УДК 669.017: 669.15-194: 621.785.9 : 661.665

СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГУВАННЯ БОРИДОМ ТИТАНУ

Гіржон В.В., д.ф.-м.н., доцент, Мальцева Т.А., інженер

Запорізький державний університет

Розробка нових та цілеспрямований вплив на структурний стан уже відомих металевих сплавів з метою отримання комплексу наперед заданих службових характеристик є одним з головних напрямків розвитку сучасної фізики металів. Особливе місце серед досліджень займає вивчення структури та властивостей сталей – матеріалів, використання яких до цього часу залишається в багатьох галузях промисловості домінуючим. Для поліпшення механічних, корозійних, зносостійких властивостей та міцності сталей існує багато методів, починаючи з термо- та хімічної обробок, легування металевими та неметалевими компонентами (азотування, борування, цементація, сульфінування поверхні, нанесення покриттів тощо). Одним з перспективних у технологічному та економічному відношенні видів локального термічного впливу є лазерна обробка (ЛО) поверхонь деталей та виробів, яка дає змогу, не порушуючи загальної структури матриці, значно поліпшити властивості поверхневих шарів об'єктів. У зв'язку з цим особливий інтерес викликає процес лазерного легування поверхонь сталей, коли за короткий проміжок часу і досить просто з точки зору технології можна отримати в приповерхевих шарах зразків унікальні структури та властивості. Але до цього часу подібні процеси не можна вважати остаточно дослідженими.

У роботі вивчалася структура та фазовий склад приповерхевих шарів армко-заліза та сталей У7 і У12 після лазерного легування боридом титану. Відомо [1, 2], що такі легуючі елементи, як Mn, Cr, Ti, Si, а також високі швидкості нагріву та охолодження видозмінюють структуру та властивості (зокрема мікротвердість) зон лазерного впливу (ЗЛВ). Оскільки борид титану має ромбічну гратку типу FeB з температурою плавлення 2060 °С, то можна припустити можливість утворення в результаті лазерного легування боридів на основі заліза (зокрема бориду типу FeB, або (Fe,Ti)B). Згідно з [3], моноборид заліза FeB із масовим вмістом бору 16,25% має ромбічну структуру з чотирма атомами в елементарній комірці (параметри гратки a = 0,5506 нм, b = 0,2952 нм, c = 0,4061 нм) і температуру плавлення 1650 °С. При утворенні боридів заліза атом металу прагне до захоплення валентних електронів бору і заповненню ними 3d-рівня заліза, у зв'язку з чим густина станів на d-рівні зростає з підвищенням вмісту бору в бориді. Це призводить до перерозподілу валентно-активних електронів між зв'язками різних типів таким чином, що загальна міцність міжатомної взаємодії зростає в результаті посилення ковалентного зв'язку B-B. Водночас з переходом від Fe_2B до FeB змінюються властивості боридів заліза: зростає питомий електричний опір і температура плавлення, зменшується атомний магнітний момент і намагніченість насичення, зростають питома електронна теплоємність і робота виходу електронів, а також мікротвердість і модуль пружності. Бориди заліза нестійкі і починають розпадатися при 1650 °С. Проте при лазерному оплавленні поверхні швидкості охолодження настільки високі, що розпад боридів може не встигати відбуватися.

У вихідному стані зразки сталей являли собою циліндри діаметром 10 мм. Лазерне легування виконувалося на імпульсному лазері "Квант - 12" з густиною потужності випромінювання близько 220 МВт/м^2 і частотою проходження імпульсів ν = 4 Гц при 30 % перекритті плям. Попередньо на зразки наносилася обмазка з бориду титану товщиною близько 50 мкм. Діаметр лазерної плями складав 0,7 мм. Обробку проводили в атмосфері повітря. Описана методика дозволила виконати легування поверхні зразка й одержати в локальному поверхневому об'ємі сплав з новими структурними особливостями.

