

Т.В. Лоскутова, В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк

Нанесення карбіду титану на поверхню хромовмісних інструментальних сталей

¹Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут", пр.Перемоги, 37, Київ-56, Україна

Методами мікроструктурного, пошарового рентгенофазового, мікрорентгеноспектрального і дюрOMETричного аналізів встановлені склад, кінетика росту та деякі властивості дифузійних шарів, які отримані при насиченні сталей У10А, 11Х, Х, Х12Ф1 титаном. Встановлено, що при насиченні титаном хромовмісних сталей на їх поверхні формується дифузійний шар на основі карбіду титану TiC, в якому розчиняється хром матриці в кількості (0,3...2,6)% по масі. Розчинення хрому у фазі TiC супроводжується значною зміною комплексу властивостей захисного покриття. Показана перспективність широкого використання процесу титанування хромовмісних інструментальних сталей в промисловості для підвищення надійності та довговічності інструменту різного призначення.

Ключові слова: дифузійні покриття, дифузійний шар, будова, кінетика росту, мікротвердість, склад, карбід титану, хром.

Стаття постуила до редакції 07.03.2006; прийнята до друку 15.06.2006

Вступ

Дифузійні покриття на основі карбідів перехідних металів IV-VI груп періодичної системи суттєво підвищують працездатність сталевих деталей машин і інструменту різного призначення [1]. Серед відомих типів карбідних покриттів найбільшої уваги, на наш погляд, заслуговують дифузійні шари на основі карбіду титану TiC. Саме карбід титану, маючи мікротвердість до 40,0 ГПа і високі значення міцності при розтягуванні та стисненні [2], може сприяти максимальному підвищенню працездатності сталевих деталей і інструменту, які працюють в умовах тертя ковзанням без змашування, абразивного зносу, обробки різанням сталей та чавунів [1].

Незважаючи на те, що перспективність використання захисних покриттів на основі карбіду титану неодноразово доведена [1,3], процес титанування сталевих деталей і інструменту до цього часу майже не використовується. На наш погляд це пов'язано з тим, що дотепер відсутні прості в технологічному відношенні і економічні в застосуванні способи титанування сталей та недостатньо вивчені склад, будова і властивості одержуваних покриттів.

Відомо [1], що покриття на основі TiC, які нанесені на поверхню вуглецевих сталей, мають високі значення не тільки мікротвердості, але й, на жаль, мікрокрихкості, значення якої становлять $(0,63...0,65) \cdot 10^{-3}$ умовних одиниць. Саме висока мікрокрихкість фази TiC ускладнює можливість

використання покриття на її основі для підвищення працездатності інструменту, який працює в умовах одночасного абразивного зношування та ударних навантажень. Зменшити мікрокрихкість покриття на основі TiC можливо за рахунок легування його хромом. Цього можна досягти при титануванні хромовмісних сталей, як це було показано в роботі [4].

Мета дослідження – встановити склад, будову та властивості дифузійних покриттів, які формуються при титануванні хромовмісних інструментальних сталей.

1. Матеріали та методика досліджень

Дослідження проводили, використовуючи зразки інструментальних сталей У10А, 11Х, Х, Х12Ф1, які, згідно проведеного хімічного аналізу, містять: вуглецю – 0,98; 1,06; 1,02; 1,26 і хрому – 0,12; 0,56; 1,42; 11,80% по масі, відповідно.

Покриття на поверхню сталей наносили в замкненому просторі за розробленою технологією [5] при використанні спеціальної реакційної камери [6] при температурах (1223...1323) К впродовж (2...6)3600 с при зниженому тиску активної газової фази. Для формування в реакційному просторі останньої використовували, виходячи із розрахунку на 1м² оброблюваної поверхні, 0,05 кг порошку титану (марки ТПД-4) і 0,0040 л чотирихлористого вуглецю (ГОСТ 20288-74). Постачальником вуглецю

при формуванні покриттів було графітове дно реакційної камери [6], яке забезпечувало впродовж процесу насичення вуглецевий потенціал, рівний 1,0. Тиск в реакційній камері при титануванні був постійним і дорівнював (2...4) мм.рт.ст.

