

4. Широков В., Рудковський С. Особливості формування, властивості та технологічні аспекти нанесення дифузійних покриттів на основі паладію// Матеріали V Міжнародної конференції-виставки "Проблеми корозії та протикорозійного захисту конструкційних матеріалів" (Корозія-2000). – Львів: ФМІ НАН України. – 2000, т.1. – С. 345-350.

5. Максимович Г.Г., Шатинський В.Ф., Гойхман М.С. Диффузійні покриття драгоцінними металами. – К.: Наук. думка, 1978. – 168 с.

6. Баландин Ю.Ф., Марков В.Г. Конструкционные материалы для установок с жидкотеплоносителями. – М.: Судпромгиз, 1961. – 207 с.

7. Pashechko M., Vasylyv Ch. Solubility of Metals in Low-melting Melts// Metallkunde. – 1997, №6. – Р. 484-488.

8. Бессоровайный Н.М., Нолтуховский А.Г. Конструкционные материалы и жидкотеплоносители. – М.: Атомиздат, 1983. – 164 с.

9. Рябин В.А., Остроумов М.А., Свифт Т.Ф. Термодинамические свойства веществ. Справочник. – Л.: Химия, 1977. – 390 с.

10. Никитин В.И. Физико-химические явления при воздействии жидких металлов на твердые. – М.: Атомиздат, 1967. – 442 с.

УДК 621.891+621.793.4

Доц. О.В. Манько, к.т.н.; асист. А.Є. Стецько;

проф. О.П. Стецьків, д.т.н.; П.Є. Гнатюк – Українська академія друкарства

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ДИФУЗІЙНОГО ШАРУ НА ВИСОКОВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ У 10 ПІСЛЯ КЗО

Містяться результати металографічних досліджень дифузійних композиційних шарів, отриманих на високовуглецевій сталі У10 шляхом комбінованої міцніючої обробки (КЗО): дифузійне хромування з попереднім хімічним нікелькобальтфосфорним покриттям. КЗО здійснювалось при зміні параметрів рецептури хімічного покриття з метою вивчення змін у структурі композиційного дифузійного шару.

Details of forming of compositional layers on the high-carbon steel 10 after diversified hardening

Contains the results of metallographies researches and of microhardness's ones of the structures of compositional layers. That ones were formed by hardening processing (chemical Ni-Co-P surface + chromium plating) on the high-carbon steel. The hardening process was varying by change of chemical surface parameters.

У поліграфічному машинобудуванні існує ряд деталей, котрі працюють в умовах тертя (часто у реверсивному режимі) і їх відносять до класу так званих швидкозношуваних деталей з огляду на високу швидкість взаємного переміщення деталей пар тертя та великі значення контактних тисків. Виходячи з цього, гострою є проблема зміцнення поверхневих шарів пар тертя. Традиційні технології, такі як хіміко-термічна обробка (ХТО) чи поверхнева пластична деформація (ППД) (особливо остання) вже вичерпали свої можливості. Тому останнім часом для отримання зміцнених шарів підвищеної міцності та більшого експлуатаційного ресурсу використовують різного роду комбіновані зміцнюючі обробки (КЗО), метою яких є отримання поверхневих шарів гетерогенної (композиційної) будови.

На кафедрі технології матеріалів та поліграфічного машинобудування Української академії друкарства було розроблено КЗО, що полягала у дифузійному хромуванні середньовуглецевих сталей ($T = 1050^\circ\text{C}$, $\tau = 7$ год.) з попереднім нікелькобальтфосфорним покриттям. У результаті хромування при $T = 1050^\circ\text{C}$ при витримці $\tau = 7$ год. отримано покриття такої будови (рис. 1): зовнішня композиційна зона 1, яка складається з стовпчастих зерен карбіду хрому (Cr_7C_3) та

Cr_{23}C_6 (тверда фаза) та матриці (м'яка фаза) – твердого розчину хрому з товщиною 70 мкм; гомогенна зона 2 твердого розчину хрому в α -залізі товщиною 20 – 30 мкм; евтектоїдна зона 3 товщиною 5 – 20 мкм; зневуглечена зона 4 товщиною до 250 мкм і серцевина.

