

На примере смеси сплава T5K10 получено хорошее совпадение согласно теории капиллярно-пористого тела А.В.Лыкова.

*Вивчено процес «мокрого» пресування суміші T5K10. Встановлено, що застосування уайт-спіриту з метою підвищення щільності пресування більш ефективно, ніж дистильована вода. Отримані в роботі пресування з твердого сплаву підтверджують теорію капілярно-пористого тіла А. В. Лыкова.*

**Ключові слова:** суміш T5K10, дистильована вода, уайт-спірит, пресування, тиск, прес, щільність, крапля, вага, вимірювання

#### INVESTIGATION OF «WET» PRESSING PROCESS APPLIED TO THE PRODUCTION OF T5K10 ALLOY

*The process of wet pressing T5K10 mixture was investigated. It was found that the use of White Spirit to the increase the density of the compact is more efficient than distilled water. The obtained compacts of the cemented carbide support the theory of capillary-porous body A. V. Lykov.*

**Key words:** T5K10 mixture, distilled water, White Spirit, the compact, pressure, press, density, drop, weight, measurement.

#### Литература

1. Лыков А. В. Тепломассообмен. Справочник. 2-е изд. – М.: Энергия, 1978. – 479 с.
2. Лыков А. В. Теория сушки. – М.: Энергия, 1968. – 471 с.
3. Абдурахимов В. З., Зелит Е. С., Юмина В. А. Взаимодействие пористо-капиллярной структуры керамического материала // Металловедение – 2005. – 6(99) – С. 13–17.
4. Панов В. С., Шуменко В. Н. Технология и свойства спеченных твердых сплавов. – М.: МИСиС, 2013. – 143 с.

Поступила 18.04.16

УДК 621.762

**О. В. Харченко** канд. техн. наук

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

#### ВПЛИВ ВІДПАЛУ У ВАКУУМІ НА СТРУКТУРУ, ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНУ СТІЙКІСТЬ ІНСТРУМЕНТУ СПЕЧЕНОГО У ВОДНІ ЗІ СПЛАВУ ВК10 ОМ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

*Досліджено вплив відпалу на структуру, фізико-механічні властивості та експлуатаційну стійкість інструменту для технології зварювання тертям з перемішуванням зі спеченого у водні дрібнозернистого сплаву ВК10 ОМ.*

**Ключові слова:** відпал, твердий сплав, зварювання тертям з перемішуванням, евольвента, пін.

Нині провідні машинобудівні країни промислово освоїли та широко застосовують у багатьох галузях промисловості технологію зварювання тертям з перемішуванням (рис. 1) [1].

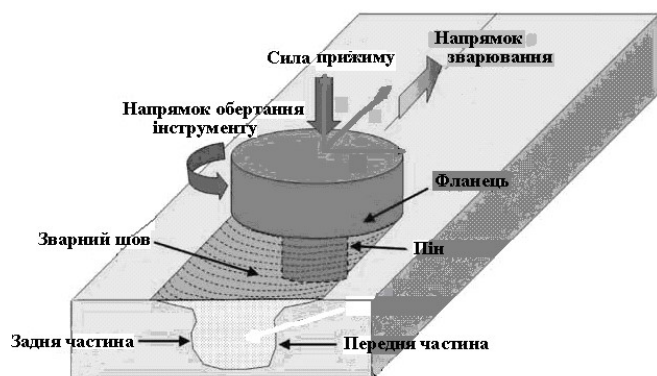


Рис. 1. Схема технології зварювання тертям з перемішуванням

Як видно із рис. 1 для зазначеної технології використовують інструмент спеціальної конструкції, який обертаючись навколо власної осі, у міру занурення на необхідну глибину в об'єм зварювальних частин нагріває та розм'якшує метал до псевдов'язкого стану. У цьому положенні внаслідок руху інструменту розм'якшений об'єм металу переміщується з передньої до задньої його частини з формуванням необхідного шва. Для зварювання алюмінію і алюмінієвих сплавів температура в зоні зварювання досягає

550 °С, для зварювання сплавів нікелю, заліза, титану – 1000–1100 °С.

Україна є однією з провідних машинобудівних держав. У базових галузях народного господарства технічне переоснащення відбувається за сучасними умовами конкуренції. Разом з тим технологія зварювання тертям з перемішуванням не є складовою цього процесу. Насамперед це пов'язано з відсутністю матеріалів для виготовлення інструменту для цієї технології. В одно час в Україні та інших країнах пострадянського простору основними технологіями зварювання залишаються електро- та аргоно-дугове зварювання.

До основних переваг технології зварювання тертям з перемішуванням порівняно з традиційними технологіями належать такі:

- високі властивості зварного шва внаслідок значно нижчої температури процесу ( $0,6 t_{пл}$ ) та однорідності структури наплавленого матеріалу;
- зварні стики деталей перед зварюванням не потребують точного підганяння кромки;
- розміри шва після зварювання тертям з перемішуванням на відміну від електродугового шва відповідають розмірам деталей, що не потребує застосування додаткової операції механічної обробки
- значне зменшення маси зварної конструкції внаслідок відсутності матеріалу, наплавленого з електродів.

