

УКД 621.762.5

**М. М. Прокопів**, канд. техн. наук, **О. В. Харченко**

*Институт надтвердых материалов им. В. М. Бакуля НАН Украины, М. Київ*

**ВПЛИВ ВІДПАЛУ У ВАКУУМІ СПЛАВУ ВК10 ОМ, СПЕЧЕНОГО  
В МЕТАНО-ВОДНЕВОМУ СЕРЕДОВИЩІ, НА ЙОГО СТРУКТУРУ,  
ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, КІНЕТИКУ ТА МЕХАНІЗМИ ЗНОСУ  
В УМОВАХ РІЗАННЯ**

*Influence of annealing in vacuum of alloy BK10 OM annealed in the metan-hydrogen atmosphere on its structure, physic mechanical properties, kinetics and mechanisms of degradation in the conditions of cutting are investigated.*

**Вступ**

Показано що кінетика зносу пластин із сплаву ВК10 ОМ при чистовому безударному точінні сталі 45 та точінні сталі 40Х з ударами в більшій мірі залежить від присутності на стадії спікання газового середовища і його тиску, ніж від характеристик структури сплаву і його фізико-механічних властивостей [1]. Отже можна припустити, що в порах структури сплаву після стадії вакуумного спікання перед напуском газу до 10 МПа в робочу зону печі є вакуум. Градієнт тиску газу на поверхні виробів зумовлює дифузію атомів газу в існуючі мікропори заготовки. У результаті дійшли висновку: на різальні властивості сплаву ВК10 ОМ впливає газ, який залишився зразку після його охолодження. Це пояснюється тим, що інертні гази внаслідок малого розміру атома мають малу енергію міграції й тому здатні дифундувати навіть у твердих тілах. За наявності у структурі твердого сплаву рідкої фази з високою рухливістю вакансій, атоми газів легше проникають в об'єм зразка [3]. Взаємодія газу з вакансіями й дислокаціями зумовлює їх збільшення або утворення нових газових пор. Таким чином, перед стадією охолодження пори в структурі сплаву заповнені газом під тиском  $p$ , що дорівнює тиску газу в робочій зоні печі. Як відомо, за стандартної технології охолодження технічних твердих сплавів здійснюється в тому ж самому середовищі що й процес спікання. Зниження температури зумовлює збільшення тиску у порах, а також зменшення об'єму заготовки [4]. Загальний тиск у порі розраховується за формулою (1):

$$p = \sum p^s \quad (1)$$

де:  $p$  – загальний тиск газу в порі;  $\sum p^s$  – сумарний парціальний тиск молекул газу;  $p^s$  – парціальний тиск молекули газу

$$p^s (4\pi/3)R^3 = N^s kT \quad (2)$$

$$p^s = 3N^s kT / 4\pi R^3 \quad (3)$$

де:  $N^s$  – кількість молекул у порі радіуса  $R$ ;  $k$  – стала Больцмана;  $T$  – абсолютна температура:

Як зазначалося, при механічній обробці на поверхні різальної кромки підвищується температура, що зумовлює підвищення тиску газу в порах. Це спричиняє збільшення існуючих або зародження нових мікротріщин у структурі сплаву і як наслідок зниження його фізико-механічних та експлуатаційних властивостей аж до виходу інструмента з ладу [6, 7]. Таким чином охолодження у вакуумі сплавів групи ВК після їх спікання в газовому середовищі повинно видалити газ з структури що позитивно вплине на експлуатаційні властивості сплаву. Інформація про вплив вакууму на стадії охолодження на структуру, фізико-механічні властивості сплаву, кінетику та механізми зношування в умовах різання в літературних джерелах відсутня. Тому його дослідження становить представляє науковий та практичний інтерес.

Як об'єкт було взято особливо дрібнодисперсний твердий сплав ВК10 ОМ, тому що він досліджений щодо впливу умов спікання на кінетику та механізми зношування в умовах чистового та ударного точіння [1].