Результатом застосування даної технології КЗО було зростання ресурсу пари тертя, яка працює в умовах реверсивного тертя при питомому тиску $P = 5$ МПа, куті реверсу $\gamma = 65^\circ$ та частоті циклів $n = 2,65$ ц/хв до 10 млн. ц. при повному зношенні композиційної зони. Аналогічні пари тертя, які традиційно використовуються у поліграфічному машинобудуванні (матеріал "сталь – бронза") при аналогічних режимах тертя мають ресурс – до 800 тис. ц.

Недоліками даної технології були: 1 – значна товщина зневуглеченої зони, через що при значних контактних тисках могло реалізуватись просідання зміцненого шару і у результаті – зростання лінійного зносу; 2 – відносно невелика товщина зовнішньої композиційної зони 1 ($\Delta = 70$ мкм), що підвищує ймовірність просідання зміцненого шару; 3 – значна шорсткість фізичної поверхні ($R_a = 5$ мкм), що вимагає введення додаткової фінішної операції механічної обробки. (У нашому випадку – це було ППД у згладжуючому режимі).

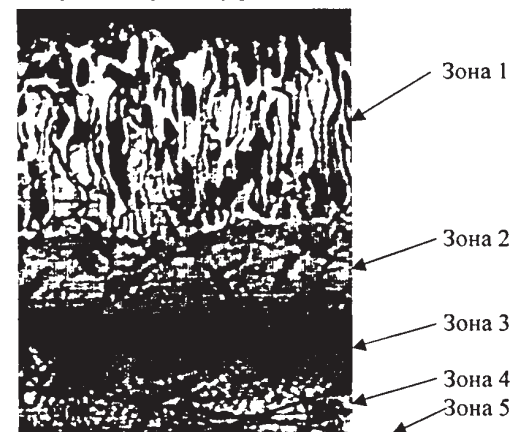


Рис. 1. Будова дифузійного шару на сталі 45 після комбінованої зміцнюючої обробки

У результаті даних недоліків на пізніх стадіях зношення, як правило, реалізується ударно-абразивний вид зношення, який пришвидшує наближення катастрофічного періоду зношення.

З метою усунення даних недоліків було запропоновано такі зміни у технології зміцнення.

1. Ізотермічну витримку при $T = 800^\circ\text{C}$ з часом витримки $\tau = 1$ год. Це забезпечує утворення товстішої (до $\Delta = 200 \dots 250$ мкм) первинної зони твердого розчину хрому в α -залізі. Згодом, при існуючому механізмі формування дифузійного шару дана зона розділиться на композиційну зону 1 та гомогенну зону 2 твердого розчину хрому в α -залізі.

2. Для зміцнення було обрано високовуглецеву сталь У 10, як таку, що містить більше вуглецю, що дозволить, по-перше, отримати щільнішу колонію кар-

бідів у композиційній зоні і по-друге, мінімізувати фактор знеуглечення підповерхневої зони 4 (підкладки).

3. З метою вивчення процесів структуроутворення композиційної зони хімічне нікелькобальтфосфорне покриття наносилось з п'яти рецептур (рис. 2), в яких змінюються як складники, так і їхнє співвідношення.

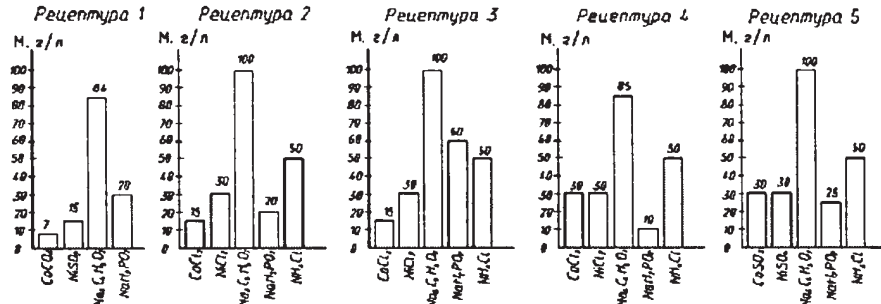


Рис. 2. Діаграми рецептур хімічного покриття

Хімічне нікелькобальтфосфорне покриття наносилось з метою подальшої реалізації під час нагріву зразка, так званого ефекту рідкометалевої фази, що дозволяє різко пришвидшити процеси адсорбції та подальшої дифузії насичуючих елементів. Крім того, саме дифузійне проникнення елементів Ni, Co, та P призводить до утворення зовнішньої композиційної зони 1.

Дифузійне хромування проводилося за двома режимами $\tau_1 = 5$ год. і $\tau_2 = 7$ год. з метою дослідження кінетики формування композиційної зони 1.

