

УДК 621.891

DOI: 10.18372/0370-2197.4(85).13871

Л. Ф. ГОЛОВКО<sup>1</sup>, О. В. РАДЬКО<sup>2</sup>, А. К. СКУРАТОВСЬКИЙ<sup>1</sup>, С. С. САЛІЙ<sup>1</sup><sup>1</sup>Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського", Україна<sup>2</sup>Національний авіаційний університет, Україна

## ЕНЕРГОЗБЕРІГАЮЧІ ТЕХНОЛОГІЇ ЗМІЦНЕННЯ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Наведені результати дослідження впливу застосування енергозберігаючих технологій лазерно-ливарного наплавлення, комбінованого лазерного азотування та газотермоциклічного іонного азотування на структурно-фазовий склад та триботехнічні характеристики й ресурсні показники виробів зі нержавіючих сталей аустенітного (12X18H10T) и мартенситного (40X13) класу, а також сталі 38X2MЮА. Установлено, що попередня обробка поверхні виробів сфокусованим лазерним пучком з подальшим азотуванням дозволяє в 4-5 разів збільшити товщину азотованого шару, підвищити його мікротвердість до 8-8,5 МПа і теплостійкість – до 500-600 °С. Виявлено, що завдяки впливу іонноазотуючої обробки на властивості зміцнених поверхневих шарів відбувається збільшення середнього технічного ресурсу оброблених деталей у 2,3 раза.

**Ключові слова:** лазерно-ливарне наплавлення, газотермоциклічне іонне азотування, структурно-фазовий склад, ресурсні показники

**Вступ.** Одним із перспективних напрямків вирішення проблеми збільшення ресурсних показників парку машин є широке використання нових і вдосконалення наявних технологічних методів зміцнення робочих поверхонь їх конструкційних елементів. В сучасних умовах постійного дефіциту енергоносіїв особливої актуальності набуває використання енергозберігаючих технологій поверхневого зміцнення, до яких слід віднести загартування, мікролегування та наплавлення з використанням електричної дуги, плазми, струму високої частоти, лазерного випромінювання. Згадані способи мають свої області ефективного застосування, однак вони не дозволяють реалізувати процеси, пов'язані зі зміною хімічного складу поверхневих шарів без їх оплавлення.

З цієї точки зору для підвищення зносостійкості, опору втомі та корозійної стійкості деталей, що працюють в умовах тертя за підвищених питомих тисків та дії знакозмінних навантажень, доцільно застосовувати такі процеси, як лазерно-ливарне наплавлення, комбіноване лазерне азотування та газотермоциклічне іонне азотування (ГТЦ ІА).

Значний інтерес представляє лазерно-ливарний процес, відповідно з яким тонкий поверхневий шар функціональної складової біметалу оплавляється лазерним випромінюванням. Одночасно на поверхню утвореного розплаву з певною витратою подається розплав другої конструктивної складової біметалу, підготовлений в індукційній печі [1]. Згаданий процес має великі перспективи застосування у промисловості, оскільки має високу продуктивність, дозволяє отримувати на поверхні виробу без погіршення її шорсткості шар, що має різну необхідну товщину й задані фізико-механічні властивості.

У промисловості широко застосовуються різні види хіміко-термічної обробки – цементація, азотування, нітроцементація, борування, сіліціювання й інші. Згадані способи дозволяють змінювати хімічний склад і властивості поверхне-

вих шарів виробів з різних металевих сплавів без порушення вихідної шорсткості поверхні. Це досягається в результаті дифузії того чи іншого елемента із зовнішнього середовища в поверхневий шар виробу і утворення в ньому спеціальних функціональних хімічних сполук.

Азотування є ефективним способом збільшення ресурсу роботи деталей, що піддаються в процесі експлуатації інтенсивному зношуванню, втомному й корозійному руйнуванню. Азотування підвищує зносостійкість і зменшує коефіцієнт тертя феритних і аустенітних сталей, в тому числі за підвищених температур.

Значними недоліками азотування із газової фази з індукційним нагріванням є обмежена глибина насичення, що не перевищує 0,2 мм при тривалості витримки 48 годин, необхідність нагрівання виробів до високих температур. Такі особливості процесу зумовлюють істотне збільшення енерговитрат, що відбивається на собівартості процесу. До того ж це призводить до зростання величини зерна, погіршення механічних властивостей матеріалу виробу.