З огляду на це мета роботи полягає в дослідженні впливу відпалу у вакуумі дрібнодисперсного сплаву ВК10 ОМ, спеченого в метано-водневому середовищі, на його структуру, фізико-механічні властивості, кінетику та механізми зношування різальної кромки пластин в умовах ударного точіння.

#### Методика дослідження

Зразки розміром 5×5×35 мм для дослідження були виготовлені за стандартною технологією спікання в метано-водневому середовищі, освоєною в Інституті надтвердих матеріалів ім. В. Н. Бакуля НАН України. Процес охолодження у тризонній прохідній печі, так само здійснювали в водневому середовищі.

Для відпалу відібрали по 6 зразків для кожної температури подальшого відпалу. Відпал зразків здійснювали в печі СШВе 1,25 при температурах 1050 °С (п. 1), 1150 °С (п. 2), 1250 °С (п. 3), 1350 °С (п. 4) та ізотермічній витримці 10 хв. Температуру вибирали нижче й вище лінії солідуса, з метою перевірки впливу відпалу на структуру і властивості сплаву. Температура 1350–1370 °С є стандартною для спікання виробів з цього сплаву, і тому відпал за такої температури повинен впливати на його структуру та фізико-механічні характеристики і відповідно на різальні властивості. Мінімальною температуру 1050 °С вибрали тому, що за такої температури не відбувається спікання дрібнодисперсних твердих сплавів групи ВК [4], а витримка 10 хв. повинна мінімально впливати на зміну структури сплаву. Структуру та фізико-механічні властивості зразків досліджували за стандартними методиками.

Кінетику та механізми зношування твердого сплаву ВК10 ОМ вивчали як спечених в метано-водневому середовищі, так і на зразках після відпалу.

Пластини для дослідження процесу різання взяли розміром 5×5×15 мм. Кути у плані різця  $\varphi = \varphi_1 = 45^\circ$ . Задній кут  $\gamma$  і передній  $\lambda$  становить  $7^\circ$  і забезпечується установкою різця в різцетримачі супорта верстата 16К20. Радіус закруглення різальної вершини  $r = 0,2$  мм робили на алмазному полірувальному крузі з розміром зерна 5/3.

Умови різання при ударному точінні сталі 40Х використовували такі [1]: швидкість  $V = 65 - 75$  м/хв; глибина  $t = 0,5$  мм; подача  $S = 0,11$  мм/об.

Втрату різцем працездатності визначали після досягнення стрічкою критичної ширини зношування по задній поверхні –  $h_3 = 0,3$  мм [7], і зміною чистоти оброблюваної поверхні.

#### Результати досліджень

Фізико-механічні та структурні характеристики сплаву ВК10 ОМ після спікання в метано-водневому середовищі та відпалу у вакуумі наведені в табл. 1 і 2.

Таблиця 1. Фізико-механічні характеристики вихідних зразків сплаву ВК10 ОМ спечених у метано-водневому середовищі, та після відпалу.

Режим	Середній діаметр зерна $d_{\text{ср}} \text{ мкм}$	Коерцитивна сила $H_C$ , кА/м	Густина, $\gamma$ , г/см <sup>3</sup>	Твердість $HRA$	Границя міцності при згині $R_{bm}$ МПа	Коефіцієнт інтенсивності руйнування $K_{IC}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>
Вихідний*	1,15	16,4	14,43	89,9	1720	10,5 – 11,25
п.1	1,15	16,2	14,44	90,0	1720	11,2 – 11,8
п.2	1,17	16,1	14,47	90,1	1720	11,8 – 12,5
п.3	1,20	15,8	14,42	90,0	1725	12,1 – 12,6
п.4	1,31	15,5	14,52	90,4	1780	14,5 – 14,8

\* – данні взяті із роботи [1].

Таблиця 2. Характеристики структури зразків вихідного та після відпалу.

