

М. М. Прокопів

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

**Формування шарової структури на поверхні
твердого сплаву 79WC–15TiC–6Co
при взаємодії з порошковою сумішшю
TiC–20Ni**

Досліджено структуру поверхні різальної пластини зі стандартного твердого сплаву (Ti,W)C–WC–6Co марки T15K6 після взаємодії з порошковою сумішшю на основі TiC–Ni. Показано, що на поверхні пластини формується зовнішній шар з двофазною (Ti,W)C–(Co, Ni) і проміжною (Ti,W)C–WC–(Co, Ni) структурами перемінного складу. Формування шарової структури відбувається в результаті дифузії Co, W, C із об'єму пластини на її поверхню і зустрічної дифузії Ni з поверхні пластини в об'єм.

Ключові слова: твердий сплав, карбіди WC, (Ti,W)C, зв'язка, Co, Ni, шар, структура.

ВСТУП

Твердий сплав групи (Ti,W)C–WC–6Co під маркою S1 було розроблено фірмою “Krupp”, Німеччина (1935–1938 рр.), а під маркою T15K6 – у СРСР (1937–1940 рр.) шляхом часткової заміни WC на TiC у твердих сплавах групи WC–Co [1, 2].

Присутність у твердому сплаві великого (15 %) вмісту TiC¹ і малого (6 %) вмісту Co підвищило корозійну стійкість і зменшило адгезійну й дифузійну взаємодію інструменту зі сталлю стружкою [3]. Це дозволило впродовж багатьох років вирішувати проблему зносу у вигляді кратерів робочої частини інструменту й підвищити його стійкість в процесі високошвидкісного різання сплавів на основі заліза. При цьому значно зменшилась ціна інструменту.

Інтенсивне впровадженням в машинобудування високолегованих сталей і спеціальних сплавів, а також необхідність підвищення продуктивності процесу різання вимагало відповідного підвищення механічної міцності й зносостійкості даного сплаву.

Подальше вдосконалення твердих сплавів групи ТК відбувалося в рамках стратегічного розвитку матеріалознавства інструментальних композиційних матеріалів за рахунок створення нової структури як в об'ємі, так і на поверхні матеріалу шляхом зміни хімічного й фазового складу.

Суттєвого підвищення їх механічної міцності було досягнуто в результаті часткової заміни WC на TaC і легування фази Co різними металевими елементами [4, 5]. Створені на цій основі тверді сплави групи (Ti,Ta,W)C–WC–Co

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

під маркою ТТК мали більшу ефективність в умовах дії високих механічних навантажень. Водночас зменшилася стійкість до високотемпературної взаємодії з оброблюваним матеріалом і підвищилась ціна. Не дивлячись на це, вони майже повністю витіснили сплави групи ТК із сучасного світового ринку інструментальних матеріалів. Стратегічним в підвищенні зносостійкості інструменту є зменшення високотемпературної міжмолекулярної адгезійної і дифузійної взаємодії його робочої поверхні з оброблюваним матеріалом [6].

Однією з ефективних дій у цьому напрямку є повна заміна WC на складно-легований TiC, а Co на Ni і Mo [7, 8] і створення безвольфрамівих твердих сплавів (БВТС). Недостатня міцність є причиною їх обмеженого практичного застосування [9, 10]. Тому в структурі сучасних видів БВТС присутні карбіди твердого розчину (Ti,Ta,W)C і вільного WC [11, 12].

Розроблення на початку 70-х років методів газозфазного нанесення зносостійких керамічних покриттів на основі системи Ti–C–N дозволило створити композицію інструментальний матеріал–покриття, в якій поєднувалися висока міцність, в'язкість, твердість, фізична й хімічна інертність, що значно підвищило працездатність інструменту [13]. Такі покриття мають високу ефективність переважно на чистових високопродуктивних операціях механічної обробки. На операціях чорнової обробки їх ефективність через малі товщини суттєво знижується. До того ж цей процес складний, дорогий, потребує спеціалізованого обладнання і великого досвіду, а тому дотепер практично реалізований тільки крупними світовими фірмами в умовах масового виробництва інструменту.

