

Назва
**Склад, структура та властивості дифузійних покриттів за участю карбідів
титану та хрому**
Шифр
ЖАРОСТІЙКІСТЬ

Зміст

Вступ	3
Літературний огляд	4
Методика експерименту	5
Експериментальна частина	10
Висновки	17
Перелік посилань	20
Анотація	21

ВСТУП

В промисловості широке застосування отримали вуглецеві сталі.

Карбідні покриття, нанесені на їх поверхню, суттєво підвищують надійність та довговічність інструменту. Відомо, що найбільш високий комплекс властивостей може бути досягнутий при формуванні багатошарових покриттів, при експлуатації яких кожний шар або фаза складає виконують свої функції.

Незважаючи на значне накопичення експериментального матеріалу з багатокомпонентних дифузійних покриттів [1] механізм їх формування та склад вивчені недостатньо, а отримані дані часто мають протиречивий характер. Склад отриманих покриттів в значній мірі залежить від способу нанесення та його температурно-часових умов.

Способи отримання захисних покриттів можна розділити на дві групи - фізичні і хімічні. До останніх відносяться методи хіміко-термічної обробки, що відрізняються простотою технологічного обладнання та високою якістю покриттів.

Актуальність розробки нових технологічних методів одержання комплексних багатошарових карбідних покриттів на сталях очевидна. Покриття за участю хрому, титану, вуглецю отримані методами хіміко-термічної обробки дозволяють підвищити експлуатаційні характеристики інструменту.

Метою роботи є модифікування поверхневих шарів сталей карбідами тугоплавких перехідних металів IV-VI груп періодичної системи [2] та дослідження їх фазового складу, структури і властивостей. Результати роботи дозволять коректно підійти до вибору раціонального типу покриття для конкретних умов експлуатації.

1. ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

Насичення сталі карбідоутворюючими елементами дозволяє підвищити її твердість, зносостійкість, додати поверхневому шару особливі фізичні властивості.

Через те, що більшість карбідів мають розчинність один в одному у твердому стані [3], доцільно в дифузійному шарі на поверхні сталі одержувати складні карбідні фази, що представляють собою розчини карбідів двох і більше перехідних металів. Їхня твердість, зносостійкість й особливі фізичні властивості відповідно до закономірностей Курнакова повинні бути екстремальними.

На рис.1.1 й 1.2 показані фазовий состав, розподіл легуючих елементів і мікротвердості по товщині дифузійних шарів на сталі 45, отриманих при спільному насиченні хромом і титаном і для порівняння тільки титаном.

Експериментальні графіки показують значні переваги хромотитанованого шару. У покритті переважає карбідна зона, що представляє собою карбід титана, у якому розчинений хром. Твердість цієї зони приблизно 4000 кгс/мм^2 , що перевищує твердість зони карбиду титана, одержуваного при титануванні сталі.

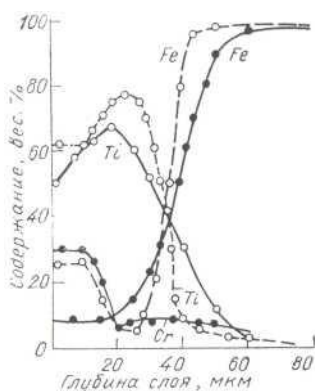


Рисунок 1.1 Розподіл елементів по глибині дифузійних шарів на сталі 45. 1050°C , 6ч:

- - титанованого;
- - хромотитанованого

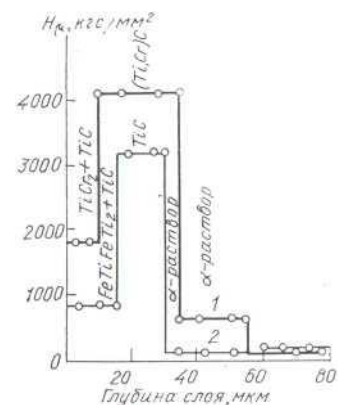


Рисунок 1.2 Розподіл мікротвердості H_c по глибині дифузійних шарів на сталі 45, 1050°C , 6 ч:

- 1-хромотитанування
- 2-титанування

Мікроструктура хромотитанованої сталі відрізняється від структури титанованої. Під карбідним шаром спостерігається менша по довжині знеуглецьована зона, як це має місце при титануванні. Перехідна зона хромотитанованого шару подібна до перехідної зони хромованої сталі.

Отримані дані по фазовому составі хромотитанованих шарів згоджуються з результатами досліджень системи сплавів $Ti - Cr - C$ [4], у яких показано, що карбід титана розчиняє значну кількість хрому й що тверді розчини на основі монокарбіду титану в цій системі перебувають у рівновазі з карбідами хрому і фазою C_2Ti .

Результати хромотитанування сталей з різним вмістом вуглецю й сірого чавуну ідентичні. З підвищенням вмісту вуглецю в сплаві, що насичується (цементована сталь) товщина зовнішньої (двофазної) зони шару зменшувалася, а карбідної - збільшувалася.

При хромотитануванні сталі, що містить на поверхні більше 0.6 – 0.7% вуглецю, утвориться однофазний дифузійний шар, що представляє собою монокарбід титану, легований хромом. Твердість його по всій товщині шару становить близько 4000 кгс/мм². Знеуглецьована зона на границі з основною практично відсутня.