Режим	Об'ємна частка пор, об. %	Кількість пор розміром >50	Розмір кобальтової фази L, мкм	Вміст вільного вуглецю, об. %	Розмір окремих великих зерен WC або їх скупчень, мкм
Вихідний*	D2 - 0,2	78; 81; 95	0,2 – 0,5	0,1	10 – 15
п.1	D2 - 0,1	73; 59	0,2 – 0,5	0,1	10 – 15
п.2	D1 - 0,1	54; 65	0,2 – 0,5	0,1	10 – 15
п.3	B2 - 0,2	54	0,2 – 0,5	0,1	8 – 15
п.4	B1 - 0,1	50	0,2 – 0,5	0,1	5 – 10

\* – данні взяті із роботи [1].

Як бачимо з даних табл. 1 і 2 відпал зразків у вакуумі при температурах 1050 °С, 1150 °С та 1250 °С не впливає на їх структуру та фізико-механічні властивості. У разі збільшення температури до 1350 °С підвищується тріщиностійкість, міцність при згині, та зменшується коерцитивна сила сплаву (див. п. 4. табл. 1). Це пов'язано зі збільшенням середнього розміру зерна  $d_{wc}$ , зменшенням залишкової пористості та кількості великих пор (див. табл. 2). Таким чином, відпал при температурі 1350 °С зумовлює зміну структурних характеристик сплаву, і відповідно, фізико-механічних властивостей. Тому для дослідження використовувались тільки зразки що відпалювались з температурами при яких не було рідкої фази, що не приводить до зміни структури і відповідно фізико-механічних властивостей.

Зображені на рис. 1 структури вихідних зразків та після відпалу у вакуумі.