У ряді робіт [2; 3] було показано, що в легованих сталях при певних умовах лазерного опромінення в зоні термічного впливу в твердій фазі спостерігався й стабільно відтворювався перерозподіл легуючих елементів. Такі особливості масоперенесення послужили основою розробки нового процесу інтенсифікації азотування шляхом впливу лазерного опромінення на дислокаційну будову поверхневого шару, що насичується.

Значного розповсюдження у промисловості набуло також ГТЦ ІА в пульсуючому режимі [4], при якому суттєво скорочуються час дифузійного насичення, витрати електроенергії, реакційних газів, покращується якість обробки деталей з одночасним підвищенням їх експлуатаційних властивостей.

У зв'язку з вищенаведеним, підвищення ефективності існуючих процесів хіміко-термічної обробки, розробка нових способів їх реалізації та інтенсифікації, створення принципово нових високопродуктивних технологій отримання на поверхні виробів функціональних шарів, є актуальним завданням розвитку сучасного машинобудівного виробництва.

**Постановка завдання.** Метою даного дослідження є розробка нових та удосконалення існуючих процесів зміцнення робочих поверхонь деталей машин за рахунок використання високоефективних лазерно-ливарних процесів, комбінованого лазерного та газотермоциклічного іонного азотування, а також установлення зв'язку між структурно-фазовим складом поверхневих шарів та триботехнічними характеристиками й ресурсними показниками виробів з наданням практичних рекомендацій для їх застосування у машинобудуванні.

**Методика досліджень.** Дослідження процесів лазерно-ливарного наплавлення, лазерного азотування та газотермоциклічного іонного азотування виконувались на зразках з розмірами  $40 \times 40 \times 5$  мм із нержавіючих сталей аустенітного (12X18H10T) і мартенситного (40X13) класу, сталі 38X2MЮА. Для збільшення поглинальної здатності до лазерного випромінювання (до 80%), на поверхні зразків зі сталей 12X18H10T і 40X13 методом напилення наносилось спеціальне покриття на основі ZnO товщиною 20 мкм.

Зразки обраних матеріалів оброблялись на технологічному комплексі, оснащеному потужним CO<sub>2</sub> лазером і чотирьохкоординатним маніпулятором з системою ЧПК. Випромінювач дозволяв формувати пучок з розподілом інтенсивності випромінювання типу TEM<sub>20</sub> й потужністю, що може змінюватися в межах 0,2-1,5 кВт. Випромінювання концентрувалось на поверхні зразка з викори-

станням спеціального сканера, що дозволяє фокусувати випромінювання у відрізок лінії довжиною до 10 мм з рівномірним розподілом інтенсивності. Після лазерної обробки зразки матеріалів, що досліджувались, піддавались азотуванню у середовищі аміаку при температурі 525-585°C. Час витримування становив 15 годин.

Іонноазотуюча обробка здійснювалась на установці ВПА-1, яка містить у своєму складі автоматизовану систему контролю та керування технологічним процесом за таким режимом: тиск реакційної суміші у вакуумній камері – 100-115 Па; склад реакційної суміші – 90 %N<sub>2</sub> + 5 %C<sub>3</sub>H<sub>8</sub> + 5 %Ar; температура технологічного процесу – 500-600°C; тривалість насичення – 2,5-3 год.

Фазовий склад азотованих шарів визначався за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-4-13С із фокусуванням за Брегом-Брентано у Ферхарактеристичному випромінюванні. Дифракційні максимуми реєструвались у дискретному режимі з кроком 0,1, час експозиції в точці становив 2 с. Фотографування зображень структур проводилося за допомогою металографічного мікроскопа Neophot і скануючого електронного мікроскопа мікроаналізатора РЕ-ММА-101А при напрузі прискорення 30 кВ.