Інструмент для цієї технології працює у важких умовах тертя, за знакомінної високої температури та навантаження. Тому працездатність цього інструменту забезпечується здатністю його матеріалу витримувати зазначені умови.

Основні вимоги до властивостей матеріалів, що забезпечують працездатність їх роботи при терті з перемішуванням різних матеріалів [2, 3]:

- висока міцність на стискання при виході за підвищеної температури, очікуваної ударної сили на інструмент;
- висока міцність, стабільність розмірів, опір повзучості;
- висока міцність до термічної втоми, щоб протистояти повторюваності циклів нагрівання та охолодження;
- відсутність негативного впливу на матеріал заготовки;
- висока в'язкість руйнування, для протистояння зношенню при врізанні у площину;
- низький коефіцієнт теплового розширення між піном і плечовим матеріалом для зменшення теплового напруження (наприклад, з використанням теплового захисного

покриття для полікристалічного кубічного нітриду бору (PCBN) інструменти для запобігання перегріванню рухаються у хвостовику з карбиду вольфраму).

На основі численних результатів досліджень [4] було визначено і рекомендовані матеріали для виготовлення інструменту в залежно від матеріалу, що наплавляється, та товщини зварюваного металу (табл. 1).

Таблиця 1. Матеріал інструменту та характеристика зварюваного металу

Характеристика металу, що зварюється		Матеріал інструменту
Матеріал	Товщина, мм	
Алюмінієві сплави	< 12	Інструментальна сталь, WC-Co *
	< 26	MP159 (нікель-кобальтовий сплав)
Магнієві сплави	< 6	Інструментальна сталь, WC**
Мідь та мідні сплави	< 50	Нікелеві сплави, WC-Co*, ПКНБ***
	< 11	Інструментальна сталь
Титанові сплави	< 6	WC-Co *
Нержавіючі сталі	< 6	ПКНБ, WC-Co*
Низьколеговані сталі	< 10	WC-Co*, ПКНБ***
Нікелеві сплави	< 6	ПКНБ***

\* – карбід вольфраму на кобальтовій матриці.

\*\* WC – карбід вольфраму;

\*\*\*ПКНБ – полікристалічний кубічний нітрид бору.

Для підвищення працездатності твердого сплаву зарубіжні дослідники [5] використовували легування карбідом хрому та нікелем. Було встановлено, що додавання Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> для WC-Co зменшує знос інструменту шляхом зниження окислення WC. Інструмент зі WC-Co сплавів з різьбовим контактним було використано для зварювання АМС з 30 об. % зерен SiC [6]. Знос плеча і поверхні піна виявився меншими, ніж радіальний знос торця піна. Таке саме спостереження були отримано і при дослідженнях з циліндричними штифтами [7, 8]. Зокрема виявлено, що піни інструменту на початку роботи отримують великі зусилля деформації, а після формування оптимізованої форми, швидкість зносу значно знижується.

Проте в дослідженнях не наведено про зернистість твердого сплаву і технологію виготовлення інструменту. Аналізуючи умови наведених досліджень, можна припустити, що для виготовлення інструменту використовували дрібнозернисті тверді сплави, а також вакуумно-компресійного спікання.

З огляду на наведене можна стверджувати, що умови роботи інструменту при зварюванні тертям з перемішуванням близькі до умов роботи металорізального інструменту при лезовому обробленні важкооброблюваних матеріалів [9].

Отже для виготовлення інструменту необхідні високоякісні порошки твердих сплавів.

Слід зауважити, що одним із основних виробників порошків твердих сплавів на теренах колишнього Радянського Союзу залишається Кіровоградський завод твердих сплавів (КЗТС, Росія). Згідно з паспортом, для виготовлення виробів, з цих порошків, необхідно використовувати технологію водневого спікання. Тому основною технологією виготовлення інструменту із твердого сплаву, в пострадянських країнах, залишається технологія спікання у водні. Використання цих порошків у технологіях вакуумного та вакуумно-компресійного спікання призводить до утворення у цих сплавах  $\eta$ -фази, погіршення властивостей, що є неприпустимо. Розвиток нових технологій спікання – вакуумної, вакуумно-компресійної, стримується браком коштів для придбання обладнання, а також високоякісних порошків твердих сплавів.

Наші дослідження спрямовувались на підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей інструменту після спікання у водні.

Результати проведених нами досліджень засвідчили [10], що після спікання за технологією водневого спікання та відпалу у вакуумі за збереження і незначного збільшення фізико-механічних властивостей на 35 – 45% підвищується експлуатаційна стійкість інструменту при ударному циклічному точінні, і досягається стійкість інструменту як після вакуумного спікання. Це зумовлено тим, що відпал у вакуумі видаляє з об'єму та структури сплаву розчинений газ, який потрапляє в об'єм у результаті спікання і осідає на межі зерен, та захлопується в об'ємі пор [11].