Разом з тим, металорізальний інструмент зі стандартного сплаву T15K6 без покриття, який є відносно недорогим, доступним на ринку, некритичним за експлуатаційною стійкістю, й сьогодні знаходить застосування на металобробних заводах машинобудівної галузі.

Підвищення експлуатаційної стійкості було досягнуто в результаті зменшення залишкових пор в їх структурі після вільного спікання з термокомпресійною обробкою під тиском газу до 3,0 МПа [14, 15].

Подальші дослідження, направлені на підвищення ефективності сплаву марки T15K6 в умовах глобалізації ринку, з врахуванням комерційної складової, повинні базуватися, передусім, на доступності дешевої сировини, наявності технологічного й технічного забезпечення, а також професійного досвіду.

За цими критеріями в дослідних установах України найбільш перспективним є метод порошкової металургії. Про це свідчать результати [16, 17], де боруванням одержали зносостійкий шар на поверхні валків зі сплаву T15K6, що дозволило підвищити їх зносостійкість в умовах виготовлення профілю з алюмінію

Сюди відноситься і розроблена в Інституті надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України технологія обробки хімічно нерівноважними розплавами металевих порошоків робочої поверхні інструменту [18]. При взаємодії розплаву Ni з (Ti,W)C–WC–Co рідка фаза проникає з поверхні в об'єм зразка й збільшується її вміст до насиченого (32 %) рівня. Це дозволило підвищити міцність і тріщиностійкість сплаву, а головне експлуатаційну стійкість інструменту при роботі в умовах ударних навантажень.

В [19] показано, що при обробці розплавом порошку Ni₃Al поверхні твердого сплаву марки T5K10 з трьохфазною (Ti,W)C–WC–Co структурою формується зовнішній шар з двофазною WC–(Co,Ni,Al) і проміжний шар з трьохфазною (Ti,W)C–WC–(Co,Ni,Al) структурами перемінного фазового, хімічного й гранулометричного складів. Показано, що в основі цього процесу є

дифузія W, Co і C з об'єму пластини на її поверхню та Ni і Al з розплаву в об'єм пластини. Природа цього явища дотепер не з'ясована і потребує подальших досліджень.

Представляє науковий і практичний інтерес формування методом порошкової металургії зносостійкого шару з порошкової суміші на основі TiC–Ni на поверхні різальної пластини зі сплаву T15K6 шляхом їх сумісного високотемпературного відпалу. Інформації про такі дослідження автором не виявлено.

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для дослідження в рамках виконання сумісного договору з ВАТ “ГСКТИ” (м. Маріуполь, Україна) було досліджено змінні різальні пластини форми SNMM190624 зі сплаву T15K6 (рис. 1) виробництва комбінату “Победит” (Росія). Вони використовуються для напівчистового і чистового точіння середньої і підступічної частин вагонної осі.

Для приготування порошкової суміші використовували карбід титану виробництва Донецького заводу хімреактиви (Україна) марки Ч (випуск 1986 р.) ТУ 6-09-492-75 і порошок нікелю марки ПН-1, Росія. Порошкову суміш TiC–20Ni з добавками порошку Mo разом з бензином марки “Калоша” розмелювали в кульовому млині впродовж 48 год. Вміст фази на основі Ni в суміші в 1,5 раз перевищує вміст фази на основі Co в сплаві T15K6. Згідно [18, 20], це повинно забезпечити просочування розплавом на основі Ni з порошкової суміші в структуру сплаву T15K6.

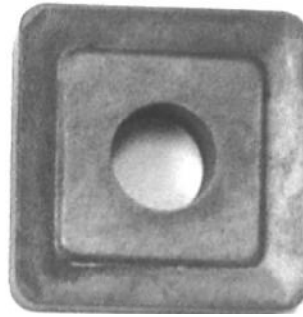


Рис. 1. Пластина зі сплаву T15K6 форми SNMM190624 для чистового і напівчистового точіння підступічної частини вагонної осі.

