

М. М. Прокопів

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля
НАН України, м. Київ, Україна,
keramtex@ukr.net

**Формування шарової структури
WC–(Co,Ni,Al) на поверхні різальної пластини
з твердого сплаву WC–7(W, Ti)C–10Co
у зоні контакту з розплавом Ni₃Al**

Повідомлено про виявлення нового типу структури на поверхні різальної пластини з твердого сплаву WC–7(W,Ti)C–10Co марки T5K10 після контакту з розплавом Ni₃Al при 1530 °C у вакуумі, що включає зовнішній WC–(Co,Ni,Al) і проміжний WC–(W,Ti)C–(Co,Ni,Al) шари зі змінним по товщині хімічним і фазовим складом. Максимальні вміст і розміри фази на основі Co характерні для структури на границі зовнішнього і перехідного шарів, які в 1,7 і 2 рази відповідно перевищують аналогічні показники в основній структурі цього зразка. Формування такої структури відбувається шляхом виходу W, C і фази на основі Co з об'єму на поверхню пластини і зустрічного поглинання нею Ni і Al із розплаву Ni₃Al. Показано, що в сформованій на поверхні пластини шаровій структурі присутня залишкова мікропористість, але меншого рівня, ніж в основній структурі за межею поверхневого шару, яка також зменшилась у порівнянні з рівнем мікропористості в структурі вихідної пластини.

Ключові слова: твердий сплав, розплав, структура, фаза, WC, (W,Ti)C, Co, Ni₃Al, шар.

ВСТУП

Традиційні титано-вольфрамо-кобальтові тверді сплави WC–(W,Ti)C–Co (група ТК) за якістю поступаються, а за ціною й доступністю переважають тверді сплави WC–(W,Ti,Ta)C–Co (група ТТК). Вітчизняні машинобудівні підприємства на операціях чорнової обробки сталейних кованих, катанних, литих виробів у великих об'ємах продовжують застосовувати інструмент із твердого сплаву марки T5K10 групи ТК, у зв'язку з чим гостро стоїть питання підвищення його експлуатаційних характеристик.

В Інституті надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України за фінансової підтримки ТОВ “Керамтех ЛТД”, м. Київ проводять пошук нових нетрадиційних шляхів вирішення проблеми підвищення якості твердих сплавів групи ТК [1, 2], зокрема і обробки металевими розплавами (ОМР) [3]. Основою процесу ОМР є явище поглинання спеченими твердосплавними композиціями розплавів металів (Fe, Co, Ni та ін.), які леговані Cr, Al, Si з невеликим їх вмістом [4]. Це стало основою розробки технології одержання градієнтних структур твердих сплавів з підвищеною механічною міцністю. Зменшення твердості поверхневого шару через збільшення вмісту в ньому металевої фази обмежує використання таких сплавів для металорізального інструменту.

Відомо, що інтерметалідна сполука Ni_3Al має унікальні фізико-механічні властивості, включаючи високу температуру плавлення, високу твердість, малу густину і добру стійкість проти окислення і корозії. Крім того, границя плинності Ni_3Al збільшується з підвищенням температури до 600–800 °С, а також зміцнюється при утворенні розчинів, тому що він розчиняє значну кількість легуючих добавок [5–7]. Ni_3Al термодинамічно сумісний і добре змочує WC, TiC [7]. Все це забезпечило розробку нових металокерамічних композитів [6, 8–10] з хорошими експлуатаційними властивостями [11].

З огляду на вищезазначене, обробка розплавом Ni_3Al поверхонь виробів із твердого сплаву групи ТК може підвищити його властивості.

Інформації про дослідження в цьому напрямку автором не виявлено.

Метою даної роботи було дослідити структуроутворення на поверхні пластины з твердого сплаву марки Т5К10 при обробці розплавом Ni_3Al .

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

В якості вихідного матеріалу використовували різальну пластину (П1) форми SNUM240824 (рис. 1, а) без покриття з твердого сплаву марки Т5К10 виробництва фірми “Победит” (м. Владикавказ, Росія). Його фазовий склад на перерахунку на прості карбіди наступний: 84,5 % WC, 6,0 % TiC і 9,5 % Co¹. Пластины спікали в метано-водневому середовищі (дані з паспорту фірми-виробника). Вони мають широке застосування в важких умовах лезової обробки на підприємствах машинобудівного комплексу України.