Хімізм можливих реакцій хлоридування, обміну та карбідоутворення, які протікають в реакційному просторі, і механізм формування покриттів при прийнятих умовах титанування сталей обговорювались в роботі [1].

Після завершення процесу насичення зразки сталей із покриттями охолоджували до кімнатної температури і вивчали їх структуру за допомогою сучасних методів дослідження [1].

II. Результати досліджень та їх обговорення

Характерні мікроструктури покриттів, що формуються при титануванні досліджуваних сталей, наведені на рис.1. Отримані покриття при травленні 3%-ним розчином HNO_3 в етиловому спирті металографічно виявляються у вигляді світлої смуги, що іде паралельно фронту дифузії і має чітку межу поділу з матрицею сталі. Безпосередньо під покриттям знаходиться тонка перехідна зона, яка має вигляд прошарку, що сильно травиться. Знеуглецьована зона, яку отримують при титануванні сталей із використанням порошкових сумішей [3], не виявляється. Це підтверджує той факт, що при використанні прийнятого нами методу насичення [5,6] в реакційному просторі впродовж всього процесу зберігається високий вуглецевий потенціал активної газової фази.

Методом пошарового рентгеноструктурного аналізу встановлено, що при прийнятих умовах титанування у всьому температурно-часовому інтервалі насичення на поверхні досліджуваних сталей формується покриття тільки на основі TiC. Виникнення фази Fe_2Ti на зовнішній поверхні покриттів, що зафіксоване в роботі [4], нами не підтверджується. Можливо, що ця різниця у фазовому складі покриттів, отриманих нами зараз і в роботі [4], пов'язана із використанням, насамперед, різних умов насичення.

Період кристалічної ґратки фази TiC, яка формується на поверхні сталей У10А, 11Х, Х в залежності від температурно-часових умов насичення, змінюється в межах (0,4342...0,4348) нм, а на поверхні сталі Х12Ф1 – (0,4338...0,4345) нм, відповідно. Слід відмітити, що період кристалічної ґратки фази TiC, що формується на поверхні сталі У10А при рівних температурно-часових умовах титанування завжди більше, ніж на поверхні хромовмісних сталей. При цьому характерним є те, що чим вище вміст хрому в сталі, тим менше значення періоду кристалічної ґратки фази TiC.

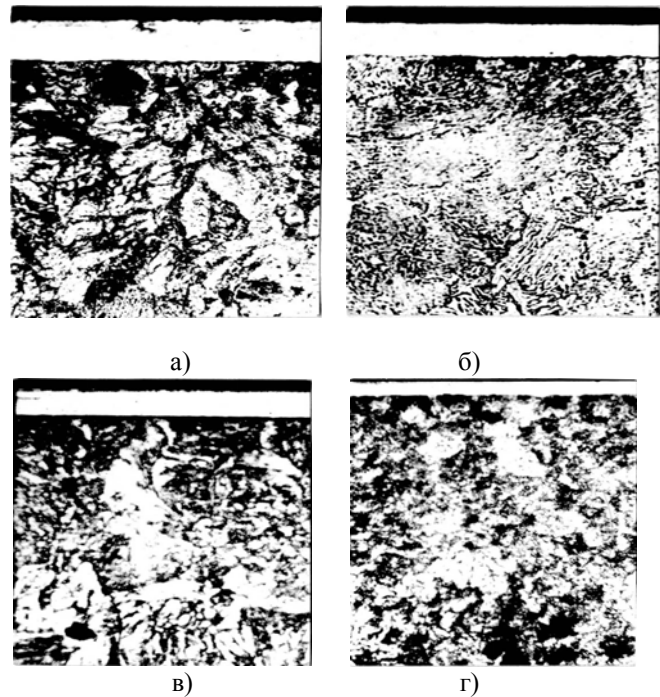


Рис. 1. Мікроструктури сталей У10А (а), 11Х (б), Х (в) и Х12Ф1 (г) з покриттям на основі карбіду титану (температура процесу 1273 К, час насичення 43600 с) $\times 300$.

