

З.А. Дурягіна, Г.В. Лазько

## Структура та властивості сталі 12Х18Н10Т після комплексного лазерного легування

Національний університет "Львівська політехніка",  
вул. С.Бандери, 12, м. Львів, 79013, УкраїнаТел.: (8032)258-27-46, E-mail: [lazko@polynet.lviv.ua](mailto:lazko@polynet.lviv.ua)

Проаналізовано особливості структуроутворення в поверхневих шарах сталі 12Х18Н10Т після лазерного легування обмазками на основі рідкого скла з додаванням сумішей дисперсних порошків Nb, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al, Fe, Ni, В, Si. Показано, що коректно підібрані компоненти обмазок у поєднанні з оптимальними режимами лазерного легування дозволили формувати поверхневі шари означеної структури та фазового складу.

Стаття постуила до редакції 26.02.2009; прийнята до друку 15.06.2009.

### Вступ

Для підвищення експлуатаційної надійності деталей машин та елементів конструкцій машинобудування, приладобудування та газопереробної промисловості важливо володіти технологічними можливостями для створення на поверхні готових виробів шарів необхідного структурно-фазового складу, які б забезпечували потрібний рівень функціональних властивостей. Інструментом для втілення такої ідеології нами обрано лазерне легування з обмазок, зміна хімічного складу яких дала б можливість формувати такі шари для конкретних умов експлуатації.

**Мета роботи** полягає у встановленні особливостей структуроутворення під час комплексного лазерного легування та оцінюванні зміни властивостей поверхневих шарів, сформованих на сталі 12Х18Н10Т.

### I. Матеріали і методика досліджень

Перед опроміненням на поверхню досліджуваної сталі наносили попередньо приготовані обмазки на основі рідкого скла, у які додавали наповнювачі – дисперсні порошки сумішей (100% Nb), (50%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+50%Al), (20%Fe + 40%Ni + 30%B+10%Si) (табл. 1). Склад наповнювачів підбирали з огляду на їх здатність утворювати необхідні термодинамічностітійкі вторинні фази. Суміші порошків доводили до консистенції суспензії при їх змішуванні із рідким склом і наносили на поверхню зразків тонким шаром, товщиною 15-20 мкм.

Вибір рідкого скла як основи обмазок здійснено з

огляду на підвищення ефективності використання енергії лазерного випромінювання. Відомо, що при довжині хвилі 10,6 мкм коефіцієнт відбиття традиційної графітової обмазки становить 22,7%, а рідкого скла – 2,8 %.

Лазерне легування здійснювали на CO<sub>2</sub>-лазері неперервної дії фірми "TRUMF", потужністю 6,5 кВт за методикою, що описана у наших роботах [1-3]. Після лазерного легування проводили металографічний аналіз торцевих шліфів зразків досліджуваної сталі на світловому мікроскопі „Neofot-21”. Мікротвердість за глибиною сформованих шарів вимірювали на відповідній приставці до цього мікроскопу. Ідентифікація елементного складу поверхневих шарів здійснювалась на основі кількісного мікрорентгеноспектрального аналізу, що проводився на рентгенівському мікроаналізаторі SUPERPROBE 733 (JEOL, Японія)\*. Фазовий склад сформованих поверхневих шарів досліджували рентгеноструктурним аналізом на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3М у Co – K<sub>α</sub> випромінюванні з прискорюючим напруженням 35 кВ та анодному струмі 20 мА.

Враховуючи позитивні результати одержані нами під час лазерного легування корозійнотривких сталей тонкодисперсним порошком ніобію на основі плакатної фарби або графіту [1] та аналіз характеру розподілу температурного поля в зоні оплавлення [2, 3], ми свідомо підходили до вибору оптимального режиму лазерної обробки. Необхідність керування зміною структури поверхневого шару зумовила удосконалення методики лазерного легування. Один серед таких шляхів розглядається в даній роботі, а саме заміна основи обмазки, коли замість графіту або плакатної фарби ми використовували рідке скло, а

Таблиця 1

Вплив складу обмазки на формування вторинних фаз під час лазерного легування

Сталь	Склад обмазки (наповнювачі+основа)	Очікувані вторинні фази (за результатами термодинамічного прогнозу)
12X18H10T	1: 100% Nb на основі рідкого скла	карбіди: Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , TiC, NbC <sub>0,5</sub> , Cr <sub>4</sub> C; нітриди: SiN <sub>4</sub> , TiN;
	2: 50%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +50%Al на основі рідкого скла	карбіди: Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , TiC, Cr <sub>4</sub> C; нітриди: TiN, AlN; оксиди: Ti <sub>3</sub> O <sub>5</sub> , 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>
	3: 20%Fe+40%Ni+ 30%B+10% Si на основі рідкого скла	карбіди: Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , TiC, Cr <sub>4</sub> C; нітриди: SiN <sub>4</sub> , TiN, Fe <sub>4</sub> N; бориди: TiB <sub>2</sub> , CrB <sub>2</sub>

