

Вплив структури перехідної зони легованого шару на властивості деталей з електроіскровим покриттям

Н. В. Зайцева, кандидат технічних наук

Інститут металофізики ім Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

Досліджено взаємозв'язок структурних і фазових змін в перехідному шарі хромових електроіскрових покриттів на сталі 30ХГСА внаслідок різних деформаційних дій. Виявлено, що поверхнево-пластична деформація підвищує опорність високоцикловим втомним навантаженням деталей з покриттями. Виникнення і пригнічення текстурних компонент в перехідному між покриттям і матрицею шарі корелюють з перерозподілом основних легуючих елементів і виникненням карбідних, силіцидних та інтерметалідних фаз.

У роботах [1, 2] було показано, що електроіскрове легування (ЕІЛ) сталевих деталей призводить до утворення на поверхні шаруватої багатофазної високодисперсної (з розміром зерна 0,1 – 3,0 мкм) системи.

У поверхневих шарах спостерігаються структурні зміни: подрібнення зерна, зміна фазового складу, перерозподіл основних легуючих елементів сталі, проникнення матеріалу катода і елементів атмосфери в поверхневі шари, що обумовлює зміцнення поверхні деталей з покриттями і підвищення їх зносостійкості [3]. Проте цей спосіб отримання захисних покриттів призводить до падіння межі втоми сталевих деталей на 25 %. Під дією знакозмінних циклічних навантажень відбуваються зміни структури шарів покриттів, часткові порушення їх суцільності та утворення тріщин. Для запобігання цим небажаним ефектам була проведена попередня поверхнево-пластична обробка (ППД) деталей з покриттями, в результаті якої межа втоми підвищилась до рівня, характерного для сталі без покриттів. В зв'язку з цим доцільно проведення досліджень текстурних змін і їх зв'язку зі структуро- і фазоутвореннями, що обумовлюють як падіння, так і підвищення міцності деталей з покриттями, які для вказаної системи раніше не проводили.

Досліджено чотири серії зразків з електроіскровими хромовими покриттями: початкові, після проведення втомних випробувань, початкові після ППД, після ППД і подальших втомних випробувань.

Рентгенографічні дослідження текстури проводили по методу Шульца [4] на дифрактометрі ДРОН-3 в монохроматичному K_{α} -випромінюванні заліза. Аналіз текстури виконували по двох полюсних фігурах (110) і (200), знятих з шару на глибині 5 – 10 мкм від поверхні покриття, розташованого на межі сполучення покриття і перехідної зони.

Полюсна фігура (ПФ) вихідного зразка (рис. 1 а) свідчить про відсутність текстури в досліджуваному шарі. Після втомних випробувань різко з'являється розвинена текстура (рис. 1 б), характерна для заліза і сталі після пластичної деформації ($\epsilon = 85 - 90 \%$) [4]. При цьому посилюються компоненти текстури $(110)[110]$, $(111)[110]$, $(011)[210]$ і з'являються компоненти $(103)[010]$ і $(038)[031]$, які характерні для текстур плющення металів зі структурою тетрагона.