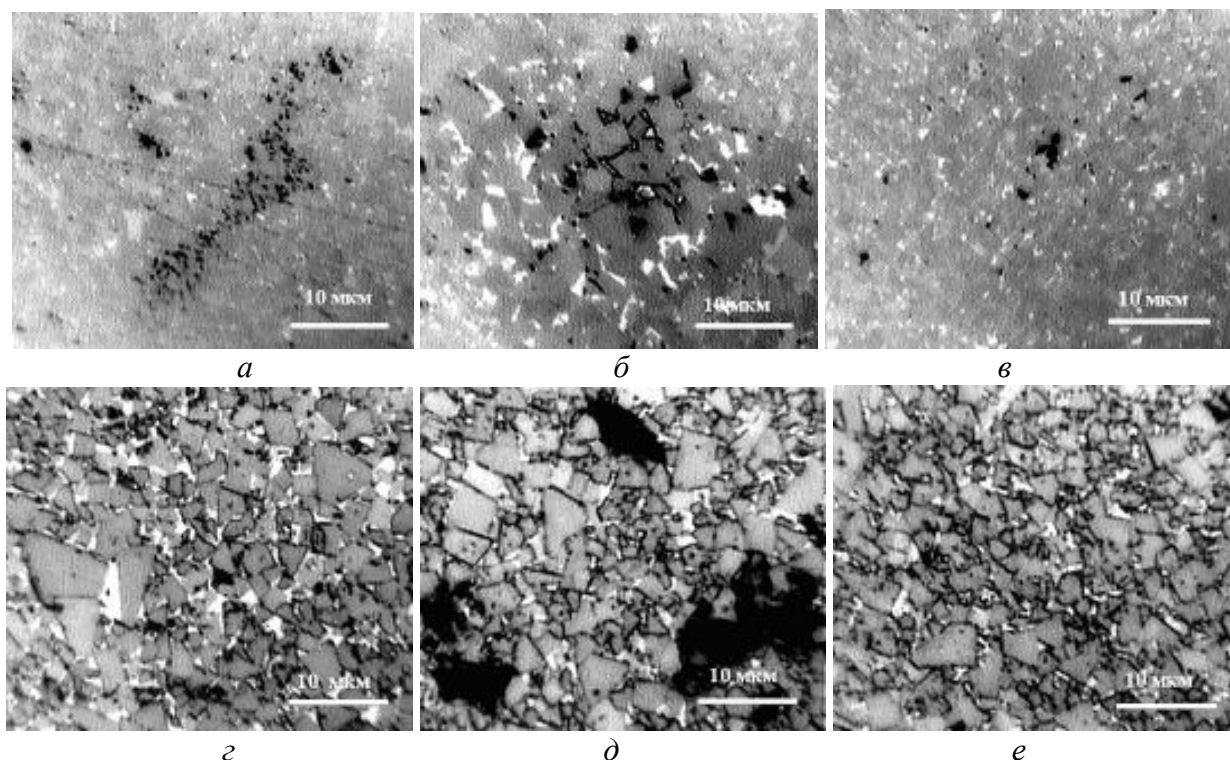


Рис. 1. Загальний вигляд характерних структур зразків спечених у метано-водневому середовищі; а, б, в, - поліровані г, д, е, – травлені в розчині Муракамі.  $\times 1600$

Фотографії структури сплавів спечених у метано-водневому середовищі (рис. 1), підтверджують результати приведені в таблиці 2. Як видно при спіканні формується нерівномірна структура з утворенням скупчень великих зерен та пор. На рис. 1. а, б видно скупчення пор між великими зернами WC та нерівномірне розподілення кобальту. На рис. 1. г, д, е приведені структури зразків після травлення в розчині Муракамі. На них видно нерівномірність

зерені структури, нерівномірність розподілення кобальтової фази. Аналогічні структури мали зразки і після відпалу, тому вони не приведені в даній роботі.

Проведені дослідження експлуатаційної стійкості показали, на відміну від структурних характеристик, збільшення у зразків після відпалу. Графіки зносу по задній поверхні від часу роботи вихідних пластин та пластин після відпалу приведені на рисунку 2.

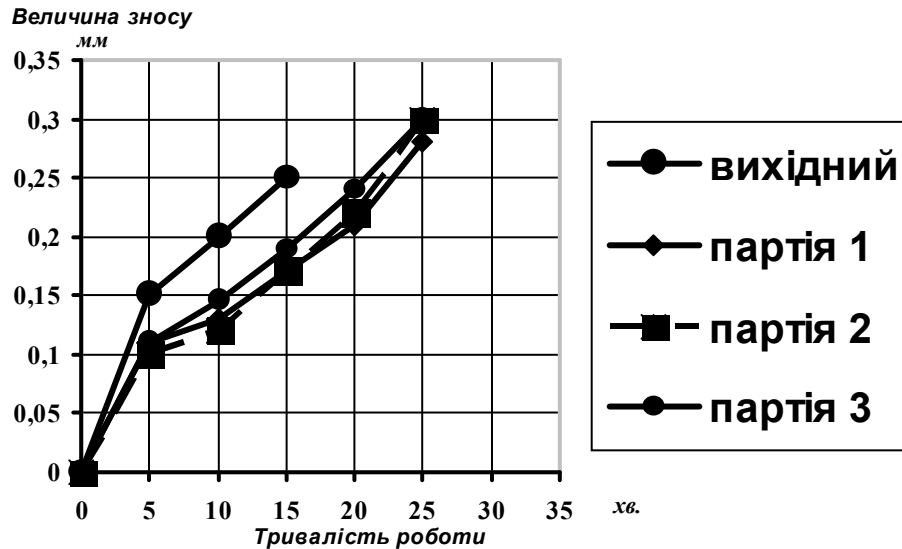


Рис. 2. Залежність зношування по задній поверхні вихідного зразка, спеченого в метано-водневому середовищі та партій відпалених у вакуумі за різних температур від тривалості роботи пластини

Як випливає з даних рис. 2, незалежно від температури відпалу у вакуумі стійкість пластин в вищевказаних умовах різання збільшилась у середньому в 1,6 раза порівняно з вихідним зразком. У перші 5 хв. інтенсивність зношування у всіх пластин після відпалу однакова і на 15–20% менша ніж у вихідного. Далі, у вихідних зразків, як видно з графіка, зношування відбувається за лінійним законом. У зразків відпалених у вакуумі, інтенсивність зношування знижується на 5–10% тому, що від початку роботи утворюється нарід, який може працювати як різальна кромка [5, 6, 8]. Завдяки цьому ефекту посилюється стійкість пластин при різанні.