Таким чином, результати досліджень підтвердили припущення про те, що присутність хрому змінить взаємодію елементів: замість титанідів заліза, що спостерігаються при титануванні сталі утвориться суміш титанідів хрому й карбідів титана або тільки карбідів титана при достатньому вмісті вуглецю. Ці фази мають корозійну стійкість, твердістю, зносостійкістю й іншими цінними властивостями.

Випробування корозійної стійкості в морській воді титанованих і хромотитанованих зразків сталі 45, проведені в ЦНИИТС, показали переваги двухкомпонентного насичення. Хромотитановані зразки корродують значно менше, ніж титановані.

Досліджено велику кількість подвійних композицій карбідоутворюючих елементів.

Однчасне насичення хромом і титаном приводить до одержання жаростійких покриттів на сталях і сплавах, до підвищення стійкості робочих деталей штампів для гарячого висадження й прес-форм лиття під тиском алюмінієвих сплавів.

Хромотитанування здійснюють у порошкових сумішах чистих металів [5]. До складу сумішей входять також окис алюмінію.

Однчасне насичення заліза, хромом і титаном спостерігається при використанні порошкових сумішей елементів з вмістом хрому від 10 до 30%. При меншому вмісті хрому зразки насичуються переважно титаном, при більшому - переважно хромом. Глибина хромотитанування шарів при зміні концентрації хрому в суміші від 10 до 30% плавно збільшується (рис. 1.3) [6].

Глибина хромотитанування шарів на сталі значно менше, ніж на залізі. У поверхневих шарах сталі утвориться карбідний дифузійний шар [7].

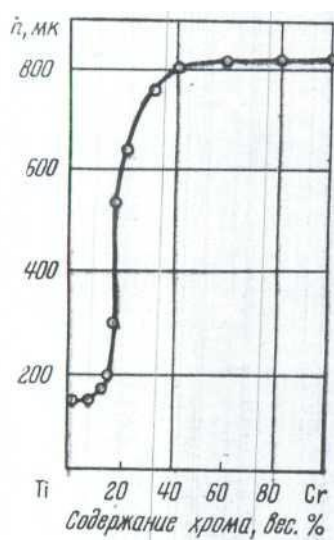


Рисунок 1.3. Залежність глибини дифузійних шарів на залізі від співвідношення у порошковій суміші титана й хрому: $t=1000^{\circ}\text{C}$

У Національному технічному університеті України "КПІ ім.Ігоря Сікорського" розроблено новий спосіб нанесення карбідних покриттів, який забезпечує отримання карбідних шарів оптимальної товщини з високою твердістю та достатньою пластичністю.

При цьому покриття наносять у замкнутому реакційному просторі при зниженому тиску активної газової фази, для формування якої використовують раціональні кількості порошоків титану та хрому у співвідношенні 65 – 75% Ti та 25 – 35% Cr, чотирихлористий вуглець і графіт. Процес насичення проводять при температурах (1223...1323)K протягом (2...6)·3600 с. Хімізм реакцій, що протікають у реакційному просторі, хлоридоутворення, обміну,

карбідоутворення й механізм формування покриттів при прийнятих умовах насичення представлені в роботах [8,9].

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Як об'єкти для нанесення карбідних покриттів були використані вуглецева сталь У8А, хімічний склад яких наведений у табл. 2.1 [31].

Таблиця 2.1 – Хімічний склад об'єктів дослідження

Марка сталі	Вміст елементів, % по масі							ГОСТ
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	
Сталь У8А	0,83	0,50	0,30	0,210	0,028	0,15	0,15	5950-73

Нанесення карбідних покриттів здійснювали на установці типу “УГФО–2”, загальна схема якої наведена на рис.2.1, з новою конструкцією реакційної камери, яка розроблена на кафедрі Металознавство та термічна обробка в Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут» [1].

Розроблена конструкція реакційної камери, новизна якої підтверджена видачею Патента України на винахід №54926А від 17.03.2003р., дозволяє усунути недоліки відомих способів карбідизації, які були раніше розроблені в НТУУ «КПІ».

Процес карбідизації сталей та твердих сплавів при використанні реакційної камери нової конструкції складається із ряду операцій: знежирені зразки (деталі) (4) разом із вставкою (3) розміщують у стакані, який складається із труби (2) і графітового днища (1), завантажують у камеру (5). В ємність (10), яка прикріплена до кришки (6), а також в нижню частину реакційної камери в ємність (12) завантажують порошки карбідоутворюючих елементів або їх суміші. Камеру з вмістом вакуумують до тиску 10^{-1} МПа, нагрівають до потрібної температури ізотермічної витримки (1173...1373К), знову вакуумують до вищевказаного тиску,

вводять CCl_4 проводять ізотермічну витримку 1-2 години, після чого відключають магнітний замок (9), перевертають ємність (10), висипаючи її вміст у реакційну камеру.