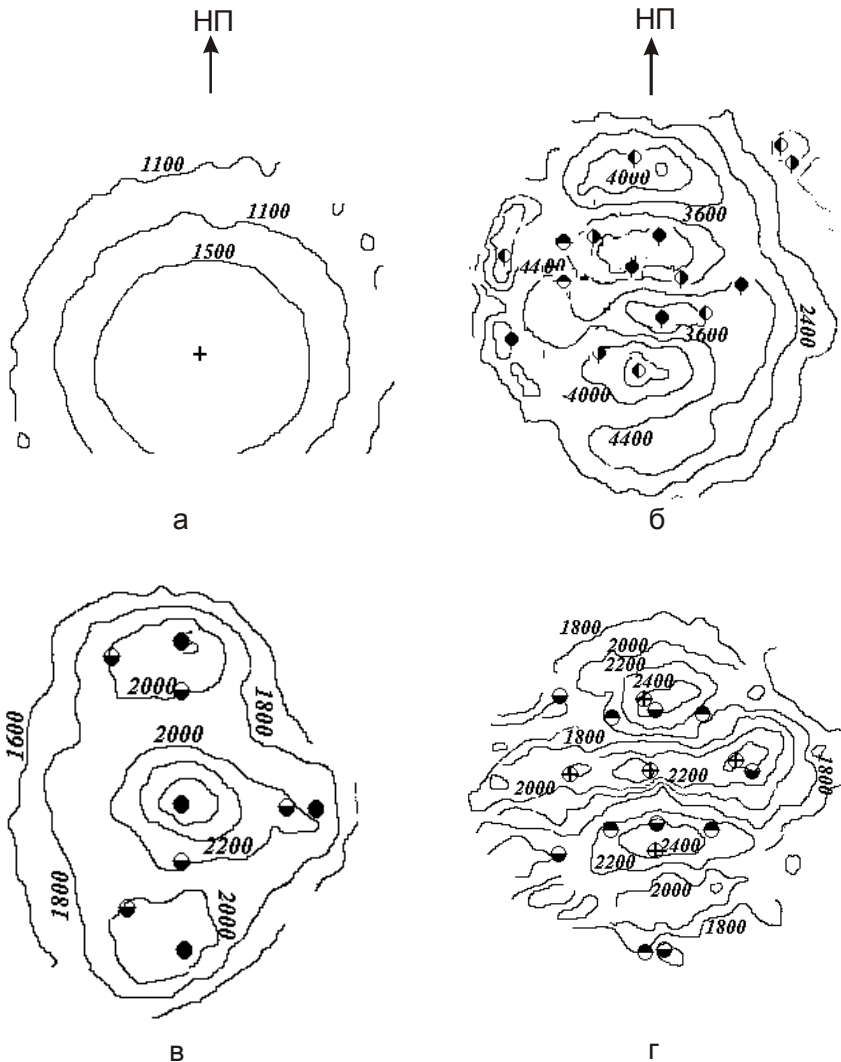


Рис. 1. Полусні фігури (110) сталевих зразків з хромовими електроіскровими покриттями після різних режимів обробки: а – початковий стан з хромовим покриттям, б – після проведення втомних випробувань, в – початковий після ППД, г – після ППД і втомних випробувань. ● – $(110)[110]$, ○ – $(111)[110]$, ⊙ – $(011)[210]$, ⊗ – $(103)[010]$, ⊕ – $(112)[110]$, ⊕ – $(001)[110]$.

При ППД вихідного зразка формується текстура, характерна для прокатаних листів сталі з обтисненням не більше 50 % (рис. 1 в).

Подальше знакозмінне навантаження деталей призводить до утворення текстури, наведеної на рис. 1 г. Ця текстура наслідує елементи текстури плющення (рис. 1 б), що виникло внаслідок ППД, і містить компоненти текстури деформації, що виникають внаслідок циклічних навантажень (рис. 1 в). Проте ідеальні орієнтування (110)[110], (111)[110], (011)[210] в ній відсутні. Мабуть, розвиток цієї компоненти пригнічується текстурою плющення, що була присутньою раніше. Спостерігається слабкий розвиток компонент текстури (103)[010] і (038)[031]. Наведені текстурні зміни необхідно співставити зі змінами фазового складу і розподілом легуючих елементів в даному шарі хромових електроіскрових покриттів [5].

Виявлено, що під дією як знакозмінної, так і поверхнево-пластичної обробки вихідних зразків, зникають силіциди заліза FeSi_2 і карбіди заліза Fe_3C та хрому Cr_7C_3 , з'являються силіциди CrSi_2 , Cr_5Si_3 і карбіди Cr_7C_3 хрому, а кількість α -твердого розчину та інтерметалідних фаз змінюється [5].

Ближче до поверхні досліджуваного шару розташовується біметалічна фаза $\sigma(\text{FeCr})$, кількість якої під дією знакозмінного навантаження зростає в 2 рази. Ця фаза має ґратку тетрагона і сприяє сполученню ґраток двох твердих розчинів: ОЦК твердого розчину на основі хрому, розташованого на поверхні покриття, і ОЦК твердого розчину на основі α -Fe, розташованого на межі покриття і перехідної зони. В результаті попередньої ППД кількість $\sigma(\text{FeCr})$ також збільшується в 2 рази, проте в процесі циклічних навантажень зростання цієї фази уповільнене. Спостерігається збільшення її кількості всього на 35 %, тоді як при втомних випробуваннях деталей з покриттями без ППД її кількість зросла на 210 % [6]. Мабуть, посилення ідеальних орієнтувань (112)[110] і (001)[110] і компонент (103)[010] та (038)[031], характерних для текстур плющення металів з ґратками тетрагона, після знакозмінних навантажень відбувається частково, через зростання кількості $\sigma(\text{FeCr})$, а пригнічення цих компонент при ППД і подальшому циклічному навантаженні деталей з покриттями пов'язане з уповільненням її зростання.