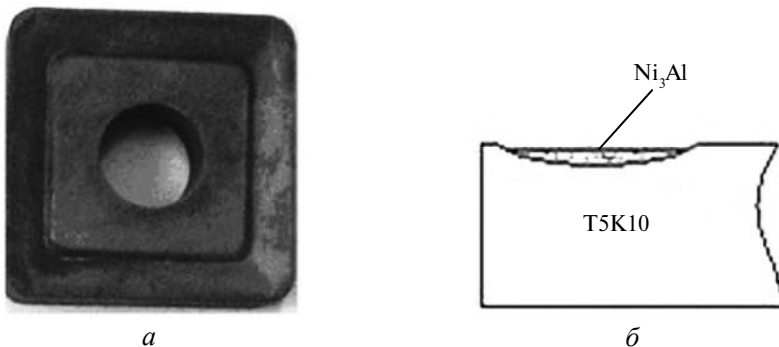


Рис. 1. Загальний вид (а) робочої поверхні пластины та її ескізне зображення (б) в розрізі з насипаним порошком Ni_3Al .

Для дослідження в канавку стружколому робочої поверхні пластины насипали (масу не фіксували) порошок Ni_3Al (марки “ч” виробництва ВО “Тулачермет”, випуску 1989 р.) (див. рис. 1, б). Після цього пластину нагрівали в вакуумі в інтервалі 1400–1550 °С впродовж 10 і 20 хв.

Нижнє значення температури даного інтервалу близьке до температури плавлення евтектики WC–TiC–Co [12], а верхнє – до температури спікання твердого сплаву марки Т5К10 [13]. Дослідження змочування розплавом поверхні пластины проводили за методом “лежачої краплі” [14].

Для мікрорентгеноспектральних досліджень за допомогою растрового електронного мікроскопа (“Carl Zeiss”, Йена, Німеччина) використовували вихідну пластину П1 і пластину П2, на поверхні якої відбулося повне поглинання

¹ Тут і далі вміст елементів приведено у % (за масою).

розплаву Ni_3Al . Діаметри лазерного пучка і його розсіювання мали відповідно такі розміри, мкм: для W – 0,5 і 0,7, для Ti – 2,5 і 4,21, для Co – 1,2 і 2,02.

Дрібну (до 50 мкм) залишкову пористість, скупчення карбідних фаз WC, (W,Ti,Ta)C і прошарків Co у структурі оцінювали відповідно до ГОСТ 9391–80 з використанням рекомендацій стандартів ASTM B-276, ISO 4499-4:2016.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

На рис. 2 наведено мікроструктуру поверхневого шару пластини П1 з нанесеними лініями (а) і окремими точками (б), де визначали вміст W, Ti, Co і C.

Як видно на рис. 2, а, в структурі на поверхні пластини П1 (лінія 1) присутні залишкові мікропори (чорні поля) на рівні ДЗ 03, а також окремі крупні пори розміром > 50 мкм. Мікропористість основної частини між лініями 2–8 структури була на рівні ВЗ 03.

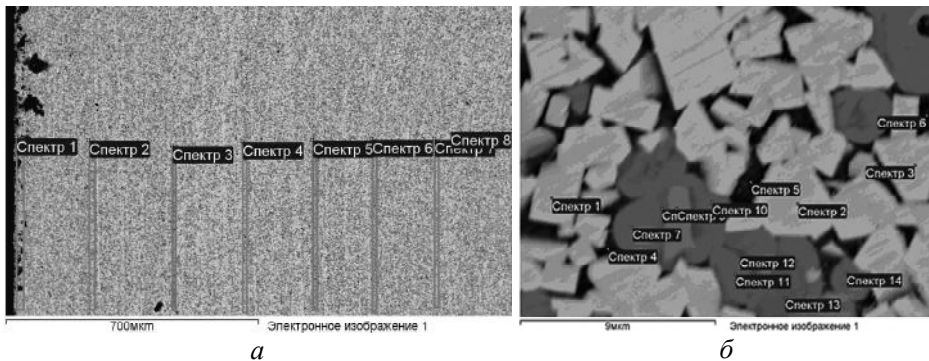


Рис. 2. Мікроструктура поверхні пластини П1 з нанесеними лініями (а) і точками (б), де було визначено кількісний хімічний склад.

Результати рентгено-спектрального аналізу по лініях 1–8 (див. рис. 2, а) і в точках 1–14 (див. рис. 2, б) мікроструктур пластини П1 приведено в табл. 1.

