

## КОМБІНОВАНА ЛАЗЕРО–ХІМІКО – ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СТАЛЕВИХ ВИРОБІВ

*М. В. Кіндрачук\**, *Н. В. Іщук\*\**, *В. М. Писаренко\*\**

*\* - Національний авіаційний університет, Київ*

*\*\* - Національний технічний університет України «КПІ», Київ*

Одним из возможных методов получения поверхностных слоев с высокими свойствами может быть комбинированное лазерное легирование, которое рассматривается в данной статье. Сначала проводят лазерное легирование поверхности нитридообразующими элементами, а потом азотирование всего легированного слоя. Установлено, что предварительная лазерная обработка способствует повышению износостойкости в 1,5 – 3 раза при поверхностном упрочнении с последующим азотированием; достигается наибольшая микротвердость (2000 Н) и износостойкость низкоуглеродистых сталей азотированием поверхности легированной алюминием; повышается трещиностойкость низкоуглеродистых сталей в 1,5 раза после нанесения хромом лазерных дорожек без перекрытия с последующим азотированием.

Combination laser alloying which considers in this article can be the one from possible methods receipt surface layers with high properties. At first we should lead laser alloying surface nitride educate elements and then nitriding all alloying layer. Put up that preliminary laser treatment promotes advance wear resistance to 1,5-3 time with surface hardening with following nitriding; the hightest microharding(2000 N) and wear resistance low carbon steel reach by nitriding surface witch alloy with aluminium; craking resistance low-carbon steels advances to 1,5 time after bring with chromium of laser passages without covering with following nitriding.

В останній час активно розробляються і впроваджуються в промисловість комбіновані методи поверхневого зміцнення сплавів. Широкий інтерес до таких технологій пояснюється можливістю отримати дуже високі властивості поверхні виробів.

Суттєвим недоліком практично всіх видів хіміко-термічної обробки є необхідність нагрівання виробів до високих температур та тривала витримка при цих температурах, і відповідно, великі енерговитрати.

В роботах [1-3] показано, що поверхневе легування низьковуглецевої сталі із вмістом 0,1–0,3 мас.% С нитридоутворюючими елементами з наступним азотуванням значно підвищує твердість та зносостійкість робочих

поверхонь деталей також у порівнянні з азотованими нітралоями. Крім цього, така технологія дає можливість локально зміцнити і сформувати опірні поверхні з регулярним рельєфом за типом Шарпі [4,5].

Для дослідження використовували сталь 20 (0,2 мас.% С) та 38Х2МЮА, насичуючи їх поверхню хромом, молібденом та алюмінієм в імпульсному та безперервному режимах випромінювання. Перед лазерною обробкою на поверхню зразків сталей наносили насичуючу обмазку. Структура і властивості зміцненого шару залежать від типу легуючого елемента, тому всі дослідження проводили для кожного легуючого елемента окремо.

На рис. 1 і 2 показано розподіл твердості та знос зразків сталей 20 та 38Х2МЮА. На рис.1 бачимо розподіл твердості в зміцнених зонах сталі 20 після лазерного легування алюмінієм (1), хромом (2), молібденом (3) та азотування при 570°C 4,5 год. На рис. 2 представлено знос зразків сталей 20 (суцільні лінії) та 38Х2МЮА (штрихова лінія (7)) після різних обробок ( $\theta m$  – зменшення маси зразка, L – шлях тертя):

1 – нормалізація (початковий стан); 2, 7 - азотування, 3 – 5 – лазерне легування (ЛХТО), ( 3 – алюмінієм, 4 – хромом, 5 – молібденом); 6 – 9 – комбіноване зміцнення (ЛХТО + азотування) : (6 – молібденом, 8 – хромом, 9 – алюмінієм).