замість порошку ніобію до складу наповнювачів вводили більш складні суміші (табл. 1). Зокрема, під час легування обмазкою 1 очікується підвищення мікротвердості, а відтак і зносотривкості сформованих шарів. Використання обмазки 2, завдяки утворенню в поверхневих шарах збільшеної питомої кількості оксидних, нітридних та оксинітридних фаз, дасть можливість покращувати корозійно-електрохімічні властивості поверхні. В той же час лазерне легування обмазкою 3 сприятиме утворенню в поверхневих шарах композитної структури з ділянками квазіаморфних фаз, що одночасно підвищуватиме їх зносотривкість і корозійну тривкість.

Лазерне легування із означених обмазок здійснювали за попередньо встановленим оптимальним режимом: потужність лазерного випромінювання 6,5 кВт, довжина хвилі випромінювання 10,6 мкм, швидкість сканування променя за поверхнею зразка 1990 мм/хв [3]. Сформовані таким чином леговані шари чітко структуровані, щільно прилягають до поверхні основи сталі, відшарувань, пор та мікротріщин не виявлено.

Зокрема, після лазерного легування обмазкою 1 (табл. 1) поверхня сталі 12X18H10T складається з

двох шарів (рис. 1, I, а). Зовнішній, товщиною 15-20 мкм характеризується зернистою будовою коміркового типу, а внутрішній, товщиною 250-300 мкм, представляє собою механічну суміш зерен високолегованого γ-твердого розчину із дисперсними включеннями вторинних фаз. Ці фази проідентифіковані нами як карбіди (Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, TiC, NbC<sub>0,5</sub>, Cr<sub>4</sub>C) та нітриди (SiN<sub>4</sub>, TiN). Інтегральне значення мікротвердості цих шарів коливається в межах 7-8 ГПа (рис. 1, I).

Це корелює з характером розподілу елементного складу за результатами мікрорентгеноспектрального аналізу та підтверджується даними дюрометрії. Зокрема, ніобій частково витрачається на утворення карбідів, а частково на утворення нітридів та карбонітридів в результаті його більшої спорідненості до азоту (який потрапляє із газової фази), ніж до вуглецю. Крім того, сегрегація титану до поверхні та присутність там втілених атомів кремнію із обмазки додатково сприяє утворенню нітридних фаз.

Слід зазначити, що підвищення мікротвердості пов'язано як зі зміною фазового складу поверхневих шарів, так і з формуванням в цьому шарі особливої дислокаційної будови з підвищеною густиною дислокацій, диспергуванням блоків мозаїки та

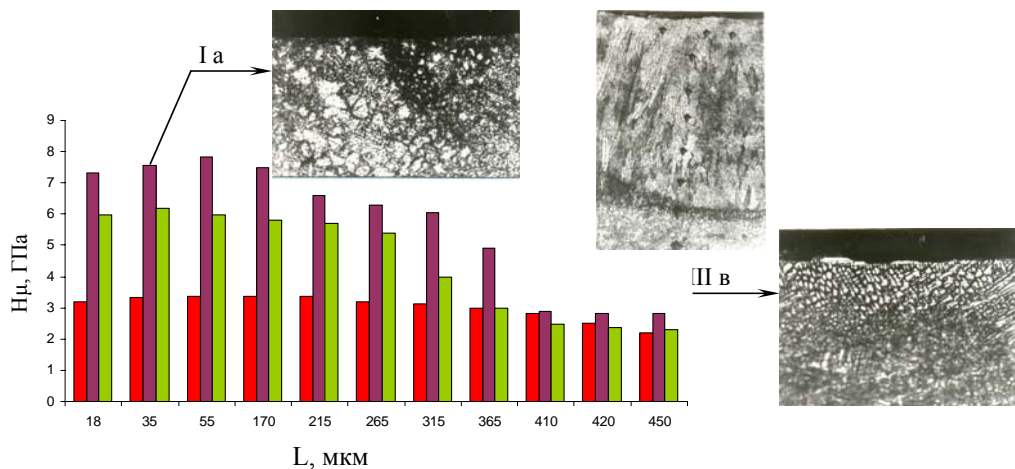


Рис. 1. Характер зміни мікротвердості поверхневих шарів сталі 12X18H10T після лазерного легування обмазкою 1 (I): а - мікроструктура x 500, обмазкою 2 (II): б - мікроструктура x 200, та обмазкою 3 (III): в - мікроструктура x 500.

