

Вплив процесів міжатомної взаємодії на механічні властивості карбідних покриттів на основі Ti, V і Cr, отриманих шляхом дифузійної металізації

Я.В. Заулічний¹, В.Г. Хижняк¹, Н.А. Харченко², Т.П. Говорун², О.В. Хижняк¹, В.Ю. Долгих³

¹ Національний технічний університет України «КПІ», просп. Перемоги, 37, 03056 Київ, Україна

² Сумський державний університет, вул. Римського-Корсакова, 2, 40007 Суми, Україна

³ Компанія «SECO TOOLS», вул. Bjornbacksvagen, 10, SE-73782 Фагерста, Швеція

(Отримано 02.04.2016; у відреагованій формі – 22.11.2016; опубліковано online 29.11.2016)

Покриття на сталі У10А отримані на основі Ti, V і Cr, які були оптимізовані методом симплексних решіток Шеффе, та досліджені методом м'якої рентгенівської спектроскопії. Показано, що максимальна кількість вуглецю в покриттях типу TiC, (Ti, V, Cr)C знаходиться відповідно в їх зовнішніх і центральних зонах. Зниження кількості вуглецю в покритті (Ti, V, Cr)C, в порівнянні з покриттям TiC, знаходить відображення в істотному звуженні TiLa-смуг в області енергій spd-гібридних зв'язків. Взаємодія атомів титану і заліза в центральних і внутрішніх зонах карбідного шару відображається в TiLa-смугах. У центральних і внутрішніх зонах покриттів формуються зв'язки Ti-Fe-C, що проявляється в прифермієвському напльві TiLa- і CrKa-смуг. Встановлено, що зміна механічних властивостей (мікротвердості, мікрокрихкості) за товщиною покриттів добре відповідає рівню взаємодії Me-C в різних зонах карбідних фаз.

Ключові слова: Покриття, Мікротвердість, Карбіди, Рентгеноструктурний аналіз, Титанованадій-хромумання.

DOI: 10.21272/jnep.8(4(1)).04008

PACS numbers: 81.65.Lp, 68.55.Nq, 62.20.Qp, 32.30.Rj

1. ВСТУП

При вирішенні проблем підвищення надійності та довговічності пристроїв, оснастки, інструментів, компонентів деталей машин, велике значення мають пошук та розробка нових захисних покриттів. Це дозволить підвищити термін служби виробів, продуктивність праці, скоротити витрати металу на запасні частини, знизити простоту обладнання, підвищити економію енергетичних ресурсів [1-3]. На теперішній час існує велика кількість способів нанесення покриттів тугоплавких сполук на поверхню твердих сплавів та сталей: це роботи останніх років, в яких викладені результати досліджень хромування сталей порошковим методом з метою підвищення зносо- та корозійностійкості [4, 5]; отримання шарів карбіду титана TiC з високою пористістю для використання в медицині [6]; формування методом фізичного осадження з газової фази шарів на основі багатокомпонентних нітридів перехідних металів [7, 8]; дифузійного борування сталей [9, 10]; дифузійної металізації азотованих інструментальних сталей, твердих сплавів, металізація сплавів з попередньо нанесеними карбідними шарами [11, 12].

Треба зауважити, що виробничий досвід показав доцільність використання як покриттів на твердих сплавах карбідів, нітридів перехідних металів 4-6 груп періодичної системи. В першу чергу, це покриття на основі карбіду та нітриду титана TiC, TiN [13, 14], для яких типовий цілий комплекс властивостей: висока мікротвердість та корозійна стійкість, низький коефіцієнт тертя зі сталлю, значні бар'єрні властивості композиції шарів TiC і TiN.

Перспективним і слабо розробленим напрямком хіміко-термічної обробки (ХТО) є отримання на поверхні сталей і твердих сплавів покриттів після двох-, трикомпонентного насичення. Необхідно передбачити і припустити, що отримані таким чином покриття

будуть поєднувати і, в багатьох випадках, підсилне-доставати позитивні властивості покриттів після однокомпонентного насичення. В теперішній час відомі покриття за участю кількох металів на основі нітридів: (AlCrMoSiTi)N або (Ti,Al,Cr,Zr,Nb)N [7,8], подібні до т. зв. високоентропійних сполук, які містять кілька компонентів, мають максимально високу ентропію змішування і, як наслідок, мінімальну енергію Гіббса [15]. Останнє визначає стабільність структури і високі експлуатаційні властивості таких речовин на основі високоентропійних сплавів та нітридних покриттів (TiHfZrVNb)N [16, 17].