Таблиця 1. Результати рентгеноспектрального аналізу в структурі пластини П1 по лініях (див. рис. 2, а) і у визначених точках (див. рис. 2, б)

Рисунок	Лінія і точка аналізу	Вміст хімічних елементів, % (за масою)					Фаза
		O	C	Ti	Co	W	
2, а	1	3,12	13,51	4,25	7,23	71,89	–
	2–9	–	6,47	5,8	9,77	77,96	–
2, б	1–3	–	6,02	–	0,86	92,49	WC
	4–6	–	5,33	–	81,33	16,27	на основі Co
	7, 8, 10	–	4,39	18,27	–	77,33	(Ti,W)C, оболонка
	9, 11–13	–	6,10	25,80	–	64,10	(Ti,W)C, ядро

Вміст вуглецю і кисню по лінії 1 (див. табл. 1) складає відповідно 13,51 і 3,12 %. Це значно перевищує їх вміст в структурі сплаву, яка знаходиться в об'ємі пластини між лініями 2–7. Важливо також відмітити, що крім зерен твердого розчину (Ti,W)C, які складаються з оболонки (точки 7, 10) і ядра

(точка 9) (див. рис. 2, б), в структурі присутні також окремі зерна (точки 6 і 14), які відповідають хімічному складові як ядра, так і оболонки.

Таким чином, за інтегральним хімічним, фазовим складом, будовою, а також за розмірами і розподілом фаз структура пластини ПІ відповідає вимогам стандарту для твердого сплаву марки Т5К10.

На рис. 3 приведено зображення розплавленого порошку Ni_3Al на поверхні пластини після нагрівання до $1450\text{--}1470\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж 20 хв. Після охолодження пластини розплав Ni_3Al на її поверхні виглядає як окремі краплі різного розміру. Кут змочування розплавом Ni_3Al поверхні пластини близький до нуля, тому поверхні краплі розплаву і пластини щільно прилягають одна до одної. Це свідчить про їхню термодинамічну сумісність, яка є необхідною умовою для протікання процесу поглинання поверхнею пластини розплаву металу [3, 4].

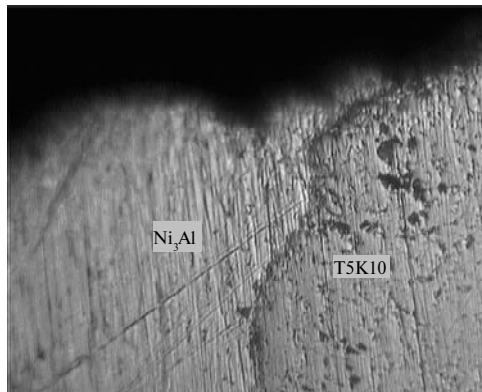


Рис. 3. Зображення розплавленого порошку Ni_3Al на поверхні пластини після нагрівання до $1450\text{ }^\circ\text{C}$.

Повне зникнення крапель розплаву з поверхні пластини відбулося при температурі нагрівання $1530\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж 10 хв.

В подальшому для дослідження було взято пластину з нанесеним на її поверхню порошком Ni_3Al , яку нагрівали до $1530\text{ }^\circ\text{C}$ та витримували при цій температурі впродовж 20 хв.

Зовсім неочікуваною виявилась структура поверхні пластини після додаткової обробки розплавом Ni_3Al .

На рис. 4 наведено електронне зображення мікроструктури шліфа поверхні в канавці пластини ПІ2 з нанесеними лініями 1–10 (а) і номерами точок (б), де визначали хімічний склад елементів, лінією А (в), де визначали розподіл елементів (г).

Як видно на рис. 4, а, на поверхні пластини після її контакту з розплавом Ni_3Al утворився рівномірний (до 70 мкм) шар, структура якого суттєво відрізняється від основної структури за його межею.

Розподіл середніх значень хімічних елементів по лініях 1–10, які нанесені на зображення шарової структури (див. рис. 4, а), приведено на рис. 5.

Результати хімічного аналізу в структурі перехідного шару у визначених точках (див. рис. 4, б), приведено в табл. 2.

В результаті виконаного дослідження встановлено наступні характеристики шарової структури поверхні пластини ПІ2, яка сформувалася після контакту з розплавом Ni_3Al .