Таблиця 2

Несуча спроможність поверхневих шарів сталі 12X18H10Т після лазерного легування обмазкою 1, визначена на різній глибині

h, мкм	A(h), %	Sq, %	h=A(h)/Sq	(M-1)Δx, мкм	Stp %
30	0,3	0,54	0,5555	6,35	8,7489
33	0,33	0,54	0,6111	7,62	8,01983
29	0,29	0,54	0,5370	7,62	7,04773
19,5	0,195	0,54	0,3611	6,35	5,6879
18	0,18	0,54	0,3333	6,35	5,2493
17	0,17	0,54	0,3148	6,35	4,9577
22	0,22	0,54	0,4074	5,08	8,0198
24	0,24	0,54	0,4444	6,35	6,9991
24	0,24	0,54	0,4444	7,62	5,8326
25,5	0,255	0,54	0,4722	6,35	7,43657

концентраційною неоднорідністю. Цьому сприяє виникнення в оплавлених ділянках градієнту температур за рахунок великих швидкостей нагріву, що призводить до зниження активності дифузійного перерозподілу легувальних елементів, і таким чином, до незавершеності гомогенізаційних процесів. Наслідком цього є часткове розчинення карбідних фаз з утворенням значної кількості ділянок із суттєвою хімічною неоднорідністю, які “заморожуються” при подальшому швидкісному охолодженні, виконуючи роль своєрідних бар’єрів для руху дислокацій [4]. Однак зазначимо, що мікротвердість шарів сформованих із обмазки 1 нижча порівняно з мікротвердістю шарів після лазерного легування із обмазки на основі графіту (16 ГПа) [1]. По-перше, це пояснюється тим, що в даному випадку формуються шари глибиною до 300 мкм, що набагато більше, ніж після лазерного легування ніобієм із обмазки на основі графіту (50 мкм). По-друге, відбувається концентрація вторинних фаз у вузьких шарах, тоді як у більш широких шарах вони розосереджуються по всій глибині. А при замірах мікротвердості ми фіксуємо її інтегральні значення.

Отже, використання оптимального режиму лазерного легування дозволило забезпечити підвищені значення мікротвердості (8 ГПа) на більшу глибину. За рахунок формування градієнтної структури поверхні сталі покращуватиметься адгезія сформованих шарів, зменшуватиметься їх дефектність, особливо за умов роботи в парах тертя. Підтвердженням цьому є визначення несучої спроможності поверхневих шарів досліджуваної сталі (табл. 2) після легування обмазкою 1 за методикою розробленою нами з огляду на роботи авторів [5] та власні експерименти. Показник несучої спроможності визначається за формулою

$$S_p(h) = \frac{A(h)}{(M-1)\Delta x}, \text{ де } A(h) - \text{ опорна поверхня в}$$

межах пробної поверхні (легованої) з висю  $h$  (висота),  $M$  - кількість пробних точок в одному відбитку,  $\Delta x$  - пробний інтервал в ортогональному напрямку. Зокрема, встановлено що середнє значення показника несучої спроможності поверхні (Stp) після

тертя зростає і становить 7,514545, порівняно з вихідним станом (після лазерного легування), коли його значення не перевищують порядку 6,799943.

Металографічний аналіз торцевих шліфів сталі 12X18H10Т після лазерного легування обмазкою 2 показав, що поверхневий шар товщиною до 300 мкм та мікротвердістю в межах 4,5-6 ГПа (рис. 1, II, б) травиться дуже слабо, має будову високолегованого твердого розчину з вкрапленнями рівномірно розташованих вторинних фаз. Ідентифікація цих фаз вказує на присутність: карбідів Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, TiC; нітридів TiN, AlN; оксидів Ti<sub>3</sub>O<sub>5</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, SiO<sub>2</sub>. Коректність проведення ідентифікації фаз підтверджується результатами попередньо проведених термодинамічних розрахунків імовірності утворення вторинних фаз та кількісного мікрорентгеноспектрального аналізу.