Для оцінки впливу застосування оптимізованого технологічного процесу імпульсного ГТЦ ІА на довговічність сталевих конструкційних елементів машин проводилося визначення математичного сподівання середнього напрацювання на перехід у граничний стан зміцнених експериментальних зразків із сталі 38Х2МЮА. Дослідження зносостійкості виконувались на машині тертя [5]. Для скорочення тривалості експерименту обрано жорсткі умови: питома навантаження становило 25 МПа, швидкість ковзання – 0,4 м/с, мастильне середовище – мастило ЦІАТИМ-201. За критерій переходу досліджуваних зразків до граничного стану було обрано досягнення величини їх зносу 0,2 мм. Отже, напрацювання  $\tau$  зразка  $i$  на перехід у граничний стан визначалося як час від початку його роботи до досягнення зносу зразка 0,2 мм. Таку величину максимально припустимого зносу було взято виходячи із встановлених у технічній документації припустимих значень цього параметра на прикладі реальних конструкційних елементів авіаційної техніки. Величина зносу вимірювалась через кожні 10 хв роботи машини тертя. Знос визначався як відношення різниці у вазі зразка перед випробуваннями та після них до добутку густини сталі 38Х2МЮА ( $\rho = 7710 \text{ кг/м}^3$ ) на площу контакту зразка з контртілом. Розміри зміцнених за наведеною вище технологією зразків становили  $5 \times 5 \times 10$  мм. Термооброблені ролики контртіла з цієї ж сталі мали зовнішній діаметр 40 мм (режим термообробки: гартування  $T = 930-950 \text{ }^\circ\text{C}$  в оливi, відпуск  $T = 600-675 \text{ }^\circ\text{C}$ , твердість 35-37 НRC). Зважування проводилось на лабораторних аналітичних терезах ВЛР-200. Перед цим зразки промивались бензином Б-70 та просушувались. Контакт пари тертя відбувався за схемою “диск-колодка”. Для цього робочі поверхні зразків виконувались у формі вгнутого циліндра діаметром 40 мм. Шорсткість поверхонь зразків залежно від режиму обробки становила  $R = 0,29-0,41 \text{ мкм}$ , а роликів-контртіл –  $R = 0,53 \text{ мкм}$ .

Математичне сподівання середнього напрацювання зразків на перехід у граничний стан  $\bar{\tau}_j$ , яке за даних умов проведення експерименту, по суті, дорівнювало їх середньому напрацюванню на заміну або середній технічний ресурс, визначалося за формулою

$$\bar{\tau}_i = \frac{\sum_{i=1}^N \tau_i}{N},$$

де  $\tau$  – напруження на перехід у граничний стан  $i$ -го зразка;  $N$  – кількість досліджуваних зразків. Випробуванням підлягали 20 термооброблених (ТО) зразків і 20 зразків після термообробки з наступним зміцненням ГТЦ ІА.

**Результати дослідження та їх обговорення.** До найбільш ефективних способів виготовлення біметалів порівняно з процесами, які надійшли у промисловість останнім часом (зварювання вибухом, електродугове або електрошлакове наплавлення й іншими), слід віднести нові комбіновані лазерно-ливарні, механоливарні та механо-зварювальні процеси. Основним серед них є процес, розроблений в НТУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського» спільно з ФТІМС НАН України, при якому поверхневий шар функціональної складової біметалу певної товщини розплавляється сфокусованим у відрізок лінії лазерним випроміненням, після чого в зону його дії подається розплав другої конструктивної складової, підготовлений індукційним способом.

Предметом дослідження є умови утворення локальної сталої зони розплавленого металу, яка формується на поверхні функціональної складової біметалу при дії лазерного випромінювання. Наявність такої зони, її геометричні розміри, закономірності формування у сукупності зі швидкістю відносного руху визначають можливість утворення між нею і розплавом другої складової біметалу металургійної зв'язку.

Значний інтерес представляє схема, що передбачає сканування поверхні однієї зі складових біметалу, що переміщується зі швидкістю  $V_x$ , сфокусованим лазерним пучком з потужністю  $P$ . При цьому лазерний промінь має певну частоту  $f_{ск}$ , задану траєкторією й амплітуду  $A_{ск}$  переміщення, що обумовлюють оплавлення поверхневого шару на глибину  $Z$ . В утворений розплав зі спеціальної форми із заданою витратою  $Q$  подається розплавлений метал другої складової біметалу, ширина потоку якого  $B$  відповідає амплітуді сканування пучка. Перша складова біметалу прямолінійно переміщується відносно осі пучка з постійною швидкістю.

