

УДК 621.9.048.7:669.14.018.25

Є.В. Іващенко, О.П. Красавін,
Н.В. Франчік, А.С. Ходаківський

МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНІ СПЛАВУ ЗАЛІЗА З ХРОМОМ ПРИ НАСИЧЕННІ ВУГЛЕЦЕМ З ОБМАЗОК У ПРОЦЕСІ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ

Вступ

Підвищення твердості і зносостійкості сплавів заліза є однією з найважливіших та найактуальніших задач матеріалознавства, оскільки внаслідок поверхневого руйнування при зношуванні з ладу виходить 60–80 % виробів машинобудування [1, 2].

Серед великого різноманіття зміцнюючих методів обробки помітне місце займає імпульсна лазерна обробка (ЛО). Лазерна обробка поверхні металів і сплавів належить до локальних методів термічної обробки. Завдяки високій густині потужності лазерного випромінювання забезпечуються великі швидкості нагрівання і охолодження (10^4 – 10^6 °C/c) і малий час дії випромінювання на поверхню, що обробляється, тому при лазерній обробці спостерігається мінімальна теплова дія на всю оброблювану деталь і мінімальна деформація деталі [3]. Відмінність лазерного променя від інших високоенергетичних джерел, таких, як електронний промінь або плазмовий потік, – це можливість його транспортування на значні відстані і підведення у важкодоступні місця, а також відсутність динамічної дії на оброблювану поверхню, що дає можливість значно розширити коло технологічних операцій з обробки різних деталей машин.

Прогресивним методом підвищення стійкості інструменту є лазерне легування. Сутність його полягає в розплавленні ділянки поверхні металу разом з додаванням легуючих елементів, які попередньо були нанесені на ділянку, що обробляється. Це дає можливість у локальному об'ємі отримати новий сплав із заданими властивостями.

Процеси взаємодії лазерного випромінювання з різними матеріалами і механізми структурно-фазових перетворень у зонах лазерної дії на сьогодні широко досліджені багатьма вченими. Один із методів такої взаємодії ґрунтується на подачі легуючого матеріалу безпосе-

редньо в зону легування в момент дії лазерного випромінювання (у вигляді наплавлювальних дров, прутків або порошку, який подається струменем інертного газу). У [4] наведено огляд цих досліджень і публікації починаючи з 70-х років минулого століття. Процеси лазерного легування при використанні твердих обмазок у вигляді порошоків висвітлені в ряді праць [5–9 та ін.], а щодо обробки маслоподібними обмазками з великою в'язкістю, то їх значно менше.

Постановка задачі

Мета даної статті – дослідження структури легованого шару при використанні обмазки, яка являє собою маслоподібну вуглецевовмісну речовину (алмазну пасту) з великою в'язкістю.

Методика і техніка експерименту

У даній статті йдеться про проведення лазерної обробки подвійного модельного сплаву заліза з хромом 1,1 %. Хімічний масовий склад сплаву такий (%): Fe – 98,869, Cr – 1,115, Cu – 0,016, інші домішки – менше 0,001.

Перед обробкою на поверхню зразка наносилась обмазка двох типів: обмазка № 1 товщиною $h = 0,1$ мм – алмазна паста, яка використовується для полірування матеріалів (ГОСТ 16877–71, виробництва Інституту надтвердих матеріалів НАН України), до складу якої входили такі компоненти, як дисперсні частинки штучних алмазів, вазелін, стеарин, олеїнова кислота, з попереднім збагаченням частинками алмазу, методом часткового розчинення в'язкої основи в спирті; обмазка № 2 товщиною $h = 0,15$ мм – аналогічна алмазна паста у вихідному стані.

Лазерна обробка зразків здійснювалась при оплавленні їх поверхні на повітрі випромінюванням імпульсного лазера "Квант-16" з активним елементом із скла з неодимом. Довжина хвилі випромінювання – $\lambda = 1,06$ мкм, енергія випромінювання – $E = 20$ Дж, густина потужності імпульсу – $W_p = 6,4$ ГВт/м², тривалість випромінювання – 4 мс, діаметр ділянки, що оплавлялась, $d_n \approx 1$ мм.