Зазначимо, що методами ХТО отримати на сталях та твердих сплавах нітридні шари перехідних металів можливо лише шляхом поєднання азотування з наступним насиченням перехідним металом, наприклад, титаном. В роботах [11, 18] показано, що нітридний шар TiN утворюється після азотування з наступним титануванням лише на АРМКО-залізі. На твердих сплавах і сталях 20, 45, У8А, У10А, Х12М формується двошарова композиція TiC, TiN. Шар на основі карбонітриду TiCN за прийнятих умов ХТО на сталях та твердих сплавах не утворюється.

При двокомпонентному насиченні сплавів, наприклад, Zr і Ti, Ti і V, Ti і Cr та іншими, утворюються шари на основі карбідів металів більш схильних до карбідоутворення та легованих іншим насичуючим елементом [19]. Склад вихідної насичуючої суміші металів суттєво впливає на мікротвердість, товщину, пористість та інші властивості покриттів.

У роботі [20] наведені результати оптимізації методом симплексних граток Шеффе складів трикомпонентних насичуючих сумішей за участю Ti, V, Cr, що дозволило отримати покриття на сталі У10А з максимальною мікротвердістю і товщиною. Покриття запропоновано наносити в закритому реакційному просторі за умов зниженого тиску та з використанням чотирихлористого вуглецю як активатора.

Викладений у вступній частині аналіз літературних джерел свідчить про недостатню опрацьованість процесів отримання дифузійних титано-ванадій-хромових покриттів на сталях і твердих сплавах. Таким чином, метою роботи є подальше розширення уявлень щодо будови та властивостей покриттів (Ti,V,Cr)C на сталевих і твердосплавних матеріалах; в роботі буде визначена доцільність практичного використання таких покриттів.

2. МЕТОДИКА ТА ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Об'єктами дослідження були вибрані сталь У10А (С 0,96 – 1,03 %; Si 0,17 – 0,33 %; Mn 0,17 – 0,28 %; Ni до 0,2 %; S до 0,018 %; P до 0,025 %; Cr до 0,2 %; Cu до 0,2 %; Fe ~ 97 %) та твердий сплав ВК6 (Со до 6 %, WC 94 %), що широко застосовуються, як інструментальні матеріали. Для нанесення на поверхню карбідних покриттів використана методика дифузійного насичення в закритому реакційному просторі за умов зниженого тиску з використанням як вихідних компонентів порошоків або суміші порошоків перехідних металів (Ti,V,Cr) і деревного вугілля. Процес проводили при температурах 950 °С протягом 2-6 годин. Як активатор застосовували CCl_4 , який вводили в реакційний простір при температурі металізації [3].

Рентгенівські $TiL\alpha$ -, $FeL\alpha$ - та $CK\alpha$ -спектри було отримано у вакуумі 10^{-6} мм рт. ст. на ультра довгохвильовому рентгенівському спектрометрі РСМ-500 із дифракційною ґраткою типу “ешелет” з радіусом кривизни $R = 6026$ мм і кількістю штрихів 600 мм^{-1} [21]. Для відсікання високих порядків відбивання використовували фільтруюче дзеркало з радіусом кривизни 4000 мм. Вимірювання $TiL\alpha$ -, $FeL\alpha$ - і $CK\alpha$ -емісійних смуг проводили в кількох положеннях фокусної плями на косому шліфі карбідного шару на сталі У10А (табл. 1). Кожну смугу записували шість разів, а результати вимірювань усереднювали. Мікроміцність і мікрокрихкість карбідних покриттів визначали за методикою [22] при аналізі кривої зусилля-деформація, отриманої при реєстрації процесу втиснення алмазного індентора приладу ПМТ-3. В разі утворення радіальної тріщини довжиною C на кривій зусилля-деформація спостерігалася площадка при навантаженні P_{mp} , що дозволяла визначити мікротвердість за виразом:

$$\sigma_{mi} = \frac{P_{mp}}{C^2}$$

Використання омп, як характеристики мікроміцності матеріалу є правомірним. Тріщина, як продовження діагоналі відбитку піраміди Віккерса збільшується в тому випадку, коли розклинаючі напруження перевищують межу міцності, та зростає доти, доки напруження на кінці тріщини не дорівнюватиме межі міцності. З точки зору проведення розрахунків, тріщина на межі розділу карбід – сталь справедливо відбиває напруження відшарування (σ_{mi}) покриття типу TiC і сталі У10А.