Загальний вигляд поверхонь зносу різальної кромки пластин зі сплаву ВК10 ОМ, які спікались у метано-водневому середовищі, після точіння сталі 40Х показано на рис. 3.

Як бачимо на рис. 3, а, в, після різання протягом 5-ти хв. ширина стрічки зносу становила 0,10 мм., а після 10-ти хв. – 0,18 мм. При цьому на передній поверхні (рис. 3, б, г) лунки не утворилося, що свідчить про відсутність адгезійної взаємодії сплаву зі стружкою. Після точіння протягом 15 хв. зруйнувалися обидві поверхні ріжучої кромки (рис. 3, д, е). Розмір  $h_z$  стрічки зношування при цьому становить 0,2–0,25 мм (рис 3, д) що менше за наперед взятий розмір (0,3 мм) як критерій стійкості інструменту. Це призвело до зниження чистоти обробленої поверхні заготовки з Rz 6,3 до Rz 40. Таким чином, при ударному точінні сталі 40Х у встановлених умовах різання знос пластин зі сплаву ВК10 ОМ, що спікаються в метано-водневому середовищі протягом 15-хв. відбувається в результаті абразивного зношування на його задній поверхні. Різальна кромка виходить з ладу в результаті макроскопів на обоїх її поверхнях.

Загальний вигляд зношування пластин після відпалу показано на рис. 4.

Як бачимо на рис. 4, а–з на передніх поверхнях пластин незалежно від тривалості точіння постійно утворюється нарід стружки.