Крім того, було здійснено дослідження з підвищення властивостей твердих сплавів групи WC-Co після спікання за різними технологіями [12]. Показано, що при однакових фізико-механічних властивостях сплаву BK10 OM після спікання в різних умовах, експлуатаційна стійкість при циклічному ударному точінні сталі 40X підвищується в ряді: водень → водень + відпал у вакуумі → вакуум → компресійне спікання.

При вивченні технології тертя з перемішуванням і дослідженні матеріалів для цієї технології, було встановлено, що за однакових умов виготовлення інструменту з твердих сплавів групи BK найкращу стійкість показали зразки виготовлені із багатокобальтових твердих сплавів [13].

Проте, інформації про дослідження технології виготовлення інструментів з твердих сплавів і визначення оптимальної не виявлено.

Мета проведеного дослідження – виявити вплив відпалу у вакуумі на стійкість інструменту з твердого сплаву групи WC-Co в процесі зварювання тертям з перемішуванням спеченого по технології водневого спікання.

#### **Методика досліджень**

Зразки розміром 5×5×15 мм та інструмент для дослідження виготовляли зі стандартної суміші BK10 OM виробництва КЗТС (Росія) (ГОСТ 3882-74).

Спікання здійснювали у тризонній прохідній печі безперервної дії за стандартною технологією, освоєною в ІНМ ім. В.Н. Бакуля НАН України [14]. Режим спікання: швидкість руху човника  $v = 2-3$  °C/хв; температура –  $T = 1350-1370$  °C.

Для дослідження впливу відпалу у вакуумі  $p = 1 \cdot 10^{-2}$  МПа використовували зразки із сплаву BK10 OM після водневого спікання у вакуумній печі СШВе-1,25 за температури 1150 °C (п. 2) та 1350 °C (п. 4), ізотермічного витримання 10 хв. Максимальна температура 1350–1370 °C відповідає стандартній температурі спікання цього сплаву, мінімальна 1050 °C – температурі, за якої не відбувається інтенсивної твердофазної взаємодії його компонентів. Для порівняння використовували зразки, спечені у вакуумі при температурі 1350 °C і

витримуванні 30 хв. що були попередньо нормалізовані при температурі 930–950 °С для вирівнювання балансу за вуглецем.

Структуру та фізико-механічні властивості сплавів досліджували за стандартними методиками.

Для дослідження термодесорбції розчинених в об'ємі газів використовували по шість зразків. Мас-спектри газової фази фіксували мас-спектрометром МХ 7304А («Сэлми» м. Суми) в інтервалі значень відношення маси до заряду ( $m/z$ ) 10–60, що дає змогу побудувати термодесорбційні криві для кожної речовини окремо [15]. Швидкість нагріву зразка становить 14 град/хв. за температурного інтервалу 40–800 °С.

У лабораторних умовах мідну плиту товщиною 3 мм наплавляли на мідну плиту. Конструкцію, розміри та форму робочої частини брали найпростішу з огляду її виготовлення.

Для наплавлювання використовували вертикально-фрезерний верстат моделі СФ15. Сила прижиму  $P$  – 50 кН, бокова сила  $P_{бок.}$  – 2 кН, частота обертів інструменту  $n$  – 1400 хв<sup>-1</sup>, подача  $s$  – 0.5 мм/об.

Якість шва оцінювали візуально за однорідністю (відсутністю раковин пор) як на поверхні, так і в перерізі.

Працездатність інструменту визначали по довжині виконаного якісного шва. При цьому також визначали механізми зносу та руйнування робочої частини інструменту.

#### Результати дослідження та їх обговорення

Результати дослідження структури і фізико-механічних властивостей зразків твердого сплаву ВК10 ОМ спечених у різних умовах зведено в таблицю 2.

Таблиця 2. Характеристики структури та властивостей зразків спечених у водні (п. 1), після відпалу при температурах 1150 °С (п. 2), і при 1350 °С (п. 3) а також після спікання у вакуумі (п. 4)

Показник	Номер партії спікання			
	1	2	3	4
Температура відпалу °С	1400 (водень)	1150	1350	1350 (вакуум)
Тривалість витримки, t, хв.	60	10	10	20
Об'ємна частка пор, %	Д4 0,4	Д2 0,2	В4 0,2	В3 0,2
Пори розміром >50 мкм	65, 78	66, 74	53, 57	55, 68
Розмір кобальтової фази l, мкм	0,2-0,5	0,2-0,5	0,3-0,5	0,3-0,5
Середній розмір $d_{WC}$ , мкм	1,21	1,25	1,30	1,25
Розмір окремих великих зерен WC або їх скупчень, мкм	15-20	15-18	10-15	10-12
Включення вільного вуглецю, %	0,1-0,2	-/0,1	0,1	0,1
Вміст кобальту, %	9,9	9,9	9,8	9,6
Коерцитивна сила $H_C$	16,4	16,1	16,1	17,5
Густина $\gamma$	14,43	14,3	14,49	14,54
Твердість HRA	89,8	89,8	89,7	90,0
Межа міцності при згинанні $R_{bm}$	1720	1750	1750	1820
Коефіцієнт тріщиностійкості $K_{IC}$	10,5	10,9	11,4	11,5

