

## **БУДОВА ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ КАРБІДНИХ ТА НІТРІДНИХ ПОКРИТТІВ ТИТАНА, ВАНАДІЯ ТА ХРОМА НА СТАЛІ У8А.**

*Досліджено будову, механічні властивості карбідних покриттів за участю титана, ванадія і хрому на сталі У8А. Методом кінетичної мікротвердості визначено мікроміцність, мікрокрихкість покриттів, встановлена їх адгезія з основою.*

*Наведені порівняльні експериментальні данні зі зносостійкості вихідної сталі У8А і сталі з карбідними покриттями в різних умовах тертя: тертя ковзання без змащування з попередньою і без попередньої притирки поверхонь, терті закріпленням абразивом. Встановлено, що карбідні та нітридні покриття підвищують зносостійкість сталі У8А в 1,5-20,0 разів.*

### **Вступ**

Швидкий темп розвитку споживчого ринку змушує виробників постійно підвищувати якісний рівень деталей машин та інструментів, розробляти нові економічно та стратегічно вигідні види поверхневих обробок.

До властивостей сучасних деталей машин, інструментів, оснастки висувають наступні вимоги: високу мікротвердість, хімічну стабільність при високих температурах, достатню зносостійкість. Маловірогідно, що однорідні по перерізу матеріали будуть відповідати висунутим вимогам. Реалізація наведених властивостей може бути досягнута лише композицією покриття-основа [1, 2]. До найбільш перспективних матеріалів захисних покриттів відносять карбіди та нітриди перехідних металів IV-VI груп періодичної системи. Крім необхідної зносостійкості ці матеріали повинні забезпечувати стабільність існування композиції покриття - сталь У8А, опір механічним та термічним навантаженням, достатню адгезію покриття з основою. Дуже важливою є задача оптимізації як структури, властивостей захисних покриттів, так і умов їх експлуатації [3-5].

Відомо [6-9], що для коректного опису процесів деформації та руйнування в зоні контактної взаємодії необхідно залучати крім вже відомих характеристик, таких як модуль пружності, мікротвердість, ще і характеристики тріщиностійкості. Слід зазначити, що процеси крихкого руйнування захисних покриттів визначаються багатьма факторами, які не підлягають апріорному розрахунку. Не дивлячись на значні успіхи механіки контактного руйнування до цього часу відсутні методи визначення тріщиностійкості тонких покриттів, прийоми диференційної оцінки впливу тріщиностійкості, міцності, твердості матеріалу покриття на працездатність композиції покриття-основа.

Таким чином, має безсумнівний інтерес визначення взаємозв'язків між типом покриття, його структурою, мікротвердістю, тріщиностійкістю, адгезією покриття з матеріалом основи і зносостійкістю. Отримані результати дозволять коректно підійти до вибору раціонального типу покриття для конкретних умов експлуатації.

### **Методика і техніка експерименту**

Захисні покриття за участю титану, ванадію, хрому на поверхню сталі У8А наносили при температурі 1323 К і часу витримки 4 години в закритому реакційному просторі за умов зниженого тиску [10]. В якості вихідних компонентів використовували порошки перехідних металів, чотирихлористий вуглець та вуглезістову домішку. Фазовий склад покриттів визначали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН 2.0 в мідному в монохроматизованому випромінюванні. Металографічні дослідження проводили на мікроскопі "Neophot 21".

Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ - 3, який оснащений пристроєм для запису кривої навантаження-деформація. Показники мікроміцності, мікрокрихкості захисних покриттів визначали за методикою [11] при аналізі кривої вдавлювання алмазної піраміди приладу ПМТ - 3. При руйнуванні покриття і формуванні тріщини довжиною  $S$  на кривій навантаження-деформація утворюється площадка при навантаженні  $P_r$ , що дозволяє визначити мікроміцність  $\sigma_{\text{мп}}$  за виразом 1:

$$\sigma_{MT} = \frac{P_T}{C^2} \quad (1)$$

Використання  $\sigma_{мп}$ , як характеристики міцності, цілком правомірно. Тріщина виникає в тому випадку, коли розклинююча напруга перевищує межу міцності і росте доти, доки напруга в кінці тріщини не буде дорівнювати межі міцності. З формальних ознак тріщина, яка розташована на межі зносостійкий шар-сталь справедливо характеризує рівень адгезії покриття до основи.