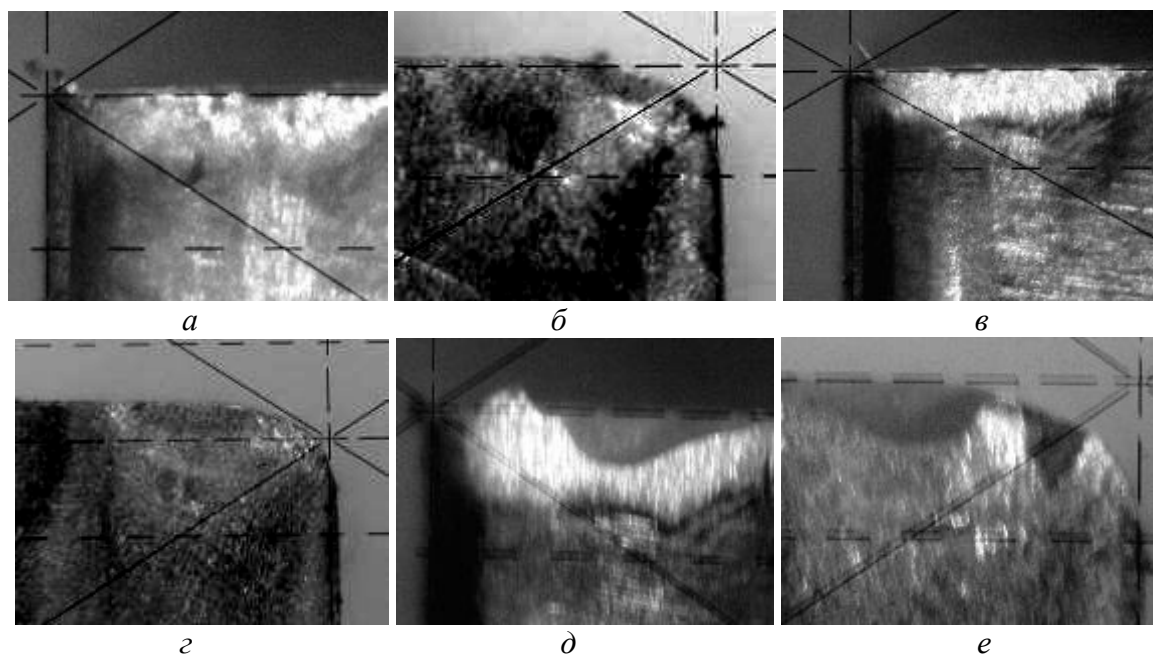


Рис. 3. Загальний вигляд поверхонь зносу пластин, спечених у метано-водневу середовищі після точіння по сталі 40Х в такому режимі:  $V = 65-75$  м/хв;  $t = 0,5$  мм;  $S = 0,11$  мм/об.; а, б – протягом 5 хв., в, г – протягом 10 хв., д, е – протягом 15 хв.

