УДК 669.17:539.53:621.762.5

М. М. Прокопів^{1, *}, О. В. Харченко¹, Ю. П. Ущаповський¹, І. В. Лісовська², І. М. Закієв³

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, м. Київ, Україна ²Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського", м. Київ, Україна ³Національний авіаційний університет України, м. Київ, Україна **mprokopiv70@gmail.com*

Твердий сплав WC–(Ті,W)C–10Со з підвищеною твердістю і міцністю

Наведено характеристики модифікованого твердого сплаву Т5К10, одержаного в умовах спрямованого керування термокінетичними параметрами вільного спікання у вакуумі, за яких мінімізуються процеси твердо- та рідкофазної взаємодії між карбідом вольфраму та кобальтом, що визначають перерозподіл карбідних зерен та їхню рекристалізацію. Одержаний твердий сплав WC-(Ti,W)C-10Co характеризується однорідною, дрібнозернистою структурою, є високощільним ($\rho = 12,98 \ r/cm^3$), з низьким рівнем залишкової мікропористості, бімодальним складом зерен WC і наявністю тонких перешийків між карбідними зернами. В порівнянні з комерційним аналогом, одержаний твердий сплав має підвищені на 2,4 ГПа твердість (HV 15), на 270 МПа механічну міцність в умовах вигину, на 1,4 МПа м^{0,5} тріщиностійкість і в 1,5 рази вищу зносостійкість. Модифікація технології спікання та зміни в структурі одержаного твердого сплаву WC-(Ti,W)C-10Co зумовили збільшення в 2,5 рази його експлуатаційної стійкості під час чорнового точіння сталі (кованих осей залізничних вагонів), а в разі чизельного глибокого розпушування трунту підвищення абразивної стійкості склало 48 %.

Ключові слова: твердий сплав, вільне спікання, структура, вла-

стивості.

ВСТУП

Твердий сплав WC–(Ti,W)C–10Со було створено в 30-х роках минулого століття на основі WC–Со в результаті часткової заміни дорогого карбіду вольфраму на більш дешевий і доступний на ринку TiC [1, 2]. Це дозволило вирішити проблему утворення "кратеру" зносу на робочій поверхні інструменту в процесі різання і підвищити його експлуатаційну стійкість [3]. Проте встановлено зменшення механічної міцності і експлуатаційної стійкості в умовах дії ударних навантажень [4–6].

Згідно існуючих класичних уявлень у спіканні твердих сплавів групи WC–(Ті, WC)–Со як і WC–Со беруть участь чотири послідовних процеси ущільнення і формування структури, що змінюються:

 процес твердофазної локальної взаємодії з утворенням міжфазних границь WC–Co і контактних WC–WC;

© М. М. ПРОКОПІВ, О. В. ХАРЧЕНКО, Ю. П. УЩАПОВСЬКИЙ, І. В. ЛІСОВСЬКА, І. М. ЗАКІЄВ, 2025

 процес перегрупування карбідних частинок в результаті в'язкої плинності розплаву кобальтової зв'язки, як наслідок ущільнення, яке супроводжується також руйнуванням границь, що утворилися на 1-й стадії спікання і утворенням агрегатів карбідних зерен;

– перекристалізація WC фази через металевий розплав, відомий як процес розчинення-осадження;

– спікання WC фази за умов нагрівання вище 800 °C з початковим утворенням жорсткого карбідного каркасу ("скелета") WC–WC.

Отже, повне змочування розплавом кобальту зерен WC, висока активність їхньої взаємодії за умов нагрівання вище 1300 °C визначає механізм ущільнення пористої заготовки та формування структури із суміші WC–(Ti,W)C–10Co. Присутність в ній (Ti,W)C гальмує процес ущільнення як за умов твердофазного, так і за умов рідкофазному спікання, що обумовлює необхідність більш високої (1530 °C), ніж для композиції WC–Co, температури спікання. Це призводить до збільшення локального перерозподілу зерен WC з утворенням агрегатів великих розмірів, які збагачені Co, і до інтенсивної їхньої рекристалізації за механізмом розчинення-осадження.

Тому в структурі промислового спеченого твердого сплаву WC-(Ti,W)C-10Со розміри зерен карбіду вольфраму коливаються в широкому (1–20 мкм) інтервалі, а розміри окремих їхніх скупчень досягають 40 мкм. Розміри прошарків Со між ними коливаються в межах 0,5–2,0 мкм, що значно більше за розмір 0,2–0,4 мкм, достатній для забезпечення максимальної міцності твердого сплаву [7].