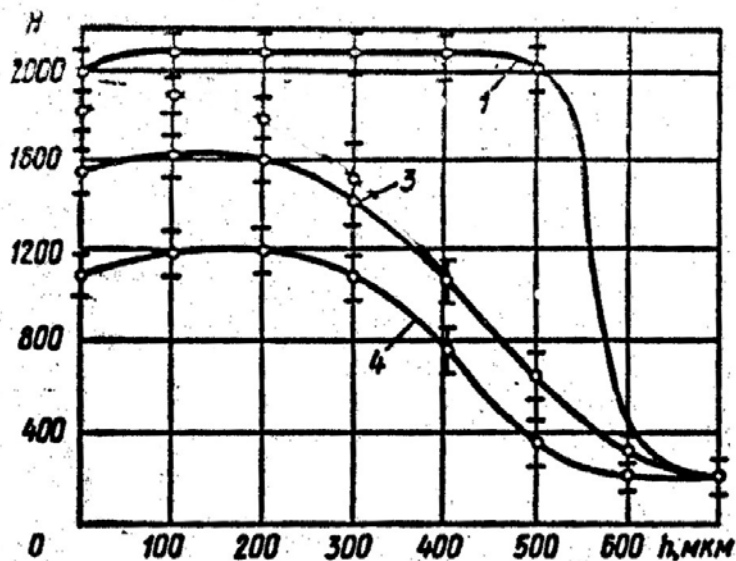


Рис.1. Розподіл твердості в зміцнених зонах сталі 20 після лазерного легування алюмінієм (1), хромом (2), молібденом (3) та азотування при 570°C 4,5 год.

Технологічні параметри лазерного легування – густина потужності випромінювання і кількість обмазки, що наноситься на оброблювану поверхню. Із збільшенням густини потужності випромінювання товщина легованої зони росте для всіх досліджених легуючих елементів, причому

зони, леговані алюмінієм, завжди мають найбільшу товщину, а насичені молібденом – найменшу. Це пояснюється різними теплофізичними властивостями порошків Al та Mo [6]. Суттєвий вплив на товщину легованої зони чинить кількість нанесеної на оброблену поверхню насичуючої обмазки. Оптимальна кількість обмазки, що наноситься на оброблювану поверхню, 22–30 мг/см<sup>2</sup>. При легуванні поверхні металу в безперервному режимі за допомогою лазерного випромінювання до 1 кВт найбільш технологічним параметром для зміни щільності потужності являється швидкість переміщення лазерного променя  $v_{л}$ . Збільшення  $v_{л}$  від 0,5 до 1,4 м/хв призводить до зменшення розмірів легованих зон від 800–900 до 200–300 мкм. Мікрорентгеноспектральним аналізом зразків сталі 20 встановлено, що концентрація легуючих елементів залежить від  $v_{л}$ . При  $v_{л} = 10–20$  мм/с спостерігаємо максимум концентрацій в зоні ЛХТО для всіх легуючих елементів. При  $v_{л} < 10$  мм/с зменшення концентрації елементів після ЛХТО пов'язано з більшими розмірами оплавлених зон, а при  $v_{л} > 20$  мм/с – з вигоранням значної частини легуючої обмазки до плавлення оброблюваного матеріалу.