Для оцінки тріщиностійкості запропоновано використовувати безрозмірну величину  $\gamma$ , яку назвали показником мікрокрихкості, і визначали за навантаженням утворення тріщини  $P_T$ , розміром зони руйнування  $C$ , навантаженню на інденторі  $P_H$ , розміром діагоналі відбитка  $d_H$  при навантаженні за виразом 2:

$$\gamma = \frac{C^2 \cdot P_H}{d_H^2 \cdot P_T} \quad (2)$$

Можна вважати, що показник мікрокрихкості є ефективною характеристикою матеріалу покриття, кількісний зв'язок між його мікротвердістю ( $P_H \cdot d_H^2$ ) та мікроміцністю ( $P_T/C^2$ ) для певного напруженого стану.

В роботі випробування на знос проводили за різними схемами [10, 12, 13]. Зносостійкість в умовах тертя ковзання без змащування визначали на машині тертя МТ-68М за схемою вал-вкладка. В якості матеріалу контргіла використовували сталь 65 з твердістю HRC 51. Випробування проводили при навантаженні до 10 МПа і швидкості ковзання до 10 м/с. Зносостійкість оцінювали за приведеним зношуванням - це відношення зміни лінійних розмірів зразка до шляху тертя, або відношення зміни розмірів лунки в зоні тертя.

Абразивне зношування моделювали шляхом тертя закріпленим або вільним абразивом [10, 13]. В якості абразива використали карбід бора.

### Експериментальні результати та їх обговорення

Аналіз результатів рентгеноструктурних та металографічних досліджень показав, що отримані в роботі дифузійні покриття за кількістю шарів можна розділити на дві групи. Так при титануванні, азототитануванні на сталі У8А формуються одношарові покриття на основі карбіду TiC, нітриду TiN, карбонітриду TiCN. При азотуванні, ванадіюванні, ванадійхромуванні, хромуванні, хромотитануванні покриття складаються відповідно з шарів Fe<sub>2</sub>N, Fe<sub>4</sub>N, Fe<sub>2-3</sub>(N,C); VC, V<sub>2</sub>C; Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, (V,Cr)C; Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, TiC (табл.1).

Захисні шари на сталі У8А виявляються після травлення 3% розчином азотної кислоти в етиловому спирті у вигляді світлої смуги з чіткою межею покриття-сталь У8А.

Товщина, мікротвердість, характеристики тріщиностійкості покриттів наведені в таблиці 1. Металографічним аналізом матеріалу покриття в області проникнення індентора приладу ПМТ-3 встановлено присутність зони пластичності та зони руйнування, яка складається з бокових та радіальних тріщин. Аналіз отриманих даних показав, що найбільший рівень адгезії з матеріалом основи мають покриття за участю хрому. Це покриття на основі карбідів Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, та комплексне покриття за участю ванадію та хрому, хрому та титану. Слід зазначити, що вказані покриття мають добре розвинену перехідну зону в матеріалі основи з підвищеним змістом хрому. При цьому залізо основи в певній кількості розчиняється в карбідній зоні. Максимальний зміст заліза основи і насичуючого елемента в карбідній зоні сталі має місце при дифузійному хромуванні, що, скоріше за все, і забезпечує самий високий рівень адгезії карбідохромових покриттів зі сталлю У8А.

Можна вважати, що навантаження утворення тріщини  $P_T$ , характеризує здатність матеріалу покриття до пружньопластичної деформації до моменту утворення і руху тріщини. Неоднозначна залежність  $P_T$  від мікротвердості підтверджується тим, що найнижчі значення  $P_T$  були зафіксовані для покриття VC. При цьому мікротвердість даного покриття виявилася значно нижчою за мікротвердість покриттів TiC.