Умови формування стаціонарної зони оплавленої поверхні складової біметалу при нагріванні скануючим лазерним пучком визначалися математичним моделюванням. Вихідними даними для розрахунків були прийняті наступні параметри обробки і конфігурації основи: матеріал – сталь 40Х13; конфігурація – 50 мм х 50 мм х 2 мм; амплітуда сканування 20 мм, 30 мм, 50 мм; частота сканування лазерного променя – 100 Гц, 200 Гц; швидкість переміщення основи – 1м/хв, 10 м/хв; потужність лазерного випромінювання – 2 кВт.

Головним завданням моделювання є визначення необхідної потужності випромінювання, при якій в зоні обробки при заданих режимах забезпечується гарантоване підплавлення поверхневого шару.

Аналіз результатів моделювання показав, що найбільш ефективним процесом підплавлення поверхневого шару функціональної складової біметалу є обробка при амплітуді променя 50 мм, частоті - 200 Гц, швидкості відносного руху заготовки і променя 1м/хв, потужності випромінювання 8,5 кВт.

При таких умовах прогрівання поверхневого шару до температури плавлення відбувається на глибину до 0,2 мм по всій амплітуді сканування, як це

показано на рис. 1. При збільшенні швидкості переміщення основи в 10 разів для збереження режиму проплавлення потужність лазерного випромінювання необхідно збільшити до 14 кВт.

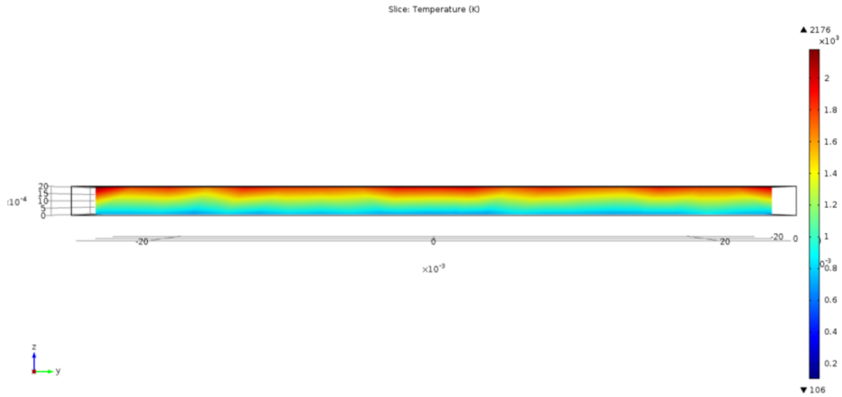


Рис 1. Розподіл температур по глибині функціональної складової на відстані 2 мм від лазерного пучка через 6 с після початку обробки при  $A=50\text{мм}$ ,  $P=8,5\text{кВт}$ ,  $V_x=1\text{ м/хв}$ .

Дослідженнями встановлено, що при підігріванні складової біметалу використанням додаткового джерела енергії можна значно зменшити потрібну потужність випромінювання або суттєво підвищити продуктивність обробки шляхом збільшення швидкості її переміщення. При виготовленні біметалу необхідно забезпечити рівномірну подачу розплаву з форми в зону дії лазерного випромінювання на поверхні функціональної складової. У даній роботі розглядається один з найпростіших способів доставки розплаву на поверхню функціональної складової біметалу.

В основі способу лежить напірна подача розплаву через отвір в формі, що має прямокутний перетин. Форма оснащена пристроєм підігріву, що дозволяє підтримувати стабільну температуру рідкого металу, а також механізмом, що забезпечує підтримку сталості в ній рівня рідкого металу. Регулювання швидкості витікання рідкого металу через спеціальний отвір у формі здійснюється зміною висоти його напірного стовпа. При цьому необхідно враховувати рівень тиску, який зумовлює необхідну швидкість витікання розплавленого металу, а також його втрати при проходженні розплавом отвору.