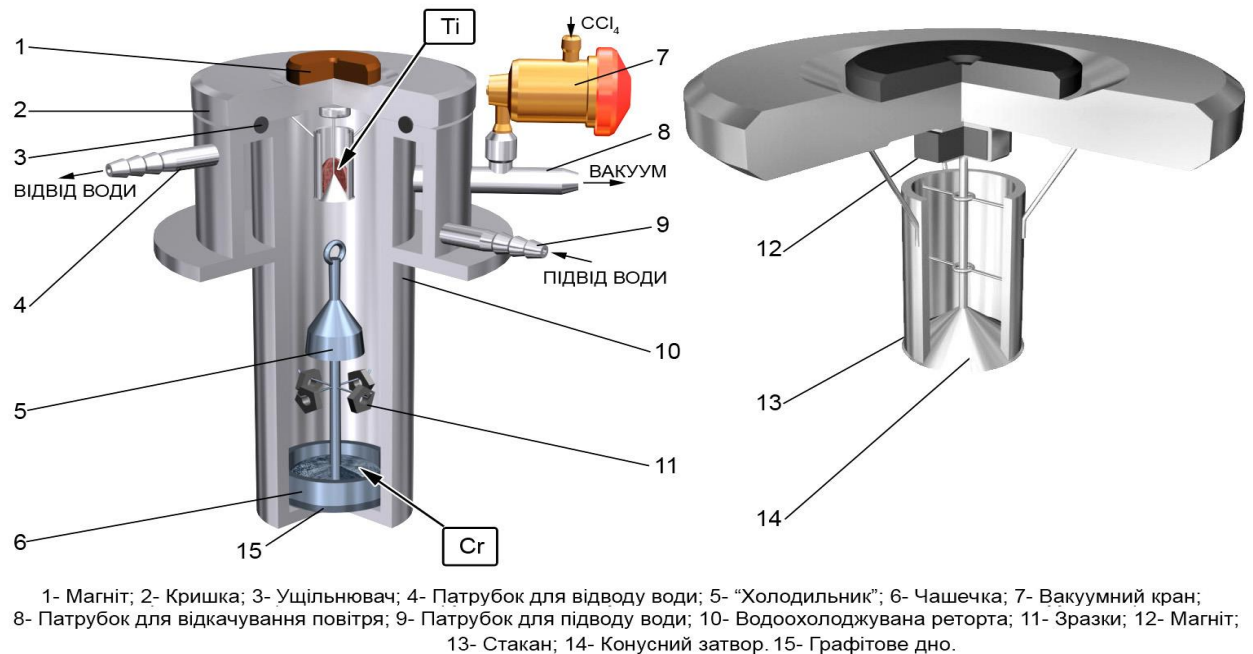


Рис. 2.1. Реакційна камера для нанесення карбідних покриттів

Одночасно з цим у камеру додатково вводять чотирихлористий вуглець і проводять ізотермічну витримку $(1...6) \cdot 3600$ с. Після завершення процесу зразки (деталі) разом з реакційною камерою охолоджують до кімнатної температури.

Далі камеру розпаковують, виймають зразки (деталі) і піддають їх зовнішньому огляду для виявлення можливих сколювань, тріщин, пористості.

Захистні покриття на поверхню вуглецевих сталей наносили при температурі $1050\text{ }^\circ\text{C}$ та часу витримки 4 години в закритому реакційному просторі за умов зниженого тиску з використанням в якості вихідних реагентів порошків хрому, титану, чотирихлористого вуглецю та деревного вугілля [5]. До особливостей процесу слід віднести те, що хромування та наступне титанування відбувалося в одному технологічному циклі, без розгерметизації робочої камери та заміни порошку хрому на порошок титану. Особливості запропонованої технології

хромотитанування приводять до збільшення в реакційному просторі вмісту кисню на етапі переходу від хромування до титанування.

Візуальне вивчення та фотографування мікрошліфів виконували, використовуючи мікроскопи МИМ-8 і "Neophot-2", при збільшенні 300...1000 раз у світлому і темному полях. В якості травника застосовували 3%-ий розчин азотної кислоти в етиловому спирті.

Дифрактограми отримували, використовуючи монохроматичне Cu-K_α випромінення, на дифрактометрі марки ДРОН-УМ1. В якості монохроматора використовували монокристал графіту, встановлений на дифрагованому пучку.

Вимірювання мікротвердості та уточнення товщини дифузійного шару, а також його окремих фаз проводили на пристроях ПМТ-3 і ПМТ-8 не менш, ніж в 20...25 полях зору.

Жаростійкість карбідних покриттів визначали за методикою [1] на Дериватографі – Q1500 Д, яка дозволяє безперервно фіксувати зміни маси зразків у процесі нагріву та ізотермічної витримки. Випробування на жаростійкість сталей із карбідними покриттями здійснювали в інтервалі температур 273-1173 К протягом 60 хвилин. Дериватограф, вимірює температуру (Т), зміну маси (ТГ), швидкість зміни маси (ДТГ) та зміну вмісту тепла (ДТА) досліджуваної речовини в залежності від часу.

3. ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Створення якісних покриттів з високим комплексом експлуатаційних властивостей, а також технології їх нанесення вимагає встановлення взаємозв'язку між фазовим складом і структурою отримуваних дифузійних шарів [1].

З цією метою всі зразки досліджуваних сталей після послідовного насичення хромом і титаном та чистого титанування в інтервалі температур 1223...1373 К при тривалості процесу (2...6)·3600 с були піддані пошаровому рентгеноструктурному аналізу, що дозволило визначити фазовий склад покриттів, отриманих при прийнятих умовах ведення процесу.

Встановлено на поверхні зразків після послідовного насичення хромом і титаном утворюється шарувата структура, яка складається з трьох шарів. Дифрактограми, зняті з поверхні всіх зразків з покриттями досліджуваного типу фіксують наявність дифракційних максимумів від карбідів титану TiC , оксиду титату TiO та інтерметаліду $FeTi$ та починають з'являтися піки, що відповідають фазі $Cr_{23}C_6$. Після стравлення з поверхні всього лише $10 \cdot 10^{-6}$ м покриття подальше спостерігаються дифракційні максимуми, що належать фазі $Cr_{23}C_6$ та з'являються піки Me_2O_3 .