Відповідно агрегати зерен твердого розчину (Ti,W)C, які зрослися за механізмом коалесценції, також мають великі (до 20–30 мкм) розміри, але без кобальту.

Загальновідомо, що у спеченому твердому сплаві WC–(Ti,W)C–10Co існують наступні міжфазні WC–Co, (Ti, W)C–Co, WC–(Ti,W)C, а також контактні WC–WC, (Ti,W)C–(Ti,W)C межі. Доведено, що втомні тріщини розповсюджуються вздовж міжфазних і контактних меж, а гальмуються в металевих прошарках. Нерівномірний розподіл прошарків Co, як відомо із теорії міцності для даного типу твердих сплавів, негативно впливає на його працездатність в умовах втоми та ударних навантажень.

Удосконалення γ -фази (Ti_{0,83}W_{0,17})С з використанням нанопорошку [8], легування зв'язки Со іншими металами і сплавами [9–12], створення градієнтних структур на робочій поверхні різця [13, 14] відбувається за рахунок термодифузії WC і Со із об'єму на поверхню виробу. Вищенаведені методи підвищують функціональні властивості твердих сплавів, але не вирішують проблему однорідності їхньої структури, до того ж ускладнюють технологію виготовлення і збільшують її вартість.

Додаткова термокомпресійна обробка спечених твердих сплавів під тиском газу хоча і зменшує залишкову мікропористість, проте не впливає на неоднорідність їхньої структури [15, 16]. Аналогічний ефект спостерігали також за умови вакуумно-компресійного спікання під тиском газу до 10 МПа [17].

За умови часткової заміни ТіС на Та(Nb)С і створення твердих сплавів WC–(Ti,Ta(Nb)W)С–Со вдалося ефективно вирішити проблему [18–20]. Крім зміни складу фаз, спостерігали зменшення їхніх розмірів, а також розмірів їхніх конгломератів. Тож висока ефективність титано-тантало-вольфрамових твердих сплавів провідних світових компаній для чорнового фрезерування стального литва, легованого чавуну, вогнетривких сталей забезпечується поєднанням високої твердості (HV1500) і міцності під час згинання (R_{bm} =

2,1 ГПа). Незважаючи на значну ціну, вони витіснили тверді сплави групи WC-(Ti,W)C-Co на світовому ринку. Проте, в сьогоднішніх умовах, у процесі розробки або вдосконалення висококонкурентних твердих сплавів, фактор зменшення ціни варто враховувати як домінуючий. З огляду на це, твердий сплав WC-5TiC-10Co має непогану перспективу бути об'єктом досліджень впливу технологічних факторів на удосконалення його структури та підвищення експлуатаційних властивостей.

Так, в [21] розроблено новий спосіб спікання ТіС групи WC–Со в присутності рідкої фази з подальшим зниженням температури до 1200 °С, як наслідок підвищуються твердість і механічна міцність.

З публікацій [22–24] відомо, що зернистій мікроструктурі твердого сплаву групи WC–(Ti,W)C–Со марки T5К10, спеченого в експериментальних умовах і після відпалу у вакуумі за температури 1200 °С впродовж 7 год ізотермічної витримки, було виявлено нову фазу видовженої форми. Вона не піддається впливу розчину Муракамі, хлорного заліза і травлення іонами аргону [23]. Згідно [24], її хімічний склад відповідає стехіометричній формулі $W_{2,3}$ TiC_{2,6}, (якість H) з параметрами a = 3,750 нм, c = 15,950 нм.

Отже, технологія одержання високоякісного твердого сплаву WC–(Ti,W)C– 10Со – це складний процес, що не в повній мірі вирішує проблему формування однорідної структури.

За наведеними вище даними можна стверджувати, що для підвищення твердості, механічної міцності та в'язкості твердого сплаву WC–(Ti,W)C– 10Со необхідно одержати структуру з дрібними зернами WC і прошарками Со та відносно крупними рівномірно розподіленими (Ti,W)C, а також міцними границями між ними. Цієї мети можна досягти за рахунок прогнозованого керування термокінетичними параметрами стадії вільного спікання, мінімізуючи фізико-хімічні процеси, що відповідають за формування неоднорідної крупнозернистої структури.

Відсутність повної інформації щодо параметрів технологічного процесу спікання даної марки твердого сплаву є цілком зрозумілою в умовах високої конкуренції на ринку сучасного металорізального інструменту.