Дослідження зон лазерної дії (ЗЛД) проводилися за допомогою мікроструктурного (на оптичному мікроскопі МИМ-10), мікродюрметричного аналізу (мікротвердомір ПМТ-3, при навантаженні 50 г) та растрової електрон-

ної мікроскопії (растровий електронний мікроскоп РЕМ-106И) і рентгеноструктурний аналіз (ДРОН-2.0).

Результати досліджень

Мікроструктурний аналіз ЗЛД сплаву Fe + 1,1 % Cr (за масою) після лазерної обробки з використанням обмазки № 1 виявив структуру, яка характеризувалася наявністю двох зон: шару безпосередньо біля поверхні, де після травлення спостерігалися орієнтовані смуги (під кутом $\sim 80^\circ$ до поверхні, рис. 1, б), і розташованого нижче шару, який являв собою сукупність крупних, слабо протравлених зерен (рис. 1, а). Однак на відміну від більшості випадків, характерних для кристалізації при лазерному оплавленні, ця зона не має явно вираженої дендритної структури.

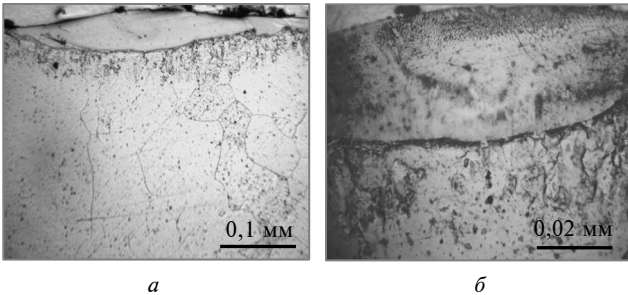


Рис. 1. Мікроструктура ЗЛД сплаву Fe + 1,1 % Cr (за масою) з обмазкою № 1

На фотографіях мікроструктур ЗЛД сплаву Fe + 1,1 % Cr після легування обмазками спостерігалися світло-травлені та темно-травлені смуги (рис. 1, б і 3, б, в), подібні до “вихорів” (ефект Марангоні [10]), які зумовлені тим, що на стадії перебування нагрітої речовини в рідкому стані під дією градієнта температури формуються вихороутворювальні потоки розплаву з хімічним складом, що розрізняється, тобто ці потоки характерні тим, що вони нерівномірно збагачені легуючими елементами.

Перехід від зони оплавлення в зону термічного впливу (ЗТВ) мав різко виділену границю – перехідну зону шириною $\sim 0,005$ мм. Зона термічного впливу характеризувалася формуванням більш дрібнозернистої структури з підвищеною травністю границь зерен порівняно з вихідним сплавом і мала протяжність 0,05 мм (рис. 1, б).

МікродюрOMETРИЧНИЙ аналіз показав, що в результаті обробки ЗЛД мали зміцнений шар глибиною 0,095 мм, мікротвердість якого змі-

нювалася стрибкоподібно в інтервалі значень від 7–8 до 4–5 ГПа (рис. 2). В кінці ЗЛД на межі з металом, що не оплавлявся, мікротвердість була вищою (8,3 ГПа), ніж у поверхневих шарах (7,3 ГПа).