З аналізу даних табл. 2 випливає, що спечений у водневому середовищі відповідає ГОСТ 3882-74. При відпалі зразків у вакуумі при заданих температурах і витримці, після спікання у водневому середовищі їх структура незмінюється. При дослідженні фізико-механічних властивостей зразків встановлено, що при відпалі у вакуумі за температури 1150 °С їх характеристики відповідають характеристикам вихідних зразків. Для зразків, відпалених при температурі 1350 °С, коефіцієнт тріщиностійкості збільшується від 10,5 МПа·м<sup>1/2</sup> після водневого спікання до 11,4 МПа·м<sup>1/2</sup> і наближається до коефіцієнта тріщиностійкості 11,5 МПа·м<sup>1/2</sup> для зразків, спечених у вакуумі.

Збільшення тріщиностійкості при відпалі у вакуумі вище лінії солідус впродовж 10 хв витримки при незначній зміні характеристик структури сплаву ВК10 ОМ після спікання у водневому середовищі може відбуватись внаслідок видалення залишкових газів з його об'єму.

Для підтвердження такого впливу досліджували термодесорбцію газів з об'єму зразків.

На рис. 2 показані мас-спектри газів, що виділяються при температурі 50–800 °С, для вихідних зразків (1), після їх відпалу у вакуумі за температури 1150 °С і витримки протягом 10 хв. (2), після їх відпалу у вакуумі за температури 1350 °С і витримки протягом 10 хв. (3) та вакуумного спікання (4).