Тому метою даної роботи було дослідження структури, фізико-механічних і експлуатаційних властивостей зразка дрібнозернистого твердого сплаву (WC–(Ti,W)C–10Co), одержаного зі стандартної суміші аналогічного хімічного та фазового складу в експериментальних термокінетичних умовах, що відрізняються від стандартних умов вільного спікання.

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Зразки для дослідження виготовляли зі стандартної суміші WC-(Ti,W)C-10Со марки Т5К10 (ДСТУ ISO 513:2015 (ISO 513:2012, IDT)).

Порівнювали сплави, отримані за стандартною технологією (маркування П – промисловий) з експериментальними зразками (маркування Е – експериментальний), отриманими спіканням в умовах вакууму, що забезпечувало формування дрібнозернистої структури.

Мікроструктуру і залишкову мікропористість сплавів досліджували методом металографічного аналізу згідно з класифікацією ISO 4505. Карбідні фази та прошарки Со оцінювали відповідно до ГОСТ 9391–80 з використанням оптичного мікроскопа МІМ-6 (×100), а також методом Кікучі. Розподіл зерен за фракціями визначали за методом Глаголєва з використанням оптичного мікроскопа МІМ-8М (×1350). Для оцінки структурної організації сплавів використовували такі коефіцієнти Фур'є-аналізу: анізотропія (%); кількість дрібних об'єктів (N, %) та крок структури (E+01un), а також показники структур, отримані за допомогою програми SIA (орієнтація, середній розмір та фактор форми). Зображення досліджуваної ділянки шліфа було отримано методом растрової електронної мікроскопії (PEM) з використанням системи мікроскоп–мікроаналізатор BS-340 зображень структури.

Мікрорентгеноспектральне дослідження проводили на електронному мікроскопі фірми "Carl Zeiss", Німеччина.

Трибологічні випробування зразків проводили за температури навколишнього повітря 20 °С і відносній вологості 50 % на багатофункціональному приладі Micron-gamma, який дозволяє вимірювати мікромеханічні та трибологічні характеристики матеріалів [27, 28]. Дослідження проводили у процесі зворотно-поступального тертя з постійним навантаженням 0.5Н. Кількість коливань складала 300 з амплітудою 600 мкм та частотою 20 кол/с. Випробування проводили на повітрі, а після цього, з відступом 200 мкм, у воді. В якості контр-тіла використовували алмазний індентор з раліусом заокруглення 10 мкм. Крім того, на безконтактному профілометрі Micron-alpha [29] реєстрували топографію з нанометровою роздільною здатністю. Використана методика дозволяє вимірювати об'єм сформованих доріжок тертя та оцінити зносостійкість матеріалів з високою точністю [30, 31]. Випробування відповідають міжнародним стандартам ASTM G99-959, DIN50324 і ISO 20808. Поверхні зразків для дослідження готували на планетарній шліфувальній установці ПШ-3. Фінішну доводку поверхонь здійснювали алмазними кругами на полімерній основі зернистістю абразивних (алмазних) частинок 0/1

Дослідження експлуатаційної стійкості проводили на пластинах форми SNMM 250724, які були виготовлені за режимами П і Е у разі чорнової (з ударами) обробки кованої осі платформи залізничних вагонів. Режими різання: частота обертання n = 140 об/хв; подача s = 1,0 мм/об; глибина різання перемінна (t = 5-10 мм). Також досліджували інтенсивність зношування пластин, напаяних на робочі поверхні чизельних доліт ЧЗ–40 в умовах промислового (ТОВ Краснянське СП "Агромаш") глибокого (0,3–0,6 м) розпушування (швидкість 8–10 км/год) грунтів.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ

На рис. 1 наведено мікроструктури крупнозернистого трьохфазного твердого сплаву WC–5TiC–10Co, одержаного спіканням у вакуумі, з різними термокінетичними параметрами.

Візуально мікроструктура зразка, виготовленого за режимом П, в різних зображеннях (див. рис. 1, a, δ) є типовою для стандартного твердого сплаву T5К10, яка включає окремі агломерати як із крупних гострокутної форми зерен WC (світлі), так і з крупних глобулярних зерен (Ti,W)C (сірі). Останні мають характерну оболонкову структуру (див. рис. 1, a) з різним співвідношенням Ti:W.

Структура зразка, виготовленого за режимом Е, теж включає агрегати переважно із зерен WC, але значно меншого розміру. Зерна твердого розчину (2–4 мкм) рівномірно розподілені в агрегатах із зерен карбіду вольфраму. Присутні також і окремі агрегати із 2–4 зерен, розмір якиих не перевищує 6–7 мкм.