Після 4-х годин дифузійного насичення хромом починається поділ первинної зони твердого розчину хрому в α -залізі на дві окремі зони. У товщі первинної зони зароджуються колонії карбідів одночасно як на поверхні, так і на певній глибині (як правило, близько від внутрішньої межі первинної зони). З часом, колонії, розростаючись зливаються між собою і утворюють єдину композиційну зону. Зерна карбідів локалізовані транскристалічно і є двох видів: 1 – глобулярної нерегулярної форми; 2 – нитковидні ультрадисперсні, витягнуті, як правило, у бік фізичної поверхні вони утворюють цілі пасма. Останні, з часом зливаючись, утворюють крупні зерна (при $\tau = 7$ год.).

Результати КЗО, отримані з використанням хімічного покриття за п'ятьма рецептурами, показали, що на увагу заслуговують дифузійні шари з хімічним покриттям таких рецептур.

1. Хімічне покриття за рецептурою № 1.

Уже при $\tau = 5$ год. (рис. 3), дифузійний шар має будову, характерну для даної КЗО з тою різницею, що саме хромування триває на 2 години менше порівняно з базовим КЗО ($\tau = 7$ год.).

На відміну від структури композиційної зони при базовому КЗО у цьому випадку морфологія карбідної складової не має яскраво вираженої стовпчастої будови. Крім того, ближче до фізичної поверхні карбідна колонія збіднюється. При подальшому часі хромування ($\tau = 7$ год.) (рис. 4) картина кардинально не змінюється за винятком незначного збільшення товщини композиційної зони та певного нарощування карбідної колонії.

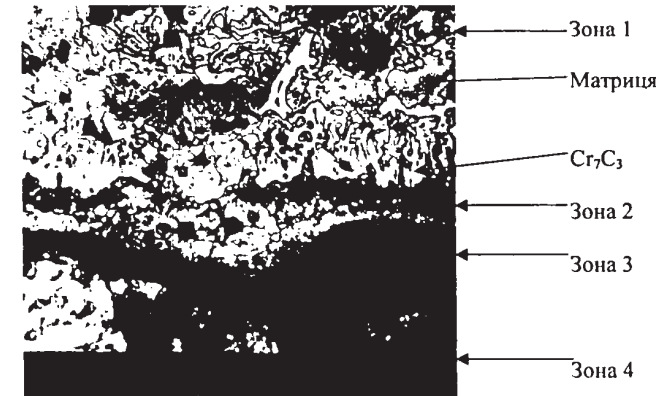


Рис. 3, а. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №1. Режими: $T=1050^\circ\text{C}$, витримка $\tau=5$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1,5$ год. при $T=800^\circ\text{C}$)

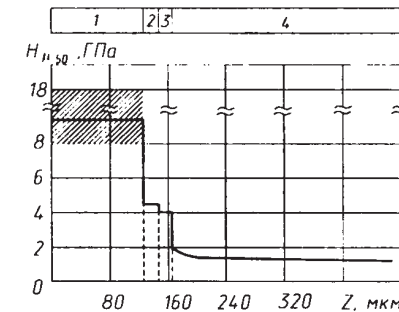


Рис. 3, б. Мікротвердість дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №1. Режими: $T=1050^\circ\text{C}$, витримка $\tau=5$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1,5$ год. при $T=800^\circ\text{C}$)

Позитивною рисою даного покриття є можливість швидкого припрацювання через переважання пластичної складової над карбідами у зоні, близькій до фізичної поверхні.

2. Хімічне покриття за рецептурою № 3.

При $\tau = 5$ год. композиційна зона характеризується наявністю щільної колонії карбідів хрому (рис. 5), що при подальшому часі хромування ($\tau = 7$ год.) призводить до утворення дифузійного шару, де, візуально карбідна складова становить 80 % (рис. 6). На етапі $\tau = 5$ год. нитковидні зерна не спостерігались.

Інтегральна мікротвердість композиційної зони 1 у цьому випадку є найвищою з усіх випадків і становить $H_{\mu 50} = 16$ ГПа. Карбідні зерна розміщені щільно і рівномірно. Слід також зазначити, що і товщина цієї зони теж максимальна $\Delta_k = 200-220$ мкм.

