

УДК 669.056.9

## Структура та властивості поверхневих шарів при лазерному легуванні сталі ЭП 823

З. А. Дурягіна, доктор технічних наук, професор  
Г. В. Лазько\*, Х. Б. Василів

Національний університет "Львівська політехніка", Львів

\* Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

*Розглянуто особливості формування структури та фазового складу поверхневих шарів сталі ЭП 823 після лазерного легування з обмазок на основі рідкого скла з додаванням сумішей дисперсних порошків  $Al_2O_3$ , SiC, алюмінію, заліза, нікелю, бору, кремнію, ніобію. Визначено вплив складу обмазок на зміну структури та властивостей сформованих поверхневих шарів.*

Для потреб машинобудування, приладобудування, газопереробної промисловості та атомного енергомашинобудування важливо володіти технологічними можливостями для створення матеріалів з певним структурно-фазовим станом поверхні, які здатні тривалий час працювати в умовах тертя, витримуючи одночасну дію статичних, динамічних навантажень та агресивних середовищ. Одним із шляхів реалізації таких можливостей є використання лазерного легування – одного з перспективних методів інженерії поверхні [1, 2]. Воно дає можливість створювати на поверхні конструкційних матеріалів однорідні за складом та дрібнозернисті зони з підвищеними експлуатаційними характеристиками (твердістю та зносостійкістю) [2, 3].

Мета роботи полягає у встановленні впливу складу обмазки на особливості структуроутворення поверхневих шарів сталі ЭП 823, сформованих комплексним лазерним легуванням.

Для цілеспрямованої зміни структури, а відтак і властивостей на поверхню сталі ЭП 823 наносили попередньо приготовані обмазки складу 1 – 5 (таблиця). Обмазки готували на основі рідкого скла, в яке додавали наповнювачі у вигляді суміші дисперсних порошків: (50 %  $Al_2O_3$  + 50 % Al), (20 % Fe + 40 % Ni + 30 % B + 10 % Si), (100 %  $Al_2O_3$ ), (50 % SiC + 50 % Al), (100 % Nb). Компоненти, введені до складу сумішей, підбирали з огляду на їх здатність утворювати термодинамічностійкі вторинні фази, що прогнозувалось за результатами термодинамічного прогнозу та на підставі аналізу відповідних діаграм стану. Застосування рідкого скла в якості основи обмазок зумовлено прагненням ефективніше використовувати потужність лазерного випромінювання. Адже при довжині хвилі лазерного випромінювання 10,6 мкм коефіцієнт відбиття рідкого скла становить 2,7 %, в той час як традиційної графітової обмазки – 22,7 %. Крім того використання рідкого скла дозволяє створювати покриття додатко зміцнене керамічними частинками на основі діоксиду кремнію.

Лазерне легування здійснювали на  $CO_2$ -лазері безперервної дії фірми "TRUMF" [4 – 7]. Обробка здійснювалась при 100 % продувці азотом, що дозволяло додатково використовувати атоми азоту в якості легувального елемента.

Після лазерного легування проводили металографічний аналіз торцевих шліфів зразків досліджуваної сталі на світловому мікроскопі „Neofot–21” з приставкою для

## Нові технологічні процеси і матеріали

### Очікувані вторинні фази в поверхневих шарах сталі ЭП 823

Об-мазка	Склад обмазки (наповнювач, основа – рідке скло)	Очікувані вторинні фази (розподілені в ряди за зменшенням імовірності їх утворення відповідно до термодинамічних розрахунків)
1	50 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 50 % Al	карбіди: Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ; нітриди: SiN <sub>4</sub> , AlN, Cr <sub>2</sub> N, CrN; оксиди: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , SiO <sub>2</sub> , Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
2	100 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	карбіди: Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ; нітриди: SiN <sub>4</sub> , Cr <sub>2</sub> N, CrN; оксиди: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , SiO <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> :SiO <sub>2</sub>
3	20 % Fe + 40 % Ni + 30 % B + 10 % Si	карбіди: Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ; нітриди: SiN <sub>4</sub> , BN, Cr <sub>2</sub> N, CrN, Fe <sub>4</sub> N; бориди: CrB <sub>2</sub>
4	50 % SiC + 50 % Al	карбіди: Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ; нітриди: SiN <sub>4</sub> , AlN, Cr <sub>2</sub> N, CrN; силіциди: Mo <sub>3</sub> Si, FeSi
5	100 % Nb	карбіди: Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , NbC, NbC <sub>0.5</sub> , Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> , Fe <sub>3</sub> C; нітриди: SiN <sub>4</sub> , Cr <sub>2</sub> N, CrN, Fe <sub>4</sub> N;

вимірювання мікротвердості. Мікрорентгеноспектральний аналіз здійснювали на скануючому електронному мікроскопі EVO 40XVP з системою мікроаналізу INCA Energy 350.