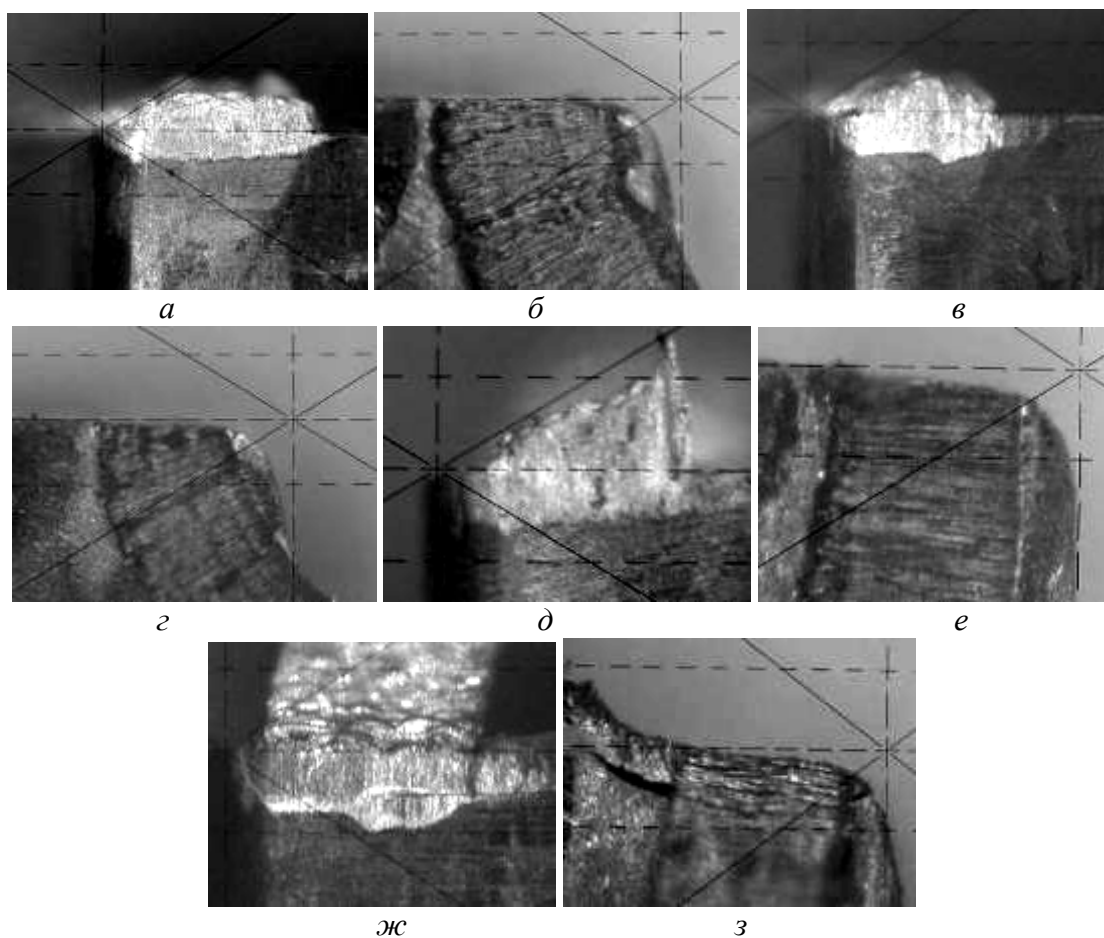


Рис. 4. Загальний вигляд зносу пластин, спечених у метано-водневу середовищі та відпалених за температури  $1200$  °С, після точіння сталі марки 40Х в такому режимі:  $V = 65-75$  м/хв;  $t = 0,5$  мм;  $S = 0,11$  мм/об.: а, б – протягом 5 хв., в, г – протягом 15 хв., д, е – протягом 20 хв., ж, з – протягом 25 хв.

Пластини зношуються переважно по задній поверхні з утворенням нерівномірного профілю абразивного зносу. Максимальний розмір поверхні абразивного зносу при 5-ти хвилинах роботи – 0,1 мм. При подальшому різанні протягом 15 хв. (рис. 4, в) ширина стрічки абразивного зносу збільшується до 0,15 мм, а на 20-ій хвилині (рис. 4, д) до 0,23 мм. При цьому збільшується нерівномірність профілю зносу. На передній поверхні (рис. 4, з, е) постійно утворюється нерівномірний нарід стружки. При цьому чистота поверхні оброблюваної заготовки незмінюється. Після різання протягом 25 хв. чистота поверхні змінюється. Знос по задній поверхні досягає 0,3 мм, що є критичним (рис. 4, ж, з) при напівчистовій та чистовій обробці [4]. При цьому на передній поверхні пластини зберігається нарід стружки, що свідчить про більшу ніж у вихідних пластин адгезійну активність сплаву до оброблюваного матеріалу. Знос по задній поверхні зменшується за рахунок утворення постійного на передній поверхні наросту, який може рівнозначно працювати як елемент різальної кромки [6].

#### Обговорення результатів

Оскільки всі зразки для відпалу були взяті з одної партії, мали однакові характеристики структури та фізико-механічні властивості, а різнилися тільки температурою процесу відпалу, робимо висновок, що відпал у вакуумі нижче лінії солідуса не зумовлює зміни структури та фізико-механічних властивостей, а веде збільшення експлуатаційної стійкості. Таким чином, за відсутності зміни структури та фізико-механічних властивостей сплаву ВК10 ОМ після відпалу зміна кінетики та механізм зносу пояснюється дегазацією газу з об'єму зразків. Відсутність зміни структурних характеристик та фізико-механічних властивостей сплаву при відпалі обумовлено відсутністю появи при цих умовах рідкої фази та нетривалістю процесу відпалу.

#### Висновки

1. Встановлено, що у пластин зі сплаву ВК10 ОМ, спечених у метано-водневому середовищі, в умовах ударного точіння сталі 40Х за 15 хв. руйнується різальна кромка у вигляді сколювання на глибину 0,2–0,25 мм без утворення наросту на передній поверхні. Наявність дифундованого газу в об'ємі зразків впливає на утворення наросту на їх передній поверхні.
2. Уперше встановлено, що після відпалу у вакуумі за температури 1050, 1150, 1250 °С пластин зі сплаву ВК10 ОМ, спечених у метано-водневому середовищі, при роботі в умовах ударного точіння від початку утворюється стабільний нарід на передній поверхні. Зношування пластин після відпалу до критичного значення 0,3 мм відбувається в результаті дії абразивного зношування без сколювання різальної кромки.
3. Адгезійна стійкість пластин після відпалу при ударному точінні знижується, але за рахунок утворення постійного наросту, що бере участь у процесі різання як елемент різальної кромки, стійкість збільшується в 1,6 рази порівняно з вихідним зразком.
4. Після відпалу у вакуумі зразків, спечених у метано-водневому середовищі, при ударному точінні сталі 40Х їх характер і знос аналогічні цим параметрам зразкам спечених у вакуумі. Це свідчить про те, що у структурі сплаву у процесі відпалу був видалений газ, який дифундував в об'єм зразка при спіканні.