Дослідження розподілу основних легуючих елементів системи (залізо, хром, кремній, марганець) по глибині показали, що в даних шарах основний вплив на зміни структури робить перерозподіл кремнію і марганцю, тоді як характер перерозподілу хрому і заліза в цих шарах слабо залежить від виду подальшої обробки [3]. Помічено, що під дією знакозмінного навантаження вихідних зразків з покриттями кількість кремнію в досліджуваному шарі зменшується, проте в матриці виявляється велика область (до 200 мкм) збагачена кремнієм (рис. 2). У разі марганцю, навпаки, циклічні навантаження призводять до збільшення його кількості не лише в перехідній зоні, але і в самому покритті (рис. 2).

Після заздалегідь проведеною ППД область максимального вмісту кремнію зрушується в досліджуваний шар, обідняючи при цьому перехідну

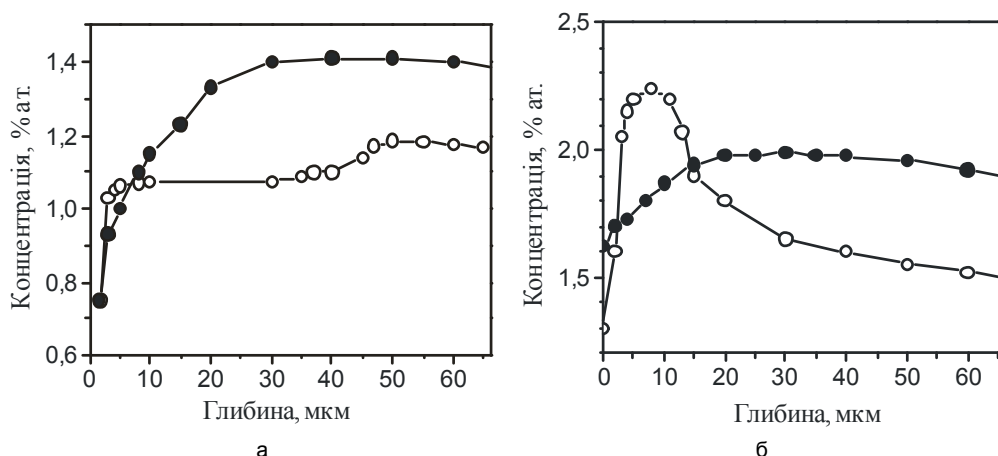


Рис. 2. Розподіл основних легуючих елементів за глибиною легованого шару хромових електрохромових покриттів з попередньою поверхнево-пластичною обробкою до (○) і після (●) знакозмінного вантаження. а – легування марганцем, б – легування кремнієм.

зону і матрицю. Характер розподілу марганцю після ППД не змінюється, проте кількість його в досліджуваному шарі збільшується, спостерігається його проникнення в покриття (рис. 2).

Таким чином, перерозподіл кремнію і марганцю може мати вплив на текстуру як після ППД, так і після ППД і подальшого циклічного вантаження. Це виражається в посиленні ідеального орієнтування $(112)[110]$ і послабленні орієнтування $(001)[110]$, характерного для високого ступеня деформації заліза і сталей [4].

Наявність підвищеної полюсної щільності у вказаних орієнтуваннях може бути пояснена значнішим вкладом текстурної компоненти $\{112\}\langle 110 \rangle$. Посилення останньої відбувається за рахунок активації системи ковзання $\{110\}\langle 111 \rangle$ [5]. Мабуть, ковзання по цій системі пригнічене після ППД, оскільки текстурна компонента $\{112\}\langle 110 \rangle$ в цьому випадку ослабляється. Зіставлення результатів комп'ютерного моделювання [6] і електронно-мікроскопічних досліджень [7] показує, що посилення компоненти $\{112\}\langle 110 \rangle$ відбувається при полегшенні ковзання по площинах $\{110\}$, обумовленого підвищенням е.д.п. для цих площин не менше, ніж у 1,7 рази в порівнянні з е.д.п. площин $\{112\}$. Саме цей процес має місце у разі знакозмінного навантаження досліджуваних зразків.