За критерій мікрокрихкості було запропоновано використовувати безрозмірний показник γ , який визначали за навантаженням утворення тріщини P_m ,

розміром зони руйнування C , навантаженням на інденторі P_n , розміром діагоналі відбитка d_n при навантаженні за виразом:

$$\gamma = \frac{P_n \cdot C^2}{d_n \cdot P_m}$$

Можна вважати, що показник мікрокрихкості — структурно чутлива характеристика, яка відображає емпіричну залежність між мікротвердістю і мікроміцністю карбідного покриття при певному напруженому стані.

Фазовий, хімічний склад покриттів та їх структуру визначали сучасними методами металознавства.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Структури сталі У10А з карбідними покриттями, отримані методами світлової і растрової електронної мікроскопії. Карбідні фази TiC і (Ti,V,Cr)C після травлення трипроцентним розчином азотної кислоти в етиловому спирті проявляються у вигляді світлих зон із чіткою межею поділу карбід-сталь. Безпосередньо під карбідною зоною покриття знаходиться темнотравлена зона сталі У10А. Висока травність зони пов'язана з дисперсністю її складових. Треба відзначити, що про фазовий склад цієї зони можна судити по результатах рентгеноспектральних досліджень з урахуванням результатів аналізу діаграм рівноважного стану. Шляхом травлення реактивом Мураками вдалося встановити форму і розмір зерен карбідної зони. При титануванні і титанованадійхромуванні за вибраних умов насичення покриття складаються за всією товщиною з дрібних рівновісних зерен розмірами, відповідно, 0,8-1,0 і 0,5-0,6 мкм.

Для фрактограм обох карбідів характерна майже плоска поверхня крихкого транскристалітного зламу без слідів пластичності за всією товщиною покриття. Окремі фасетні і розетні поверхні зламів відсутні. Поверхні сколу в такому випадку не можна віднести до однієї з кристалографічних площин. Розгалуження при переході сколу через межу зерна, що зумовлено різницею у кристалографічній орієнтації окремих зерен, не відбувається. При цьому поверхня карбідних покриттів складається з окремих сферодів (каплеподібних утворень), розміри яких у декілька разів більші за розміри зерен.

Межі зерен, відповідно до відомих уявлень [4], можуть або перешкоджати рухові тріщин або сприяти їх збільшенню і поширенню. Міжзеренне руйнування, як правило, є небажаним явищем [4]. Зміна механізму від транскристалітного до руйнування по межах зерен супроводжується різким падінням механічних властивостей матеріалу – зменшенням руйнуючого напруження та характеристик пластичності. Слід зазначити, що механізм впливу зерен на тріщинистість тугоплавких сполук зараз достатньою мірою не з'ясований.

Таблиця 1 – Спектральні характеристики і механічні властивості карбідних шарів на сталі У10А

Зони карбідного покриття	Спектральні характеристики				Механічні властивості					
	TiL α /TiL $_1$		СК α /TiL $_1$		мікротвердість, ГПа		мікроміцність, ГПа		мікротривкість, ГПа	
	TiC	(Ti,V,Cr)C	TiC	(Ti,V,Cr)C	TiC	(Ti,V,Cr)C	TiC	(Ti,V,Cr)C	TiC	(Ti,V,Cr)C
зовнішня	1,0	1,0	4,8	3,2	41,5	30,5	0,32	0,51	120	80
центральна	1,0	1,1	3,9	3,8	40,5	33,6	0,3	0,47	130,5	86,4
внутрішня	–	1,1	3,1	3,0	36,0	32,0	0,21	0,26	129	81,5