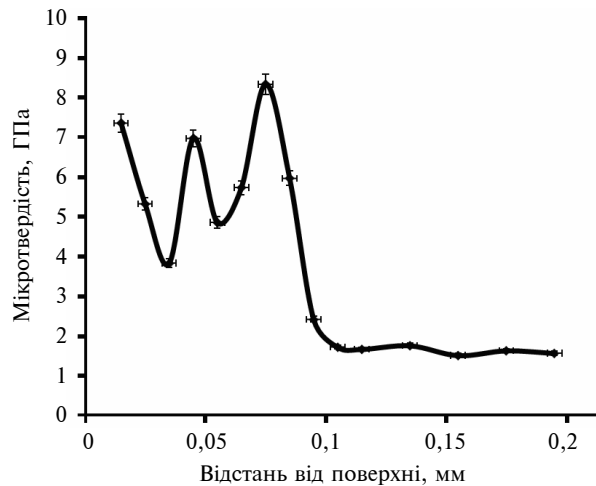


Рис. 2. Зміна мікротвердості за глибиною ЗЛД (сплав Fe + 1,1 % Cr, обмазка № 1)

Рентгеноструктурний аналіз дав можливість виявити в ЗЛД лінії γ -фази: $(111)_\alpha$, $(200)_\alpha$, $(220)_\alpha$, $(311)_\alpha$, $(222)_\alpha$, а також лінії α -фази: $(110)_\alpha$, $(200)_\alpha$, $(211)_\alpha$, $(220)_\alpha$ (рис. 3). Ці дані свідчать про виникнення в ЗЛД аустенітно-мартенситної структури. Якісним фазовим аналізом, проведеним методом гомологічних пар [11], було встановлено кількість залишкового аустеніту в зоні, яка дорівнювала ~ 35 %.

Відносно високі значення мікротвердості в ЗЛД свідчать, на наш погляд, про значне насичення розплаву вуглецем у результаті розчинення вуглецевмісних компонентів з обмазки і формування мартенситно-аустенітної структури внаслідок надшвидкого охолодження.

Висока швидкість нагрівання і охолодження розплавленого металу та його конвективне перемішування можуть призводити до нерівномірного насичення окремих об'ємів вуглецем, в результаті чого в цих ділянках буде утворюватися аустенітно-мартенситна структура з різним співвідношенням кількості аустеніту і мартенситу. Ймовірно, піки з підвищеною твердістю, які спостерігаються на графіку (див. рис. 2), відповідають зонам гартування з підвищеним вмістом мартенситу, а в ділянках, де мікротвердість менша, вміст вуглецю (відповідно, мартенситу) – менший.

При обробці з використанням обмазки № 2 спостерігався дещо інший характер розподілу мік-

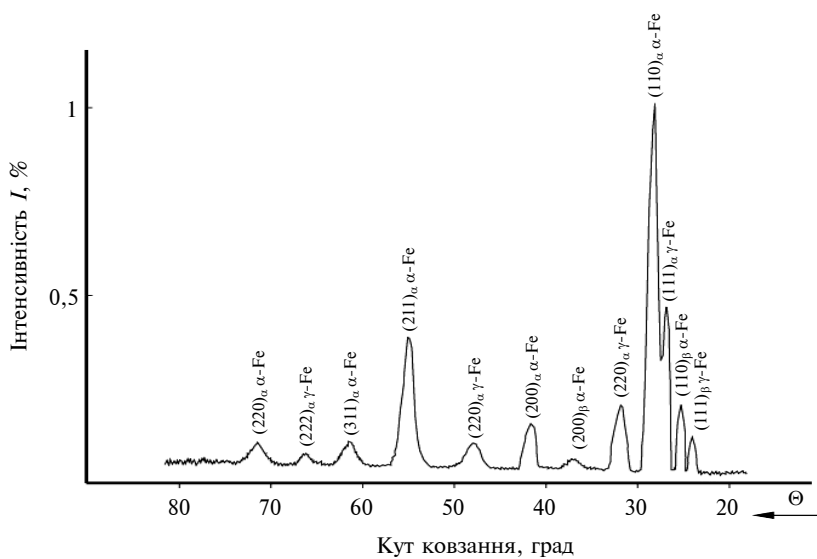


Рис. 3. Дифрактограма ЗЛД (сплав Fe + 1,1 % Cr, обмазка № 1)

ротвердості в ЗЛД. Значення мікротвердості досягали 7,5 ГПа на відстані від поверхні 0,02 мм. При збільшенні глибини мікротвердість плавно спадала і на границі ЗЛД мала значення ~ 3 ГПа. На відстані 0,05 мм від поверхні на графіку мікротвердості спостерігалось незначне підвищення мікротвердості до 4,5 ГПа. На відстані 0,1 мм мікротвердість спадає до рівня вихідного матеріалу $\sim 1,4$ ГПа.

