–WC. Загальний коефіцієнт суміжності та коефіцієнт суміжності невідповідних контактів WC–WC зростають з підвищенням температури спікання для нелегованих твердих сплавів та ступеня інгібіторного впливу легуючої добавки для легованих твердих сплавів.

2. Оптимальний вміст мікродобавок у сплави ВН20 – 1–3 % VC або TaC, 0,5–1 % Cr₃C₂.

3. Оптимальна кількість мікродобавок по VC близька до даних фірми «Kennametal», а по TaC – до даних фірми «Sandvik Hard Materials».

4. По збільшенню коерцитивної сили, твердості і зменшенню середнього розміру зерна легуючі мікродобавки можна розташувати в ряд $VC-TaC-Cr_3C_2$, а по збільшенню межі границі міцності під час згинання – в ряд: $Cr_3C_2-TaC-VC$.

5. Збільшення температури спікання сплавів VN20 з 1400–1420 до 1450 °C та вмісту VC з 1 % до 3 %, Cr_3C_2 з 0,5 % до 1 % зменшує площу пористості скелета на 10–45% травленої поверхні твердого сплаву, збільшує коефіцієнт суміжності проміжних контактів при постійному коефіцієнті суміжності ідеальних контактів WC–WC.

6. Для остаточного пояснення виявлених закономірностей та позитивних ефектів легування твердих сплавів групи карбідами $VC-TaC-Cr_3C_2$ потрібні додаткові фундаментальні дослідження тонкої структури поверхні карбіду WC та прошарків Co фази різних типів границь WC–WC твердих сплавів, отриманих різними методами приготування сумішей, спечених в різних газових середовищах та в вакуумі.

7. Найбільший ефект поліпшення структурних, фізико-механічних та експлуатаційних властивостей по групі VN отримано при легуванні 1–3% VC сплавів VN20.

Автор висловлює подяку науковому співробітнику, к.т.н. Гнатенко І. О. за визначення характеристик карбідного скелета та фотографії.

Исследовано влияние технологических факторов на структуру, физико-механические и эксплуатационные свойства сплава VN20, легированного карбидами VC, TaC, Cr₃C₂. Определены оптимальные технологические режимы спекания для изготовления сплавов VN20 с улучшенными физико-механическими свойствами и структурой.

Ключевые слова: твердый сплав, пары трения, легирование, карбидный скелет

V. P. Botvinko

V. N. Bakul Institute for superhard materials of NAS of Ukraine

THE OFF MIKROADDITIVES OF VC, TaC, Cr₃C₂ EFFEKT ON THE STRUCTURE AND PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF HARD ALLOY VN20

The influence of technological factors on the structure, physico-mechanical and operational properties of the VN20 alloy doped by VC, Ta, Cr₃C₂ carbides were studied. The optimum technological sintering conditions for manufacturing alloys VN20 with enhanced structure and physico-mechanical properties were defined.

Key words: hard alloy, drilling and cutting tool, mikrodoping, carbide skeleton

1. Третьяков В. И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. – М.: Металлургия, 1976. – 528 с.
2. Фальковский В. А., Клячко Л. И. Твердые сплавы. – М.: Руда и металлы, 2005. – 413 с.
3. Киффер Р., Шварцкопф П. Твердые сплавы. – М.: Металлургиздат, 1957 – 664 с.
4. Панов В.С., Чувилин А.М., Фальковский В.А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. – М.: МИСИС, 2004. – 464 с.

Надійшла 31.05.19

References

1. Tretyakov, V. I. (1976). *Osnovy metallovedenia i tehnologii spechennykh tverdikh splyavov [Bases of metal science and technology of production of sintered hard alloys]*. Moscow: Metallurgy [in Russian].
2. Falkovsky, V A, & Klyachko, L. I. (2005) *Tverdie splavi [Solid alloys]*. Moscow: Ruda and metals [in Russian].

3. Kieffer, R., & Schwarzkopf, P. V. (1957) *Tverdie splavi [Solid alloys]*.– Moscow: Metallurgizdat [in Russian].
4. Panov, V. S., Chuvilin, A.M., & Falkovsky, V. A. (2004). *Technologia spechennykh tverdikh splavov izdelii iz nikh [Technology and properties of sintered hard alloys and their products]*. Moscow: MISIS [in Russian].

УДК 621.539.921.34:622.24.051

DOI: 10.33839/2223-3938-2019-22-1-396-401

**Н.А.Олейник, Г.Д. Ильницкая, Е.П.Виноградова,
А.П. Загора**, кандидаты технических наук; **Г.А. Базалий,
А.Л. Майстренко**, чл.-корр. НАН Украины; **В.Н. Ткач,
Г.А. Петасюк**, доктора технических наук

*Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, ул. Автозаводская 2,
04074, г. Киев, Украина, E-mail: oleynik_nonna@ukr.net*

ВОПРОСЫ РЕСУРСΟΣБЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ИЗВЛЕЧЕНИИ ЧАСТИЦ АЛМАЗА ИЗ ШЛАМА ГОРНОЙ ПОРОДЫ, ОБРАЗУЮЩЕГОСЯ В ПРОЦЕССЕ РАБОТЫ АЛМАЗНОГО БУРОВОГО И КАМНЕОБРАБАТЫВАЮЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Представлены результаты исследования шлама отработки песчаника Торезкого месторождения, образующегося в процессе работы алмазного бурового и камнеобрабатывающего инструмента. Установлена возможность извлечения частиц алмаза до 25 % массы шлама горной породы при снижении экологической нагрузки на окружающую среду за счет снижения расхода веществ первого класса опасности на 83,4 % и второго класса опасности на 12,6 %.

Ключевые слова: алмазный буровой и камнеобрабатывающий инструмент, алмазные порошки, песчаник

В последние годы в мировой практике особое внимание уделяется обеспечению эколого-экономической безопасности государства. Поэтому ресурсосбережение во многих странах мира приобретает статус государственной политики. [1].

Постоянно возрастает спрос на абразивный инструмент, который содержит порошки синтетических алмазов (от высокопрочных шлифпорошков до микропорошков) и способен эффективно разрушать горные породы при геологоразведке, добыче твердых полезных ископаемых и камнеобработке. В процессе работы абразивный слой инструмента изнашивается. На поверхности хрупкого матричного материала, например, WC+Co; NiSn (6 %); Ni (70 %), Cu (20 %), Sn (10 %) в алмазном буровом инструменте образуются повреждения в виде микробороздок. Частицы алмаза, продукты разрушения матричного материала и горной породы образуют шлам [2]. В ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины разработан спектр ресурсосберегающих технологий переработки продуктов синтеза и изготовления порошков синтетического алмаза. В сравнении с базовыми процессами, технологии имеют преимущества. Применение технологий обеспечивает возрастание извлечения алмаза на 0,3–0,5 %; снижение в 10–12 раз (по массе) расхода веществ I–III класса опасности; исключение залповых выбросов высокотоксичных окислов азота и уменьшение количества отходов, подлежащих захоронению, а также сокращение времени контакта человека с вредными веществами [3, 4]. Однако, невзирая на усовершенствования, в процессе переработки продуктов синтеза алмаза образуются растворы, содержащие кислоты и хлориды тяжелых металлов, а также окислы трех- и