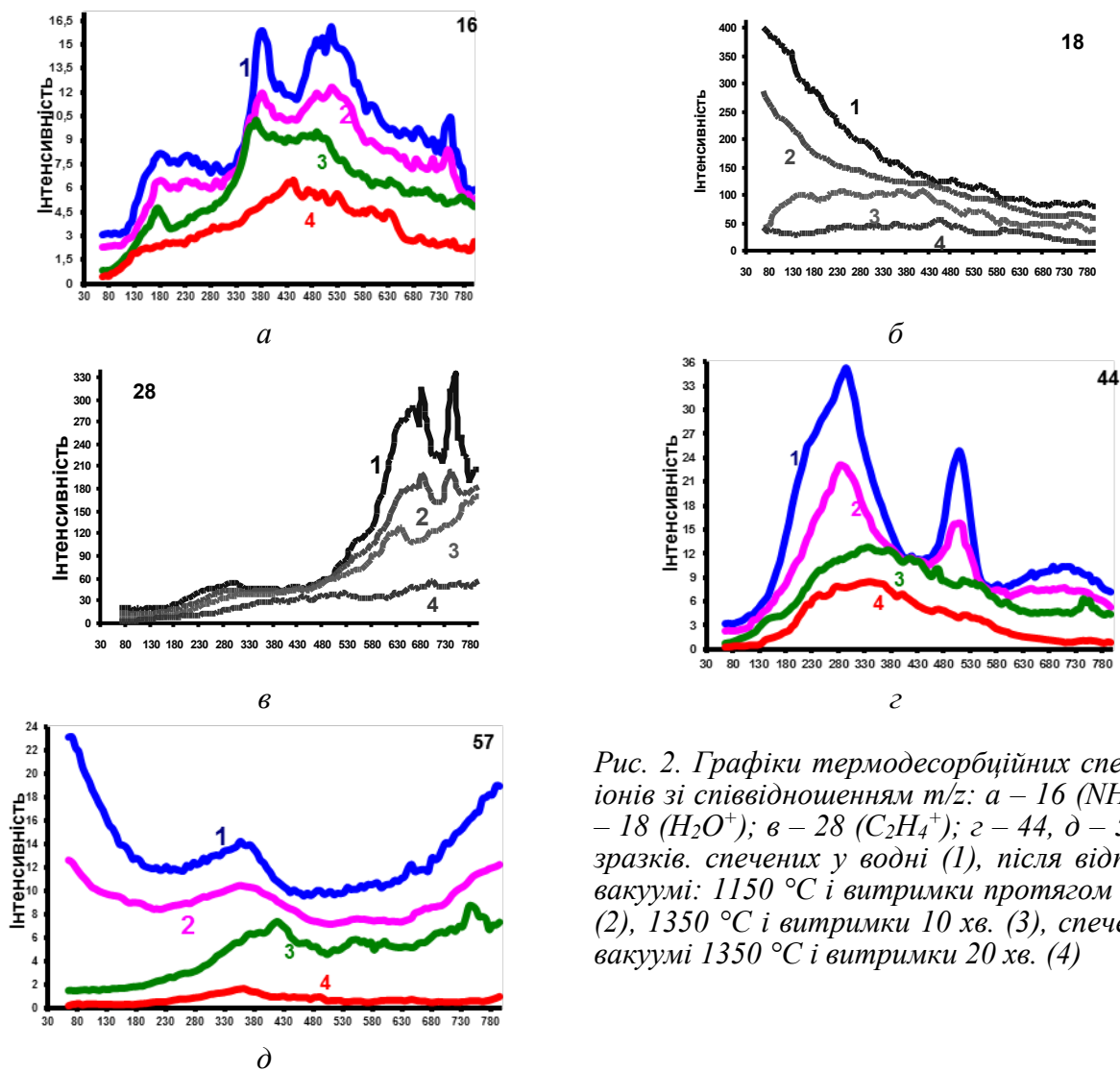


Рис. 2. Графіки термодесорбційних спектрів іонів зі співвідношенням  $m/z$ : а – 16 ( $\text{NH}_2^+$ ); б – 18 ( $\text{H}_2\text{O}^+$ ); в – 28 ( $\text{C}_2\text{H}_4^+$ ); г – 44, д – 57 для зразків, спечених у водні (1), після відпалу у вакуумі: 1150 °С і витримки протягом 10 хв. (2), 1350 °С і витримки 10 хв. (3), спечених у вакуумі 1350 °С і витримки 20 хв. (4)

Як видно на мас-спектрі десорбції іонів, з об'єму зразка, спеченого у водні, в досліджуваному діапазоні співвідношення маси до заряду  $m/z$  11–60 встановлено п'ять груп газів: 15–17, 18–19, 27–29, 40–44, 55–58. Близькі співвідношення  $m/z$  кожній групі можна стверджувати, про їх однакову хімічну природу [16].

Після відпалу на мас-спектрах зразків залишились такі самі групи, але меншої інтенсивності. Для першої групи після відпалу зберігається тенденція відокремлення двох підгруп. графіки зміни інтенсивності десорбції газів кожної групи в залежності від температури показано на рис. 2.

Згідно з результатами термодесорбційного аналізу (рис. 2) зі зразків після водневого спікання при відпалі видаляються гази що містять з'єднання на основі вуглецю, кисню та водню.

У групі іонів газів вихідних зразків зі співвідношенням  $m/z$  15–17 при температурі 50–350 °С поступово посилюється інтенсивність десорбції від 3 до 16,5 од. (лінія 1 рис. 2 а). Максимум десорбції виявлено при температурах 350 та 550 °С що свідчить на складну природу іонів газів в об'ємі сплаву. З підвищенням температури до 800 °С інтенсивність поступово знижується до 6–6,5 од, що значно перевищує фонове значення приладу.

Після відпалу характер спектру іонів даної групи зберігається із зменшенням піків. Проте в 0,5–2 рази знижується інтенсивність десорбції після відпалу порівняно з вихідними зразками (лінія 2 і 3 на рис. 2 а).

У іонів газів вихідних зразків (лінія 1 на рис. 2 б) з  $m/z$  18, 19 максимальна інтенсивність становить 400 од. при нагріванні до 100 °С що у 25 разів переважає десорбцію іонів першої групи. Підвищення температури до 800 °С інтенсивність поступово знижується в 4 рази. Такий характер зміни інтенсивності десорбції можна інтерпретувати як десорбцію з фізичного стану.

У іонів зі співвідношенням  $m/z$  18, 19 відпал кардинально змінив характер десорбції. На відміну від вихідного зразка інтенсивність газів у відпалених при температурі 50 °С становить 50 од., що у 8 разів менше (лінія 2 і 3 на рис. 2 б). До температури 150 °С десорбція досягає значення 100–110 од. І в подальшому зберігається. При підвищенні температури на інтервалі 400–800 °С десорбція поступово знижується до 45–50 од. що вдвічі менше за інтенсивності вихідного зразка.

Інтенсивність іонів 3-ї групи ( $m/z$  28, 29) постійна і становить 30–50 од. до температури 550 °С. Після цього вона різко підвищується у 5 разів при температурах 630 та 750 °С. Така десорбція характерна для газів з хімічного стану. Доречно відмітити, що для  $t = 800$  °С інтенсивність знижується тільки до 200 од.

Інтенсивність спектру з  $m/z$  28, 29 (лінії 2 і 3 на рис. 2, в) у зразків після відпалу вдвічі нижча в порівняно з вихідним. До температури 500 °С графік інтенсивності зразка після відпалу подібний до вихідного. В діапазоні температур 500–800 °С інтенсивність підвищується до 180 од., що вдвічі нижча чим у вихідного зразка.

Для іонів з  $m/z$  44, 40, 41, 42, 43 характер термодесорбційних спектрів подібний характеру іонів з  $m/z$  15–17. Спектри мають два піки з максимальними значеннями 35 і 26 од. за температури 300–320 °С і 500–550 °С відповідно (лінія 1 на рис. 2, г). Після відпалу характер термодесорбційних спектрів іонів з  $m/z$  40, 41, 42, 43, 44 по подібний до характеру спектру вихідного, проте з ліквідацією піків.

Максимальна інтенсивність термодесорбційного спектру іонів з  $m/z$  57, 55, 56, 58, (рис. 2 д) – 23 при низькій температурі 50–250 °С та – 19 при температурі 650–800 °С.