Особливістю даної структури є те, що більшість карбідних зерен як WC, так і (Ti,W)C з'єднані між собою тонкими перетинками. Більш виразно вони візуалізуються на електронному зображенні структури (див. рис. 1, *г*) та на

збільшеному фрагменті (див. рис. 1, *д*). Між ними знаходяться дрібні (0,1–0,4 мкм) включння Со (темні точки). В табл. 1 наведено результати дослідження гранулометричного складу структури одержаних зразків.



Рис. 1. Мікроструктури шліфів зразків (травлені в розчині Муракамі) зі сплаву T5К10 спечених у вакуумі за режимами $\Pi(a, \delta)$ та E(s, c, d); контрасні (a, s, d) та електронні (δ, c) зображення.

Аналіз результатів (див. табл. 1) свідчить, що структура зразка П за рівнем мікропористосі, розмірами карбідних фаз, прошарків Со є характерною для стандартних умов вільного спікання в вакуумі. За наведеними характеристиками вона не відповідає структурі цього ж сплаву, яка необхідна для забезпечення максимального рівня властивостей, оскільки зерна (Ti,W)C повинні бути відносно крупними і забезпечувати абразивну і адгезійну стійкість, а зерна WC навкруги них – дрібними, та забезпечувати механічну і ударну міцність в процесі чорнової лезової обробки різних сплавів. До того ж

зерна твердого розчину повинні мати однорідну структуру зі стехіометричним співвідношенням TiC:WC = 30:70 за температури спікання 1530 °C, а розмір прошарку Со має бути в інтервалі 0,1–0,4 мкм.

	Характеристика пористості		Розмір карбідних фаз, мкм		Розмір
Зразок	вміст пор до 50 мкм кількість пор		d	d	прошарку L _{Co} ,
	% (за об'ємом)	> 50 мкм	UWC	U (Ti,W)C	МКМ
П	B2 (0,2–0,4)	53×2	1,0–4.7	3,07	0,5–1,5
			(15)	(12)	(2,5)
Е	A2 0,1	відсутні	0,3–1,2 (7,0)	1,55	0,1–0.4

Таблиця 1. Характеристика структури зразків твердого сплаву Т5К10

Даним вимогам відповідає структура експериментального зразка Е (див. рис. 1, δ). Вона харакиризується меншою (A2 0,1) залишковою мікропористістю, відсутністю крупних пор розміром > 50 мкм, значно меншими розмірами карбідних зерен, а також відсутністю великих агрегатів зерен твердого розчину (Ti,W)C. До того ж у зерен (Ti,W)C без "кільцевої структури" є оболонка, збагаченою карбідом титану (до 20–30 %).

Особливо слід зазначити бімодальний склад зерен WC, який включає до 40 % зерна розміром 0,1–1,5 мкм, 50 % розміром 2–4 мкм, решта до 6 мкм. Розмір кобальтового прошарку становить 0,1–0,5 мкм. Зерна твердого розчину розміром 1,0–4,0 мкм і окремі їхні агрегати розміром до 6,0–7,0 мкм рівномірно розподілені в агрегатах із дрібних зерен карбіду вольфраму. Середні значення коефіцієнтів Фур'є-аналізу та параметрів структури, одержаних за допомогою програми SIA, наведено в табл. 2.

Таблиця 2. Середнє значення параметрів структури поверхні шліф	ів
зразків згідно з аналізом Фур'є і програмою SIA	

Зразок	Середнє значення параметрів структури						
	за Фур'є-аналізом			за програмою SIA			
	анізотро- пія, %	кількість дрібних об'єктів <i>N</i> , %	крок структури E+01un	орієнта- ція θ, град	розмір об'єктів, мкм	фактор фор- ми об'єктів	
П	26	41	7,07	113,5	4,1	0,71	
Е	18	89	2,47	103,33	2,2	0,81	

Як видно з табл. 2, в структурі зразка Е меншими є значення анізопропії, орієнтації, але більшим фактор форми об'єктів, що вказує на збільшення їхньої симетричності. Інші характеристики наведено в табл. 3.