Лазерне легування цієї ж сталі обмазкою 3 дає можливість сформувати суцільний поверхневий шар збагачений Ti, Cr, Si, на глибину до 130 мкм. Металографічно виявлено, що цей шар складається з двох зон (рис. 1, III, в). Зовнішня, товщиною порядку 30 мкм, має зернисту будову коміркового типу з мікротвердістю близько 3,4 ГПа. Під нею розташована зона товщиною порядку 100 мкм з мікротвердістю 3 ГПа, яка складається з дисперсних кристалів дендритного типу із рівномірно розташованими включеннями вторинних фаз: карбідів (Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, TiC), нітридів (SiN<sub>4</sub>, TiN) та інтерметалідів. Зокрема, утворення нітридів зумовлено більшою спорідненістю кремнію (що втілений у поверхневі шари із легувальної обмазки) та титану (що входить до основи сталі) до азоту (який подається із газової фази) ніж спорідненість до азоту хрому та заліза, які входять до основи сталі (рис. 2, б).

Аналіз дифрактограми поверхні сталі 12X18H10Т після лазерного легування обмазкою 3 порівняно із вихідною поверхнею за даними рентгеноструктурного фазового аналізу свідчить, що її будова докорінно змінилася. По-перше, після лазерного легування спостерігається зміна регулярності будови кристалічної ґратки, на що вказує різке зменшення інтенсивності  $I$  дифракційних максимумів. По-друге, за нашими розрахунками

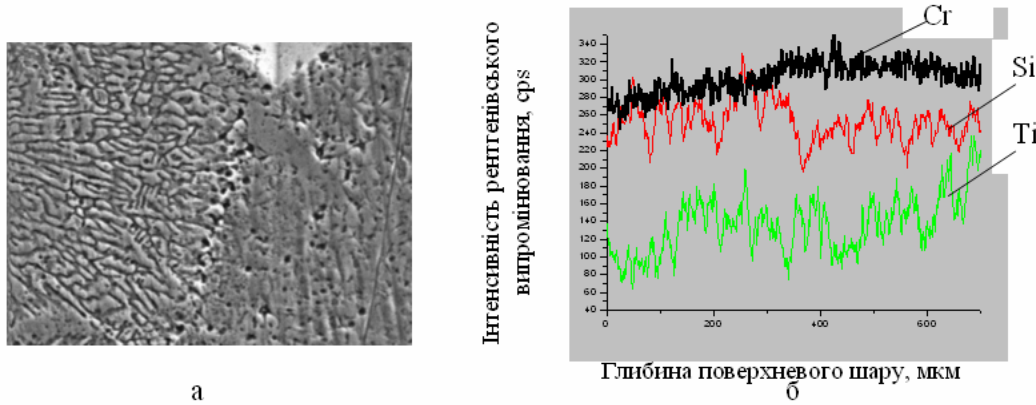


Рис. 2. Мікроструктура сталі 12X18N10T, x 2000 (а) та профілі розподілу елементів за глибиною зразка (б).

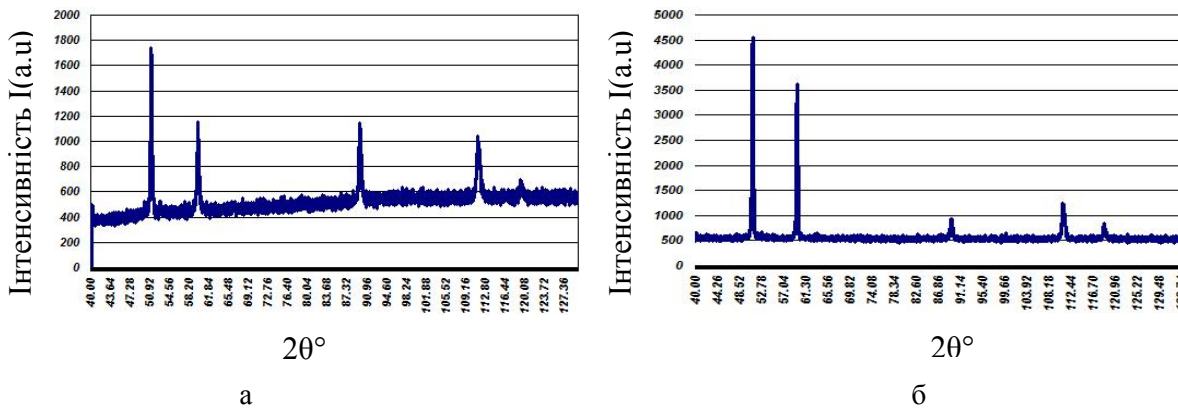


Рис. 3. Дифрактограми з поверхні сталі 12X18N10T після лазерного легування образкою 3 (а) та у вихідному стані (б).