Характер десорбції у зразків після відпалу для газів з  $m/z$  55–59 змінився. Відношення значень інтенсивності при температурі 50 °С становить 2 і 11 разів, а при збільшенні температури до 800 °С зменшується до 0,5 - 3 разів при відпалі з температурою відповідно 1150 і 1350 °С.

Результати дослідження зварювання міді показані на рис. 3.

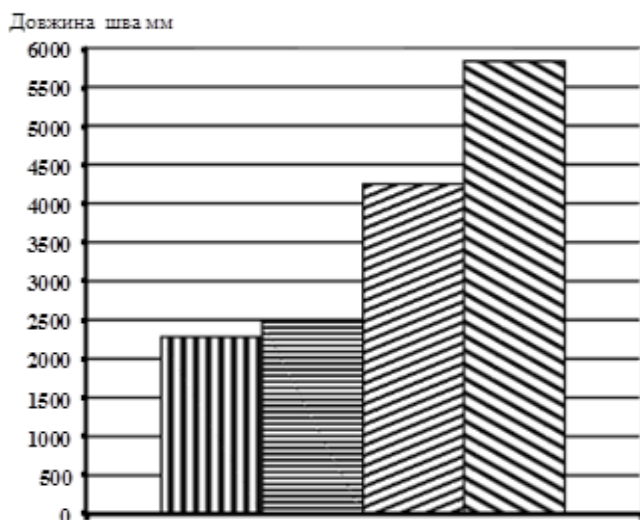


Рис. 3. Стійкість інструменту для зварки тертям з перемішуванням із сплаву ВК10 ОМ спеченого у водні відпаленого у вакуумі при наварці міді товщиною 3 мм: III – водневе спікання; ≡ – водневе плюс відпал у вакуумі при 1150 °С; // – водневе плюс відпал у вакуумі при 1350 °С; // – спікання у вакуумі при 1350 °С і витримці 30 хв

Як видно з рис. 3, стійкість інструменту зі сплаву ВК10 ОМ при зварюванні міді товщиною 3 мм розподілилась і такому порядку:

– найменшу стійкість – 2280 мм – показав інструмент спечений по технології спікання у водні. При цьому робоча поверхня вкрита жовтим покриттям, що характеризує її окислення. Працездатність втрачено через відламування конусного піна поблизу основи, утворення макросколів по зовнішньому периметру торцевої поверхні, та зносу евольвентної канавки на 90% (рис. 4, б);

– стійкість інструменту спеченого по технології спікання у водні і відпалений при температурі 1150 °С становить 2480 мм. Втрата працездатності аналогічна попередньому інструменту. На відміну від першого інструменту на боковій поверхні утворились мікросколи та мікротріщини по торцевій поверхні;

– після відпалу у вакуумі при температурі 1350 °С стійкість інструменту підвищилась до 4250 мм. Основний знос значно відрізняється від зносу перших двох інструментів. Не виявлено повного відламування конусного піна, а також сколів по периметру торцевої поверхні (рис. 4, в). На торцевій поверхні виявлено сліди взаємодії міді з матеріалом інструменту;

– максимальна стійкість – 5830 мм – показав інструмент спечений по технології вакуумного спікання. Інструмент виходить з ладу внаслідок абразивного зносу евольвентної канавки на 70%. На боковій поверхні від основи до вершини піна утворились виїмки по дузі довжиною до 10 мм та глибиною до 0,5 мм через локальне руйнування матеріалу (рис. 4, в).



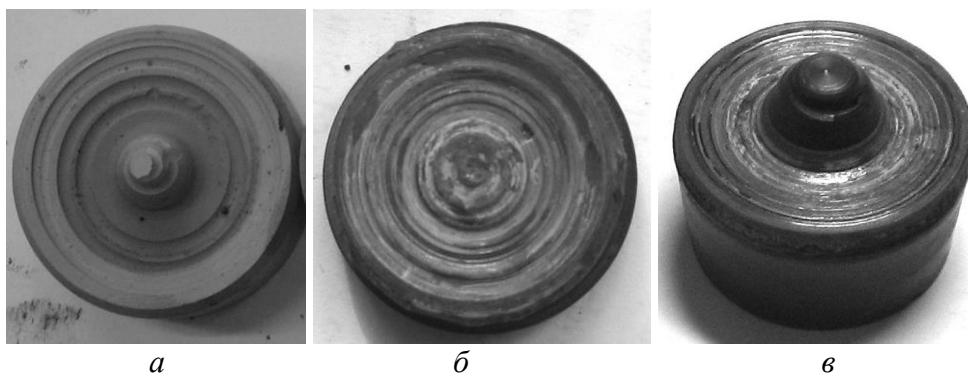


Рис. 4. Загальний вигляд робочої частини інструменту із твердого сплаву VK10 OM; а – вихідний; б, в – після експлуатації; б – після відпалу при 1150 °С; в – спеченого за технологією водневого спікання після відпалу при 1350 °С; спечений у вакуумі (для порівняння)

Під час аналізу зрізу піна, інструменту, спеченого у водні, поблизу його основи в місцях, де вирвано найбільшу частину матеріалу (рис. 5, а), на глибині 1–2 мм від зовнішньої поверхні піна виявлено паралельні радіальні тріщини (рис. 5, б). Крім того, від поверхні радіальної тріщини в середині піну (рис. 5, б) виявлено радіальні тріщини довжиною до 500 мкм, які, з'єднуючись, призводять до відколювання фрагментів матеріалу.

