

Структура дифузійних шарів сплавів заліза після лазерної обробки в насичуючих середовищах

Є.В. Іващенко, кандидат технічних наук
Н.В. Франчік, А.С. Ходаківський

Національний технічний університет України "КПІ", Київ

Досліджено структуру та властивості поверхневих шарів сплавів заліза після насичення азотом та вуглецем під дією лазерного опромінення мікроструктурним, мікродюрOMETричним та рентгенофазовими методами. Показано, що проведення процесу лазерної обробки в газовому середовищі, призводить до насичення заліза вуглецем та азотом і сприяє його поверхневому зміцненню.

Дослідження сплавів після лазерної обробки є актуальною проблемою фізики кристалізації і матеріалознавства [1, 2]. Але природа багатьох аспектів імпульсної обробки і, в більшості, імпульсного зміцнення на сьогоднішній день недостатньо вивчена. Насичення поверхні елементами втілення – вуглецем і азотом в процесі лазерної обробки призводить до зміни будови поверхневих шарів, збільшує їх твердість та деякі інші властивості. В роботі [3] насичення сталі 38ХМЮА проводилось в середовищі аміаку і результати експериментів показали, що із збільшенням потужності світлового потоку максимальна мікротвердість зони оплавлення і перехідної зони збільшується. Зокрема, літературні дані по насиченню поверхні сплавів азотом та вуглецем з газового та рідкого середовища малочисельні, а пояснення механізму цього процесу мають суперечливий характер [4].

У зв'язку з цим в даній роботі досліджувався вплив лазерної хіміко-термічної обробки на структуру подвійних модельних сплавів заліза з хромом (1,91 %, мас. частка) та заліза з титаном (1,02 %, мас. частка), а також зразків технічного заліза (армко).

Лазерну обробку здійснювали на технологічній імпульсній установці "Квант-16" з активним елементом із скла з неодимом в спеціально виготовленій герметичній камері, в яку подавали компоненти насичуючого газового середовища: азот і пропан-бутан. Довжина хвилі випромінювання складала $\lambda = 1,6$ мкм, енергія випромінювання 15 – 30 Дж, тривалість 3 – 5 мс, густина потужності імпульсу $W_p = 6,2$ ГВт/м². Дослідження зони лазерної дії (ЗЛД) проводили методами мікроструктурного, мікродюрOMETричного та рентгенофазового аналізів.

Лазерна обробка сплаву Fe – 1,91 % Cr в середовищі азоту призводить до розплавлення частини матеріалу і до незначного підвищення мікротвердості ЗЛД до 3 ГПа (рис. 1 а, крива 1). Мікроструктурний аналіз ЗЛД виявив два шари, які розрізняються структурою (рис. 1 б). Особливістю мікроструктури першого шару є його стовпчато-дендритна будова. Границя переходу від зони лазерної дії до основного металу різко виділена. Структура другого шару відрізняється від вихідної. Вона є

дрібнозернистою (рис. 1. б), що пояснюється фазовою перекристалізацією ($\alpha \leftrightarrow \gamma$), пластичною деформацією під впливом термічних напружень і наступною рекристалізацією.

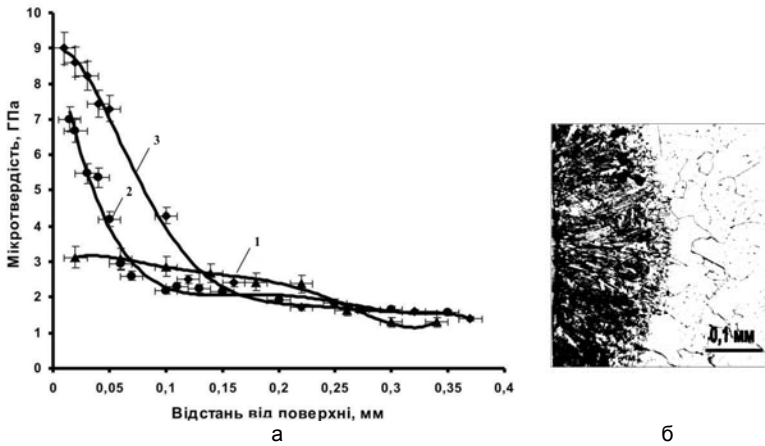


Рис. 1. Зміна мікротвердості за глибиною ЗЛД в сплаві Fe – 1,91% Cr (а) та мікроструктура ЗЛД після насичення в атмосфері 100 % азоту (б). Насичуюче середовище: 1 – 100 % азоту, 2 – 50 % азоту + 50 % пропан-бутану, 3 – 100 % пропан-бутану.