Комплексне лазерне легування дозволило формувати на поверхні досліджуваної сталі шари, які відрізняються від структури основного металу та володіють підвищеними значеннями мікротвердості. Незалежно від складу легувальних сумішей, глибина проплавлених шарів досить глибока і становить в середньому 250 – 300 мкм. Сформовані леговані шари чітко структуровані, щільно прилягають до поверхні основи сталі, відшарувань, пор та мікротріщин не виявлено.

Склад обмазки суттєво впливає на будову та фазовий склад поверхневих шарів після лазерного легування. Зокрема, лазерне легування сталі ЭП 823 з обмазки 1 (таблиця), дає можливість формувати на глибині до 300 мкм структуру коміркового типу з включеннями вторинних фаз, рівномірно розташованими по тілу зерна. Мікротвердість поверхнього шару практично на всій глибині становить близько 6 ГПа, а потім повільно спадає до величини мікротвердості основи 3 ГПа (рис. 1 (I)). Сформований шар збагачений алюмінієм (7,63 %), вуглецем (16,62 %), киснем (18,15 %). Враховуючи попередньо проведений термодинамічний прогноз імовірності утворення вторинних фаз та результати вимірювань мікротвердості, ці фази можна ідентифікувати як: карбіди (Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>), нітриди (SiN<sub>4</sub>, AlN) та оксиди (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>). Утворення оксидних фаз можна пояснити тим, що елементи основи сталі (Fe, Cr) та легуючі елементи, що втілені у поверхневі шари з обмазки (алюміній, кремній), мають більшу спорідненість до кисню, ніж

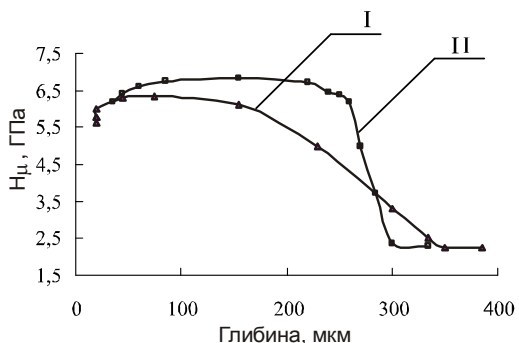
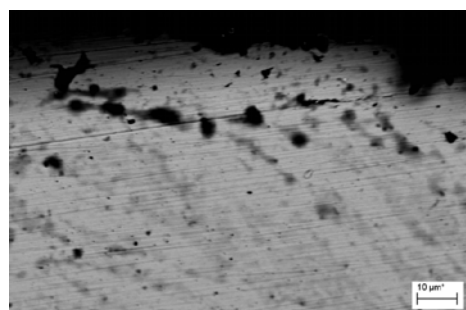


Рис. 1. Зміна мікротвердості за глибиною поверхнього шару: I – легування з обмазки 1, II – легування з обмазки 2.

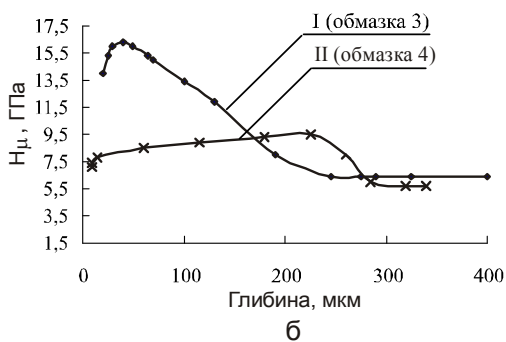
до вуглецю. В той же час, сегрегація вуглецю до поверхні та зменшення у поверхневих шарах концентрації хрому та заліза свідчить про утворення в результаті реакційної дифузії підвищеної кількості карбідних фаз. Це опосередковано пояснює аномальне зростання збільшення вуглецю. Насправді даний параметр інтегральний та чітко вказує на суттєве підвищення питомої кількості карбідних фаз у поверхневих шарах.