Порошкову суміш після змішування у вигляді бензинового шлікеру наносили на поверхню пластини, після чого її нагрівали до 1500 °C і витримували впродовж 20 хв. Вибрана температура близька до температури спікання суміші TiC–Ni (1450 °C) і до температури спікання твердого сплаву T15K6 (1550 °C).

Методом растрової електронної мікроскопії (Zeiss EVO 50 XVP, “Carl Zeiss”, Йена, Німеччина) визначали хімічний склад структури поверхні вихідної пластини до і після високотемпературного контакту з порошковою сумішшю. При цьому діаметри лазерного пучка і його розсіювання мали відповідно такі розміри, мкм: W – 0,5 і 0,7; Ti – 2,5 і 4,21; Co – 1,2 і 2,02.

Дослідження стійкості пластин проводили при чистовій обробці підступічної частини вагонної осі на ПАТ “Азовмаш” (м. Маріуполь, Україна).

Параметри процесу точіння: швидкість $v = 150$ м/хв; подача $s = 0,18$ мм/об; глибина різання $t = 0,5$ мм.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

На рис. 2, а представлено загальний вигляд структури поверхні різальної пластин у вихідному стані, а на рис. 2, б – її частину з визначеними місцями, де проводили хімічний аналіз.

Структура сплаву T15K6 складається з каркасу із зерен (W,Ti)C (темно-сірий колір) розміром від 1 до 5 мкм, в якому присутні як окремі зерна WC (світлий колір) розміром 0,5–5 мкм, так і їх скупчення розміром до 12 мкм (рис. 2).

Таблиця 1. Результати хімічного аналізу структури поверхні різальної пластини зі сплаву Т15К6 у вихідному стані (рис. 2, а)

Точка	Вміст хімічних елементів, % (за масою)				Фаза
	С	Ті	Со	W	
1–3	6,20	–	0,65	93,15	WC
5, 6	2,90	2,09	80,37	13,64	Со
8–10, 11, 13	9,34	29,01	0,62	61,03	(Ti,W)C, оболонка
7, 12, 14	7,18	22,73	0,36	69,73	(Ti,W)C, ядро

Карбідні зерна $(Ti,W)C$ (див. рис. 2, б), мають градієнтну структуру, яка була виявлена ще в 1960-х роках [1, 2]. При цьому їх ядра (точки 7, 12, 14) містять до 70 %, а оболонки (точки 8–10, 11, 13) до 61 % вольфраму. Така їх будова і хімічний склад є характерними для структури технічного твердого сплаву Т15К6.

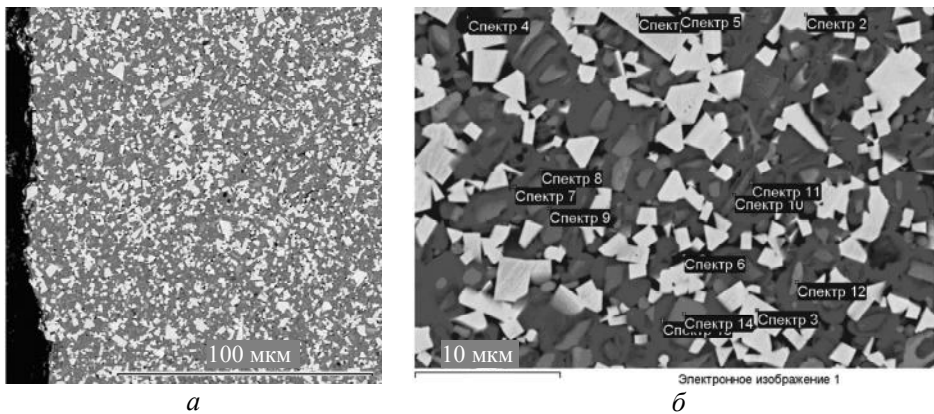


Рис. 2. Мікроструктура поверхні пластини зі стандартного сплаву Т15К6 у вихідному стані (а) і її частина з нанесеними номерами точок, де визначали хімічний склад елементів (б).

На рис. 3 представлено структуру поверхні пластини після високотемпературного контакту з порошковою сумішшю TiC–Ni.