Це свідчить про те, що карбід титану TiC формується лише в поверхневій зоні покриття і товщина її не перевищує $10 \cdot 10^{-6}$ м. По мірі подальшого стравлення товщини покриття до $(15...20) \cdot 10^{-6}$ м на дифрактограмах залишаються піки, що належать фазі Cr_7C_3 , а також з'являються піки α -твердому розчину (матриці оброблюваної сталі).

При титануванні основною складовою покриття є карбід титана TiC . Аналіз отриманих даних показав, що фазовий склад покриттів визначається в значній мірі технологією хіміко-термічної.

Характерні ділянки дифрактограм, знятих з поверхні досліджуваних зразків після послідовного насичення хромом і титаном на сталі У8А, наведена на

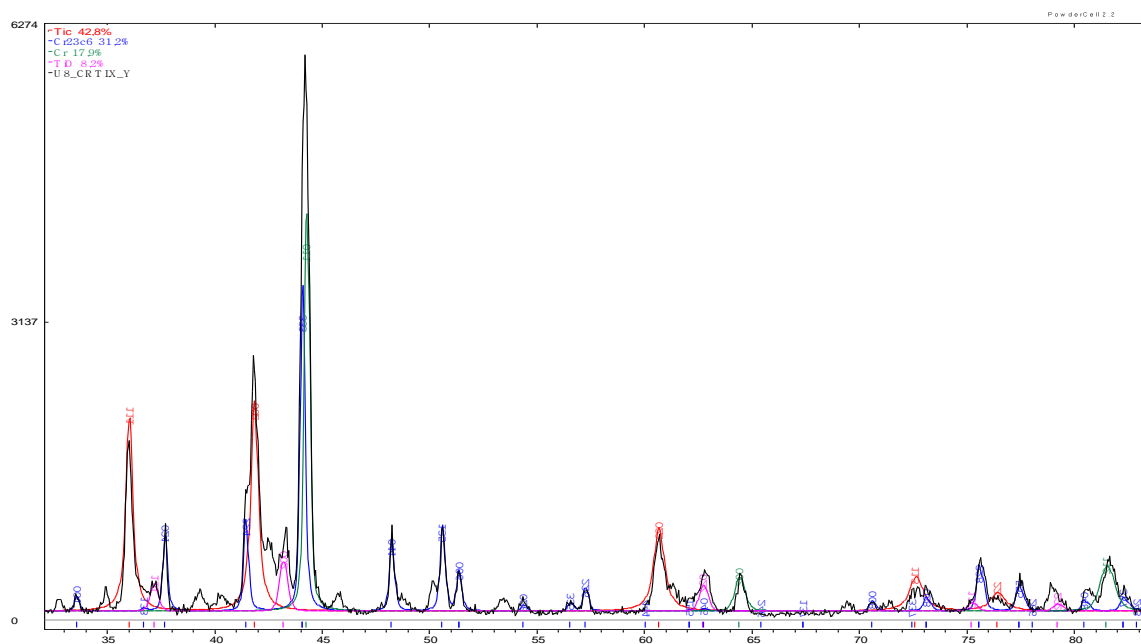


Рисунок 3.1 Характерні ділянки дифрактограм після послідовного насичення хромом і титаном сталі У8А

Період кубічної кристалічної ґратки карбиду ТіС по мірі стравлювання покриття має тенденцію до збільшення свого розміру від $a=0,43149$ нм до $a=0,443164$ нм. Період кубічної кристалічної ґратки фази Cr_{23}C_6 по мірі стравлювання покриття також має тенденцію до збільшення свого розміру від $1,06679$ до $1,06691$ нм. Період ґратки фази ТіО також збільшується від $0,4148$ до $0,41875$ нм

Параметри ромбічної кристалічної ґратки карбиду хрому Cr_7C_3 , навпаки, мають тенденцію до зменшення від значень $a=0,69688$ нм, $b=1,21762$ нм, $c=0,45120$ нм на поверхні фази до значень $a=0,69679$ нм, $b=1,12726$ нм, $c=0,45147$ нм в геторогенній зоні.

Всі відхилення абсолютних значень параметрів кристалічних ґраток, встановлених нами, від літературних даних із цих величин [2], очевидно, пов'язані з можливим легуванням фаз Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 титаном і залізом, фази ТіС – хромом і залізом у процесі послідовного насичення сталей хромом та титаном.

Так, наприклад, зменшення параметрів кристалічної ґратки фази Cr_7C_3 по мірі наближення до межі поділу з матрицею оброблюваної сталі, очевидно, враховуючи сталість її складу через практичну відсутність області гомогенності, можна пояснити заміщенням у цьому карбіді атомів хрому з радіусом 0,125 нм атомами заліза з радіусом 0,117 нм [3]. У той же час, збільшення періоду кристалічної ґратки фази TiC , імовірно, всього, обумовлене її збагаченням атомами вуглецю [2].