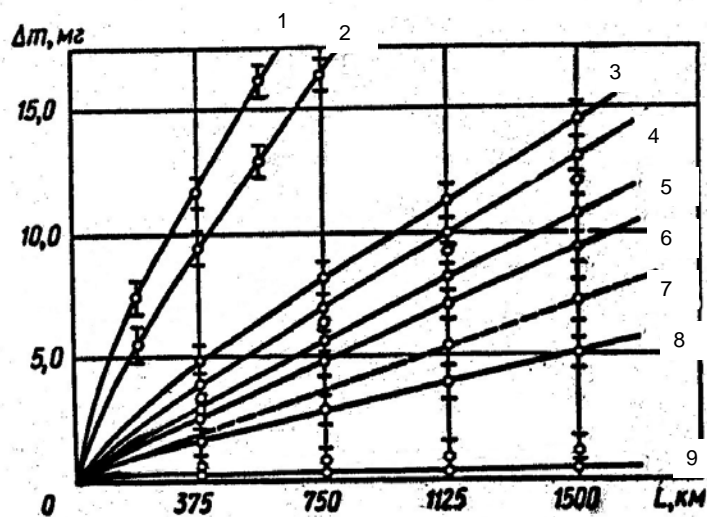


Рис. 2. Знос зразків сталей 20 (суцільні лінії) та 38Х2МЮА (штрихова лінія (7)) після різних обробок ( $\theta m$  – зменшення маси зразка,  $L$  – шлях тертя): 1 – нормалізація (початковий стан); 2,7 – азотування, 3 - 5 – лазерне легування (ЛХТО): (3 – алюмінієм, 4 – хромом, 5 – молібденом); 6 – 9 – комбіноване зміцнення (ЛХТО + азотування): (6 – молібденом, 8 – хромом, 9 – алюмінієм)

Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом зйомкою в характеристичних випромінюваннях відповідних елементів встановлено, що легуючі елементи в зонах ЛХТО розподілені рівномірно як після імпульсної, так і після безперервної обробки. При цьому вміст легуючих елементів в

першому випадку коливається в залежності від їх виду від 2 до 5 мас.%, а у другому – від 5 до 17 мас.% [7].

Виявлено деяке збіднення легуючими елементами області безпосередньо біля межі оплавленої зони з матрицею. Мікротвердість в зонах ЛХТО розподілена рівномірно і відповідає 500 – 800 Н та 300 – 1200 Н після лазерної обробки в імпульсному та безперервному режимах відповідно. Методом рентгеноструктурного аналізу визначено фазовий склад сталі 20 після легування досліджуваними нітридоутворюючими елементами. В зонах ЛХТО формується твердий розчин заміщення легуючих елементів в  $Fe_2$ . При легуванні молібденом спостерігається значне збільшення параметрів ґратки твердого розчину, оскільки відмінність атомних радіусів заліза та молібдену велика. Концентрація молібдену в зоні ЛХТО складає 8 мас.%. На дифрактограмах, знятих з поверхні легованої зони, знайдено інтерметаліди  $FeMo$  та  $Fe_7Mo_6$ . Це можна пояснити найбільш значним збільшенням твердості поверхні при легуванні молібденом.

Концентрація Al в зоні ЛХТО не перевищує 5 %. При розчиненні Al в зоні легування утворюється твердий розчин заміщення, причому внаслідок більшої різниці атомних розмірів Al та Fe, параметр решітки твердого розчину значно збільшується, про що свідчить зміщення дифракційних максимумів Fe.

Після ЛХТО та короткочасного азотування ( $t = 570^\circ C$ ,  $\tau = 4,5$  год.) максимальну мікротвердість мають зони, леговані алюмінієм (рис.1). Азотування поверхні сталі, легованої Cr та Mo, за аналогічними режимами призводять до утворення зміцнених шарів з плавним зменшенням мікротвердості за товщиною.

Металографічним аналізом встановлено, що азотований шар, отриманий без попередньої ЛХТО, складається із нітридної зони, що формується на поверхні у вигляді білої смуги товщиною 15 – 20 мкм і дифузійного підшару (зони внутрішнього) азотування із структурою азотованого фериту, що характеризується підвищеною травленістю внаслідок виділення надлишкової  $\gamma'$  - фази.

При азотуванні поверхні сталі 20, легованої Cr наблюдається виділення дисперсних нітридів  $Cr_2N$ . Відпуск при  $250^\circ C$  сприяє подальшому підвищенню мікротвердості, із чого можна зробити висновок, що при підвищенні температури і збільшенні тривалості витримки концентрація розчиненого азоту підвищується і внаслідок чого збільшується кількість виділившихся при охолодженні нітридів в дисперсній формі. У процесі відпуску при  $600^\circ C$  відбувається коагуляція виділившихся нітридів, що призводить до знеміцнення поверхневого шару.