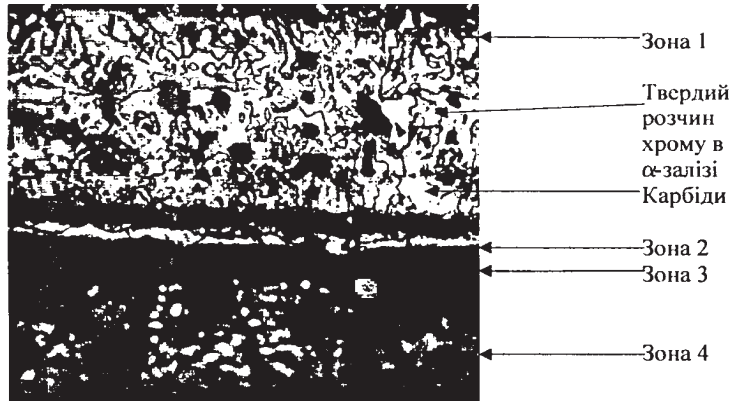


Рис. 4, а. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №1. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=7$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

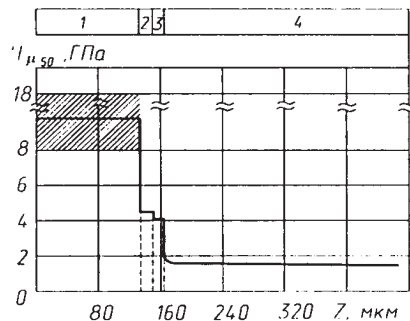


Рис. 4, б. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №1. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=7$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

Хімічне покриття за рецептурою № 5.

При $\tau = 5$ год. (рис. 7) композиційну зону можна умовно поділити на дві підзони. Для зовнішньої підзони характерні карбідні зерна в основному нерегулярної форми. У внутрішній підзоні широко представлені пасма нитковидних мікрозерен.

При подальшому хромуванні ($\tau = 7$ год.) ця закономірність зберігається (рис. 8), а змінюється лише співвідношення фаз у сторону нарощування карбідної складової. Фактично, комpositність зберігається у внутрішній підзоні, тоді як підзона зовнішня аналогічна до зразка № 3.

Проаналізувавши рецептури хімічного покриття можна з певністю стверджувати, що на щільність карбідної складової впливає наявність у хімічному покритті порівняно великої кількості гіпофосфіту натрію, який є джерелом фосфору. Крім того, на дисперсність самої карбідної складової очевидно має вплив наявність у хімічному покритті кобальту.

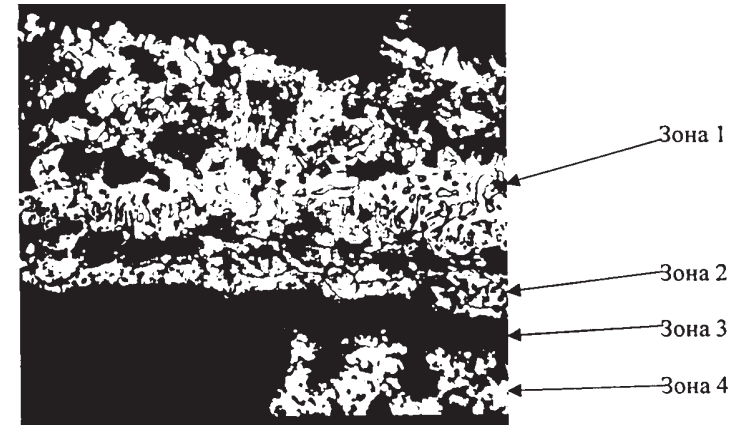


Рис. 5, а. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №3. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=5$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1,5$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

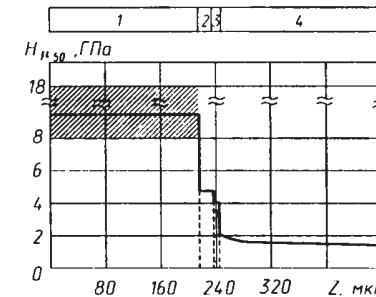


Рис. 5, б. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №3. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=5$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1,5$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