У разі попередньої ППД ковзання по системах $\{110\}\langle 111 \rangle$ утруднюється, і розвиток компоненти текстури $\{112\}\langle 110 \rangle$ пригнічується навіть після подальшого знакозмінного навантаження. Ймовірно, ППД сприяє підвищенню е.д.п. для площин $\{112\}$ настільки, що подальші циклічні навантаження не можуть підвищити е.д.п. площин $\{110\}$ до необхідного критичного рівня. Цей ефект може бути наслідком перерозподілу основних легуючих елементів в даному шарі покриття, а також появи або розпаду карбідів і силіцидів. Результати дослідження розподілу основних легуючих елементів по глибині добре узгоджуються і з результатами рентгеноструктурного пошарового аналізу. Виявлені в електрохромових покриттях

на сталі 30ХГСА силіциди Cr_5Si_3 , FeSi_2 і карбід заліза Fe_3C після ППД на дифрактограмах не ідентифіковані. Проте спостерігалися рефлекси інших силіцидів Fe_5Si_3 і CrSi_2 , карбіду Cr_7C_3 і інтерметаліду $\sigma(\text{CrMn})$. Поява останнього пов'язана зі збільшенням кількості марганцю в перехідному шарі після ППД (рис. 2).

Під дією циклічних навантажень в досліджуваному шарі замість силіцидів, що були присутніми раніше, і карбідів заліза FeSi_2 і Fe_3C ідентифікуються силіциди, карбіди і інтерметаліди хрому (CrSi_2 , Cr_{23}C_6 і $\sigma(\text{CrMn})$). Інтенсивність рефлексів силіциду хрому Cr_5Si_3 , що був присутнім в досліджуваному шарі початкових зразків, практично не змінюється, а рефлексів ОЦК твердого розчину на основі α -заліза – збільшується на 23 %.

Подібні зміни фазового складу можна пояснити з точки зору термодинаміки [8, 9]. Карбід хрому Cr_7C_3 з гексагональними ґратами має нижчу теплоту і більш високу температуру створення і є термодинамічно стабільнішим, ніж карбід заліза Fe_3C з ромбічними ґратками і менш “вигідними” термодинамічними характеристиками.

Структура силіциду хрому CrSi_2 є прийнятнішою фазою, оскільки має щільноупаковану шарувату гексагональну ґратку ($c/a = 1,44$) і нижчу теплоту створення, ніж у FeSi_2 , що має кристалічну ґратку тетрагона ($c/a=1,91$). Стабільність силіциду хрому Cr_5Si_3 може зростати при розчиненні у ньому до 0,5 % вуглецю і азоту, що стабілізують цю фазу [8]. Під дією ППД відбувається перерозподіл азоту і вуглецю і зменшення їх кількості в області існування цієї фази. Відомо [9], що нижче 900 °С фаза Cr_5Si_3 є метастабільною, на відміну від силіциду заліза Fe_5Si_3 , який має гексагональну кристалічну ґратку з близькими значеннями параметрів елементарного осередку.

Як було показано в [5], на формування текстур поверхні при плющенні значний вплив має початковий структурний стан металу. При цьому в процесі еволюції текстури виникають додаткові орієнтування, характер утворення яких свідчить про реалізацію різних систем ковзання в процесі деформації при певних початкових структурних станах [9]. Спостережувані зміни текстури сталі при ППД корелюють з даними [3] щодо структурних змін. Пригнічення текстурної компоненти $\{112\}\langle 110\rangle$ супроводжується перерозподілом кремнію і марганцю, а також виникненням стійкіших силіцидних і карбідних фаз [9, 10]. Це обумовлює виникнення орієнтувань $(112)[110]$ і $(100)[110]$. Останнє, як було показано в [11], виникає в результаті ковзання по площинах $\{100\}$. Мабуть, виникнення дисперсних фаз призводить до створення локально зміцнених ділянок, які є перешкодою для подальшого ковзання по первинних площинах $\{112\}$. Оскільки при цьому виникає велика міжфазна напруга [12], деформація триває по додаткових площинах. При цьому виникають умови для релаксації мікронапруг не лише шляхом утворення мікротріщин, але і шляхом розвороту окремих областей кристала, що приводять, зокрема, до описаних текстурних змін.