Структурний стан поверхневих шарів як у вихідному стані, так і після лазерного легування досліджували методами рентгеноструктурного (ДРОН-3М) і металографічного (EPIQUANT) аналізів, а також за допомогою растрової електронної мікроскопії (РЕММА-202).

Як і при звичайній лазерній обробці в режимі оплавлення поверхні при лазерному легуванні одночасно з процесами утворення боридів відбуваються процеси подрібнення зерна, а мікролегування поверхні сталі титаном може забезпечувати дисперсійне твердіння. Не відкидається також і можливість виникнення хімічних сполук заліза з титаном. При легуванні сталей титаном спостерігається підвищення мікротвердості в ЗЛВ [2, 3], а атоми титану, як і бору, можуть бути присутніми в сплаві у складі твердого розчину. Крім того, утворення оплавленого поверхневого шару з хімічним складом, відмінним від складу матриці, який внаслідок надвисоких швидкостей нагріву та охолодження має дисперсну і неоднорідну дефектну структуру, повинно поліпшити як механічні властивості зразків, так і привести до підвищення корозійної стійкості обробленої поверхні.

Ці фактори і визначили вибір такого методу обробки поверхні та матеріалу для легування сталей.

Рентгенівські дослідження показали, що лазерне легування призводило до істотної зміни фазового складу поверхні зразків. Згідно з дифрактометричними даними в структурі сталей відбувалось перетворення фериту в мартенсит, на що побічно вказувало зростання напівширини рентгенівської лінії (211) α-Fe (термін "побічно" вжитий тому, що розширення дифракційних максимумів α-Fe може бути викликаним ще й мікронапруженнями та диспергуванням структури при надшвидкому твердінні розплаву [4]). Крім того, зростання напівширини може викликатися також і подрібненням зерен в результаті наявності в сплаві титану.

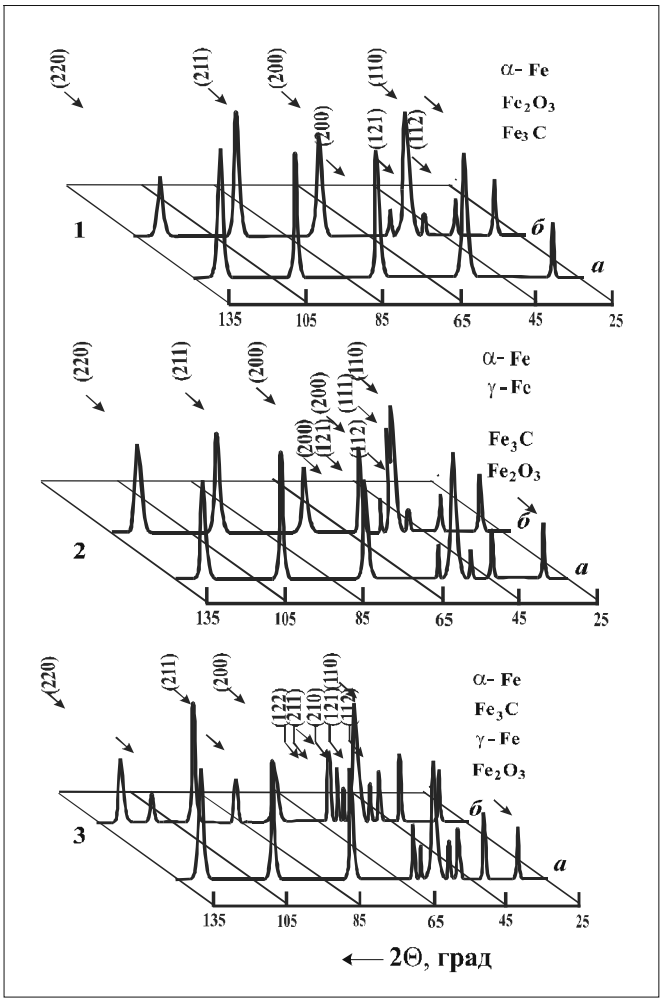


Рис. 1. Дифрактограми від поверхні досліджених зразків у вихідному стані (а) та після лазерного легування (б) :
1) низьковуглецева сталь; 2) сталь У7; 3) сталь У12;