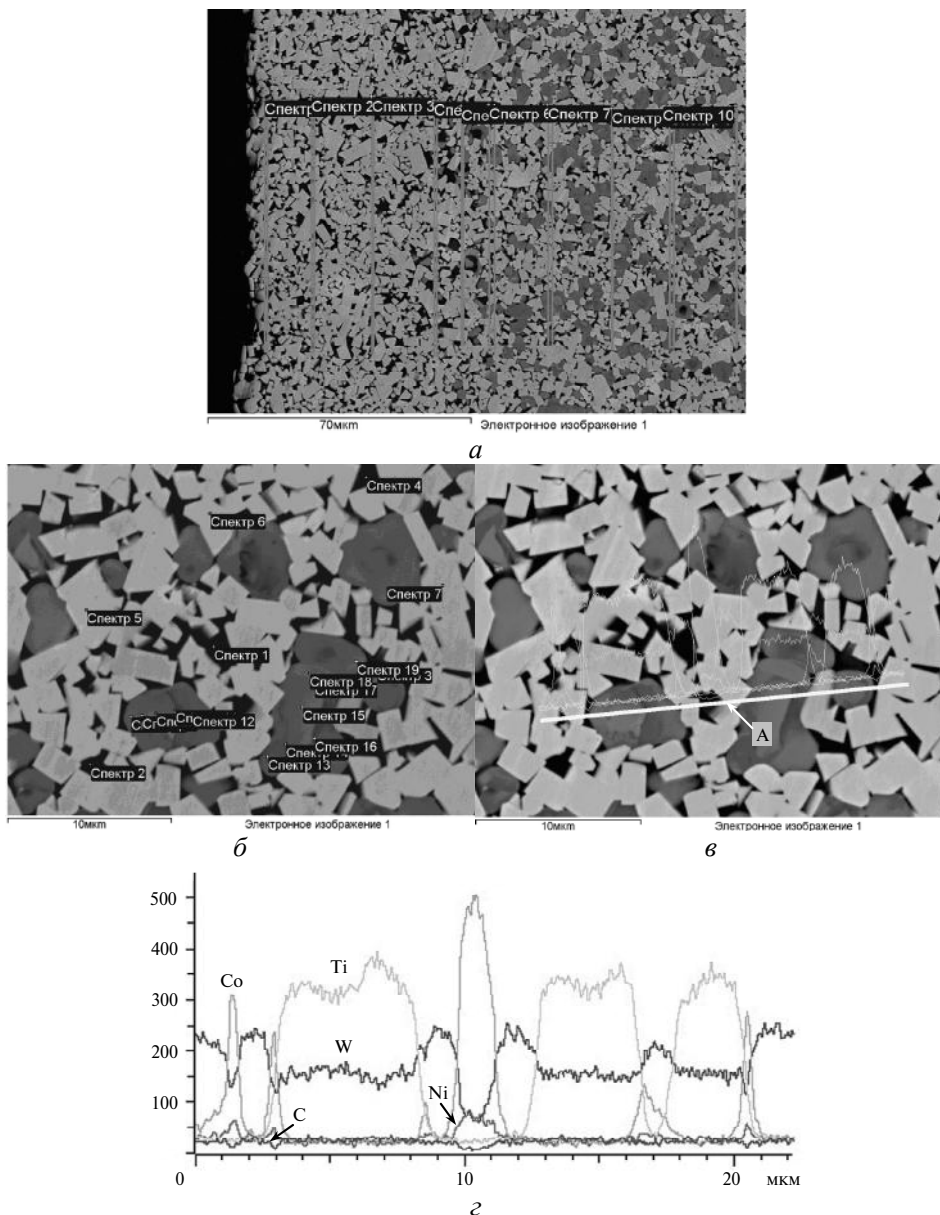


Рис. 4. Мікроструктура поверхні пластини П2 після її контакту з розплавом Ni_3Al з нанесеними лініями 1–10 (а) і точками між лініями 6–7 (б), де визначали хімічний склад, і лінією А (в), де визначали розподіл елементів (г).

Мікроструктура поверхневого шару між лініями 1–4 (див. рис. 4, а), товщиною до 50 мкм, включає дві фази: карбід вольфраму досконалої ограненої форми (світлі поля) і металеву фазу на основі Co (темні поля).

Зерна WC правильної ограненої форми, стехіометричного хімічного складу мають розміри в інтервалі 1–12 мкм (середній $d_{\text{WC}} = 3,2$ мкм), крім того, присутні окремі крупні зерна розміром 12–15 мкм і їх скупчення. Водночас між ними сформувались досконалі границі.

Середній вміст фази на основі Co від лінії 1 до лінії 4 збільшується від 7 до 14 %, а її розміри – з 0,5–2,0 до 1,0–3,0 мкм. В окремих частинах (лінії 3 і 4) мікроструктури виявлено скупчення фази на основі Co з максимальним

(17 %) вмістом. Розмір прошарків Co в цих скупченнях теж досягає максимального (5 мкм) значення. За середніми розмірами карбідного зерна WC і прошарків фази на основі Co дана структура є крупнозернистою, на відміну від середньозернистої структури в об'ємі зразка.