При азотуванні сталі, поверхнево легованої алюмінієм, формується структура, що складається із легованих  $\alpha$  та  $\gamma'$  - фаз. При азотуванні сталі,

попередньо легованої молібденом, утворюються леговані молібденом нітридні фази на основі заліза. При цьому молібден входить до складу нітридів в невеликій кількості, залишаючись в твердому розчині або утворюючи з іншими елементами інтерметалідні фази. Цим пояснюється невисока твердість зміцненого шару, легованого молібденом.

В результаті тривалих випробувань на зносостійкість виявлена суттєва відмінність триботехнічних характеристик поверхней, легованих різними нітридоутворюючими елементами з використанням лазерного нагріву, і поверхней, отриманих комбінованою обробкою. Встановлено, що зносостійкість низьковуглецевої сталі, утвореної за комбінованою технологією, в 12 раз вище зносостійкості азотованої сталі 20 та в 1,2 -2 рази вище зносостійкості сталі 38ХМЮА, азотованої за аналогічними режимами (рис.2).

Підвищення зносостійкості в умовах сухого тертя обумовлено високою мікротвердістю зміцнених зон і формуванням рельєфу поверхні по типу Шарпі. Найбільша зносостійкість досягається легуванням поверхні сталі алюмінієм з наступним азотуванням [8].

Таким чином, з аналізу отриманих залежностей витікає, що:

1. Поверхнєве зміцнення, що включає легування при лазерному нагріві та наступне азотування, дозволяє отримати зносостійкість у 1,5 – 3 рази вище, ніж у азотованих нітралоїв типу 38Х2МЮА.

2. Найбільша мікротвердість (2000 Н) та зносостійкість низьковуглецевих сталей досягається азотуванням поверхні, легованої алюмінієм.

3. Після нанесення хромом лазерних доріжок без перекриття з наступним азотуванням при 510-540°C впродовж 25-30 год зносостійкість низько вуглецевої сталі підвищується у 1,5 рази.

## Література

1. Коган Я.Д., Чудина О.В. Комбинированное упрочнение мало- и среднеуглеродистых сталей // Лазерная технология: Сборник. Вильнюс, 1987. С. 49-51.
2. Лахтин Ю.М., Чудина О.В., Крапошин В.С. Комплексная лазерная Химико-термическая обработка малоуглеродистых сталей // Методы повышения конструктивной прочности металлических материалов: Материалы семинара. М.: МДНТП, 1988. С. 116 – 117.
3. Чудина О.В. Особенности формирования упрочненного слоя при лазерном легировании стали с последующим азотированием // Повышение надежности и долговечности материалов и деталей машин на основе новых методов термической и химико-термической обработки: Тезисы докладов Всесоюзной научно-технической конференции (г.Хмельницкий), 1988. С.132-133.
4. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Чудина О.В. Математическая модель диффузионного насыщения азотом гетерофазной матрицы, полученной лазерным легированием //

- Современное оборудование и технология термической обработки металлических материалов. Материалы семинара. М.: МДНТП, 1989. С.146-150.
5. 5.Чудина О.В. Комбинированное поверхностное упрочнение стали (лазерное легирование + азотирование) // Металловедение и термическая обработка металлов. № 3, 1994. С. 2-5.
  6. Кіндрачук М.В., Панарін В.Є., Москаленко Ю.М. // Металознавство та обробка металів. – 1995. - № 1. С.38-45.
  7. 7.Кіндрачук М.В., Іщук Н.В., Писаренко В.М. Закономірності формування азотованих шарів комбінованою лазерно-хіміко-термічною обробкою сталей // Металознавство та обробка металів. – 2007, №1. - с. 31-35.
  8. Патент України С23С8/02 №31198. Спосіб комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки сталевих виробів / М.В Кіндрачук, Н.В. Іщук, В.М. Писаренко. – Бюл. Промислова власність №6. – 25.03.2008. С. 12-15.