Таблиця 3. Ре:	вультати хімічного	аналізу з	разків П, Е
----------------	--------------------	-----------	-------------

Хіміший опомонт	Вміст хімічних елементів в зразках, % (за масою)			
лімічний елемент	П	Ш		
С	7,01	7,9		
Ti	6,88	5,52		
Co	9,62	10,38		
W	75,59	76,22		

Як видно з табл. 3, хімічні склади зразків П і Е відрізняються несуттєво. Водночас вміст карбону в зразку Е є близким до стехіометричного (8,15 %), що, як відомо, позитивно впливає на його властивості. В результаті рентгенівського дослідження було встановлено, що параметри кристалічної комірки (Ti,W)C в зразках П і Е становлять відповідно 0,419 і 0,424 Å. Останній відповідає значенню параметра даної фази у вихідній суміші. Отже, структуру зразка Е можна віднести до структур з бімодальним розподілом карбідних фаз, які мають високу симетричність форми і високу щільність упаковки. Фізико-механічні властивості зразків наведено в табл. 4.

	Властивості					
Зразок	густина ρ,	коерцитивна	твердість,	тріщиностійкість	міцність на вигин	
	г/см ²	сила, ерстед	HV (15)	<i>К</i> Ic, МПа∙м ^{0,5}	<i>R_{bm}</i> , МПа	
П	12,69	72	13,7	13,4	1510	
Е	12,98	87	15,7	14,8	1780	

Табпиня 4	Фізико-механічні	впастивості з	воазків П	F
таолиця – .		BIIACI NEUCII 3	ραзκιό τι,	

Як видно з табл. 4, властивості зразка П відповідають аналогічним значенням стандартного сплаву (ГОСТ 3882–82). Натомість зразок Е має більші значення густини, коерцитивної сили, твердості, тріщиностійкості та міцності в умовах вигину. Заслуговує на увагу одночасне підвищення конкуруючих показників твердості, тріщиностійкості та механічної міцності за умови зменшення розміру карбідних зерен, що не є характерним для даного класу твердого сплаву після стандартних умов спікання у вакуумі.

Як відомо, збільшення твердості є загальною закономірністю для твердих сплавів за умови зменшення розмірів їхніх карбідних зерен. За цих обставин відповідно повинні зменшуватись міцність і тріщиностійкість. Тож покращення конкурентних властивостей зразків, отриманих за умов вільного спікання підтверджується даними табл. 1 і 2, а саме низьким (A2 0,1) рівнем залишкової мікропористості, малим (0,1–0,4 мм) розміром прошарків Со (див. табл. 1) і закономірно збільшеною рівномірністю їхнього розподілу, а також високим значенням фактора форми (симетричності) об'єктів структури, що узгоджується з [26]. Водночас не менш важливим аргументом можна вважати наявність в структурі нового типу міжкарбідних меж у вигляді тонких перешийків, а в проміжках між ними рівномірно розподілені дрібні (0,1–0,4 мкм) прошарки Со-фази.

На рис. 2 наведено фрактограми зразків. Руйнування промислового зразка (див. рис. 2, *a*) відбувалося характерно по міжкарбідних границях (наявні плоскі частини поверхонь). Поверхня зламу зразка Е (див. рис. 2, б) відрізняється від попереднього більшим рельсфом. Це вказує на більший опір структури до переміщення тріщини і відповідно більшу міцність під впливом навантажень, що узгоджується з даними табл. 4.

На рис. 3. наведено двовимірні топографії поверхонь зразків у вихідному стані та доріжок тертя сформованих після проведення трибологічних випробувань.

Як видно на рис. 3, a, поверхня шліфа зразка П після полірування має більш розвинений рельєф та більшу шорсткість, ніж поверхня зразка Е (див. рис. 3, δ), що узгоджується з характеристиками їхніх струтктур (див. табл. 1, 2, 3).

На рис. 4 наведено діаграму з середніми значеннями глибин доріжок тертя сформованих на поверхнях зразків після ковзання алмазного індентора.



Рис. 2. Фрактограми зразків із твердого сплаву T5K10, виготовлених за режимом Π (*a*) та E (δ), після руйнування в умовах вигину.



Рис. 3. Двовимірна топографія поверхонь з профілограмами: вихідний шліф зразка П (*a*); вихідний шліф зразка Е (б); доріжки тертя на зразку П (*в*); доріжки тертя на зразку Е, ліворуч сухе, праворуч тертя у воді (*г*).

Із аналізу даних рис. 4 очевидно, що знос для зразка Е в 1,48 рази менший, ніж для зразка П. Водночас зношування в присутності води збільшується в 1,55 рази для обох зразків. Тенденцію до інтенсифікації зношування у воді спостерігали під час трибологічних досліджень композитів Fe–Cu–Ni–Sn [29]. Збільшення залишкової деформації може бути пов'язано з проникненням води до мікротріщин та її розклинювальною дією відомою як ефект Ребіндера.