Для сталей У7 і У12 характерною особливістю структури, яка сформувалась внаслідок лазерного легування, було утворення деякої кількості залишкового аустеніту, на що вказували рефлекси від гратки γ-твердого розчину на дифрактограмах. Крім того, цей експериментальний факт вказував на мартенситний характер алотропічного перетворення при надшвидкому охолодженні розплаву [4, 5]. Інтенсивність максимумів від гратки аустеніту зростала пропорційно вмісту вуглецю в сплаві, оскільки в результаті гартування зберігався більший відсоток залишкового аустеніту. Відсутність відбитків від гратки аустеніту на дифрактограмах низьковуглецевої сталі свідчить про те, що швидкості охолодження розплаву, які досягаються при використаному виді теплової дії, є нижчими за критичні, які забезпечили б формування кристалів γ-твердого розчину, а малий процент вуглецю в матриці також не сприяв формуванню аустеніту при гартуванні. Крім зазначених фаз на поверхні зразка після ЛО формувався в незначній кількості цементит , що також фіксувалось дифрактометрично.

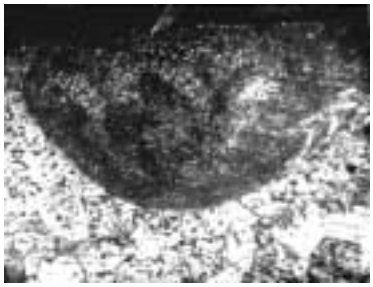
Перерозподіл інтенсивностей основних ліній α-Fe, який спостерігався після ЛО, пояснюється насамперед виникненням текстури, основною причиною появи якої є односторонній теплоотвід при ЛО.

Згідно з даними растрової електронної мікроскопії титан виявився сконцентрованим по периферії плями лазерного променя. Оскільки інтенсивність лазерного випромінювання була розподілена по поверхні за

законом Гауса і мала максимальне значення в центрі плями, то в цьому місці досягалась і максимальна температура. Отже, можна припустити, що внаслідок дії високих температур титан у центральній частині плями вигорав, зберігаючись у місцях з більш низькими температурами нагрівання, або виплескувався з центральної зони ванни на периферію зони оплавлення. Останнє припущення є більш імовірним, оскільки подібний факт спостерігався й іншими авторами [6].

Дослідження мікроструктури поперечних шліфів зразків після лазерного легування, показало наявність шаруватої будови зон лазерного впливу (рис. 2 - 4).

У зоні оплавлення зразків із низьким вмістом вуглецю спостерігались дрібнодисперсні зерна кулеподібної форми приблизно однакового розміру (рис. 2 а). У порівнянні зі структурою зразків, що пройшли лазерну обробку без легування і які характеризуються структурою масивного мартенситу, зона оплавлення легованих зразків відрізнялася більшою однорідністю і дисперсністю, що, насамперед, пов'язано з присутністю легуючих елементів. У зоні гартування (рис. 2 а) біля частинок цементиту утворилася оболонки, які темно травилися. Це, очевидно, свідчить про утворення в цих ділянках аустеніту при нагріванні і мартенситу при охолодженні.





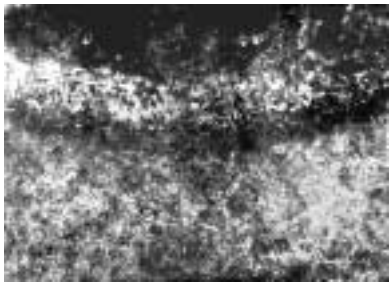


Рис.2 а) Мікроструктура низьколегованої сталі б) Мікроструктура сталі У7 в) Мікроструктура сталі У12