Загальна товщина покриттів на зразках сталей У8А складала $(22 \dots 24) \cdot 10^{-6}$ м. При цьому, товщина шару, яка належить фазам TiC та Cr_{23}C_6 дорівнювала $(5 \dots 10) \cdot 10^{-6}$ м, товщина гетерогенної структури, яка належить фазам Cr_7C_3 та Me_2O_3 не перевищувала $(12 \dots 15) \cdot 10^{-6}$ м і фази Cr_7C_3 – $(5 \dots 9) \cdot 10^{-6}$ м.

Фазовий склад покриттів, отриманих при послідовному насиченні вуглецевих сталей хромом та титаном наведений в табл.3.1.

Таблиця 3.1 - Фазовий склад карбідних покриттів на сталі У8А (Температура процесу 1273 К, час витримки 4·3600с)

Тип покриття	№ зони	Фазовий склад	Зміна періоду ґратки, нм	Товщина покриття, мкм
Титанування		TiC	0,4329	17,0
Хромотитанування	I	TiC	від $a=0,43149$ до $a=0,443164$	(5,0...10,0)
		TiO	від 0,4148 до 0,41875	
	II	Me_2O_3	$a=0,49802$, $c=1,36470$ до $a=0,49811$, $c=1,36470$	(12,0...15,0)
		Cr_{23}C_6	1,06679 до 1,06691	
	III	Fe	від a 0,28716 до 0,28716	(5,0...9,0)
		Cr_7C_3	від $a=0,69688$, $b=1,21762$, $c=0,45120$ до $a=0,69679$, $b=1,12726$, $c=0,45147$	

Металографічні дослідження здійснювали на оптичному мікроскопі "Neophot-2" при збільшенні 300...1000 разів, із використанням в якості травника 3%-ний розчин азотної кислоти в етиловому спирті(рис.3.2).

Аналіз даних, отриманих за допомогою мікроструктурного аналізу відповідає результатам пошарового рентгеноструктурного аналізу покриттів.

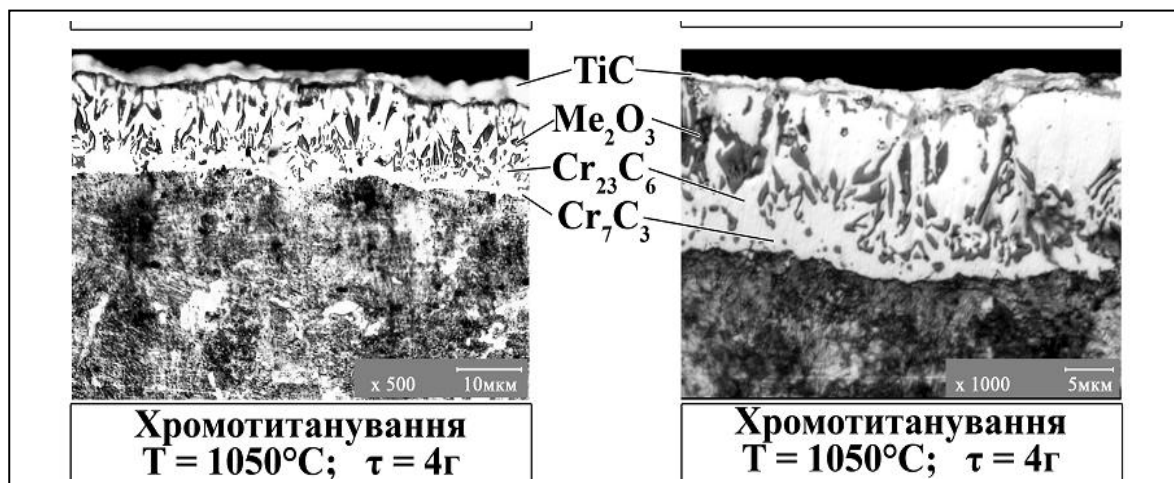


Рисунок 3.2 Мікроструктура дифузійних покриттів за участю карбідів хрома та титана на сталі У8А

Покриття виявляється в вигляді світлої зони із чіткою границею розділу з основою. Безпосередньо в покритті можна виділити три гомогенних шари. На зовнішній стороні – TiC , на внутрішній - Cr_7C_3 , та третій – гетерогенний. Відповідно до результатів рентгеноструктурного аналізу, в останньому, світлі зерна відповідають карбиду $Cr_{23}C_6$, а темні – оксиду Me_2O_3 . На структурах отриманих на растровому мікроскопі оксиди по кольору однакові і в більшості орієнтовані нормально до поверхні.

Відмінною рисою захисних покриттів на основі перехідних металів є висока мікротвердість, абсолютне значення якої визначається типом і складом утворених фаз. Мікротвердість карбідних фаз являється деформаційною характеристикою, яка відображає рівень сил міжатомного зв'язку та симетрію кристалічної структури [3]. Мікротвердість залежить від акту зсувної деформації, пов'язаної з ковзанням дислокації, що виникла. Вона збільшується з ростом енергії кристалічної ґратки, теплоти утворення та енергії атомізації.