Після легування зразків цієї ж сталі з обмазки 2 мікроструктура поверхневих шарів практично не змінилась, але значення мікротвердості зросло до 7 ГПа (рис. 1 (II)). Це пояснюється тим, у поверхневих шарах поряд з карбідною фазою зростає об'ємна частка нітридних ( $\text{SiN}_4$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{CrN}$ ), оксидних ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ) та оксинітридних фаз. Таке припущення корелює з порівняльним аналізом елементного складу поверхневих шарів у вихідному стані та після лазерного легування за результатами мікрорентгеноспектрального аналізу.

Металографічний аналіз торцевих шліфів сталі ЕП 823 після лазерного легування обмазкою 3 показав, що поверхня зразка травиться дуже слабо (рис. 2 а), що може свідчити про ймовірність часткової аморфізації поверхневих шарів. Поверхневий шар на глибині 20 – 30 мкм характеризується дисперсною дендритною будовою основного твердого розчину та збільшенням кількості рівномірно розташованих вторинних фаз. Ідентифікація структури корелює з результатами вимірювання мікротвердості, значення якої сягає порядку 16 ГПа (рис. 2 б (I)). Інтенсивне зростання мікротвердості зумовлено утворенням таких метастабільних фаз, як  $\text{SiN}_4$ ,  $\text{BN}$  в результаті більшої спорідненості до азоту кремнію та бору. В той же час, сегрегація вуглецю до поверхні та одночасне зменшення у поверхневих шарах хрому свідчить про утворення в результаті реакційної дифузії карбідних фаз, проідентифікованих нами як  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ .



а



б

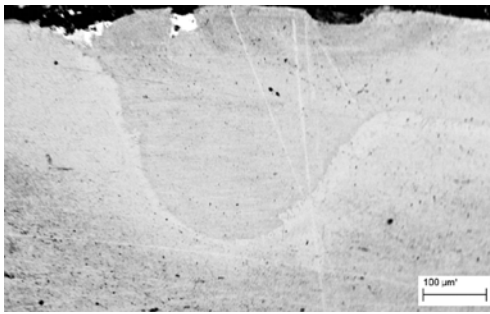
Рис. 2. Структура (а) та зміна мікротвердості за глибиною поверхнього шару (б) в сталі ЕП 823 після лазерного легування. а – х 1000.

Друга зона легованого шару, товщиною 50 – 60 мкм, складається із механічної суміші дендритів і вторинних фаз, кількість яких зменшується з наближенням до границі розділу з першою, зовнішньою зоною. Це підтверджується зниженням мікротвердості цієї зони до 13 ГПа. Перехідна дифузійна зона має товщину приблизно 100 – 150 мкм, її мікротвердість 6,5 – 7,0 ГПа плавно зменшується до значень, що відповідають структурі основного матеріалу (рис. 2 а, б).

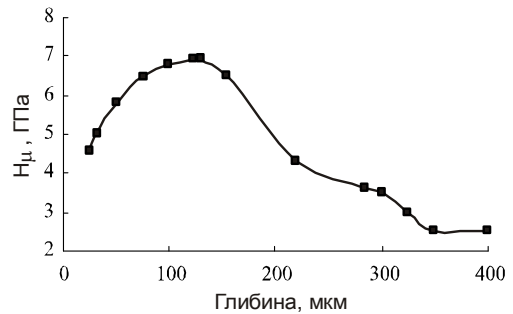
Після лазерного легування сталі ЕП 823 з обмазки 4 поверхневий шар, значення мікротвердості якого коливається в межах 7,5 – 9,5 ГПа (рис. 2 б (II)), складається з трьох зон. Перша зона, товщиною приблизно 100 мкм характеризується дрібнозернистою структурою. Друга зона, на глибину порядку 20 мкм складається з стовпчастих дендритів, а третя зона товщиною 100 мкм являє собою механічну суміш

рівноосних дендритних кристалів основного твердого розчину з включеннями вторинних фаз. Сегрегований до поверхні вуглець та впроваджені з обмазки атоми кремнію утворюють відповідно карбідні ( $Cr_7C_3$ ,  $Cr_{23}C_6$ ) та силіцидні (FeSi) фази. А впроваджені з обмазки алюміній та кремній за рахунок більшої спорідненості до азоту утворюють нітридні фази ( $SiN_4$ , AlN,  $Cr_2N$ ).