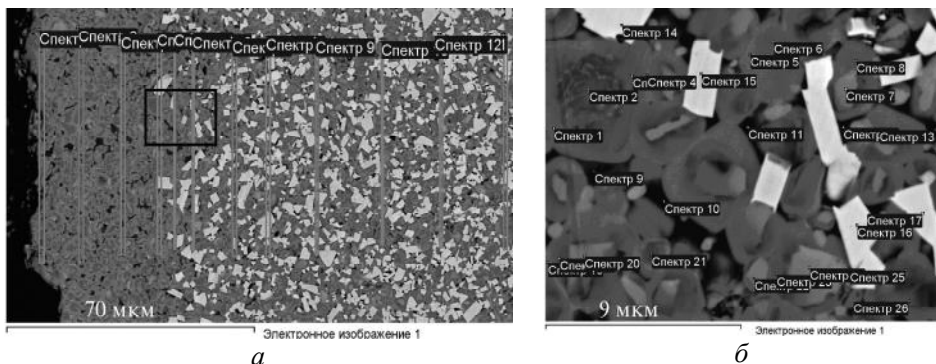


Рис. 3. Електронне зображення структури поверхні пластини зі сплаву Т15К6 з нанесеними номерами ліній (а) і фрагмента з номерами точок (б).

Графічне зображення розподілу середніх значень вмісту хімічних елементів у структурі поверхні різальної пластини зі сплаву Т15К6 після високотем-

пературного контакту з порошковою сумішшю TiC–Ni на лініях 1–12 (див. рис. 3, а) приведено на рис. 4.

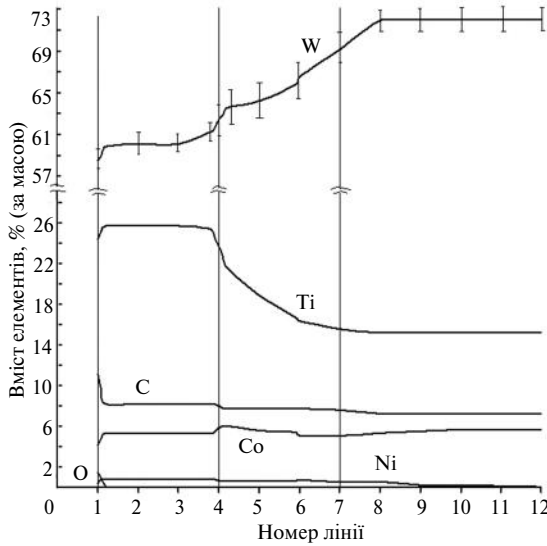


Рис. 4. Розподіл хімічних елементів в структурі сплаву T15K6 в межах ліній 1–12 (див. рис. 3, а)

Результати хімічного аналізу (див. рис. 3, б, точки 1–26) структури в межах фрагменту (квадратний контур на рис. 3, а) приведено в табл. 2.

Таблиця 2. Результати хімічного аналізу структури поверхні різальної пластини зі сплаву T15K6 після високотемпературного контакту з порошковою сумішшю TiC–Ni (див. рис. 3, б)

Точка	Вміст хімічних елементів, % (за масою)					Фаза
	C	Ti	Co	Ni	W	
14–17	6,50	–	–	–	93,55	WC
9–13	2,40	1,09	80,87	6,20	8,64	Co
7, 20, 22, 24	8,57	23,99	–	–	67,44	(Ti,W)C, ядро 1
4, 23	8,82	27,48	–	–	63,69	(Ti,W)C, оболонка 1
2, 6, 8, 21	12,37	32,97	–	–	54,66	(Ti,W)C, ядро 2
1, 3, 5, 26	9,39	25,87	–	–	64,72	(Ti,W)C, оболонка 2

В результаті проведених досліджень виявлено, що на поверхні пластини (див. рис. 3, а) сформувався шар (область між лініями 1–4) товщиною 30–40 мкм, в структурі якого присутні тільки карбідні зерна (Ti,W)C і металева зв'язка на основі Co і Ni.