Досліджено розподіл мікротвердості H_{50} по перерізу покриття отриманого при

послідовному насиченні хромом та титаном сталі У8А (рис.3.3)

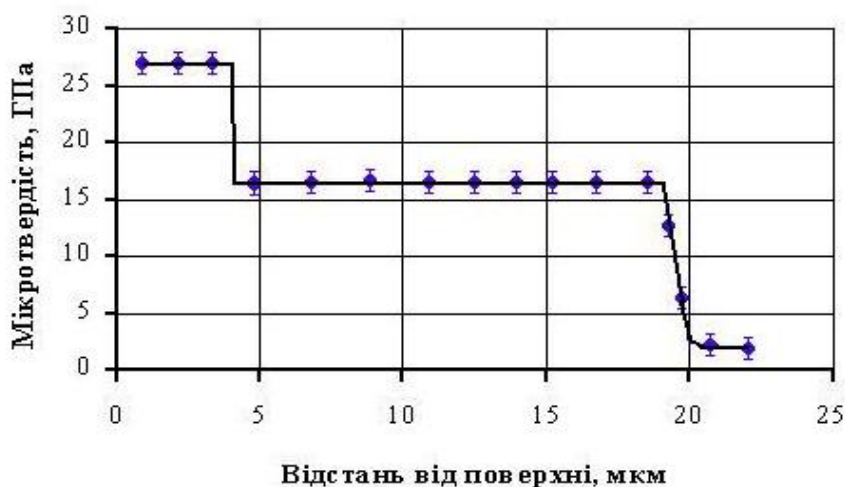


Рисунок 3.3 Розподіл мікротвердості по перерізу покриття отриманого при послідовному насиченні хромом та титаном на сталі У8А ($T=1323$ К, час 4 години)

Встановлено, що легування карбіда титана хромом супроводжується зниженням його мікротвердості на 7,0...3,0 ГПа.

Зміни мікротвердості, які спостерігаються при легуванні карбіду TiC хромом зумовлені зниженням ступеня використання сил міжатомних зв'язків у фазі. З появою додаткових зв'язків типу Ti-Cr, Cr-Cr, Fe-Cr, Cr-C при легуванні карбіду титану хромом, які за силами взаємодії поступаються зв'язкам типу Ti-Ti, Ti-C, C-C, мікротвердість знижується. Отримані данні по розподілу мікротвердості узгоджуються з даними по фазовому складу покриття

Відомо, що дифузійні покриття на основі карбідів перехідних металів мають високий комплекс фізико-хімічних властивостей і нанесення їх на поверхню сталей дозволяє істотно підвищити експлуатаційні характеристики деталей машин і інструменту[5,6].

Сталеві вироби з покриттями з метою усунення продавлення захисних шарів в процесі експлуатації в умовах ударних або підвищених контактних навантажень необхідно піддавати термічній обробці для зміцнення основи (гартуванню і низькому відпусканню). В результаті під зоною карбіду формується підшар з

мартенситною структурою, який запобігає продавленню покриття. Температури нагрівання під гартування вуглецевих сталей лежать в інтервалі температур 760-850 С. Найпростішим нагрівання до цих температур є в атмосфері повітря [7].

Жаростійкість отриманих покриттів визначали термогравіметричним методом на установці типу “Дериватограф Q-1500D”. Випробування проводили протягом однієї години при нагріванні до температури 1100°C.

Визначено, що в результаті окислення до даної температури на диференціальних термічних кривих зміни вмісту тепла (ДТА) зразків сталі У8А після хромотитанування часу спостерегається наявність двох піків. Перший пік спостерігається при температурі 642°C відповідає поліморфному перетворенню α -анатаза в β -анатаз. Другий пік спостерігається при температурі 915 °C та відповідає поліморфному перетворенню β -анатаза в рутил [8]. Титанові покриття мають незадовільну жаростійкість (рис.3.4(а)) та починають інтенсивно окислюватись вже при температурі 720°C [8]. Комплексні (рис.3.4(б)) майже не окислюються в усьому інтервалі температур, що, на наш погляд пов'язано з утворенням на поверхні покриттів окрім оксидів титану- TiO_2 , оксидів хрому, які утворюють суцільний шар та гальмують процес окислення. Приріст маси зразків з дифузійними покриттями за участю як карбідів титану, так і хрому після окислення до температури 1000°C незначний - 0,0055 г/м², що приблизно в 4,5 рази менше ніж зразків з дифузійними покриттями за участю лише карбідів титану.

Рентгенофазовий аналіз окислених зразків проведений в мідному випромінюванні на установці ДРОН УМ-1. Отримані данні добре узгоджуються з даними масометрії. Встановлено, що зразки з покриттями на основі карбідів титану окислюються з утворенням на поверхні оксидів титану TiO_2 та заліза Fe_2O_3 . Зразків з дифузійними покриттями за участю карбідів титану та хрому окислюються з утворенням на поверхні як оксидів титану TiO_2 так і оксиду хрому Cr_2O_3 . Наявність в структурі окислених зразків оксидів хрому, які сприяють утворенню суцільних захисних плівок і зумовлює більш високу жаростійкість комплексних покриттів за участю карбідів титану та хрому.