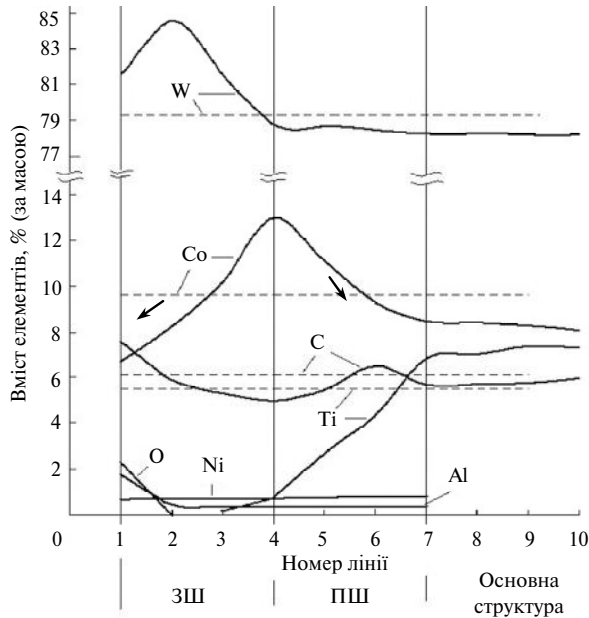


Рис. 5. Розподіл елементів W, Ti, Co, C, Ni, Al, O в зовнішньому (ЗШ) і проміжному (ПШ) шарах пластин: лінії 1–8 (----), див. рис. 3, а, пластина П1; лінії 1–10 (—), див. рис. 4, а, пластина П2.

Вміст до 0,3 % титану до лінії 4 знаходиться на межі похибки вимірювання, хоча можна допустити і присутність його у вигляді карбіду.

Фази на основі Co в межах структури між лініями 1–7 містять Ni і Al від 5 до 10 % у співвідношенні 2:1, за межею цієї структури Ni і Al не виявлено.

Кисень і вуглець знаходяться тільки на поверхні пластини, відповідно 2,2 і 8,0 %, що менше ніж на поверхні вихідної пластини П1 (див. рис. 2, а, лінія 1, табл. 1).

Таблиця 2. Результати хімічного аналізу у визначених точках на зображенні структури перехідного шару (див. рис. 4, б) пластини П2

Точка аналізу	Вміст хімічних елементів, % (за масою)						Фаза
	C	Al	Ti	Co	Ni	W	
1–4	3,93	4,16	2,66	80,18	8,14	6,94	На основі Co
5–7	6,16	–	–	0,72	–	93,11	WC
8, 10, 13, 18	6,03	–	19,78	0,68	–	73,17	(Ti,W)C
11, 12, 14,	8,68	–	26,62	–	–	64,69	
9, 16, 17, 19	7,64	–	22,79	–	–	69,59	
Інтегральний основної структури	6,12	0,35	5,80	9,67	0,78	77,28	–

В структурі після лінії 3 міститься вже три фази: карбідні WC (світлий колір), (Ti,W)C (сірий колір) і металева на основі Co (темний колір). Вміст фази (Ti,W)C в структурі від лінії 4 до лінії 7 збільшується з 0,79 до 7,0 % за рахунок зменшення вмісту WC і фази на основі Co. Мінімальному її значенню відповідають окремі зерна розміром 1–3 мкм, а максимальному – їх конгломерати розміром до 10 мкм. Карбідні фази за структурними характеристиками і хімічним складом відповідають характеристикам аналогічних фаз в основній структурі між лініями 7–10, а також в структурі пластини П1 (див. рис. 2) до обробки розплавом. Зерна WC і (Ti,W)C, як і такі ж зерна в структурі за межами новоутвореного шару, розподілені переважно у вигляді конгломератів з розмірами відповідно 15–20 і 3–10 мкм.

Фаза на основі Co, як і в зовнішньому шарі, містить до 10 % Ni і Al у співвідношенні 2:1. Вміст прошарків фази на основі Co з розмірами 1–4 мкм від лінії 4 до лінії 7 зменшується з 15 до 8,2 %.

Металографічними дослідженнями встановлено, що в новоутвореній структурі зовнішнього шару між лініями 1–4 присутні залишкові мікропори на рівні A1 001. В структурі між лініями 4–6 залишкова мікропористість збільшилася до рівня A2 02.