Встановлена залежність періоду кристалічної ґратки фази TiC, яка формується на поверхні досліджуваних сталей, може свідчити про різний її хімічний склад. Можливо припустити, що у фазі TiC змінюється не тільки кількість титану і вуглецю [2], але додатково розчиняються хром і залізо, які входять до складу сталей.

Це припущення підтверджується даними мікрорентгеноспектрального аналізу отриманих покриттів, які наведені в таблиці 1.

Аналіз хімічного складу покриттів показує, що карбід титану, який утворюється при насиченні хромовмісних сталей, можна розглядати як складний карбід типу $(\text{Ti,Cr,Fe})\text{C}_{1-x}$. Можливо, що цей складний карбід має область гомогенності, яка відрізняється від цієї області карбіду TiC [2]. Можна припустити і те, що хром, розчиняючись у фазі TiC, також змінює її область гомогенності по вуглецю і впливає на його рухливість у дифузійному шарі [7].

Для встановлення раціональних режимів титанування хромовмісних сталей була вивчена залежність товщини дифузійного шару на основі TiC від температурно-часових умов насичення за прийнятою технологією [5,6]. Аналіз отриманих даних, які наведені на рис.2, показує, що залежність товщини карбідного шару на основі TiC на поверхні досліджуваних сталей від тривалості процесу при всіх температурах титанування близька до параболічної, а характер зміни товщини покриття від температури процесу підкоряється експоненціальному закону. Це свідчить про те, що проведений нами процес лімітується дифузійною рухливістю, насамперед, атомів титану та вуглецю.

Таблиця 1

Залежність хімічного складу фази TiC від температури титанування хромовмісних сталей впродовж 43600 с *

Температура насичення, К	Марка сталі	Вміст елементів, % мас.							
		Титан		Залізо		Хром		Вуглець	
		1	2	1	2	1	2	1	2
1223	У10А	80,5	80,2	1,8	2,0	-	-	17,7	17,8
	11Х, Х	82,0	80,9	1,3	2,3	0,3	0,4	16,4	16,4
	Х12Ф1	83,5	82,8	1,0	1,5	0,6	1,2	14,9	14,5
1273	У10А	81,7	81,0	1,4	2,4	-	-	16,9	16,6
	11Х, Х	83,2	82,1	1,1	2,1	0,7	0,8	15,0	15,0
	Х12Ф1	83,9	83,0	1,0	1,3	1,2	1,9	13,9	14,8
1323	У10А	82,1	81,1	1,0	2,0	-	-	16,9	16,9
	11Х, Х	83,6	82,2	0,9	2,0	0,8	0,9	15,7	14,9
	Х12Ф1	83,7	82,5	0,9	1,0	2,5	2,6	12,9	13,9

* 1 – на зовнішній межі покриття
2 – на внутрішній межі покриття

Таблиця 2

Раціональні режими титанування досліджених сталей

Марка сталі	Умови процесу насичення		Товщина покриття, $\times 10^{-6}$ м
	Температура, К	Тривалість, $\times 3600$ с	
У10А	1273	3	18,0
11Х	1273	4	17,5
Х	1273	4	14,5
Х12Ф1	1323	4	14,0