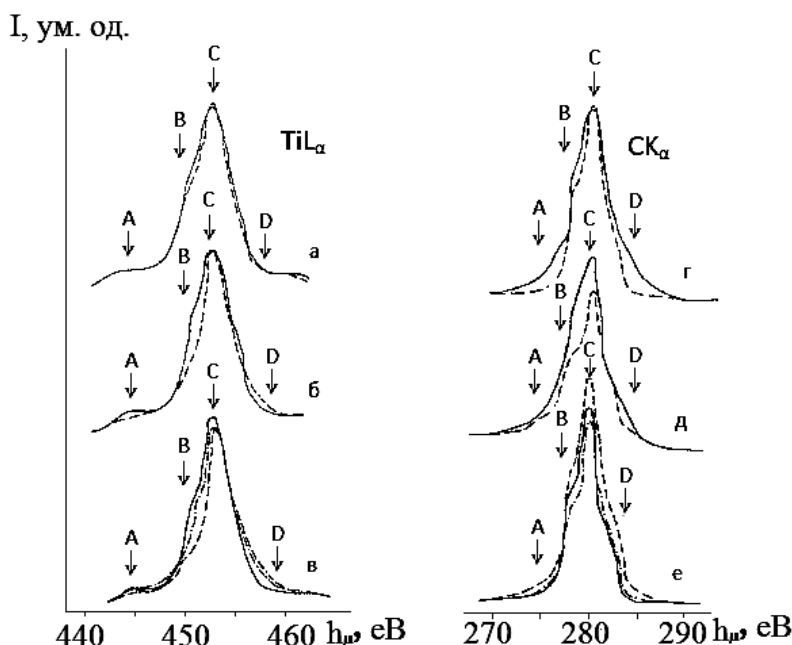


Рис. 1 – Рентгенівські TiL α (а, б, в) і СК α (г, д, е) емісійні смуги, отримані від покриттів TiC і (Ti,V,Cr)C на сталі У10А: а – TiC(–) і (Ti,V,Cr)C(–) від зовнішніх зон; б – TiC від зовнішньої (–) і центральної (–) зон; в – (Ti,V,Cr)C від зовнішньої (–), центральної (–) і внутрішньої (–) зон; г – TiC від зовнішньої (–) і внутрішньої зон (Ti,V,Cr)C (–); д – TiC від зовнішньої (–) і центральної (–) зон; е – (Ti,V,Cr)C від зовнішньої (–), центральної (–) і внутрішньої (–) зон

Відмічене [4] падіння тріщиностійкості деяких тугоплавких сполук із зменшенням розміру зерен може бути пов'язане, як з впливом стехіометрії сполуки, так і з наявністю домішок. Таким чином, структурний аналіз дозволив ствердити, що транскристалітний характер руйнування карбідних покриттів TiC і (Ti, V, Cr)C пов'язаний з високим рівнем когезійної взаємодії між окремими зернами карбідної фази, що рівна, без значних ушкоджень і руйнувань, межа поділу карбід-сталь, зумовлена значною адгезією покриття і основи. Можна стверджувати, що рівновісна форма зерен за всією товщиною, брак морфологічної текстури і незначна аксиальна кристалографічна текстура визначають ізотропність властивостей.

На рис. 1 а, зображено суміщені в єдиній енергетичній шкалі та приведені до однакової пікової інтенсивності TiL α , смуги поверхневих зон карбідів типу TiC і (Ti, V, Cr)C. Аналіз отриманих результатів показав, що форма TiL α , смуг в обох покриттях схожа. При цьому ширина смуги в карбіді (Ti, V, Cr)C в області енергій напливу "В" менша на 0,4 еВ, ніж в карбіді TiC. Оскільки інтенсивності цих напливів схожі, а при основі TiL α , їх контури повністю збігаються, то встановлене звуження відбувається внаслідок

зниження інтенсивності TiL α в карбіді (Ti,V,Cr)C в області енергій, що знаходиться між піком "С" і напливом "В". Як випливає із порівняння цих смуг, за даними розрахунків [23, 24], ця область відповідає мінімуму щільності Tit $_{2g}$ - і Tie $_g$ -станів. Можна припустити, що легування карбиду титану ванадієм і хромом призводить до деякої локалізації та зсуву цих станів до енергії, що відповідає пікові "С". Крім того, відношення пікових інтенсивностей TiL α /TiL $_1$ однакові в TiC і (Ti,V,Cr)C і близькі до 1,0.