Карбідні зерна (Ti,W)C мають оболонку і ядро. В однієї частини (точки 7, 20, 22, 24) зерен (тип 1) ядра збагачені карбідом вольфраму, а оболонки (точки 8, 19, 23) – карбідом титану. Такі зерна присутні й у структурі між лініями 4 і 12, а також у структурі вихідного зразка (див. табл. 1). В іншій частини (точки 2, 6, 8, 21) зерен (тип 2) в ядрі вміст Ti (33 % (за масою)) більший, ніж вміст Ti (26 % (за масою)) в оболонках (точки 1, 5). Обидва типи зерен (Ti,W)C виявлено також й у структурі проміжного шару між лініями 4 і 7

(див. рис. 3, а). Поза лінією 7 в основній структурі пластини, як і в структурі пластини до взаємодії, зерна складного карбїду типу 2 відсутні.

Зерна $(\text{Ti,W})\text{C}$ в структурі зовнішнього шару між лініями 1–4 мають розміри в інтервалі 2–6 мкм, а за його межами між лініями 4–12 – 1–4 мкм. Водночас перші мають і більш правильну сфероподібну форму.

Металева зв'язка в межах ліній 1, 9 містить до 6 % (за масою) Co і Ni у співвідношенні 8:1. Це вказує на зустрічну дифузію Co і Ni .

На вільній поверхні (лінія 1) міститься 11 % вуглецю і 1,5 % кисню, що характерно для структури поверхні спечених твердих сплавів. Це привело до відповідного зменшення до 4,5 % металевої зв'язки Co і Ni і карбїдної фази $(\text{Ti,W})\text{C}$. При віддаленні на 3 мкм від лінії 1 кисень відсутній, а вміст C зменшився до 8 %.

В структурі на лінії 4, крім зерен $(\text{Ti,W})\text{C}$, присутні вже поодинокі зерна WC , вміст яких зростає при віддаленні від лінії 4 до лінії 7 за рахунок зменшення вмісту зерен $(\text{Ti,W})\text{C}$.

Склад і вміст металевої зв'язки не змінився, тобто в межах ліній 4 і 7 сформувався перехідний шар зі змінним вмістом карбїдів вольфраму й титану.

В межах ліній 7 і 9 вміст і склад металевої зв'язки не змінився, а в межах ліній 7–12 є близьким до хімічного складу структури вихідної пластини.

На графіку розподілу вольфраму показано інтервали його значень в структурі між лініями 1 і 12 (див. рис. 4). Як видно, найменший (2,5 %) інтервал максимальних і мінімальних значень вмісту вольфраму знаходиться між лініями 1 і 4, а найбільший (5 %) – між лініями 4 і 7.

Отже, термообробка при 1500 °C пластини із твердого сплаву T15K6 в контакті з порошковою сумішшю TiC-20Ni не вплинула на хімічний склад карбїдних фаз і їх будову в основній структурі поза межами сформованого на її поверхні шару.

Особливим для структури в межах ліній 1–9 є також те, що металева зв'язка включає Co і Ni у співвідношенні 8:1. Це підтвердили результати хімічного аналізу в фазах на рис. 3, б, точки 9–13 (див. табл. 2). Інтегральний вміст металевої зв'язки був на рівні 5,5 % (за масою), що відповідає її вмісту в структурі вихідної пластини. Зауважимо, що незначне (до 6,29 % (за масою)) збільшення металу в області лінії 6 є нестабільним.

Проведені дослідження показали, що сформований шар $(\text{Ti,W})\text{C-6}(\text{Co,Ni})$ на поверхні пластини (форми SNMM 190624) зі сплаву T15K6 підвищує в 1,25 разів їх стійкість на операції чистового точіння підступічної частини вагонної осі.

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

До високотемпературного відпалу різальна пластинка мала поверхню, сформовану в процесі попереднього спікання при 1550 °C зі щільною структурою $(\text{Ti,W})\text{C-WC-Co}$, на яку було нанесено без контролю маси порошкову суміш TiC-20Ni-3Mo .