Зона гартування в сталі У7 із вихідною перлітно-феритною структурою складалась із дрібнодисперсних зерен, значно менших за розмірами, ніж зерна матриці (рис. 2 б). За зовнішніми ознаками можна припустити наявність у цій зоні структури дрібноголчастого мартенситу. Дрібні зерна формувалися ще при рості аустенітного зерна, коли легуючі елементи, створюючи карбіди, накопичувались по границях зерен, не дозволяючи їм зростати далі. Зона відпуску з більш великими і смугастими зернами мала також структуру мартенситу. Утворення мартенситної структури відбулося внаслідок високих швидкостей охолодження сталі до температур, коли пригнічується розпаду аустеніту на феритно-цементитну суміш. Як видно з рис. 2 б, пластинчастий перліт початкової структури повністю перетворився, але через високі швидкості нагріву і незначний час перебування при температурах, вищих від A_3 гомогенізація аустеніту не встигала відбутися. Тому у зоні відпуску можна спостерігати так званий «псевдоперліт». У ділянках, нагрітих до більш високих температур, фіксувалось поступове розчинення пластин цементиту й утворення однофазної аустенітної структури, що, в свою чергу, є основою для формування дрібноголчастого мартенситу в зоні гартування.

Для зони оплавлення сталі У12 із початковою структурою перліту і сіткою надлишкового цементиту, спостерігали дрібнодисперсну структуру з включеннями окремих частинок разом з дендритною структурою (рис. 2 в). В зоні гартування на місці розташування сітки цементиту сформувався більш високовуглецевий аустеніт і при більш високій температурі відбувалось його часткове розплавлення з наступною (при охолодженні) кристалізацією розплаву в ледебуритну евтектику [7].

Вимірювання мікротвердості поверхні оброблених зразків показало, що ”усереднена” мікротвердість значно зросла у порівнянні з вихідною. Це зв'язано, насамперед, із присутністю лігатури, зокрема з наявністю такого легуючого елемента, як титан, що викликає диспергування структури [8]. Не виключене й утворення боридів заліза, які характеризуються високою твердістю й утворюються в сплаві в незначній кількості. При вимірюваннях мікротвердості за глибиною ЗЛВ у зразках сталі У7 було помічено, що вона поступово зростає і набуває максимального значення на границі зони оплавлення і зони гартування, а далі різко спадає до значень мікротвердості в зоні гартування. У зоні ж гартування значення мікротвердості поступово знижуються до вихідних значень. Для низьковуглецевої сталі і сталі У12 характерним є майже постійне значення мікротвердості в зоні оплавлення, а на границі з зоною гартування вона різко зменшується. Необхідно зазначити, що найбільший стрибок мікротвердості спостерігався в низьковуглецевій сталі (рис. 5, а), коли навіть у порівнянні з контрольними зразками, обробленими лазерним випромінюванням у тих же режимах, мікротвердість зростала у два рази (до 500 кГ/мм^2) при вихідній мікротвердості 150 кГ/мм^2. Зі зростанням вмісту вуглецю, тобто при вимірюванні мікротвердості зразків сталей У7 і У12, фіксували підвищення мікротвердості в порівнянні з контрольними зразками, але не дуже різке, що пов'язано, очевидно, з декількома факторами, що по-різному впливають на зміну H_μ: досить висока мікротвердість вихідної структури з одного боку, та

наявність порівняно більшої кількості залишкового аустеніту, вміст якого зростає пропорційно кількості вуглецю у вихідних сплавах, призводить до зниження мікротвердості - з іншого боку. Треба відзначити також досить високу мікротвердість зони гартування, що пов'язано з диспергуванням структури і значною насиченістю вуглецем мартенситу. Крім того, підвищення мікротвердості також обумовлено особливістю імпульсної ЛО, оскільки саме вона викликала структурно-концентраційну неоднорідність ЗЛВ.