Висновки Встановлено, що сталеві деталі з покриттями після попередньої ППД мають підвищену опірність до втомних циклічних навантажень. Це пов'язано з тим, що в матеріалі до втомних випробувань сталися основні деформаційно-стимульовані процеси перерозподілу легуючих елементів і утворення нових фаз. Текстура плющення, що виникла в результаті ППД, наслідуються і після втомних навантажень, але розвиток текстури деформації, що спостерігалось в дослідженому шарі при циклічних випробуваннях деталей з хромовими електроіскровими покриттями без ППД, пригнічується.

Література

1. Zaitseva N. V., Zakharov S.M., Oborsky I.L. Influence of vibrating processing on variation of chemical composition and properties of electrospark mattings on steel // Scientific problems of mashines operation and maintenance. – 2010. – 45, 1(161). – P. 81 – 86.
2. Зайцева Н.В., Захаров С.М., Оборский И.Л. Электроискровое упрочнение поверхности и износ стальных деталей // Оборудование и инструмент для профессионалов. Металлообработка. – 2011. – № 3. – С. 80 – 81.
3. Безбах Н.В., Дубовицкая Н.В., Снежков В.А. Влияние поверхностно-пластической деформации электроискровых покрытий на усталостную прочность стальных деталей // ФХОМ. – 1993. – № 3. – С. 69 – 76.
4. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. – М.: Металлургия, 1969. – 684 с.
5. Пресняков А.А. Локализация пластической деформации. – Алма-Ата: Наука, 1981. – 184 с.
6. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Мишин Ю.М. Теория и экспериментальная проверка метода реального определения коэффициентов граничной диффузии и диффузионной ширины границ зерен // ДАН СССР. 1985. – 280, № 5. – С. 1125.
7. Bunge H. G. Entstehung von Verformungstexturen in metallischen Werkstoffen // Krist. und Techn. – 1971. – 6, No 6. – S. 16.
8. Pearson W. Handbook of lattice parametres. – London: Pergamon Press, 1967. – 407 p.
9. Гельд П.Б., Сидоренко Ф.А. Силициды переходных металлов четвертого периода. – М.: Металлургия, 1971. – 582 с.
10. Кутышева Э.В. Взаимодействие карбидов переходных металлов IV-V групп периодической системы элементов с кремнием // Высокотемпературные карбиды. – Киев: Наук. думка, 1975. – С. 19.
11. Dillamore I. I, Roberts W. T. Preferred orientation in wrought and annealed metals // Metal. Rev. – 1965. – 10, No 39. – P. 271.
12. Известков Ю.Н. Исследование напряженного состояния поверхности сплавов при кавитационном изнашивании // Завод. лаб. – 1995. – № 11. – С. 53 – 58.

Одержано 12.11.13

Н. В. Зайцева

Влияние структуры переходной зоны легированного слоя на свойства деталей с электроискровым покрытием

Резюме

Исследована взаимосвязь структурных и фазовых изменений в переходном слое хромовых электроискровых покрытиях на стали 30ХГСА вследствие различных деформационных воздействий. Обнаружено, что поверхностно-пластическая деформация повышает сопротивляемость высокоцикловым усталостным нагрузкам деталей с покрытиями. Возникновение и подавление текстурных компонент в переходном между покрытием и матрицей слое коррелирует с перераспределением основных легирующих элементов и возникновением карбидных, силицидных и интерметаллидных фаз. Полученные результаты позволяют объяснить падение предела усталости стальных деталей после электроискрового легирования хромом и восстановление его после предварительной поверхностно-пластической деформации.

N. V. Zaitseva

Influence of structure of transitional zone of the alloyed layer on properties of details with electrospark coverings

Summary

The interrelation of structural and phase changes in a transitional layer of chromic electrospark coverings on steel 30XGCA owing to various deformation influences was investigated. It is revealed that superficial and plastic deformation increases resistance to high-cyclic fatigue loadings of details with coverings. Emergence and suppression of textural components in transitional between the covering and the matrix layers correlate with redistribution of the basic alloying elements and emergence of carbide, silicide and intermetallic phases. The received results allow us to explain falling of fatigue strength of steel details after an electrospark alloying by chrome and its restoration after the preliminary superficial and plastic deformation.