Згідно [1, 2], у структурі пластини при нагріванні в інтервалі 800–1300 °C буде відбуватися твердофазне, а в інтервалі 1300–1500 °C – рідкофазне розчинення карбїдних зерен WC і $(\text{Ti,W})\text{C}$ в Co до їх рівноважної концентрації.

В порошковій суміші аналогічна взаємодії між TiC і Ni супроводжується ще і її ущільненням за відомими механізмами [1, 2]. Так, вище 1300 °C (поява рідкої фази) в структура системи TiC-Ni деякий час будуть присутні відкриті пори.

Тобто в контакті з рівноважною високощільною структурою на поверхні пластини знаходиться фізично нерівноважна до неї термодинамічно сумісна,

але високопориста структура на основі TiC–Ni. Згідно [15, 17], рідка фаза Co і розчинених в ньому до 32 % WC і до 6 % TiC із об'єму пластини під дією капілярних сил та вакууму проникають в пори в структурі TiC–Ni. Цей процес продовжується до повного її ущільнення. При цьому вміст металу зв'язки збільшується за рахунок фази на основі Co з об'єму пластини.

Паралельно з цим, W і C з розплаву Co будуть взаємодіяти з TiC з утворенням твердого розчину (Ti,W)C. Відомо, що при взаємодії WC і TiC в цих термодинамічних умовах утворюється зерна твердого розчину кільцевої структури зі збагаченням вмістом W ядра (тип 1). Формування зерен кільцевої структури зі збагаченням вмістом W в їх оболонках (тип 2) пов'язано з тим, що вольфрам і вуглець транспортуються розплавом Co з об'єму пластини у вигляді атомів.

Таким чином, формування в поверхневому шарі твердого розчину (Ti,W)C з кільцевою структурою пов'язано з виходом під дією вакууму і капілярних сил на поверхню розплаву фази на основі Co з розчиненими в ньому W і C та їх взаємодією з TiC [19].

ВИСНОВКИ

При високотемпературному контакті в вакуумі порошкової суміші на основі TiC–20Ni з поверхнею сплаву T15K6 формується шар товщиною до 40 мкм зі структурою (Ti,W)C–6(Co,Ni) постійного хімічного і гранулометричного складів в результаті дифузії W, C і Co з об'єму пластини на її поверхню і зустрічної дифузії Ni.

Зерна (Ti,W)C в сформованому зовнішньому шарі мають оболонкову структуру, збагачену, в порівнянні з ядром, карбідом вольфраму.

Між новоутвореним зовнішнім шаром і основною структурою формується проміжний шар (Ti,W)C–WC–(Co,Ni), в якому вміст WC збільшується за рахунок зменшення (Ti,W)C від межі зовнішнього шару до межі з основною структурою.

M. M. Prokopiv

Bakul Institute for Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Formation of a spherical structure on the surface
of 79WC–15TiC–6Co cemented carbide when interacting
with a TiC–20Ni powder mixture

The results of up to date structure on the surface of a single plate made of a standard (Ti,W)C–WC–6Co cemented carbide brand T15K6 were given for high temperature contact with TiC–Ni powder on the basis of TC–Ni. It was shown that on the surface of the plate an external layer is formed of a two-phase (Ti, W)C–(Co, Ni) and intermediate (Ti,W)C–WC–6(Co,Ni) structure of variable composition. The formation of the structure (Ti, W) C– (Co, Ni) in the external layer occurs as a result of Co, W, C diffusion from the plate area to the surface and counter diffusion of Ni from the plate surface into its area.

Keywords: cemented carbide, WC carbides, (Ti,W)C, binder, Co, Ni, layer, structure.

Н. Н. Прокопів

Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля

НАН Украины, г. Киев, Украина

Формирование шаровой структуры на поверхности
твердого сплава 79WC–15TiC–6Co при взаимодействии
с порошковой смесью TiC–20Ni

Исследована структура поверхности режущей пластины из стандартного твердого сплава $(Ti,W)C-WC-6Co$ марки T15K6 после взаимодействия с порошковой смесью на основе $TiC-Ni$. Показано, что на поверхности пластины формируется внешний слой из двухфазной $(Ti,W)C-(Co,Ni)$ и промежуточной $(Ti,W)C-WC-6(Co,Ni)$ структурой переменного состава. Формирование структуры $(Ti,W)C-(Co,Ni)$ во внешнем слое происходит в результате диффузии Co, W, C с объема пластины на поверхность и встречной диффузии Ni с поверхности пластины в объем.