#### Література

1. Н. М. Прокопів, В. П. Бондаренко, О. В. Харченко, И. В. Цап. Вплив умов спікання сплаву ВК10 ОМ на кінетику й механізми зносу його в умовах чистового й ударного точіння // Матер. Наук.-техн. конф. «Інтерпартнер 2008». – 2008. – С. 312–327.
2. Прокопів Н. М. Дослідження мікропористості сплавів групи WC – Co. //Сверхтвердые матер. – 2008. – № 4. – С. 67–74.
3. Черемской П. Г., Слезов В. В., Бетехтин В. И. Поры в твердом теле. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 376 с.

4. Лаптев. А. В., Пономарьев С. С., Очкас Л. Ф. Особенности структуры и влаивостей сплаву 84% WC – 16% Co, отриманого гарячим пресуванням в твердій та рідкій фазі // Порошкова металургія. – 2000. – № 11/12. – С. 103–115.
5. Трент Е. М. Резание металлов. М.: Машиностроение, 1980.
6. Лоладзе Т. Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
7. Байрамов Ч. Г. Природа износа твердосплавного режущего инструмента. – Баку: Элм, 2000. – 192.
8. Мацевитый В.М., Козак И.Б., Спольник А.И. Схватываемость и другие физические факторы, которые определяют разную обрабатываемость металлов и сплавов при резании // Матер.наук.-техн. конф. «Интерпартнер 2005». – К., 2005. – С. 231-240.
9. Лошак М. Г. Міцність твердих сплавів. – К. Наук. Думка, 1982.

Надійшла 15.04.09

УДК 621.9.1.01.:621.941.025

**В. Е. Овчаренко**<sup>1</sup>, д-р. техн. наук; **А. А. Моховиков**<sup>2</sup>, канд. техн. наук

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук, г. Томск*

<sup>2</sup>*Юргинский технологический институт Томского политехнического университета,  
Российская Федерация*

### **ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПЛАСТИН ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА**

*The paper presents the results of experimental investigation of the impact of electron beam irradiation on the durability of samples of titanium carbide nickel-chrome bond based cutting inserts if machining steel 40 X.*

Металлокерамические сплавы инструментального назначения характеризуются сравнительно высокой остаточной пористостью (от 0,1 до нескольких процентов), неравноосностью формы и большим разбросом размеров частиц высокотвердой фазы, высокой степенью развития внутренних поверхностей раздела компонентов металлокерамической композиции. Указанные дефекты строения являются концентраторами напряжения, инициирующими преждевременное разрушение рабочей кромки режущего инструмента или поверхности трения и их износ. Одним из наиболее эффективных способов повышения стойкости металлокерамических сплавов в экстремальных условиях эксплуатации является создание структурно-неравновесных состояний (субмикроструктурных и наноструктурных) в поверхностных слоях инструмента или покрытия. Образование последних возможно в результате межфазного взаимодействия компонентов металлокерамического сплава и их фазовых превращений в неравновесных температурно-временных условиях нагрева поверхности металлокерамического сплава, которые образуются при импульсном электронно-пучковом облучении поверхности материалов со следующими параметрами облучения: плотностью энергии в электронном пучке 1–100 Дж/см<sup>2</sup>, длительностью импульсов облучения 2,5–200 мкс, частотой импульсов облучения 1–10 Гц. При указанных параметрах облучения скорость нагрева поверх-