Залишкова мікропористість основної структури за межею лінії 7 (див. рис. 4, а) знаходиться на рівні B2 02, що менше в порівнянні з залишковою мікропористістю D3 0,2 в структурі пластини до відпаду.

Отже формування нової двофазної структури поверхневого шару пластини із твердого сплаву марки T5K10 в контакті з розплавом Ni₃Al у вищенаведених умовах супроводжується утворенням залишкової мікропористості, але меншого рівня, ніж мікропористість структури за її межею.

Основна структура в межах ліній 7–10 включає зерна WC, (Ti,W)C і фазу на основі Co, які за структурними характеристиками, хімічним складом відповідають характеристикам аналогічних фаз в структурі поверхневого шару і в структурі сплаву T5K10 без обробки розплавом. Співвідношення W:Ti:C:Co складає 78,5:6,5:6,5:8,5. Отже формування вищенаведеної структури в поверхневому шарі пластини в наведених вище умовах відбувається за рахунок компонентів її основної структури.

Таким чином, на поверхні пластини твердого сплаву зі структурою WC–(Ti,W)C–10Co у зоні її контакту з розплавом Ni₃Al при температурі 1530 °C формується зовнішній шар з двофазною WC–(Co,Ni,Al) і проміжний шар з трьохфазною WC–(Ti,W)C–(Co,Ni,Al) структурами перемінного по товщині фазового, хімічного і гранулометричного складу.

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ

Представлені вище результати мікрорентгеноспектральних досліджень необхідно розглядати з урахуванням розмірів лазерного пучка і його розсіювання при дослідженні вказаних елементів в компонентах структури відповідного розміру

Для обговорення утворення двофазного шару WC–Co на поверхні пластини зі структурою WC–WC(Ti,W)C–Co після контакту з розплавом Ni₃Al використовували основи теорії спікання [12–14] і теорії взаємодії поверхні твердих сплавів з розплавами металів [3, 4].

Згідно класичної теорії спікання, пориста заготовка з порошкової твердосплавної суміші WC, (Ti,W)C і Co під час високотемпературного (до 1520–1530 °C) нагрівання в вакуумі за $p = 50\text{--}70$ Па в результаті дії відомих фізико-хімічних процесів наближається до рівноважного безпористого стану.

Відомо, що процес ущільнення пористої заготовки при спіканні в вакуумі супроводжується також частковою втратою Co внаслідок його випаровування. Це, як відомо, знижує механічні властивості сплавів, але не впливає на їхній рівноважний стан. Збільшення тривалості процесу спікання чи повторне спікання при цій же температурі може тільки підсилити ці процеси [12].

Доведено [14], що при 1300 °C в Co розчиняється 35–36 % WC і 0,5–1 % TiC з утворенням евтектичного розплаву. Тому в спечених твердих сплавах WC–(Ti,W)C–Co зв'язуюча фаза є твердим розчином вольфраму, титану і вуглецю в кобальті. При кімнатній температурі вміст титану в кобальті складає ~ 0,02 % [16], вміст вольфраму може досягати 20 % і вуглецю – 0,65 % [12].

З цих позицій можна допустити, що при температурі 1520 °C такий склад розплаву під дією вакууму буде виходити з об'єму пластини на її поверхню. Тому після охолодження пластини до кімнатної температури структура зовнішнього шару мала би включати фазу на основі Co і виділені через обмежену їхню розчинність, дисперговані в ній карбідні зерна WC і (Ti,W)C. Великий середній розмір зерен ($d_{WC} = 3,2$ мкм) в сформованій двошаровій структурі в порівнянні з $d_{WC} = 2,09$ мкм в трьохфазній основній структурі пояснюється інтенсивними рекрестралізаційними процесами, що викликані високою (1530 °C) температурою при обробці розплавом поверхні пластини.

Відомо також, що твердий сплав марки T5K10 є ненасиченою по відношенню до Co системою, а тому розплав Ni₃Al є хімічно не рівноважним по відношенню до нього [3]. Це означає, що при контакті розплав Ni₃Al або його компоненти повинні проникати в глибину структури поверхні виробу, частково витісняючи Co на відповідну глибину в залежності від тривалості процесу. За такої умови розподіл компонентів розплаву і фази на основі Co повинен мати параболічний характер. В протиріччі цих двох процесів більший вплив на формування шарової структури в даних умовах має процес виходу розплаву розчину на основі Co на поверхню пластини.