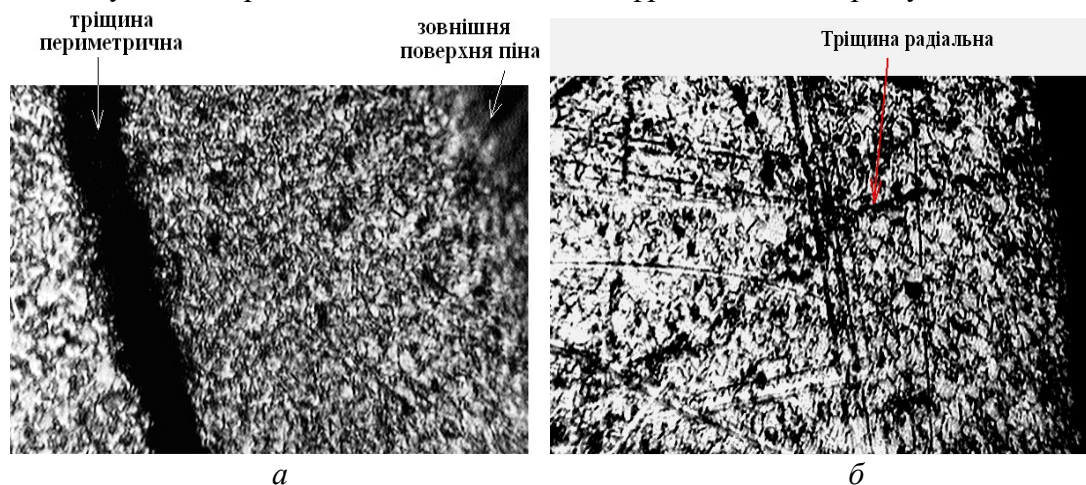


Рис. 5. Структури (травлені в Мураками) із тріщинами шліфа виконаного біля основи піна; а – паралельні радіальні тріщини; б – радіальні тріщини

Важливим фактом є відсутність налипання міді на неушкодженій поверхні піна, а також у структурі сплаву, що засвідчить про відсутність адгезійної взаємодії сплаву та міді. Таким чином, утворенню зазначених виривань піна передують утворення сітки тріщин від втоми на глибині 1–3 мм від його робочої поверхні поблизу основи, ініційованих термомеханічними напруженнями. При цьому знос евольвентних канавок становить 70%., як для інструменту спеченого по технології вакуумного спікання. Запас абразивної стійкості сплаву інструмент мають 30-ти процентний запас.

Це зумовлено тим, що при відпалі з температурою 1350 °С після спікання у водні, коефіцієнт тріщиностійкості матеріалу інструменту в порівняно з вихідним, досягає значення після спікання у вакуумі, а отже стійкість інструменту у процесі експлуатації підвищується.

### Висновки

1. При відпалі у вакуумі з кількість розчинених в об'ємі сплаву газів зменшується в 0,5–4 рази. При цьому змінюється характер інтенсивності їх термодесорбції порівняно з вихідним.

2. Відпал у вакуумі при температурі 1150 °С після водневого спікання не впливає на структурні характеристики та фізико-механічні властивості сплаву ВК10 ОМ.

3. При відпалі за температури 1350 °С коефіцієнт тріщиностійкості збільшується до 11,4 МПа·м<sup>1/2</sup>, досягаючи значення зразка після вакуумного спікання, залишкова об'ємна пористість зменшується до В4 0,2.

3. При відпалі у вакуумі з температурою 1350 °С стійкість при зварюванні тертям з перемішуванням підвищується вдвічі порівняно зі стійкістю з інструментом, спеченого по технології водневого спікання, знос аналогічний зносу інструменту спеченого у вакуумі.

4. Для виготовлення інструменту для тертя з перемішуванням з твердого сплаву групи WC–Co необхідно мати сплав, що поєднує твердість 90–90,5 HRa як для малокобальтових дрібнозернистих сплавів ВК та межу міцності при згинанні 2000 МПа; коефіцієнт тріщиностійкості повинен становити 12,0 МПа·м<sup>1/2</sup> як для багатокобальтових сплавів ВК.