При лазерній обробці в атмосфері, що складалася з 50 % азоту та 50 % пропан-бутану, поверхнева мікротвердість зони лазерної дії підвищувалася до 7 ГПа на глибині 0,02 мм (рис. 1 а, крива 2).

Рентгеноструктурний аналіз виявив наявність в ЗЛД невелику кількість аустеніту, що свідчить про насичення заліза вуглецем і азотом, та виникнення аустенітно-мартенситної структури внаслідок охолодження з великою швидкістю.

Лазерна обробка в атмосфері, яка складалася тільки з пропан-бутану, призвела до підвищення мікротвердості до ~ 9 ГПа (рис. 1 а, крива 3). Мікроструктурний аналіз виявив виникнення на поверхні ЗЛД “білого” шару.

Виникнення “білого” шару може бути пов’язано з пересиченням сплаву вуглецем і проходженням специфічних процесів фазових перетворень при надшвидкому охолодженні. Пересичення тонкого поверхневого шару в зоні лазерної дії вуглецем може бути пояснено розчиненням частинок твердої фази – “сажистого вуглецю”, в поверхневому розплавленому шарі металу. За короткий час охолодження не встигає пройти дифузійний перерозподіл вуглецю всередину зони. Нерівномірний розподіл вуглецю в розплаві призводить до того, що процеси кристалізації різних ділянок ЗЛД можуть здійснюватись по-різному. Можуть виникати ділянки зі структурою гартування, в яких мартенситні складові будуть суттєво відрізнятися за вмістом

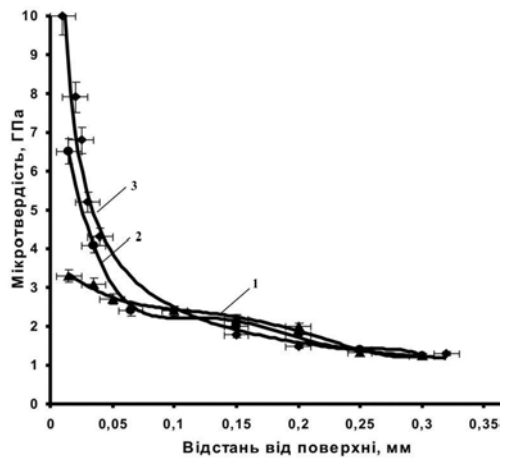


Рис. 2. Зміна мікротвердості за глибиною ЗЛД в сплаві Fe – 1,02 % Ti. Насичуюче середовище: 1 – 100 % азоту, 2 – 50 % азоту + 50 % пропан-бутану, 3 – 100 % пропан-бутану.

вуглецю. Це може відноситися і до концентрації вуглецю в аустеніті. В результаті можуть формуватися ділянки структури, що розрізняються за вмістом мартенситу та аустеніту, і, відповідно, за твердістю. Це може призвести до виникнення значних напружень, які в свою чергу призведуть до виникнення і перерозподілу дислокацій і створенню дисперсної структури, елементи якої наближаються до нанорозмірів.

ЗЛД сплаву Fe – 1,02 % Ti після лазерної обробки в середовищі, яке складалося з азоту, характеризувалася утворенням дрібносмугастої структури. Мікротвердість ЗЛД ~ 3 ГПа (рис. 2, крива 1).

При опроміненні сплаву Fe – 1,02 % Ti в насичуючому середовищі 50 % пропан-бутану і 50 % азоту мікротвердість ЗЛД досягала ~ 6,5 ГПа (рис. 2, крива 2).

В поверхневому шарі утворюється ~ 12 – 15 % аустеніту. Обробка в атмосфері пропан-бутану призводила до підвищення мікротвердості до 10 ГПа (рис. 2, крива 3).

Зі збільшенням вмісту пропан-бутану в насичуючій атмосфері збільшується кількість аустеніту, що свідчить про збільшення концентрації вуглецю в ЗЛД. Але при обробці в нерозбавленому пропан-бутані без домішок азоту кількість аустеніту зменшується. Це пов'язано, на наш погляд, з певним “екрануванням” лазерного променя “хмарою сажистого вуглецю”, що утворюється в атмосфері пропан-бутану.