Присутність Ni і Al у фазі на основі Co як в зовнішньому, так і проміжному шарах новоутвореної структури є результатом міграції їх в структуру поверхні спеченого твердого сплаву, що узгоджуються з результатами [3, 4]. Різний вміст Ni і Al в прошарках Co може бути результатом перекриття лазерного пучка від сусідніх зерен з різним хімічним складом. Невідповідність співвідношення Ni і Al їх співвідношенню у вихідного Ni₃Al як 2:1, можна пояснити підвищенням до 2,14 % вмістом Al на поверхні сформованої структури, який співпадає з високим вмістом кисню (див. рис. 5), а також здатністю Ni випаровуватися під дією вакууму [12]. Незрозумілим залишається прямолінійність розподілу Ni (див. рис. 5) як в зовнішньому, так і проміжному шарах сформованої структури. Відсутність Ni і Al в дисперсній структурі за межами шарів можна пояснити недостатньою тривалістю процесу обробки поверхні розплавом Ni₃Al.

Різна товщина поверхневого шару є наслідком того, що розплав перед просочуванням на поверхні пластини знаходиться у вигляді відокремлених крапель (див. рис. 1).

Нерівномірний рельєф зовнішнього шару, присутність залишкової мікропористості в його структурі можна пояснити як спадковістю їх від структури поверхні пластини до обробки розплавом, так і перекристалізацією зерен WC і перерозподілом та укрупненням фази на основі Co після їх виходу з об'єму пластини. Це, а також додатковий вплив температури, середовища (вакууму) і часу при обробці розплавом Ni₃Al поверхні пластини, стали причиною зме-

нення мікропористості в її об'ємі порівняно з мікропористістю у структурі вихідної пластини.

Таким чином, утворення двофазної структури WC-(Co,Ni,Al) на поверхні пластини з трьохфазною структурою WC-(Ti,W)C-Co при її обробці розплавом Ni₃Al можна вважати невідомим явищем.

ВИСНОВКИ

При обробці розплавом Ni₃Al поверхні різальної пластини із твердого сплаву марки T5K10 формується зовнішній WC-(Co,Ni,Al) і проміжний WC-(Ti,W)C-(Co,Ni,Al) шари зі змінним по товщині фазовим складом. За такої умови мінімальний вміст фази Co в 1,5 рази менший, а максимальний в 1,5 рази більший, ніж вміст її в основній структурі.

Карбідні зерна WC і (Ti,W)C в зовнішньому двофазному і проміжному трифазному шарах мають аналогічні характеристики, як і в основній структурі.

Формування двошарової структури відбувається шляхом виходу WC і фази на основі Co із його об'єму на поверхню і зустрічного проникнення Ni і Al із розплаву в структуру твердого сплаву.

Нерівномірний розподіл фази на основі Co в самосформованому зовнішньому шарі двофазної структури WC-(Co,Ni,Al) пояснюється процесом інтенсивної рекристалізації карбідних зерен.

Залишкова мікропористість новоутвореної шарової структури менша, ніж залишкова мікропористість основної її структури, яка до того ж менша, ніж мікропористість в структурі зразка до обробки розплавом, що є наслідком перебудови карбідного скелету в структурі сплаву під час протікання вищенаведених процесів.

Одержані результати неможливо в повній мірі пояснити основами теорії спікання твердих сплавів групи ТК і теорії їх взаємодії з розплавами термодинамічно сумісних металів і сплавів, що потребує подальших глибоких досліджень.

It reported that a new type of the structure was found on the cutting plate surface of the WC-7(W,Ti)C-10Co cemented carbide of T5K10 brand after contact with the Ni₃Al melt at 1530 °C in a vacuum, which includes external WC-(Co,Ni,Al) and intermediate WC-(W,Ti)C-(Co,Ni,Al) layers with varying chemical and phase composition by thickness. The maximum content and dimensions on the Co-based phase are characteristic of the structure on the boundary of the outer and transition layers, which by 1.7 and 2 times respectively exceed the similar indicators in the basic structure of this sample. The formation of such a structure occurs by the output of W, C and the phase on the basis of Co from the volume on the surface of the plate and the subsequent absorption of it by N and Al from the Ni₃Al melt. It is shown that in the formed layer structure on the plate surface there is a residual microporosity but less than that in the basic structure outside the surface layer, which also decreased in comparison with the level of microporosity in the structure of the initial plate.

Keywords: cemented carbide, melt, structure, phase, WC, (W,Ti)C, Co, Ni₃Al, layer.