В області, яка прилягає до межі ванни розплаву, формується більш крупнозерниста структура (рис. 4, в).

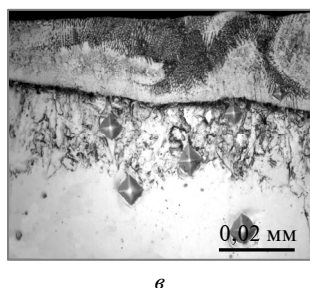
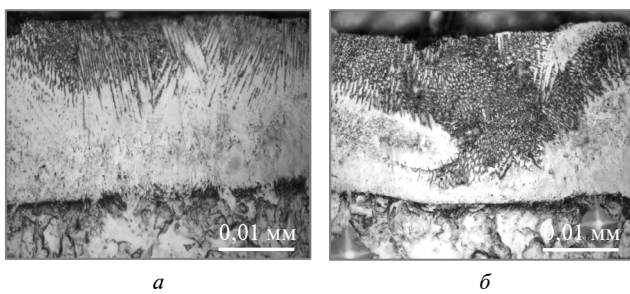


Рис. 4. Мікроструктура ЗЛД сплаву Fe + 1,1 % Cr (за масою), обмазка № 2

Вищі значення мікротвердості при легуванні з використанням обмазки № 1 можуть бути зумовлені наявністю в ЗЛД дисперсних алмазних частинок, концентрація яких в обмазці № 1 є більшою, ніж в обмазці № 2. Розміри цих частинок можуть бути досить малі в результаті часткового розпаду при високих температурах. Мікроструктурний аналіз не дає можливості фіксувати їх при збільшеннях, які використовувалися в дослідженні. Підвищена мікротвердість ділянки, розташованої біля границі зони оплавлення і матриці (рис. 5), може бути зумовлена підвищеною кількістю цих частинок у результаті перенесення потоками розплавленого металу

під дією лазерного нагріву.

Дані, отримані на растровому електронному мікроскопі при збільшенні від 1000 до 5000 разів і з використанням енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу дали можливість детальніше дослідити будову ЗЛД на зразках.

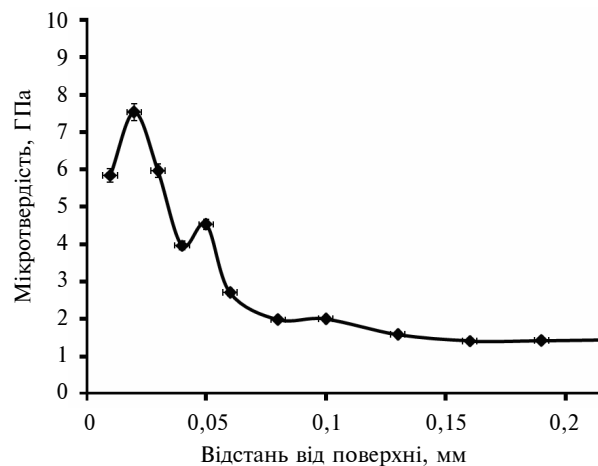


Рис. 5. Зміна мікротвердості за глибиною ЗЛД (сплав Fe+1,1 % Cr, обмазка № 2)

На поверхні ЗЛД було виявлено тонкий шар, що на фотографіях у вторинних електронах спостерігався як світлий шар (рис. 6, а). Товщина цієї ділянки мало змінювалася вздовж поверхні і становила в середньому 1,5–2,0 мкм.