Лазерна обробка технічного заліза в середовищі азоту призводить до незначного зміцнення ЗЛД ~ 3,3 ГПа (рис. 3 а, крива 1, б). Збільшення кількості пропан-бутану в насичуючому середовищі від 50 до 100 % призводить до збільшення мікротвердості ЗЛД від 5,5 до 7,0 ГПа (рис. 3 а, крива 2, 3). В атмосфері пропан-бутану дрібнозерниста структура ЗЛД характеризується чергуванням світлих і темнотравлених ділянок. За даними рентгеноструктурного аналізу в зоні термічного впливу присутня α -фаза і незначна кількість (5 – 12 %) залишкового аустеніту. Аналіз рентгенограми, отриманої від ЗЛД армо-заліза в середовищі 50 % пропан-бутану і 50 % азоту виявив не тільки розмиті лінії, а і роздвоєння ліній α -заліза, тобто відбувається чітке розділення мартенситного дублету.

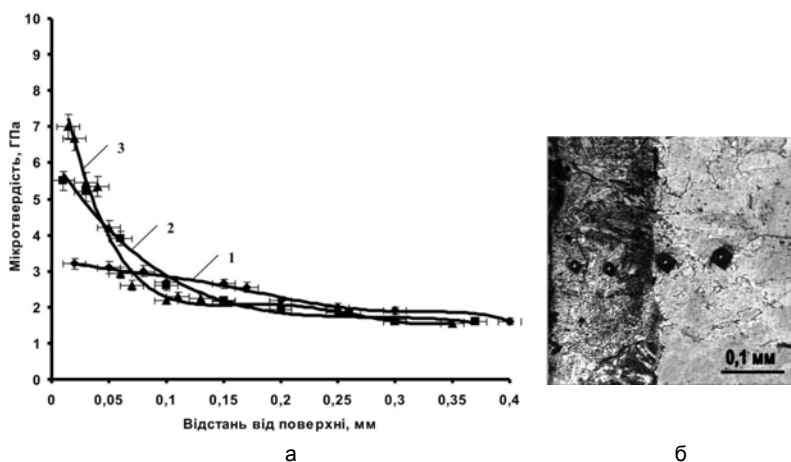


Рис. 3. Зміна мікротвердості за глибиною ЗЛД в залізі (а) та мікроструктура заліза після насичення в атмосфері 100 % азоту (б). Насичуюче середовище: 1 – 100 % азоту, 2 – 50 % азоту + 50 % пропан-бутану, 3 – 100 % пропан-бутану.

Механізм насичення поверхні металу азотом і вуглецем, можна представити наступним чином: світловий імпульс нагріває поверхню металу до температур, близьких до температури випаровування. Поряд з розплавленням і частковим випаровуванням металу над його поверхнею, ймовірно, утворюється хмаринка іонізованого газу –

плазми, температура якої може перевищувати температуру розплавленого металу. Утворення плазмової хмари може бути ініційоване термоелектронами, що випромінюються поверхнею металу, нагрітого до високих температур. В результаті виникнення плазми відбувається розклад молекул азоту і пропан-бутану, з утворенням іонів азоту і атомів вуглецю. Про це свідчить поява в газовому середовищі великої кількості твердих продуктів реакції – дисперсних частинок вуглецю. Можливо, наявність розплавленого металу спричиняє каталітичну дію на цей процес. Насичення рідкого металу вуглецем і азотом відбувається в результаті кількох процесів – дифузії елементів проникнення в рідку фазу, конвективного механічного перемішування розплаву під дією гідродинамічних сил, зумовлених нерівномірним надшвидким нагрівом, а також розчиненням твердих частинок вуглецю. Всі ці процеси відбуваються протягом дуже малого проміжку часу, що співвимірний з тривалістю імпульсу лазерного випромінювання $\sim (3 \cdot 10^{-3} \text{ с})$. За цей час не встигають відбутися процеси гомогенізації, в результаті чого в зоні оплавлення фіксується нерівномірне розподілення вуглецю і азоту. Взаємодія елементів проникнення з легуючим елементом буде призводити до виникнення дисперсних нітридних та карбідних фаз. Це зумовлює високу мікротвердість ЗЛД.