Ключевые слова: твердый сплав, карбиды $WC, (Ti,W)C$, связка, Co, Ni , слой, структура.

1. Третяков В.И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. Москва: Металлургия, 1976. 527 с.
2. Чапорова И.Н., Чернявский К.С. Структура спеченных твердых сплавов. Москва: Металлургия, 1975. 248 с.
3. Трент Е.М. Резание металлов. Москва: Машиностроение, 1980. 263 с.
4. Чебураева Р.Ф., Чапорова И. Н. Роль тантала в твердых сплавах $WC-TiC-TaC-Co$. Сообщение 1. *Порошковая металлургия*. 1986. № 4. С. 75–79.
5. Kubel E., D. Lux. Influence of Substitution of NbC or HfC/NbC in ctmnted carbide milling grades. *Int. J. Refract. Met. Hard Metals*. 1984. Vol. 3, no. 4. P. 192–196.
6. Шустер Л.М. Адгезионное взаимодействие инструмента с обрабатываемым материалом. Москва: Машиностроение, 1988. 995 с.
7. Humenik M., Moskowitz D. Pat. 3878592, США. Molibdenum nikel chromium bonded carbide. Publ. 22.04.75.
8. Bonny K., De Baets P., Van Wittenberghe J., Perez Delgado Y., Vleugels J., Van der Biest O., Lauwers B. *Tribol. Int.* 2010. Vol. 43. P. 2333–2344.
9. Ettmayer P. Hardmetals and cermets, *Ann. Rev. Mater. Sci.* 1989. Vol. 9. P. 145–164.
10. Bellosi A., Calvararini R., Faga M., Monteverde G.F., Zancolò C., D'Errico G.E. Characterisation and application of titanium carbonitride – based cutting tools. *J. Mater. Proc. Technol.* 2003. Vol. 143–144. P. 527–532.
11. Bodrova L.G., Kramar G.M., Mul O.V., Koval I.V., Sushynskiy V.I. Effect of nano WC alloying additions on the Structure Formation of $TiC-5VC-18NiCr$. *Cermets. Proc. World PM*. 2010. Vol. 3. P. 479–484.
12. Jung J. Effect of ultra-fine powders on the microstructure of $Ti(C,N)-xWC-Ni$ cermets. *Acta Materiala*. 2004. Vol. 52. P. 1379–1386.
13. Верещака А.С., Третяков И.П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. Москва: Машиностроение, 1986. 192 с.
14. Новиков Н.В., Прокопий Н.М., Ткач В.Н., Харченко О.В., Чепурной А.Д., Терехов П.А. Структура и свойства режущих пластин из сплава T15K6 после термокомпрессионной обработки. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент: Сб. науч. тр.* 2007. Вып 9. Киев. ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины. С. 337–344.
15. Сердюк Ю.Д., Семижон О.А., Прокопий 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.
16. Zakhariyev Z., Petrov K., Christov M. Preparation and some properties of boride diffusion lauers herd $WC-TiC-Co$ alloys. *J. Less-Common Vetals*. 1981. Vol. 82. P. 57–62.
17. Чернега С.М., Поляков І.А., Красовський М.А. Підвищення зносостійкості твердого сплаву T15K6 боруванням та боромідненням. *Сверхтв. материалы*. 2016. № 3. С. 54–62.
18. Lisovsky A.F., Gracheva T.E., Kulakovsky 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. P. 379–383.
19. 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 Ni_3Al melt. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41, iss. 3. P. 149–156.
20. Lisovsky A.F. Some problems on technical use of the phenomenon of metal melts imbibition of sintered composites. *Powder Metal. Int.* 1989. Vol. 21, no. 6. P. 7–10.

Надійшла до редакції 08.01.19
Після доопрацювання 01.02.19
Прийнята до опублікування 04.02.19