Лазерне легування сталі ЭП 823 з обмазки 5 дає можливість синтезувати поверхневий шар (рис. 3 а), товщиною приблизно 300 мкм з будовою високолегованого  $\alpha$ -твердого розчину та вкрапленнями рівномірно розташованих вторинних фаз, ідентифікованих як карбіди  $Cr_7C_3$ , NbC,  $NbC_{0.5}$ , нітриди  $SiN_4$ , NbN,  $Cr_2N$  та оксинітриди, наприклад CrON. Це в свою чергу пояснює підвищення у поверхневих шарах мікротвердості, інтегральні значення якої досягають 6 – 7 ГПа, а потім стрибкоподібно знижуються до мікротвердості основи (рис. 3 б). Про утворення карбідних фаз вказує збільшення у поверхневих шарах вуглецю та зменшенні хрому та заліза. При цьому, частина ніобію йде на утворення карбідів, а частина, внаслідок великої спорідненості до азоту та кисню, утворює нітридні або карбонітридні фази.



а



б

Рис. 3. Структура (а) та характер розподілу мікротвердості (б) в поверхневих шарах сталі ЭП 823 після лазерного легування з обмазки 5. а –  $\times 1000$ .

Можна зробити висновок, що корегування складу легуючих обмазок дозволяє формувати на сталі ЭП 823 поверхні шари товщиною до 300 мкм з регульованою градієнтною структурою та фазовим складом. Зокрема, змінюючи питому частку вторинних фаз певного типу (карбідів, нітридів, силіцидів) можна робити акцент на функціональному призначенні синтезованих поверхневих шарів. В такий спосіб вони працюватимуть або як зносостійкі (при легуванні з обмазок 1 – 5) , або як корозійностійкі при легуванні з обмазок 1, 2.

## Література

1. Kwok C.T. Laser surface modification of UNS S31603 stainless steel. Part I: microstructures and corrosion characteristics. // Materials Science and Engineering. – 2000. – A 290. – P. 55 – 73.
2. Babu S.S. Toward Prediction of Microstructural Evolution during Laser Surface Alloying. // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – Vol. 33 A. – P. 1189.
3. Углов А.А. Моделирование импульсно-периодического лазерного поверхностного легирования металла из газовой атмосферы. // Физика и химия обработки материалов. – 1990. – № 5. – С. 23 – 26.

4. Дурягіна З.А. Оптимізація режимів лазерного легування нержавіючої сталі 12Х18Н10Т шляхом комп'ютерного моделювання розподілу температурного поля оплавленої поверхні. 7 Міжнародна конференція "Обладнання і технології термічної обробки металів і сплавів ОТТОМ – 7", Харків, 24 – 28 квітня 2006 р. – Харків. – Т. 1. – С. 168 – 172.
5. Дурягіна З.А. Визначення оптимальних параметрів лазерного легування сталі шляхом комп'ютерного моделювання. // *Металознавство та обробка металів.* – 2007. – № 4. – С. 48 – 53.
6. Патент України на корисну модель №31067. Спосіб отримання бар'єрного шару на елементах атомного енергетичного устаткування / З. А. Дурягіна, В. І. Алімов, Г. В. Лазько, М. В. Афанасьєва. – Заявка № u2007 12837 від 19.11.2007.
7. Дурягіна З.А. Комп'ютерне моделювання оптимальних параметрів лазерного легування корозійноотривких сталей. // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.* – 2008. – № 1. – С. 20 – 25.

Одержано 14.05.09

**З. А. Дурягіна, Г. В. Лазько, Х. Б. Васылив**

### **Структура и свойства поверхностных слоев при лазерном легировании стали ЭП 823**

#### **Резюме**

Проанализированы особенности формирования структуры и фазового состава поверхностных слоев стали ЭП 823 после лазерного легирования обматками на основе жидкого стекла с добавлением смесей дисперсных порошков  $Al_2O_3$ , SiCl, алюминия, железа, никеля, бора, кремния, ниобия. Установлено влияние состава обмазок на изменение структуры и свойств поверхностных слоев.

**Z. A. Durjagina, H. V. Lazko, Ch.B Vasylyv**

### **Structure and properties of superficial layers of ЭП 823 steel at laser alloying**

#### **Summary**

The features of forming of structural and phase composition of superficial layers of steel ЭП 823 after the laser alloying by liquid glass with addition of mixtures of dispersed powders of  $Al_2O_3$ , SiC, Al, Fe, Ni, B, Si, , Nb. Influence of mixture composition on changing of structure and properties of the formed superficial layers is determined.