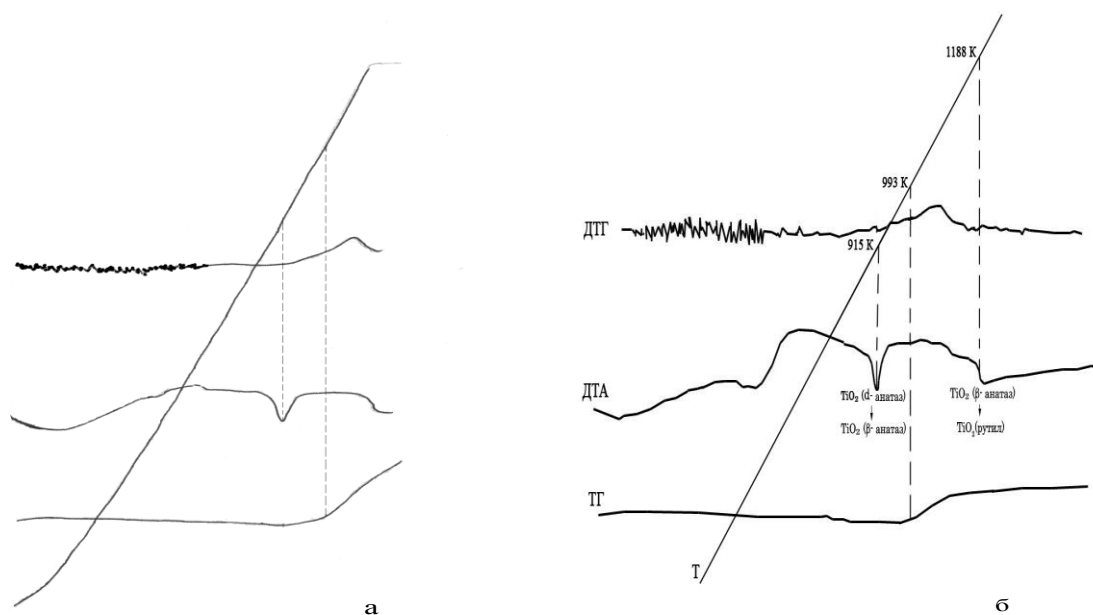
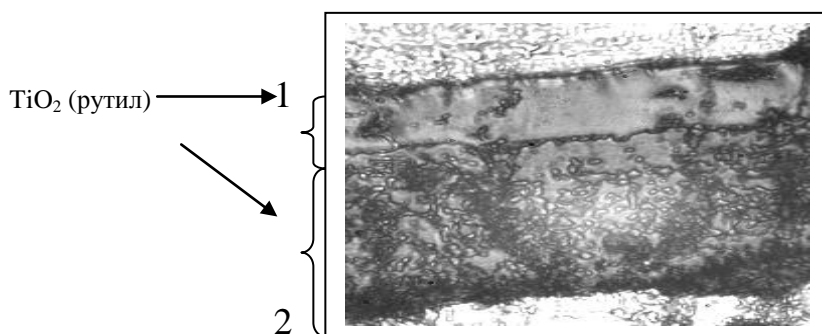


Рисунок 3.4. Зміна маси (ТГ), швидкість зміни маси (ДТГ) та зміна вмісту тепла (ДТА) зразків з дифузійними покриттями за участю карбідів титану(а) та карбідів титану та хрому (б) після окислення до температури 1000°C на 1 години

Таким чином, показано, що комплексні покриття за участю як карбідів титану так і карбідів хрому отримані на поверхні сталі У8А мають високу жаростійкість до температури 1000°C, що дозволяє проводити гартування виробів з даним типом покриттів без застосування захисних атмосфер.

Металографічні дослідження зразків сталі У8А з покриттями на основі карбідів титану після нагріву до температури 1000°C показали наявність в окисленому до двох зон (рис.3.5). Зовнішній компактний шар сформований з рутилу стехіометричного співвідношення. Внутрішній пористий шар – з дрібних кристалів TiO₂ нестехіометричного складу. Ці данні добре погоджуються з даними, приведеними в роботі [9].



1. TiO_2 – стехіометричний склад
2. TiO_2 – не стехіометричний склад

Рисунок 3.5 Мікоструктура хромотитанового покриття карбіду на сталі У8А після окислення до 1273 К в перебігу 1 години

ВИСНОВКИ

1. Експериментально підтверджена можливість послідовного насичення сталей хромом та титаном в єдиному технологічному циклі без переривання ізотермічної витримки. Покриття наносили в замкнутому реакційному просторі, при температурі 1323 К впродовж 4 годин. При цьому порошок хрому завантажується в нижню частину реакційної камери, порошок титану в конусний затвор, який кріпиться до кришки реакційної камери за допомогою магнітного замку. Така приспособа дає можливість провести повне і рівномірне введення порошка титану в реакційну камеру при досягненні необхідних умов. При цьому на першому етапі на протязі 2 годин проводили хромування, а після вводили порошок титана. Крім того на етапі переходу від хромування до титанування в реакційному просторі збільшується вміст .

2. Мікроструктурним аналізом встановлено, що отримані покриття виявляються у вигляді світлої смуги, яка іде паралельно фронту дифузії і складаються з трьох шарів..

3. Встановлено на поверхні зразків після послідовного насичення хромом і титаном утворюється шарувата структура, яка складається з трьох шарів.

Дифрактограми, зняті з поверхні всіх зразків з покриттями досліджуваного типу фіксують наявність дифракційних максимумів від карбідів титану TiC , оксиду титату TiO та інтерметаліду $FeTi$ та починають з'являтися піки, що відповідають фазі $Cr_{23}C_6$. Після стравлення з поверхні 10-мкм покриття подальше спостерігаються дифракційні максимуми, що належать фазі $Cr_{23}C_6$ та з'являються піки Me_2O_3 . Це свідчить про те, що карбід титану TiC формується лише в поверхневій зоні покриття і товщина її не перевищує 10-мкм. По мірі подальшого стравлення товщини покриття до (15...20)-мкм на дифрактограмах залишаються піки, що належать фазі Cr_7C_3 , а також з'являються піки α -твердому розчину (матриці оброблюваної сталі).