СК α -смуги емісії в TiC і (Ti,V,Cr)C приведені для порівняння до однієї пікової інтенсивності. Але відношення пікових інтенсивностей СК α /TiL $_1$, в TiC і (Ti,V,Cr)C дорівнюють відповідно 4,8 і 3,2, що свідчить про значну вакансійність вуглецевої підґратки багатокомпонентного карбиду (див. табл. 1). Крім того, СК α -смуга в карбіді (Ti,V,Cr)C значно вужча, ніж в TiC, що, мабуть, пов'язано з меншим, ніж у TiC, числом зв'язків типу Me-C. У зв'язку з цим стає зрозумілим звуження TiL α в області напливу "В". В даному разі розрив Me-C-зв'язків призводить до зникнення частини C $_p$ + Ti $_d$ -станів і перетворення їх в Me-Me зв'язки з вищою енергією.

З порівняння TiL α -смуг, отриманих із різних зон карбідних покриттів (поверхні, центральної і внут-

рішньої зони), видно, що смуга, отримана з внутрішньої зони покриття TiC, значно вужча в області енергій, відповідних максимуму "B" (на 2,0 еВ) внаслідок зміщення довгохвильової частини контуру у високоенергетичний бік (рис. 1 б). Крім того, короткохвильовий контур трохи зміщений в бік низьких енергій, що призводить до ще більшого звуження смуги. Однак інтенсивність розглянутої смуги у прифермієвській області вища за рахунок виділення напливу "D". Встановлені зміни TiL α -смуги при переході від поверхні до центральних і внутрішніх зон покриттів можуть бути викликані меншою кількістю Ti-C-зв'язків в названих зонах за рахунок збільшення числа вуглецевих вакансій. Це підтверджується падінням відносних пікових інтенсивностей $Y_{SK\alpha}/Y_{TiL}$. З цими даними узгоджується виділення напливу "D", який відображає Me-Me-зв'язки [24].

На рис. 1д наведені пронормовані на TiL α SK α -смуги від поверхневих і внутрішніх зон покриття. Видно, що інтенсивність SK, від внутрішніх зон покриття різко знижується в низькоенергетичній області, тоді як у високоенергетичній області поблизу прифермієвського напливу "D" їх контури повністю збігаються. Треба відзначити, що при зменшенні вмісту вуглецю в карбіді титану в області гомогенності спостерігається зниження інтенсивності всіх точок контуру SK. Однакові значення інтенсивності "D" напливів у порівнюваних SK α -смугах зумовлені збільшенням щільності C_p -станів у прифермієвській області. Це можливо лише в тому випадку, коли вуглець карбід титану утворює зв'язки із атомами, кількість валентних електронів в яких більша, ніж у титану. Такими атомами є атоми заліза. Отже, при зменшенні вмісту вуглецю інтенсивність "D" напливу не зменшується тому, що в цій області збільшуються щільність C_p+Fe_d -гібридних станів, зайнятих електронами, які перейшли від заліза до вуглецю.

Суміщені в єдиній енергетичній шкалі TiL α -смуги від різних за глибиною зон багатокомпонентного покриття (Ti,V,Cr)C наведено на рис. 1 в. Відношення пікових інтенсивностей $I_{TiL\alpha}/I_{TiL}$ близькі до одиниці при однакових формі і ширині на 0,5 висоти TiL-ліній у всіх зонах покриття. Як і для карбиду типу TiC, основні відмінності в TiL α -смугах спостерігаються в двох областях. В області енергій, відповідних довгохвильовому схилу і напливу "B", і в прифермієвській області. В низькоенергетичній області спостерігається різке звуження TiL α -смуги при переміщенні фокусної плями від поверхні карбідного покриття до межі розділу зі сталлю, що пов'язано з різким зниженням інтенсивності смуги в цих зонах. І навпаки, в прифермієвській області збільшується інтенсивність TiL α , що призводить до утворення розмитих "D" напливів, які зростають при наближенні до межі карбідний шар-сталь. Можна припускати, що така зміна TiL α при віддаленні фокуса від поверхні карбідної зони пов'язана із розривом Ti-C-зв'язків, а прифермієвський наплив виникає за рахунок вакансійних станів вуглецевої підґратки. Однак, як видно з даних таблиці 1, зміна вмісту вуглецю за товщиною карбідного шару має екстремальний характер з максимумом у центральних зонах. Через це встановлені відмінності в спектрах не можна по-

в'язувати тільки з впливом вуглецевих вакансій, хоч зниження інтенсивності в області напливу "B" пов'язане із розривом Ti-C-зв'язків. Аналіз поведінки прифермієвського напливу "D" показав, що він з'являється у TiL α зі збільшенням вмісту вуглецю, а тому не може бути пов'язаний із вакансійними станами. Швидше за все, цей наплив утворюється за рахунок утворення металічних зв'язків Ti-Fe.