На рис. 5 наведено діаграму середньої стійкості різальних пластин форми SNMM 250724 за умови чорнової (з ударами) обробки кованої осі платформи залізничних вагонів.

З аналізу діаграм на рис. 5 видно, що стійкість пластини Е в 2,5 рази більша за стійкість пластини П. Встановлено, що втрата працездатності пластин П відбувається в результаті макросколювання (див. рис. 5, δ) по задній поверхні крайки. В окремих випадках таке руйнування пластин виявлено вже на початковій стадії обробки, що свідчить про нестабільність їхньої роботи.

Пластина Е зношується прогнозовано з незначними мікросколами, а втрата її працездатності відбувалася в результаті критичного ($h_p =$ 1,0 мм) значення зносу по задній поверхні (див. рис. 5, e) різальної крайки. Коефіцієнт варіацій стій-



Рис. 4. Середні значення глибини h доріжок зносу зразків П і Е після ковзання алмазного індентора.

кості *K*_{var} для пластин П дорівнював 0,34, а для пластин Е – 0,18, що свідчить про їхню нестабільну та стабільну роботу відповідно.



Рис. 5. Діаграми (*a*) стійкості різальних пластин за умови чорнового фрезерування з ударами (t = 5-12 мм) кованої осі платформи залізничного вагона; види задньої поверхні різальних крайок пластин П (δ) і Е (*в*) після експлуатації.

Ефективність пластин Е було встановлено також за умови чорнового фрезерування литих деталей вагонної платформи – бокової рама, середнього упору і букси.

На рис. 6, *а* представлено торцеву робочу частину долота чизеля Ч3-40 з напаяною пластиною з твердого сплаву та діаграми середньої інтенсивності їхнього зношування Δi , мм/100 га (рис. 6, δ) в процесі промислового глибокого (0,4 м) розпушування піщаного грунту зі швидкістю 8–10 км/год.

З аналізу діаграм на рис. 4, δ видно, що інтенсиіність зношування експериментальних пластин в 1,48 разів менша, ніж інтенсивність зношування пластин П. Отже, стійкість чизельного долота (див. рис. 4, *a*) з напаяною пластиною Е товщиною 5 мм в разі глибокого грунторозпушування буде становити 3300–3500 га, що в 10 раз більше, ніж стійкість вітчизняних доліт з наплавленими зносостійким матеріалом.



Рис. 6. Вістря долота чизеля з напаяною пластиною з твердого сплаву (*a*), середня інтенсивність зношування Δi , мм/100 га пластин П та Е (δ) в разі глибокого (0,4 м) розпушування грунту зі швидкістю 8–10 км/год.

ВИСНОВКИ

Показано, що причиною низької конкурентності промислового твердого сплаву WC–(Ti,W)C–10Co на ринку сучасних інструментальних марок твердих сплавів є неоднорідна (агрегатна) за складом і формою крупнозерниста структура з високим рівнем (B2 (0,2, 0,4)) залишкової мікропористості, що утворюється за стандартних умов вільного спікання.

Досліджено структуру і властивості твердого сплаву, одержаного тільки завдяки спрямованому керуванню термокінетичними параметрами стадії вільного спікання у вакуумі, за цих умов мінімізуються процеси, відповідальні за перерозподіл карбідних зерен WC в присутності розплаву Со та їхню рекристалізацію.

Одержана мікроструктура має бімодальний склад із високосиметричних зерен WC (30 % розміром 0,1–1,0 мкм, 50 % розміром 2–4,0 мкм), між якими розподілені зерна твердого розчину розміром 1,0–4,0 мкм, а міжкарбідні межі утворюються у вигляді тонких перешийків. Як наслідок, сплав має високу цільність (12,98 г/см³), низький рівень залишкової мікропористості (A2 01), високі значення твердості HV = 15,7 ГПа, механічної міцності в умовах вигину $R_{bm} = 1780$ МПа) і тріщиностійкості $K_{Ic} = 14,6$ МПа·м^{0,5}.

Показано, що наявність води зменшує в 1,55 раз зносостійкість зразків в умовах ковзання алмазного індентора. Інструменти, виготовлені з такого сплаву, мають більшу (в порівнянні зі стандартним аналогом) експлуатаційну стійкість – в 2,5 рази за умови чорнового точіння кованих осей платформи залізничних вагонів і в 1,48 разів в умовах промислового чизельного глибокого розпушування ґрунту.