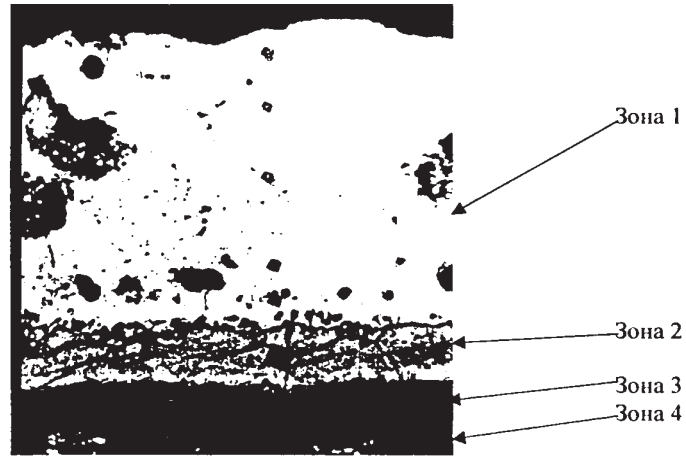


Рис. 6, а. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №3. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=7$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

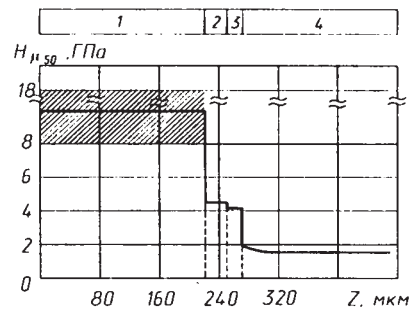


Рис. 6, б. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №3. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=7$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

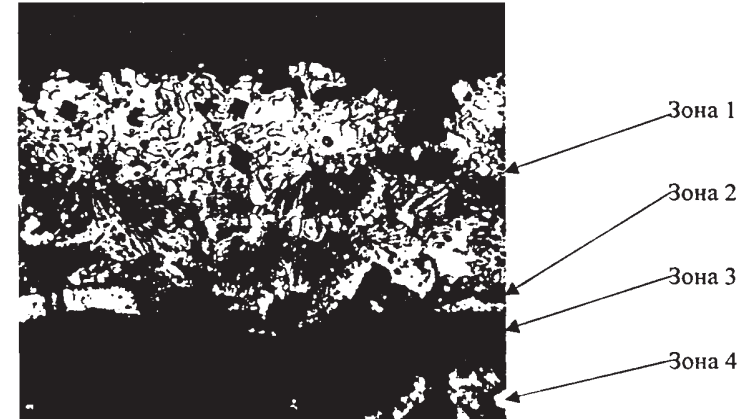


Рис. 7, а. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №5. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=5$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1,5$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

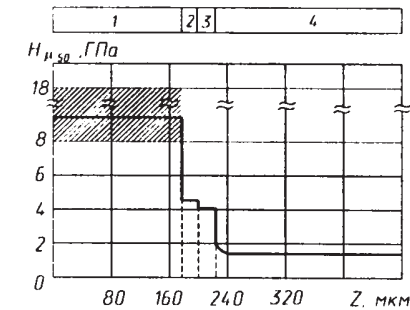


Рис. 7, б. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №5. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=5$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1,5$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

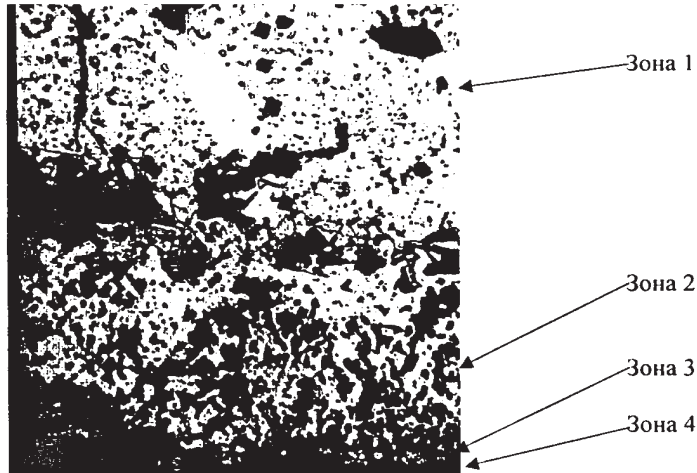


Рис. 8, а. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №5. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=7$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

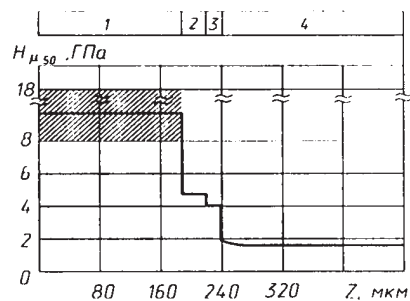


Рис. 8, б. Мікроструктура дифузійного шару на сталі У 10 з попереднім Ni-Co-P покриттям за рецептурою №5. Режими: $T=1050^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau=7$ год. (ізотермічна витримка $\tau=1$ год. при $T=800^{\circ}\text{C}$)

При даному обсязі досліджень складно вивчити закономірності формування самої структури композиту, отож це буде полем подальшого дослідження.