Аналіз SK α -смуг карбиду TiC, отриманих у різних зонах покриття, показав, що в центральних і внутрішніх зонах поряд зі збільшенням інтенсивності смуг у прифермієвській області спостерігається деяке підвищення інтенсивності біля дна валентної зони та напливу "B". Ці ефекти проявляють себе навіть у випадку зведення всіх SK α -смуг до однакової інтенсивності. При переході до центральних і внутрішніх зон карбідного покриття встановлено збільшення інтенсивності SK α , в прифермієвській області, яка відповідає напливу "D", що призводить до розширення смуг до 0,6 еВ. Така поведінка пов'язана з утворенням Fe-C-зв'язків при легуванні внутрішніх зон карбідного шару залізом. Необхідно зазначити, що в центральних зонах покриття (Ti,V,Cr)C вміст вуглецю виявляється більшим, ніж на поверхні (див. табл. 1).

Взаємодія атомів титану і заліза в центральних та внутрішніх зонах карбідного шару відображається у TiL α -смугах прифермієвського напливу "D". Крім того, невеликі відмінності в положеннях довгохвильового контуру SK α -смуг (звуження на 0,3 еВ вище інтенсивності напливу "B") від поверхні та внутрішньої зони покриття (Ti,V,Cr)C пов'язані з невеликим зменшенням вмісту вуглецю в цій зоні порівняно з поверхнею.

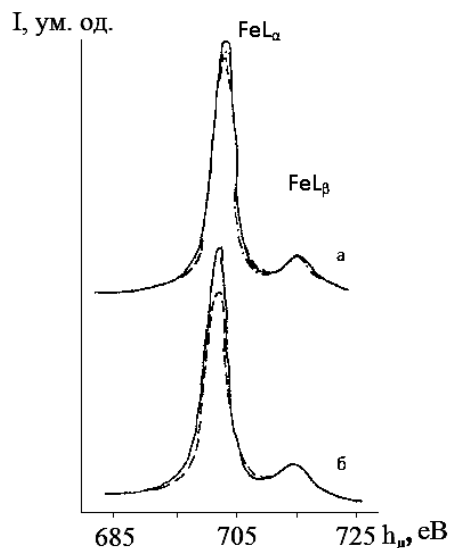


Рис. 2 – Рентгенівські FeL α -емісійні смуги, нормовані на FeL β -лінії: а – (Ti,V,Cr)C від центральної (---) внутрішньої (- - -) зон і сталі (-); б – TiC від центральної (-) зони і сталі (-)

При цьому треба зазначити, що вміст вуглецю у внутрішніх зонах покриття (Ti,V,Cr)C, порівняно з поверхневою і центральною зонами, як і покриття TiC, виявляється мінімальним.

У центральних і внутрішніх зонах покриттів

утворюються зв'язки типу Ti-Fe-C, що проявляється в особливостях будови TiL α - і SK α -смуг.

Дійсно, порівняння відношень пікових інтенсивностей IFeL α /IFe β (рис. 2) показує, що вони зменшуються при віддаленні фокусної плями від межі розділу карбідний шар-сталь до поверхні.

Це свідчить про те, що частина електронів заліза переходить в область, близьку до вуглецю і титану з утворенням Ti-Fe-C-гібридних зв'язків.

ВИСНОВКИ

1. Установлено, що на поверхні сталі У10А залежно від складу вихідних реагентів формуються або однокомпонентні TiC або багатоконпонентні (Ti,V,Cr)C покриття з максимальним вмістом вуглецю відповідно в поверхневій і центральній зонах

покриттів.

2. Різке зниження вмісту вуглецю в поверхневих зонах покриття (Ti,V,Cr)C призводить до розриву Ti-C-зв'язків і впливає на істотне звуження TiL α -смуги в області енергій spd-гібридних зв'язків.

3. В центральних і внутрішніх зонах карбідних покриттів встановлено формування зв'язків типу Ti-Fe-C, що відбивається на прифермієвському напливі TiL α - і SK α -смуг.