M. M. Prokopiv¹, O. V. Kharchenko¹, Yu. P. Uschapovskyi¹, I. V. Lisovska², I. M. Zakiev³ ¹Bakul Institute for Superhard Materials, National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine ²National Technical University of Ukraine "Ihor Sikorskyi Kyiv Polytechnic Institute", Kyiv, Ukraine

³National Aviation University of Ukraine, Kyiv, Ukraine Hard alloy WS–(Ti,W)C–10Co with increased hardness and strength

The solid alloy WC-(Ti,W)C-10Co (T5K10) is obtained under standard free sintering conditions common to most commercial brands of hard alloys, it has a heterogeneous coarse-grained structure with a high level of residual microporosity. The article describes the characteristics of the modified T5K10 hard alloy, obtained under the conditions of directed control of the thermokinetic parameters of free sintering in a vacuum, under which the processes of solid- and liquid-phase interaction between tungsten carbide and cobalt are minimized, which determine the redistribution of carbide grains and their recrystallization. The obtained hard alloy WC-(Ti,W)C-10Co is characterized by a homogeneous, fine-grained structure, it is highly dense ($\rho = 12.98 \text{ g/cm}^3$) with a low level of residual microporosity, a bimodal composition of WC grains and the presence of thin isthmuses between carbide grains. Compared to the commercial analogue, the obtained hard alloy has increased hardness (HV 15) by 2.4 GPa, mechanical strength in bending conditions by 270 MPa, crack resistance by 1.4 MPa $m^{0.5}$ and wear resistance 1.5 times higher. Modification of the sintering technology and changes in the structure of the obtained hard alloy WC-(Ti,W)C-10Co led to a 2.5-fold increase in its operational stability during rough turning of steel (forged axles of railway cars), and in the case of deep chisel loosening of the soil the increase in abrasion resistance was 47 %.

Keywords: hard alloy, pressureless sintering, structure, properties.

- 1. Alloying: Understanding the Basics / ed. J.R. Davis. ASM International, 2001.
- Schneider G.Jr. Cutting Tool Materials. Chapter 1. Cutting-Tool Materials. Tooling and Production. 2001.
- Xiong J., Guo Z., Yang M., Wan W., Dong G. Tool life and wear of WC-TiC-Co ultrafine cemented carbide during dry cutting of AISI H13 steel. *Ceram. Int.* 2013. Vol. 39, no. 1. P. 337–346.
- Chen J., Liu W., Deng X., Wu S. Tool life and wear mechanism of WC–5TiC–0.5VC–8Co cemented carbides inserts when machining HT250 gray cast iron. *Ceram. Int.* 2016. Vol. 42, no. 8. P. 10037–10044.
- Duman D., Gokce H., Cimenoĝlu H. Synthesis, microstructure, and mechanical мікроскопргоретties of WC–TiC–Co ceramic composites. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2012. Vol. 32, no. 7. P. 1427–1433.
- Yajiang L., Zengda Z., Xiao H., Tao F., Xinghong W. A study on microstructure in the brazing interface of WC–TiC–Co hard alloys. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2002. Vol. 20, no. 3. P. 169–173.
- Schleikofer U., Sockel H., Gorting K., Heinrich W. Fatigue of hard metal and cermets new results and a better understanding. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 1997. Vol. 15. P. 103– 112.
- 8. Lee G.-G., Ha G.-H. Synthesis of ultra fine titanium-tungsten carbide powder from titanium dioxide and ammonium metatungstate. *Mater. Trans.* 2009. Vol. 50, no. 1. P. 187–191.
- Aoki A., Izumi O. Improvement of room temperature ductility of the L12 intermetallic compound Ni₃Al by boron addition. J. Jpn. Inst. Met. 1979. Vol. 43. P. 1190–1194.
- Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling. *Prog. Mater. Sci.* 2001. Vol. 46, no. 1–2. P. 1–184.
- Plucknett K.P., Tiegs T.N., Alexander K.B., Becher P.F., Schneibel J.H., Waters S.B., Menchhofer P.A. Intennetallic bonded ceramic matrix composites. Distribution of this document is unlimited Box 2008, Oak Ridge, TN 37831, USA.
- Waldorf D., Liu S., Stender M., Norgan D. Alternative binder carbide tools for machining superalloys. *Proc. Int. Conf. Manuf. Sci. Eng.* Evanston, Illinois USA, 7–10 October, 2008, P. 1–9.
- Prokopiv M.M. Formation of layer WC–(Co,Ni,Al) structure on the cutting plate surface of WC–7(W,Ti)C–10Co cemented carbide in the contact area with Ni₃Al melt. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41, no. 3. P. 149–156.
- Prokopiv M.M. Formation of a layered structure on the surface of the hard alloy 79WC– 15TiC–6Co during interaction with the TiC–20Ni powder mixture. J. Superhard Mater. 2020. Vol. 42, no. 2. P. 101–107.