Розміри радіальних тріщин  $C$ , досліджених в роботі покриттів, лежать в досить щільному інтервалі. Найбільші значення  $C$  були експериментально встановлені для найбільш твердих матеріалів - TiC, TiCN- 35-39 мкм. Це, як результат, визначило їх низьку мікроміцність  $\sigma_{мп}$  та високий показник мікрокрихкості  $\gamma$ .

Фазовий склад та властивості захисних покриттів на сталі У8А.

Вид обробки	Фазовий склад	Товщина, мкм	Мікро-твердість, ГПа	Навантаження утворення тріщини, (Р <sub>T</sub> ), Н	Розмір тріщини (С), мкм	Мікротвердість, (σ <sub>МП</sub> ) МПа	Показник мікро-крихкості (γ)	Напруга відшарування покриття (σ <sub>вп</sub> ), МПа
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Ванадіювання	V <sub>2</sub> C	4,0	21,0	-	-	-	-	115,0
	VC	12,0	28,2	0,40	32,0	390,6	65,6	
Ванадій-хромування	(V,Cr)C	13,5	23,7	0,50	30,0	555,6	42,7	180,0
	(Cr,Fe,V) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	3,0	17,5	-	-	-	-	
Хромування	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	7,0	16,0	0,75	33,0	687,7	23,2	220,0
	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	11,5	17,1	0,70	34,0	605,5	28,5	
Азотування*	Fe <sub>2</sub> N	10,5	3,4	-	-	-	-	-
	Fe <sub>4</sub> N	15,0	9,4	-	-	-	-	
Азото-титанування**	TiN	8,0	27,4	-	-	-	-	200,0
	TiCN	3,0	-	-	-	-	-	
Титанування	TiC	16,5	39,5	0,50	39,0	328,7	120,4	61,0
Хромо-титанування	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	15,0	16,0	0,75	33,0	687,7	23,2	230,0
	TiC	6,0	39,0	-	-	-	-	

\*- наведені дані стосуються зони нітридів.

\*\* - процес азототитануванні проводили послідовно: азотування → титанування.

Результати досліджень зносостійкості сталі У8А з покриттями при випробуванні за схемою вал-вкладка з попередньою притиркою поверхонь в умовах тертя ковзання без змащування дозволили розташувати покриття по збільшенню коефіцієнта тертя та зменшенню зносостійкості наступним чином: TiN, TiCN → (V, Cr)C, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> → Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, TiC → TiC → VC, V<sub>2</sub>C → Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> → Fe<sub>4</sub>N, Fe<sub>2-3</sub>(N,C). Зрозуміло, що висока зносостійкість покриттів (V, Cr)C, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, TiC, TiCN, TiN визначається низьким коефіцієнтом тертя в парі зі сталлю, а також високою мікротвердістю. Разом з тим, відомо [14], що вже при температурах 550-800 К твердість карбідів хрому і ванадія буде вища за твердість карбіда титана [10, 14, 15].

В той же час позитивно впливає на зносостійкість карбіда титана при підвищених температурах оксид титана TiO<sub>2</sub>, [10, 13-15]. Плівка оксида титана TiO<sub>2</sub> має добрі захисні властивості і таким чином ізолює поверхню карбіда від взаємодії з матеріалом контртіла.

Таким чином можна вважати, що саме мікротвердість карбідного та нітридного шару та їх адгезія з основою буде визначати зносостійкість композицій за прийнятих умов експерименту.

Випробування по запропонованій схемі без попередньої притирки поверхонь показали переваги покриття VC, V<sub>2</sub>C. При цьому зносостійкість сталі У8А з покриттями збільшується в порівнянні з вихідною в 2.5-20.0 разів.

Проведені в роботі випробування закріпленим абразивом показали, що карбідні та нітридні покриття підвищують зносостійкість сталі У8А в 1,5-2,5 рази. Слід зазначити, що за прийнятих умов експерименту в центральній зоні контакту всі покриття руйнуються до основи за перші 150-200 секунд тертя. Надалі працює композиція сталь У8А – карбід (нітрид). При цьому швидкість зношування практично не змінюється. Відповідно до сучасних уявлень абразивна зносостійкість залежить не тільки від твердості абразива та основи, але і від структури останньої [18]. При цьому гомогенні структури виявляються більш зносостійкими, ніж гетерогенні при співвідношенні твердості абразива до твердості основи вищому за 1,3. При менших значеннях - гетерогенні структури будуть переважати за зносостійкістю гомогенні. Величина відношення твердості абразиву, як відомо, це карбід бора, до твердості покриттів запропонованої роботи знаходиться в межах 1,28-3,1. Можна вважати, що всі композиції покриття - основа в силу прийнятих умов експерименту опиняються в таких умовах зношування, за яких, окрім твердості і особливостей будови покриття, необхідно враховувати інші властивості.