зменшився параметр кристалічної ґратки до 3,56-3,58 Å° високолегованого γ-твердого розчину порівняно із 3,6-4,0 Å° для ідеального аустеніту (рис.3). В той самий час зміщення (по кутах) основних дифракційних максимумів додатково свідчить про утворення напружень стиску у поверхневих шарах після лазерного легування.

Підтвердженням одержаних результатів є такі факти та міркування. Зокрема, атоми азоту, проникаючи в октаедричні пори ґратки сталі “розштовхують” атоми заліза, створюючи значні напруження стиску які спадають вглиб поверхневого шару за рахунок компенсації силами Пайерлса. В сталі 12X18N10T, окрім неупорядкованого твердого розчину азоту в γ залізі утворюється нітридна фаза Fe<sub>4</sub>N, яка є ізоморфною цьому розчину, характеризується впорядкованим розташуванням атомів азоту та вакансій, що призводить до утворення в поверхневих шарах напружень стиску [6]. Цьому сприяє також присутність нітридних фаз типу SiN<sub>4</sub>, TiN, що додатково збільшують напруження стиску у поверхневих шарах. Поєднання нітридів з карбідними фазами, наприклад такими як Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, TiC підвищуватимуть мікротвердість, а відповідно і зносотривкість сформованих шарів. Дисперґація структури поверхневих шарів та утворення в них напружень стиску свідчатиме про підвищення їх

корозійно-електрохімічних властивостей.

## Висновки

За результатами проведених досліджень, можна зробити висновок, що залежно від складу легувальних образок на корозійнотривкій сталі 12X18N10T можна формувати поверхні шари товщиною 250-300 мкм з наперед заданою композитною структурою та фазовим складом. Зокрема, змінюючи питому частку карбідних, нітридних, оксидних або карбонітридних вторинних фаз, можна робити акцент на рівень властивостей, що відповідатимуть певному функціональному призначенню сформованих поверхневих шарів. В такий спосіб вони працюватимуть або як зносотривкі (при легуванні образками 1-3), або як корозійнотривкі, коли легування проводити з образки 2.

*\*Дослідження проведені в Інституті проблем матеріалознавства, відділ міцності і пластичності матеріалів, спільно з працівниками лабораторії електронно-зондового аналізу, м. Київ.*

- [1] З.А. Дусягіна, Г.В. Лазько. Вплив комплексного лазерного легування ніобієм та азотом на характер структуроутворення в при поверхневих шарах нержавіючих сталей // *Машинознавство*, 4(94), сс. 52-55 (2005).
- [2] З.А. Дусягіна, Г.В. Лазько. Визначення оптимальних параметрів лазерного легування сталі шляхом комп'ютерного моделювання // *Металознавство та обробка матеріалів*, (4), сс.48-53 (2007).
- [3] З.А. Дусягіна, Г.В. Лазько. Оптимізація режимів лазерного легування нержавіючої сталі 12X18H10T шляхом комп'ютерного моделювання розподілу температурного поля оплавленої поверхні // *Обладнання і технології термічної обробки металів і сплавів. Збірник праць 7-ої Міжнародної конференції ОТТОМ-7.*, 24-28 квітня, м. Харків. Т. 1. сс. 168-172 (2006).
- [4] С.А. Федосов. Влияние лазерной обработки на содержание остаточного аустенита в углеродистых и хромистых сталях// *Физика и химия обработки материалов*, (5), сс. 18-21 (1990).
- [5] K.J. Stout, W.P. Dong, E. Mainsah. *A Proposal for Standardization of Assessment of Three-Dimensional Micro-Topography – Part I: surface Digitisation and parametric Characterisation*, P. 20. (1993).
- [6] К.И. Авдиенко, А.А. Авдиенко, И.А. Коваленко. Влияние элементного состава пучка ионов на фазообразование и упрочнения поверхности конструкционных материалов // *Физика металлов и металловедение.*, 92(6), сс. 103-107 (2000).

Z.A. Durjagina, H.V. Lazko

## **A Structure and Properties of Steel 12X18H10T After Complex Laser Alloying**

*Lviv Polytechnic National University, Lviv*

The features of gelation in the superficial layers of steel of 12X18H10T after the laser alloying of liquid glass with addition of mixtures of dispersible powders of Nb, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al, Fe, Ni, B, Si are analysed. It is rotined that the components of of mixtures are correctly neat in combination with the optimum modes of the laser alloying allowed to form superficial layers the noted structure and phase composition.