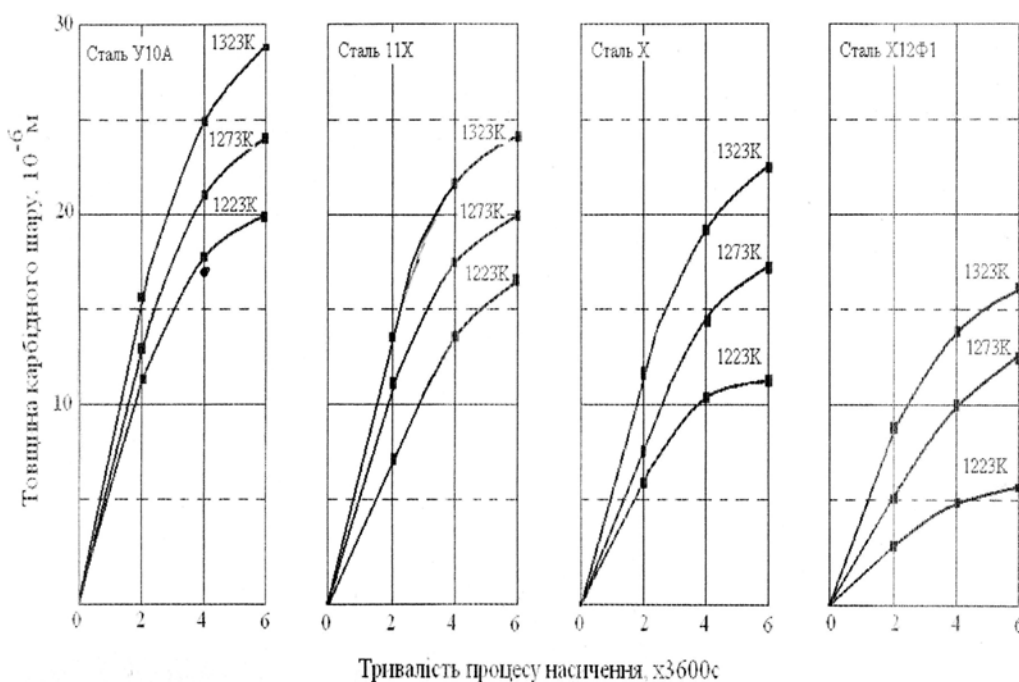


Рис. 2. Кінетика росту дифузійного шару при титануванні хромовмісних сталей

Підвищення температури насичення значно інтенсифікує швидкість росту карбідного покриття. При цьому, при рівних часових умовах титанування, чим вище температура процесу, тим більша товщина карбідного покриття на досліджених сталях. Максимальна швидкість росту покриття, яка в подальшому зменшується, має місце в перші дві години насичення.

Встановлено, що в міру підвищення кількості

хрому в досліджуваних сталях, товщина карбідного шару, отриманого при рівних температурно-часових умовах, зменшується.

Слід визначити, що хром, якій входить до складу досліджуваних сталей, спричиняє подвійний вплив на термодинамічну активність вуглецю в аустеніті [7]. З однієї сторони, хром, розчиняючись в аустеніті, деформує його кристалічну ґратку за рахунок різниці атомних розмірів заліза і хрому, що буде сприяти

Таблиця 3
Властивості покриття на основі TiC на сталях

Характеристика фази	Марка сталі			
	У10А	11Х	Х	Х12Ф1
Мікротвердість, ГПА	37,5	35,0	33,0	31,0
Мікротвердість, $\times 10^{-3}$ умовних одиниць	0,65	0,60	0,55	0,50
Пористість, $\frac{\text{кількість_пор}}{\text{1 м}^2 \text{ покриття}}$	2000	1500	1300	750
Показник зносоустійкості в умовах абразивного зносу, $\times 10^{-9}$ кг/м ² с	1,2	1,1	0,95	0,85
Температура початку інтенсивного окислення, К	1073	1098	1098	1123
Показник корозійної стійкості у воді, $\times 10^{-7}$ кг/м ² с	0,1002	0,0865	0,0850	0,0806

підвищенню дифузійної рухливості вуглецю [7]. З іншої сторони, між хромом і вуглецем виникають більш міцні сили зв'язку, чим між залізом і вуглецем, і це буде сприяти зниженню дифузії вуглецю [2].