4. Показано, що зміна мікротвердості за товщиною одно- і багатоконпонентних карбідних покриттів добре узгоджується з розподілом вуглецю за їх товщиною. При цьому мікротвердість покриття TiC виявляється вищою, а міцність і напруження відшарування нижчими за покриття (Ti,V,Cr)C.

Influence of Interatomic Interaction Processes on the Mechanical Properties of Carbide Coatings Based on Ti, V and Cr, Obtained by Diffusion Metallization

Ya.V. Zaulychny¹, V.G. Hignjak¹, N.A. Harchenko², T.P. Hovorun², O.V. Hignjak¹, V.Y. Dolgikh³

¹ National Technical University of Ukraine «KPI» 37, Peremohy prosp., 03056 Kyiv, Ukraine

² Sumy State University, 2, Rymaskogo-Korsakova st., 40007 Sumy, Ukraine

³ SECO TOOLS, 10, Bjornbacksvagen st., SE-73782 Fagersta, Sweden

The coatings on steel U10A received based on Ti, V and Cr, which have been optimized by simplex lattices Scheff and studied by soft X-ray spectroscopy. It is shown that the maximum amount of carbon in such coatings TiC, (Ti, V, Cr)C is respectively in their outside and central areas. Reducing the amount of carbon in the coating (Ti, V, Cr)C, compared with TiC coating, is reflected in the significantly narrowed TiL α -bands in the energy spd-hybrid bonds. The interaction of atoms of titanium and iron in the central and inner zones carbide layer shown in TiL α -bands. In the central areas and inner surfaces formed links Ti-Fe-C, which manifests itself in prifermiyevskomu influx TiL α - and SK α -bands. It is established that changing microhardness, thickness mikrofragility coverings in well with the level of cooperation Me-C in various areas carbide phases.

Keywords: Coating, Microhardness, Carbides, X-ray analysis, Titanium-Vanadium-Chrome.

Влияние процессов межатомного взаимодействия на механические свойства карбидных покрытий на основе Ti, V и Cr, полученных путем диффузионной металлизации

Я.В. Зауличный¹, В.Г. Хижняк¹, Н.А. Харченко², Т.П. Говорун², О.В. Хижняк¹, В.Ю. Долгих³

¹ Национальный технический университет Украины «КПИ», просп. Победы, 37, 03056 Киев, Украина

² Сумский государственный университет, ул. Рымского-Корсакова, 2, 40007 Сумы, Украина

³ Компания «Seco Tools», ул. Bjornbacksvagen, 10, SE-73782 ФAGERСТА, Швеция

Покрытие на стали У10А полученные на основе Ti, V и Cr, которые были оптимизированы методом симплексных решеток Шеффе было исследовано методом мягкой рентгеновской спектроскопии. Показано, что максимальное количество углерода в покрытиях типа TiC, (Ti, V, Cr)C находится соответственно в их внешних и центральных зонах. Снижение количества углерода в покрытии (Ti, V, Cr)C, в сравнении с покрытием TiC, находит отображение в существенном сужении TiL α -полос в области энергий sра-гибридных связей. Взаимодействие атомов титана и железа в центральных и внутренних зонах карбидного слоя отображается в TiL α -полосах. В центральных и внутренних зонах покрытий формируются связи Ti-Fe-C, что проявляется в прифермиевском наплыве TiL α - и SK α -полос. Установлено, что изменение микротвердости, микрохрупкости по толщине покрытий хорошо соответствует уровню взаимодействия Me-C в разных зонах карбидных фаз.

Ключевые слова: Покрытие, Микротвердость, Карбиды, Рентгеноструктурный анализ, Титано-ванадий-хромирование.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. L.G. Voroshnin, O.L. Mendeleva, V.A. Smetkin, *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoy obrabotki*: (Minsk: No-