Таким чином показано, що значне зміцнення зони термічного впливу зумовлене особливою будовою аустеніту і мартенситу, які формуються в умовах надшвидкого гартування і характеризуються значною неоднорідністю твердих розчинів вуглецю і азоту та виникненню дисперсних фаз втілення. Легування заліза титаном (до 1,02 %) сприяє більш інтенсивному насиченню вуглецем ЗЛД і збільшенню її мікротвердості, ніж при легуванні хромом.

Метод лазерної обробки в насичуючому середовищі може бути використаний для зміцнення поверхні сталей, які працюють в умовах контактних навантажень.

Література

1. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. – М.: Высш. шк., 1988. – 159 с.
2. Коваленко В.С., Головки Л.Ф., Меркулов Г.В. Упрочнение деталей лучом лазера. – Киев: Техника, 1981. – 131 с.
3. Григорьянц А.Г. Методы поверхностной лазерной обработки. – М.: Высш. шк., 1987. – 191 с.
4. Мазанко В.Ф., Покоев А.В., Миронов В.М. Диффузионные процессы в металлах под действием магнитных полей и импульсных деформаций. – М.: Машиностроение, Т. I, 2006. – 320 с.

Одержано 15.09.09

Е.В. Иващенко, Н.В. Франчик, А.С. Ходаковский

Структура диффузионных слоев сплавов железа после лазерной обработки в насыщающих средах

Резюме

Исследованы структура и свойства поверхностных слоев сплавов железа после насыщения азотом и углеродом под действием лазерного излучения микроструктурным, микродюриметрическим и рентгенофазовым методами. Показано, что проведение процесса лазерной обработки в газовой среде приводит к насыщению железа углеродом и азотом и способствует его поверхностному упрочнению.

Y.V. Ivashchenko, N.V. Franchik, A.S. Khodakivskyi

Structure of diffusion layers of iron alloys after laser treatment
in saturation atmosphere

Summary

The structure and properties of the surface layers of iron alloys after saturation with nitrogen and carbon under laser irradiation were investigated by microstructure, microhardness and X-ray methods. It was shown, that process of laser treatment in the gas environment results in saturation iron by carbon and nitrogen and contributes to strengthening the surface.

УДК 621.785.536

*Титаноалітування твердого сплаву ВК8
в закритому реакційному просторі*

В.Г. Хижняк, доктор технічних наук, професор
А.І. Дегула, Д.В. Лесечко

Національний технічний університет України "КПІ", Київ

Досліджено фазовий та хімічний склад, структуру та мікротвердість поверхневих зон титанованого і титаноалітованого твердого сплаву ВК8. Показано залежність будови та складу покриттів від параметрів обробки. Встановлено, що підвищення експлуатаційних властивостей різальних титаноалітованих пластин ВК8 зростає в 2,6 – 3,5 рази.

Технології нанесення на поверхню тврдосплавних ріжучих інструментів зносостійких покриттів широко використовують в промисловості [1]. В результаті такої обробки термін експлуатації інструментів, якість оброблювальної поверхні, продуктивність праці при різанні значно зростає.

Відомі покриття з карбідів, нітридів, боридів, оксидів перехідних металів. Карбід титану TiC в покриттях характеризується високою твердістю, не схоплюється при різанні з нагрітою стружкою. Розроблені багат шарові покриття за участю сполук TiC, TiN та оксиду алюмінію Al₂O₃. Певна комбінація шарів різних сполук в покритті може визначати необхідні властивості виробу. Знання та багаторічний досвід у використанні багат шарових покриттів для різальних інструментів дозволяють вибирати саме необхідний порядок розташування шарів. Так, комбінація TiC, TiN, Al₂O₃ дає поверхні інструменту при експлуатації високотемпературну стабільність, стійкість до лункуутворення. Зумовлено це тим, що оксид алюмінію Al₂O₃ має серед згаданих в роботі сполук найкращу термічну і хімічну стабільність, але у порівнянні із карбідом TiC невисоку твердість. Так, вільна енергія утворення оксиду Al₂O₃ при температурі 1000 К становить -1360,8 кДж/моль. Для порівняння вільні енергії утворення TiN та TiC для тієї ж температури складають відповідно -242,9 та -171,7 кДж/моль [2, 3].