В цілому, чим вища кількість хрому у складі сталі і більша доля зв'язків типу Cr-C в аустеніті, тим менша дифузійна рухливість титану і вуглецю в ньому, а також товщина карбідного покриття.

Враховуючи, що раціональна товщина дифузійного шару на основі TiC на поверхні сталей не повинна перевищувати $(15...18) \cdot 10^{-6}$ м [1], можна рекомендувати наступні режими титанування досліджуваних сталей, які наведені в таблиці 2.

В таблиці 3 наведені результати дослідження властивостей дифузійних шарів на поверхні

досліджуваних сталей після їх титанування за раціональними режимами.

Встановлено, що, незважаючи на відносно незначну кількість хрому, який розчиняється у фазі TiC, її властивості суттєво змінюються.

Аналіз отриманих даних засвідчує перспективність широкого впровадження процесу титанування деталей та інструменту, виготовлених із хромовмісних сталей, для підвищення їх працездатності при різних умовах експлуатації.

Результати проведеного дослідження були опробовані в промислових умовах. Покриття на основі TiC наносили на поверхню накопчених роликів і філер, виготовлених із сталі Х12Ф1. Встановлено, що стійкість цих виробів за рахунок нанесення карбідного покриття підвищується в 1,7...2,5 рази.

Висновки

При титануванні хромовмісних сталей, на їх поверхні формується тільки фаза TiC, в якій розчиняється хром матриці в кількості (0,3...2,6)% по масі, а розчинення хрому в фазі TiC супроводжується значним підвищенням комплексу властивостей дифузійного покриття, що є підставою для рекомендування широкого впровадження процесу титанування хромовмісних сталей з метою підвищення надійності і довговічності деталей та інструменту різного призначення.

Лоскутова Т.В. – к. т. н., доц. к-ри МіТОМ;

Лоскутов В.Ф. – д. т. н., проф. к-ри МіТОМ;

Хижняк В.Г. – д. т. н., проф., зав. к-ри МіТОМ.

- [1] В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк, Ю.А. Куницкий, М.В. Киндрачук. *Диффузионные карбидные покрытия*. К.: Техника, 168 с. (1991).
- [2] Г.В. Самсонов, Г.М. Упадхая, В.С. Нешпор. *Физическое материаловедение карбидов*. К.: Наукова думка, 455 с. (1974).
- [3] А.Н. Минкевич. *Химико-термическая обработка металлов и сплавов*. М.: Машиностроение, 331 с. (1965).
- [4] В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк. Нанесение карбида титана на поверхность инструментальных сталей // *Известия вузов. Черная металлургия*, **8**, сс. 116-118 (1978).
- [5] В.Ф. Лоскутов, М.М. Бобіна, Т.В. Лоскутова. Новый способ і нова реакційна камера для нанесення карбідних покриттів // *Наукові вісті НТУУ "КПІ"*, **2**, сс. 62-66 (2005).
- [6] Патент №54926А (Україна). Реакційна камера для нанесення карбідних покриттів // В.Ф. Лоскутов, М.М. Бобіна, Т.В. Лоскутова та ін., Бюл. №3 (2003).
- [7] М.А. Криштал. *Механизм диффузии в железных сплавах*. М.: Металлургия, 400 с. (1972).

T.V. Loskutova, V.F. Loskutov, V.G. Khyzhnyak

Drawing of Carbide Titan on a Surface the Chromium Containing Tool Steels

¹National Technical University of Ukraine "KPI", Peremogy Av., 37, Kyiv, 03056, Ukraine

Phase and chemical structures, structure, the kinetic of growth and property diffusion coatings on basis TiC, put on a surface chromium containing steels have been established. Perspectives of use the process the drawing of carbide titan the steel details and the tool has been shown with the purpose the increase of their serviceability.