### Висновки

1. Методом кінетичної мікротвердості визначено мікроміцність, показники мікрокрихкості, адгезію карбідних покриттів за участю титана, ванадія і хрому на сталі У8А. В порядку збільшення мікроміцності покриття розташовуються в порядку TiC, VC, (V,Cr)C, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, збільшення тріщиностійкості TiC, VC, (V,Cr)C, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, збільшення адгезії з основою: TiC, VC, V<sub>2</sub>C, (V,Cr)C, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

2. Карбідні покриття підвищують зносостійкість сталі У8А в 2,5 - 20,0 разів в залежності від умов тертя. Найбільш високі результати показали:

- при терті ковзанні без змащування без попереднього притирання поверхонь - VC, V<sub>2</sub>C;
- при терті ковзання без змащування з попереднім притиранням поверхонь – TiC;
- при терті закріпленім абразивом Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

1. Костецкий Б.И. Сопротивление изнашиванию деталей машин. - М.- К.: Машгиз, 1959, - 478 с.
2. Химико- термическая обработка металов и сплавов: Справ.- М.: Металлургия, 1981.-424 с.
3. Хижняк В.Г., Король В.І. Стабільність карбідохромових покриттів на сталях при підвищених температурах // Металознавство та обробка металів. - 2003. - №3. - С.24-29.
4. Boring H.I., Hintermann H.E. Desing with new materials. Wear Resistant Coat. Amsterdam, 1988. - P.85-106.
5. Gille G. Streng of thin films and coatings. Wiss. Ber. Akad. Wiss. DDR. Zentralist. Festkoperphys und Werkstofforsch. - 1986, №32. - p.267-325.
6. Колесников Ю.В., Морозов Е.М. Механика контактного разрушения.- М.: Наука, 1989.- 224 с.
7. Enomoto Y. Seiding fracture of soda-line glass in liquid environments.- I. Master Sci.- 1981.- V. 16, №12.- P. 3365-3370.
8. Сорокин Г.М. О природе износостойкости сталей при абразивном изнашивании. - Вестник машиностроения. - 1984. №12.- С. 25-27.
9. Хижняк В.Г., Король В.І. Механічні властивості карбідних покриттів за участю титану та хрому на сталі У8А// Фізика і хімія твердого тіла. - 2002.- №1, т4, - С.161-165
10. Лоскутов В.Ф., Хижняк В.Г., Куницкий Ю.А., Киндрачук М.В. Диффузионные карбидные покрытия. - К: Техника, 1991. - 168с.
11. Хижняк В.Г., Дудка А.И., Хижняк О.В. Определение микрохрупкости карбидных покрытий с использованием метода кинетической микротвердости. Изв. вуз. Черная металлургия. - 1996. - №9. - С. 83.
12. Мамыкин Э.Т., Ковпак М.К., Юга А.И. и др. Комплекс машин и методика определения антифрикционных свойств материалов при трении скольжении. // Порошковая металлургия. - 1973,- №1. - С.67-72.
13. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. М.: Металлургия. 1977. - 431с.
14. Тот Л. Карбиды и нитриды переходных металлов. М.: Мир. 1974. - 296с.
15. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе: Справочник - Металлургия. Челябинск.: 1989. - 368с.
16. Хижняк В.Г., Костенко А.Д., Король В.И. Износостойкость карбидных и боридных покрытий на стали У8А. Порошковая металлургия. - 2003. №11-12. - С.110-115.
17. Powell C.F. Vapor deposition/ New York, 1996. - P.198.
18. Torrance A.A. Modeling abrasive wear. Wear, 2005, - 258. P.281-293.