*Исследовано влияние отжига на структуру, физико-механические свойства и эксплуатационную стойкость инструмента для технологии сварки трением с перемешиванием со спеченного в водные мелкозернистого сплава ВК10 ОМ.*

**Ключевые слова:** *отжиг, твердый сплав, сварка трением с перемешиванием, эвольвента, сварной шов.*

### INFLUENCE OF ANNEALING IN VACUUM ON STRUCTURE, PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES AND PERFORMANCE SUSTAINABILITY INSTRUMENT SINTERED IN HYDROGEN FROM THE ALLOY VK10 OM FOR FRICTION WELDING WITH STIRRING

*The effect of annealing on structure, physical and mechanical properties and resistance operational tool for friction welding technology of mixing with water in fine sintered alloy VK10 OM.*

**Key words:** *annealing, hard alloy, friction welding with stirring, involute, pin.*

### Література

1. Leonard R. Corrosion resistance of friction stir welds in aluminium alloys 2014A-T651 and 7075-T651 // 3rd Int. Symposium on Friction Stir Welding. – Kobe (Japan), 2001.
2. Mishra R.S. Mahoney M.W.: Friction stir welding and processing // Materials Park, OH, ASM International – 2007.
3. C.D. Sorenson, T.W. Nelson, S.M. Packer and R.J. Steel: Innovative technology applications in FSW of high softening temperature materials // Proc. 5th Int. Conf. on “Friction stir welding”, Metz, – France, September 2004,
4. Friction Stir Welding and Processing / Rajiv S. Mishra, Murray W. Mahoney, ASM International 2007
5. D.H. Choi, C.Y. Lee, B.W. Ahn, J.H. Choi, Y.M. Yeon, K.Song, H.S. Park, Y.J. Kim, C.D. Yoo and S.B. Jung: /Frictional wear evaluation of WC–Co alloy tool in friction stir spot welding of low carbon steel plates // Int. J. Refract. Met. Hard Mater., 2009,
6. Wear characteristics of a WC–Co tool in friction stir welding of AC4Az30 vol%SiCp composite. H.J. Liu, J.C. Feng, H. Fujii, K. Nogi // Int. J. Mach. Tools Manuf., 2005
7. G. Buffa, J. Hua, R. Shivpuri and L. Fratini: ‘A continuum based FEM model for friction stir welding – model development // Mater. Sci. Eng. A, 2006,
8. Shindo D.J., Rivera A.R. Murr L.E. Shape optimization for tool wear in the friction-stir

- welding of cast Al359-20% SiC MMC // J. Mater. Sci., – 2002. – 37 (23). – P. 4999–5005.
9. Review: friction stir welding tools R. Rai, A. De, H.K.D. H. Bhadeshia, T. DebRoy / Sci. and Technology of Welding and Joining 2011. VOL. 16 – № 4. – P. 325–342.
  10. Прокопів М. М., Харченко О. В. 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 // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения : Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2009. – Вып.12. – С. 431–437.
  11. Прокопів М. М. Харченко О. В., Сердюк Ю. Д. До питання структури твердих сплавів групи WC–Co після спікання у газовому середовищі // Сверхтвердые матер. – 2010. – № 2. – С. 96–98.
  12. Прокопів М. М., Мельничук Ю. О., Харченко О. В. Визначення стійкості до ударного циклічного навантаження сплаву ВК10ОМ при точінні незагартованої сталі // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения : Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2011. – Вып. 14. – С. 498 –503.
  13. Вплив умов спікання на стійкість інструменту для наплавлення міді тертям з перемішуванням зі сплавом групи WC–Co / М. М. Прокопів, О. В. Харченко, Ю. П. Ущатовський и др. // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – Івано-Франківськ. 2015. – № 4 (57) – С. 12–18.
  14. Влияние термокомпрессионной обработки на структуру и свойства сплава WC–Co с добавками Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> / Н. М. Прокопив, В. П. Бондаренко, О. В. Харченко, И. А. Гнатенко // Сверхтвердые матер. – 2006. – № 6. – С. 47–51.
  15. Suzuki H., Matsubara H. Some Properties of TiC(C, N)-WC-Ni Alloy // Ibid. – 1986. – 33. – № 4. – P. 199–203.
  16. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: / Дж. Гоулдстейн, Д. Ньюбери, П. Эчлин, и др. Пер. с англ. в 2-х книгах // Под ред. В.И. Петрова: – М. : Мир, 1984. – 625 с.

Надійшла 07.06.16

УДК 621.762

**В. П. Бондаренко**, д-р техн наук, **О. В. Евдокимова**, **А. А. Матвейчук**

*Институт сверхтвердых Материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киева,*

### **ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА СВЯЗКИ ИЗ ВН65 НА УДЕРЖАНИЕ ЧАСТИЦ SiC В КОМПОЗИТЕ ПРИ ШЛИФОВАНИИ**

*Рассмотрена проблема удержания крупных (125/80 мкм) частиц SiC в композите при его шлифовании мелкозернистым (20/14 мкм) чашечным алмазным кругом. Частички карбида кремния были предварительно покрыты мелкозернистым WC и соответственно обозначены SiC(WC). К полученному порошку было добавлено разное количество 5, 10, 20, 30 (масс %) связки из ВН65, состоящей из 35(масс%) из WC и 65(масс%) из Ni. Полученные порошки были спрессованы и спечены*