Отримання великої товщини композиційної зони 1 дає можливість здійснювати періодичну корекцію геометричних параметрів зношеної поверхні тертя у ремонтний розмір шляхом, наприклад, алмазного вигладжування. Це дозволить значно розширити ресурс роботи швидкозношуваних пар тертя у високопродуктивному поліграфічному обладнанні, а значить скоротити час простоїв на ремонт.

УДК 669.295:621.785

В.М. Федірко¹, І.М. Позрелюк¹, З.О. Сірик²

ВПЛИВ ТЕКСТУРИ ДЕФОРМАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ ЗАХИСНИХ АЗОТОВАНИХ ШАРІВ ТИТАНУ

Досліджено вплив вихідної текстури деформації на формування азотованих шарів титану і корозійний опір металу з такими шарами. Встановлено, що із збільшенням температури азотування швидкість корозії зразків зростає внаслідок негативного впливу поверхневого рельєфу. Таким чином, використання вихідної текстури деформації, де площина призми ГЦУ ґратки паралельна площині прокатки, дозволяє інтенсифікувати процес азотування і забезпечити високий корозійний опір азотованого титану в водних розчинах хлоридної кислоти.

V.M. Fedirko, I.M. Pohraliuk, Z.O. Siryk

An Influence of the Texture of Deformation on Creation of Protective Nitrided Layers of the Titan

An influence of the initial texture of deformation on creation of nitrided layers of the titan and corrosion resistance of metal with such layers is researched. It is installed that with increase of temperature of nitriding speed of corrosion of samples is increased owing to negative influence of a surface relief. Thus, usage of the initial texture of deformation where the plane of a prism of sides densely packed lattices is parallel planes of the rolling, allows to intensify the process of nitriding and to provide a high corrosion resistance of the nitrided titan in water solutions chloride acid.

Дифузія азоту в металах має різні швидкості по різних кристалографічних напрямках. Зокрема, у монокристалі танталу переважними для дифузії азоту є площини $[100]$ [1]. Зерна полікристалічного зразка з переважною по відношенню до фронту дифузії азоту орієнтацією насичуються азотом швидше, ніж інші. На цих же зернах швидше виникають зародки, а потім і острівці нітридних фаз. Таким чином, кінетика росту азотованого шару, його характеристики, а відтак і експлуатаційні властивості залежать від стану поверхні металу, його текстури. Мета даної роботи – встановити вплив вихідної текстури деформації на формування азотованих шарів титану і дослідити корозійну опірність металу з такими шарами.

Переважаюча кристалографічна орієнтація (текстура) титану формується внаслідок повороту кристалографічних площин в процесі ковзання по системах $\{1010\}\langle 1120\rangle$, $\{1011\}\langle 1120\rangle$ і $\{0001\}\langle 1120\rangle$ та двійникування по площинах $\{1012\}$, $\{1122\}$ і $\{112\}$ при пластичному деформуванні металу [2]. При вивченні впливу кристалографічної текстури на процеси азотування використовували технічно чистий титан ВТ1-0 у вигляді листів товщиною 1...2 мм з різним типом кристалічної текстури: t_1 – базисна текстура $\{0001\}[1010]$; t_2 – призматична текстура $\{1010\}[1120]$. На рис. 1 наведені типи вихідних кристалографічних текстур сплаву після дорекристалізаційного відпалу (полігонізації) (480°C , 1 год, вакуум 1×10^{-4} Па), який проводили для підсилення текстури деформації і зменшення її розсіювання. Зразки для досліджень вирізали з листів методом електроерозійної різки з метою уникнення додаткових спотворень структури та виникнення внутрішніх напружень. Поверхню зразків полірували механічно та електролітично для усунення поверхневого дефектного шару металу, який заважає вивченню поверхневих ефектів, що відбуваються в процесі взаємодії. Оскільки відпал низьколегованих сплавів титану при температурах вище початку рекристалізації не призводить до істотного спотворення вихідної текстури [2], то це дає підстави розглядати тільки вплив вихідної текстури деформації титану на процеси азотування.