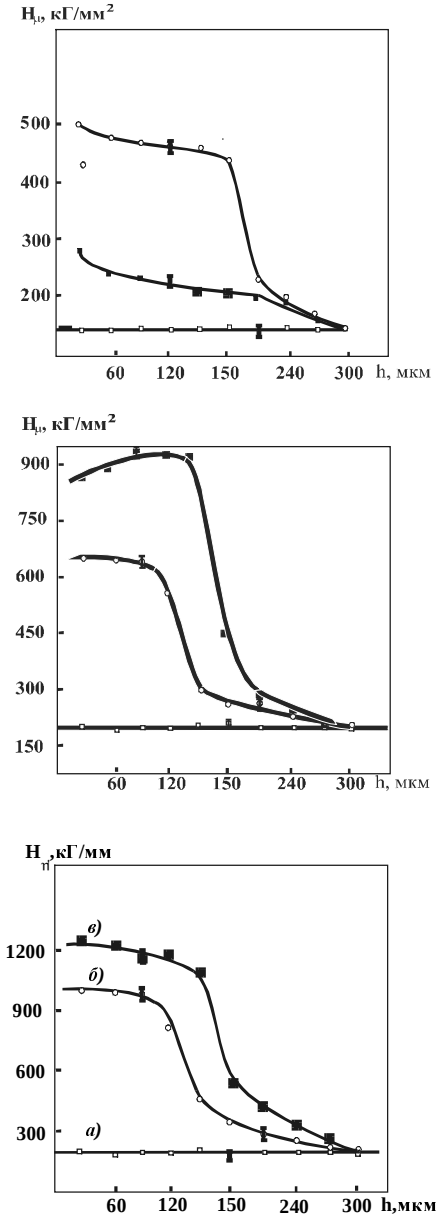


Рис. 5. Зміна мікротвердості за глибиною ЗЛВ низьковуглецевої сталі (1); сталі У7 (2) та сталі У12 (3).

а) вихідний зразок; б) після лазерної обробки, в) після лазерного легування

ВИСНОВКИ

1. Лазерне легування поверхні сталей призводить до утворення структурно-концентраційної неоднорідності в розподілі легуючих елементів, що викликано високими градієнтами температур у зоні лазерного впливу та неоднорідним розподілом густини потужності випромінювання.
2. Внаслідок лазерного легування в зоні лазерного впливу формується шарувата структура, кожний шар якої має свої особливості: дрібнодисперсний мартенсит та незначна кількість карбідних і боридних фаз в зоні оплавлення; мартенсит поблизу цементитних частинок у зоні гартування.
3. Високі швидкості нагріву та гартування при лазерному легуванні вуглецевих сталей призводять до зберігання при кімнатній температурі деякої кількості аустеніту.

4. Експериментально встановлено, що помітне зростання мікротвердості поверхневих шарів сталей після лазерного легування пов'язано з комплексним впливом декількох факторів: виникненням термічних мікронапружень, подрібненням зерен, легуванням елементами, які сприяють диспергуванням структури, та формуванням нових боридних фаз.

ЛІТЕРАТУРА

1. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986.- 192 с.
2. Али-Заде И.И., Кабанова С.В, Крапошин В.С. Фазовый состав и свойства поверхностей низкоуглеродистых сталей, легированных с помощью лазерного нагрева //Физика и химия обработки материалов.- 1987 - №6.- С.76-81.
3. Григорьянц А.Г., Сафронов А.Н. Лазерная техника и технология.-Кн.6: Методы поверхностной лазерной обработки. – М.: Высшая школа, 1988. – 159 с.
4. Бернштейн М.Л. Рентгеноструктурные исследования структуры углеродистых сталей после лазерной термообработки// ФММ Т.67, 1989. – в.5, С.33-37.
5. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А.Углов, И.В.Зуев, А.Н.Кокора. – М.: Машиностроение, 1985. – 596 с.
6. Григорьянц А.Г., Сафронов А.Н. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн.3 Основы лазерного термоупрочнения: Учебное пособие для вузов/ Под ред. А.Г.Григорьянца. – М.: Высшая школа. – 1988.- 159 с.
7. Бернштейн М.Л. Структура мартенсита после лазерной закалки стали // Металлургия и термическая обработка металлов. 1988. - №4: С.50
8. Коваленко В.С. Лазерная технология: - К.: Вища школа.- 1989. - 280 с.