Сообщено об обнаружении нового типа структуры на поверхности режущей пластины из твердого сплава WC-7(W,Ti)C-10Co марки T5K10 после контакта с расплавом Ni₃Al при 1530 °C в вакууме. Она включает поверхностный WC-(Co,Ni,Al) и промежуточный WC-(W,Ti)C-(Co,Ni,Al) слои переменного по их толщине химического и фазового состава. При этом, максимальные содержание и размеры фазы на основе Co характерны для структуры на границе внешнего и переходного шаров, которые в 1,7 и 2 раза соответственно превышают аналогичные характеристики ее в основной структуре этого же образца. Формирование такой структуры происходит путем выхода W, C и

фазы на основе Co с объема на поверхность пластины и встречного поглощения ею Ni и Al из расплава Ni₃Al. Показано, что в сформированной на поверхности пластины слоистой структуре присутствует остаточная микропористость, но меньшего уровня, чем уровень микропористости в основной структуре за границей поверхностного слоя, уровень которой также уменьшился по сравнению с уровнем микропористости в структуре пластины до обработки расплавом.

Ключевые слова: твердый сплав, расплав, структура, фазы, WC, (W,Ti)C, Co, Ni₃Al, слой.

1. Сердюк Ю.Д., Семижон О.А., Прокопів Н.М., Петасюк Г. А., Харченко О.В., Омельчук Т.В. Влияние параметров термокомпрессионной обработки на характеристики качества и механизмы износа режущих пластин из сплава T5K10. *Сверхтв. материалы*. 2011. № 2. С. 65–76.
2. Прокопів М.М. Нове явище в структуроутворенні твердого сплаву T5K10. *Сверхтв. материалы*. 2018. № 1. С. 97–99.
3. Lisovsky A. F. Some problems on technical use of the phenomenon of metal melts imbibition of sintered composites. *Powder Metallurgy Int.* 1989. Vol. 21, no. 6. P. 7–10.
4. Lisovsky A.F., Gracheva T.E., Kulakovskiy V.N. Composition and properties of (Ti,W)C–WC–Co sintered carbides alloyed by MMT-process. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 1995. Vol. 13, no. 6. P. 379–383.
5. Liu C.T., Pope D.P. Ni₃Al and its alloys. *Intermetallic Compounds* / eds. J.H. Westbrook, R.L. Fleischer. New York: Wiley, 2000. P. 17–47.
6. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling. *Prog. Mater Sci.* 2001. Vol. 46, no. 1–2. P. 1–184.
7. Tumanov A.V., Gostev Y.V., Panov V.S., Kots Y.F. Wetting of TiC–WC system carbides with molten Ni₃Al. *Powder Metall. Met. Ceram.* 1986. Vol. 25, no. 5. P. 428–430.
8. Aoki A., Izumi O. Improvement in room temperature ductility of the L12 type intermetallic compound Ni₃Al by boron addition. *J. Jpn. Inst. Met.* 1979. Vol. 43. P. 1190–1194.
9. Liu C.T., White C.L., Horton J.A. Effect of boron on grain-boundaries in Ni₃Al. *Acta Metall.* 1985. Vol. 33, no. 2. P. 213–219.
10. Yeh C.L., Sung W.Y. Combustion synthesis of Ni₃Al by SHS with boron additions. *J. Alloys Compd.* 2005. Vol. 390, no. 1–2. P. 74–81.
11. Ohiai S., Oya Y. and Suzuki T. Alloying behaviour of Ni₃Al, Ni₃Ga and Ni₃G. *Acta Metall.* 1984. Vol. 32, no. 2. P. 289–298.
12. Третьяков В.И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. Москва: Металлургия, 1976. 527 с.
13. Чапорова И.Н., Чернявский К.С. Структура спеченных твердых сплавов. Москва: Металлургия, 1975. 248 с.
14. Панов В.С., Чувилін А.М., Фальковський В.А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. Москва: МИСиС, 2004. 464 с.
15. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. Київ: Наук. думка, 1972. 196 с.
16. Andersson G., Jansson B. The solubility of cubic carbide formers in liquid cobalt. *Proc. 15th Int. Plansee Seminar 2001*, Plansee Holding AG, Reutte, Austria, P/M Hard Materials / eds. G. Kneringer, P. Rodhammer, P. Wilhartitz. 2001. Vol. 2. P. 662–676.

Надійшла до редакції 29.05.18

Після доопрацювання 03.12.18

Прийнята до опублікування 04.12.18