Аналіз структури при більш високому збільшенні ($\times 4000$) дав змогу виявити неоднорідність контрасту цього шару (рис. 6, б). Біля поверхні спостерігається світліша частина шару,

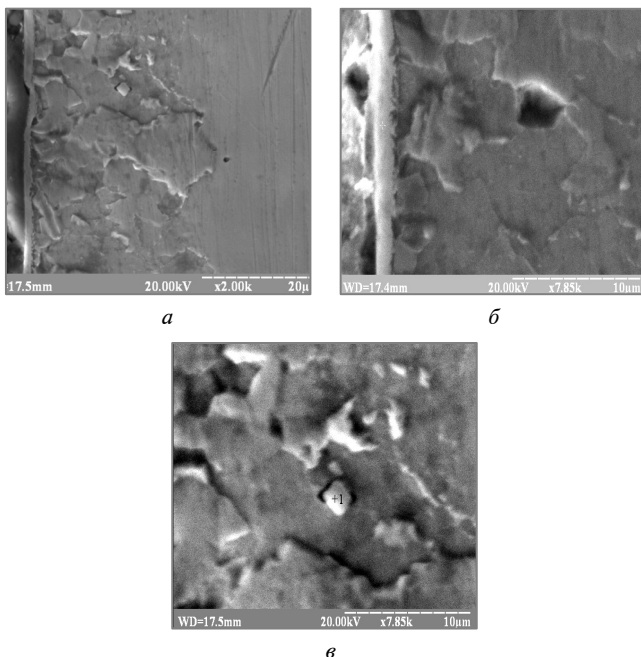


Рис. 6. Фотографії мікроструктури ЗЛД у вторинних електронах (сплав Fe + 1,1 % Cr, обмазка № 2)

ніж біля границі з основною зоною оплавлення. Ця границя не є прямолінійною, а має вигляд ломаної кривої. Характер вибіркового витравлення окремих ділянок матеріалу ЗЛД нижче “світлого” шару може свідчити про значну неоднорідність хімічного складу. У “світлому” шарі такої неоднорідності не спостерігається, не виявляються ділянки, які відрізнялися різним ступенем травлення. Це може свідчити про те, що цей шар має значну хімічну стійкість. Мікрорентгеноспектральним аналізом було встановлено хімічний склад цієї структурної складової. Вміст вуглецю становив 0,81 %, хрому – 0,05 %, алюмінію – 0,01 % і кремнію – 0,04 % (за масою).

Ці особливі властивості виявленого “білого” шару зумовлені характером його структури, сформовані в умовах надшвидкого нагрівання та охолодження і одночасного насичення елементами проникнення у вуглецевмісному середовищі.

У ЗЛД були виявлені виділення, що мали вигляд частинок прямокутної форми, лінійний розмір яких становив ~ 3 мкм (рис. 6, в). За даними кількісного рентгеноспектрального аналізу хімічний склад цієї частинки такий (%): вуглецю – 0,53, заліза – 48,26, хрому – 51,01, алюмінію – 0,18 і кремнію – 0,02 (за масою). Ці дані дають можливість припустити, що виділення є комплексним карбідом типу $(\text{Fe,Cr})_x\text{C}$.

Висновки

На підставі експериментальних даних можна зробити висновок про те, що використання обмазки, яка являла собою маслоподібну вуглецевмісну речовину з великою в'язкістю, призводить до підвищення мікротвердості в ЗЛД. Таке зміцнення пов'язане з насиченням ЗЛД вуглецем з нанесеної обмазки.

Збагачення обмазки № 1 частинками алмазу внаслідок часткового розчинення в'язкої основи в спирті призводить до формування ЗЛД із стрибкоподібною зміною мікротвердості в інтервалі значень від 4–5 до 7–8 ГПа, що свідчить про нерівномірний розподіл вуглецю по зоні.

Методом растрової електронної мікроскопії виявлено поверхневу зону – “білий” шар, який істотно відрізняється від будови та хімічної стійкості основної ЗЛД.