При титануванні основною складовою покриття є карбід титана TiC

4. Період кубічної кристалічної ґратки карбиду TiC по мірі стравлювання покриття має тенденцію до збільшення свого розміру від $a=0,43149$ нм до $a=0,443164$ нм. Період кубічної кристалічної ґратки фази $Cr_{23}C_6$ по мірі стравлювання покриття також має тенденцію до збільшення свого розміру від 1,06679 до 1,06691 нм.

Параметри ромбічної кристалічної ґратки карбиду хрому Cr_7C_3 , навпаки, мають тенденцію до зменшення від значень $a=0,69859$ нм, $b=1,21844$ нм, $c=0,45199$ нм на поверхні фази до значень $a=0,69840$ нм, $b=1,12842$ нм, $c=0,45198$ нм на межі поділу цієї фази з матрицею оброблюваного матеріалу..

Всі відхилення абсолютних значень параметрів кристалічних ґраток, встановлених нами, від літературних даних із цих величин, очевидно, пов'язані з можливим легуванням фаз $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 титаном і залізом, фази TiC – хромом і залізом у процесі послідовного насичення сталей хромом та титаном.

5. Загальна товщина покриттів на зразках сталей У8А складала (22... 24)-мкм. При цьому, товщина шару, яка належить фазі TiC дорівнювала (5...10)мкм, товщина гетерогенної структури, яка належить фазам $Cr_{23}C_6$ та Me_2O_3 не перевищувала (12...15)-мкм і фази Cr_7C_3 – (5...9)-мкм.

6. Результати, які отримані при дослідженні жаростійкості сталевих зразків з покриттями після титанування та послідовного хромотитанування, показали, що в результаті окислення до даної температури на диференціальних термічних

кривих зміни вмісту тепла (ДТА) зразків сталі У8А після хромотитанування часу спостерегається наявність двох піків. Перший пік спостерігається при температурі 642°C відповідає поліморфному перетворенню α -анатаза в β -анатаз. Другий пік спостерігається при температурі 915°C та відповідає поліморфному перетворенню β -анатаза в рутил. Покриття за участю карбідів титану мають незадовільну жаростійкість та починають інтенсивно окислюватись вже при температурі 720°C

7. Рентгенофазовий аналіз окислених зразків показав, що зразки з покриттями на основі карбідів титану окислюються з утворенням на поверхні оксидів титану TiO_2 та заліза Fe_2O_3 . Зразків з дифузійними покриттями за участю карбідів титану та хрому окислюються з утворенням на поверхні як оксидів титану TiO_2 так і оксиду хрому Cr_2O_3 . Наявність в структурі окислених зразків оксидів хрому, які сприяють утворенню суцільних захисних плівок і зумовлює більш високу жаростійкість комплексних покриттів за участю карбідів титану та хрому.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Многокомпонентные диффузионные покрытия [Текст] : навч. посіб. / [Л. С. Ляхович и др.]. – Минск: Наука и техника, 1974. – [267]с. : іл.; 22см.
2. Ворошнин Л. Г. Теория и технология химико – термической обработки / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин – М.: Новое знание, 2010. – 304 с.
3. Защитные покрытия на металлах [Текст] : навч. посіб. / [Г. В.Земсков и др]. – Киев: Наукова думка, 1972. – 242с. : іл.; 24см. – УДК 669.1.066
4. Дифузійне насичення сталі двома карбідоутворюючими елементами [Текст] : навч. посіб. / [Г. В. Земсков, Р. Л. Коган, Л. В. Милюхина, В. С. Видерман]. – Киев: Наукова думка, 1976. – [143]с. : іл.; 17см. – УДК 669.01
5. Металознавство [Текст] : навч. посіб. / [О. М. Бялик, В. С. Черненко, В. Н. Писаренко]. – Київ: Політехніка, 2000. – 450с. : іл.; 22см. ISBN-5-217-00858-X
6. Термодинамические свойства карбидов [Текст] : навч. посіб. / [А. С. Болгар, А. Г. Турчанин]. – Киев: Наукова думка, 1973.–277 с.: іл.; 24см.
7. Нанесение карбидных покрытий на твердосплавный инструмент [Текст] : навч. посіб. / [Порошковая металлургия / В. Ф. Лоскутов, А. В. Бякова]. – Киев: Наукова думка, 1981.–197 с.; 24см. – УДК 669.08.17
8. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов [Таблиці]: довідник / [Л. И. Миркин]. – М.: Физмашгиз, 1961. – 863 с.
9. Розробка фізико-хімічних та технологічних основ нанесення на поверхню сталей та твердих сплавів двокомпонентних покриттів на основі карбідів перехідних металів [Текст] / [Докторская диссертация / В.Г. Хижняк]. – Киев: Наукова думка, 1998.–375 с.

Склад, структура та властивості дифузійних покриттів за участю карбідів титану та хрому

В роботі досліджено склад, структуру та властивості дифузійних покриттів отриманих шляхом титанування та хромотитанування вуглецевої сталі У8А.

Состав, структура и свойства диффузионных покрытий при участии карбидов титана и хрома

В работе исследованы состав, структуру и свойства диффузионных покрытий полученных путем титанирования и хромотитанирования углеродистой стали У8А.

Composition, structure and properties of diffusion coatings involving titanium and chromium carbides

The composition, structure and properties of diffusion coatings obtained by titanium titration and chromotitanation of U8A carbon steel are investigated.