- Serdiuk Yu.D., Semizhon O.A., Prokopiv N.M., Petasyuk G.A., Kharchenko O.V., Omel'chuk T.V. The influence of thermal compression treatment parameters on quality characteristics and wear mechanisms of T5K10 carbide inserts in rough turning. *J. Superhard Mater.* 2011. Vol. 33, no. 2. P. 120–128.
- Kramar H.M., Bodrova L.H., Prokopiv M.M., Marynenko S.Yu. Thermal compression treatment of WC–Co and TiC–VC–NbC–WC–Ni–Cr hard alloys. *Proc.18th Plansee Seminar: Int. Conf. on Refractory Metals and Hard Materials*. Reutte, Austria, 3–7 June, 2013. P. 146–152.
- 17. Bauer R., Schulten R. Retrospection on the development of Sbmter HIP furnaces. Современные спеченные твердые сплавы. Сб. науч. тр. Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. С. 133–141.
- Constantinescu S. Physico-mechanical characteristics of hard alloys made out of many carbides. *The annals of "Dunarea de jos" University of Galati Fascicle IX Metallurgy and Materials Science*, 2005. Januare. Vol. 28.
- Vasile T., Sfat C., Vasilescu M., Zafiu G. The improvement of the WC–TiC–Co alloy performances, realized by addition of (Ta,Nb)C. *15 Int. Plansee Seminar, Plansee Holding AG*, Reutte, 2001. Vol. 2. P. 152–159.
- 20. Barbatti C., García J., Brito P., Pyzalla A.R. Influence of WC replacement by TiC and (Ta,Nb)C on the oxidation resistance of Co-based cemented carbides. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2009. Vol. 27. P. 768–776.
- 21. Prokopiv M.M., Kharchenko O.V., Prokopiv N.M. Method of producing hard alloys. Pat. 85351, Ukraine. Publ. 12.01.2009. Bulletin No. 1.
- 22. Prokopiv M.M. A new phenomenon in structure formation of T5K10 hard alloy. *J. Superhard Mater.* 2018. Vol. 40, no. 1. P. 73–74.
- 23. Prokopiv Mykola. Metallographic studies of extra elongated inclusions in WC–(Ti,W)C–Co hard alloy structure. *J. Mater. Sci. Appl.* 2019. Vol. 5, no. 2. P. 29–34.
- 24. Prokopiv M.M. A study of new phase of elongated shape in granular structure of WC-(Ti,W)C-Co cemented carbide after its solid-phase annealing. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2020. Vol. 93, art. 105349.
- 25. Brookes K.J.A. World Directory and Handbook of Hardmetals and Hard Materials, International Carbide Data, UK, 1992. 662 p.
- 26. Waldenstrum M. Methodof makinga submicron cemented carbide with increased: Pat. 621 US. AB Sandvik. Publ. 1999.
- Storchak M., Zakiev I., Zakiev V., Manokhin A. Coatings strength evaluation of cutting inserts using advanced multi-pass scratch method. *Measurement*. 2022. Vol. 191. P. 110745.
- Zakiev I., Storchak M., Gogotsi G.A., Zakiev V., Kokoieva Y. Instrumented indentation study of materials edge chipping. *Ceram. Int.* 2021. Vol. 47, is. 21. P. 29638–29645.
- Zakiev I.M., Gogotsi G.A., Storchak M., Zakiev V.I. Glass fracture during micro-scratching. Surfaces. 2020. Vol. 3. P. 211–224.
- Mechnik V.A., Bondarenko M.O., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Kuzin M.O., Gevorkyan E.S. Influence of diamond-matrix transition zone structure on mechanical properties and wear of sintered diamond-containing composites based on Fe–Cu–Ni–Sn matrix with varying CrB₂ content. *Int. J. Refractory Metals Hard Mater.* 2021. Vol. 100, art. 105655.
- Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Gevorkyan E.S., Kuzin N.O., Yakushenko O.S., Semak I.V. Comparative study of the mechanical and tribological characteristics of Fe–Cu–Ni–Sn composites with different CrB₂ content under dry and wet friction. *J. Superhard Mater.* 2021. Vol. 43, no. 1. P. 43–54.

Надійшла до редакції 11.03.24

Після доопрацювання 23.08.24

Прийнята до опублікування 27.08.24