Рентгенофазовий аналіз виявив виникнення в зоні аустенітно-мартенситної структури з високою (8 ГПа) мікротвердістю.

Метод лазерного легування вуглецевмісними обмазками може бути використаний для зміцнення поверхні сталей, які працюють в умовах контактних навантажень.

Подальші дослідження в даному напрямку доцільно зосередити на дослідженні тонкої структури дифузійних шарів методом трансмісійної електронної мікроскопії та з'ясуванні механізмів зміцнення ЗЛД в процесі лазерної хіміко-термічної обробки.

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

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА ЖЕЛЕЗА С ХРОМОМ ПРИ НАСЫЩЕНИИ УГЛЕРОДОМ ИЗ ОБМАЗОК В ПРОЦЕССЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Исследованы фазовый состав, структура и свойства зоны лазерного воздействия после лазерно-

Ye.V. Ivashchenko, O.P. Krasavin, N.V. Franchik,
A.S. Khodakivskyi

MODIFICATION OF IRON ALLOY SURFACE WITH CR AT SATURATION BY CARBON FROM PLASTER IN THE PROCESS OF LASER TREATMENT

The paper under scrutiny aims to study phase composition, structure and properties of the laser

го легирования углеродсодержащими обмазками в сплаве железа с хромом. Показано, что легирование сплава маслообразным углеродсодержащим веществом (алмазной пастой) с большой вязкостью приводит к насыщению железа углеродом и образованию аустенитно-мартенситной структуры с высокой микротвердостью.

impingement point after laser alloying of Fe-Cr alloys by a carbonaceous plaster. Through experiments conducted, we show that alloy alloying by a high-viscosity oily carbonaceous substance results in iron saturation with carbon and formation of the austenite-to-martensite structure having a high microhardness.

1. Югов В.И. Лазерное термоупрочнение в практическом применении // Журнал РИТМ. "ТермоЛазер". – 2009. – С. 4162–4167.
2. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Методы поверхностной лазерной обработки. – М.: Высш. шк., 1987. – 187 с.
3. Тарасова Т.В., Сайдумаров К.В., Кривушина О.А. Разработка научных основ процессов лазерного модифицирования поверхности сталей и сплавов // Тр. регионального конкурса научных проектов в области естественных наук. – Калуга: Эйдос, 2009. – Вып. 13. – С. 371–382.
4. Новиков В.В., Латышев В.Н. Модификация и упрочнение трущихся поверхностей лазерной обработкой. – Иваново, 2000. – 120 с.
5. Тарасова Т.В., Ларин М.Л., Минаев В.М. и др. Исследование лазерного легирования коррозионноустойчивых хромистых сталей // Лазерная термическая и химико-термическая обработка в машиностроении: Сб. науч. тр. – М.: МАДИ, 1985. – С. 48–53.
6. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Тарасова Т.В. Исследование процессов лазерного легирования коррозионноустойчивых сталей // Электронная обработка материалов. – 1985. – № 3. – С. 28–31.
7. Сафонов А.Н., Тарасова Т.В. Процессы лазерного легирования сталей неметаллическими компонентами // Вест. МГТУ. Сер. Машиностроение. – 1997. – № 2. – С. 68–77.
8. Быковский Ю.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Мамонтов А.Н. Поверхностное легирование стали Х18Н9Т танталом с помощью мощного монохроматического излучения // ФиХОМ. – 1983. – № 6. – С. 136–138.
9. Тарасова Т.В. Распределение элементов в ванне расплава при лазерном легировании // МиТОМ. – 2002. – № 3. – С. 24–27.
10. Барьяхтар В.Г., Винецкий В.Л. Физика твердого тела: Энциклопед. словарь. – К.: Наук. думка, 1998. – Т. 2. – 648 с.
11. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Приложение. – М.: Металлургия, 1970. – 108 с.

Рекомендована Радою
інженерно-фізичного факультету
НТУУ "КПІ"

Надійшла до редакції
12 березня 2010 року