- вое знаніє, 2010) [in Russian].
2. Н.А. Азаренков, В.М. Береснев, А.Д. Погребняк, *Структура и свойства защитных покрытий и модифицированных слоев материалов: монография* (Харків: ХНУ ім. Каразіна: 2007) (N.A. Azarenkov, V.M. Beresnev, A.D. Pogrebnyak, *Struktura i svoystva zashchitnykh pokrytiy i modifitsirovannykh sloyev materialov: monografiya* (Kharkiv: KHNU im. Karazina, 2007)) [in Russian].
 3. E.S. Deryabkina, *Mashynobuduvannya*, **16**, 100 (2015) [in Russian].
 4. L.N. Ming, X. Fagin, Z.Z. Tao, W. Xiang-ging, T. Wei, *J. Cent. South Univ. Technol.*, **177**, 1155 (2010).
 5. O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.F. Gorban', A.A. Meylekhov, H.O. Postelnyk, V.A. Stolbovoy, *J. Nano- Electron. Phys.* **8** No 1, 01042 (2016).
 6. Y. Luo, S.G. Zhongmin Jin, J. Fisher, *Appl. Phys A*, **198**, 765 (2010).
 7. I.V. Blinkov, A.O. Volkhonskiy, V.N. Anikin, M.I. Petrzhik, D.E. Derevtsova, *Fizika i khimiya obrabotki materialov.* **4**, 37 (2010) [in Russian].
 8. H.-W. Chang, P.-K. Huang, J.-W. Yeh, A. Davison, C.-H. Tsau, C.-C. Yang, *Surf. Coat. Technol.* **202**, 3360 (2008).
 9. J. Zuno-Silva, M. Ortiz-Domínguez, M. Keddad, M. Elias-Espinosa, O. Damián-Mejía, G.E. Cardoso-Legorreta, *J. Min. Metall. Sect. B-metall.* **50** No 2, 101 (2014).
 10. I. Campos-Silva, *Jestech* **15**, 2, 53 (2012).
 11. V.G. Hignjak, G.Y. Calashnicov, N.A. Harchenko, T.P. Hovorun, O.V. Hignjak, V.Y. Dolgikh, O.O. Holyshevskiy, *J. Nano- Electron. Phys.* **7** No 4, 04033 (2015) (in Ukrainian).
 12. A.I. Degula, T.P. Govorun, N.A. Kharchenko, V.G. Khyzhnyak, M.V. Karpets, O.M. Myslyvchenko, R.S. Smetanin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* **37** No 11, 1461 (2015) [in Ukrainian].
 13. H.J. Boving, H.E. Hinterman, *Design with new materials. JPAT Workshop : wear resistant coat* (Amsterdam: 26-27 may: 1988).
 14. G. Bhat, P. Woerner, *J. Metal.* **38**, 68 (1986).
 15. J.W. Yeh, Y.-L. Chen, S.-J. Lin, S.-K. Chen, *Mater. Sci. Forum* **560**, 1 (2007).
 16. A.D. Pogrebnyak, I.V. Yakushchenko, G. Abadias, P. Chartier, O.V. Bondar, V.M. Beresnev, Y. Takeda, O.V. Sobol', K. Oyoshi, A.A. Andreyev, B.A. Mukushev, *J. Superhard Mater.* **35** No 6, 356 (2013).
 17. A.D. Pogrebnyak, A.A. Bagdasaryan, I.V. Yakushchenko, V.M. Beresnev, *Rus. Chem. Rev.* **83** No 11, 1027 (2014) [in Russian].
 18. N.A. Harchenko, V.G. Hignjak, V.I. Sigova, *Ul'tradispersni difuzijni karbonitridni pokrittya na stal-yah ta tverdih splavah:* (Sumy, 2011) [in Ukrainian].
 19. S.M. Cherneha, I.A. Polyakov, I.Yu. Medova, *Visnyk natsionalnoho tekhnichnoho universytetu Ukrayiny «KPI», Seriya: Mashynobuduvannya*, **61**, 104 (2011) [in Ukrainian].
 20. O.V. Hyzhnjak, O.A. Kurdybajlo, V.G. Hyzhnjak, *Problemy tertja ta znoshuvannja* **67** No 2, 34 (2015) [in Ukrainian].
 21. Ch.S. Barret, T.B. Masal'skyj, *Struktura metallov. Ch. 1.* (M.: Metallurgija: 1984) [in Russian].
 22. V.G. Hizhnjak, A.I. Dudka, O.V. Hizhnjak, *Izv. Vuzov. Chernaja metalurgija* **9**, 83 (1996) [in Russian].
 23. A. Neckel, P. Rasti, R. Eibler, P. Weinberg, K. Schwarz, *Solid State Phys.* **9**, 579 (1976).
 24. V.I. Ivashhenko, *Metallofizika* **12** No 3, 28 (1990) [in Russian].