Розроблені процеси дозволяють виготовляти біметали типу «корозійно-стійка сталь мартенситного класу 40X13 – сталь Ст. 3», «корозійно-стійка сталь аустенітного класу 12X18Н10Т – сталь Ст. 3 або сірий чавун» й інші, з товщиною функціонального шару від 1 до 5 мм.

Між функціональним шаром і основою забезпечується металургійний зв'язок. Вартість і продуктивність виготовлення біметалу залежать від характеристик функціонального шару: хімічного й фазового складу, його товщини й твердості, міцності зчеплення з основою, геометричних розмірів та конфігурації листа біметалу. На рис. 2 представлені зразки біметалів, отриманих запропонованими способами.

Зразки сплавів, оброблені лазерним випромінюванням піддавалися азотуванню в середовищі аміаку. На рис. 3 представлена мікроструктура зони лазерного нагріву в сталі У8, після комплексної обробки. Звертає на себе увагу поява в досить однорідній зоні термічного впливу двох шарів, що відчутно різняться дисперсністю структури і твердістю. Безпосередньо у поверхні розташовується

шар з істотно подрібненою структурою, що зумовлює значне збільшення протяжності границь зерен і площі їх поверхонь та прискорення дифузії атомів азоту. Мікротвердість цього шару становить 8,8 ГПа.

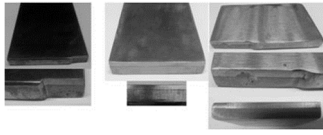


Рис. 2. Зразки біметалів, отриманих з використанням запропонованих процесів

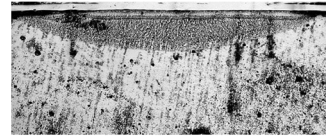


Рис. 3. Мікроструктура сталі У8 після лазерної обробки зі швидкістю 0,8 м/хв і подальшого газового азотування,  $\times 500$ .

Нижче розташовується шар, який має чітко окреслену границю з основою. Особливостями цього шару є нерівномірна товщина в центрі зони лазерного нагріву і на її периферії. Структура даного шару має меншу дисперсність і мікротвердість. Однією з ймовірних причин відмінності в товщині цього шару є нерівномірність розподілу температур нагрівання, що обумовлено модовим складом лазерного пучка. Очевидно, що для підвищення рівномірності розподілу товщини азотованого шару по всій опромінюваній поверхні доцільно обробку здійснювати лазерним пучком з рівномірним розподілом густини потужності. Це можна реалізувати, використовуючи пучки з Гаусовим розподілом інтенсивності в площині фокусування в режимі височастотного сканування.

Значний інтерес представляє з'ясування особливостей впливу різних режимів лазерної обробки на сам процес азотування і характеристики отриманих поверхневих шарів. У табл. 1 наведені основні характеристики поверхневого шару сталі У8, підданій чисто азотуванню, а також комбінованому процесу, що включає лазерну обробку і подальше азотування.

Таблиця 1

**Характеристики азотованого поверхневого шару залежно від виду і параметрів обробки**

Вид обробки	Азотування без лазерної обробки	Азотування після лазерної обробки при швидкості переміщення лазерного променя, м/хв			
		0,5	0,85	1,2	1,4
Товщина шару <sup>1</sup> , мм	0,115	0,632/0,461	0,580/0,20	0,192/0,19	0,124/0,12
Мікротвердість, ГПа	3,5	7,3	8,7	7,3	7,0
Вміст азоту, %	0,071	0,158	0,150	0,143	0,143
Фазовий склад дифузійного шару	$\alpha$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; $\gamma$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; FeC; Fe <sub>3</sub> C; Fe <sub>2</sub> C; FeO; Fe <sub>3</sub> N; Fe <sub>2</sub> N; Fe <sub>4</sub> N; $\epsilon$ -Fe	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> ; Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; FeO; $\alpha$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; $\gamma$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; FeO; Fe <sub>2</sub> C; Fe <sub>3</sub> C; FeC; Fe <sub>2</sub> N; Fe <sub>3</sub> N; Fe <sub>4</sub> N; $\alpha$ -Fe; $\epsilon$ -Fe	FeO; Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; $\alpha$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; $\gamma$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; FeC; Fe <sub>2</sub> N; Fe <sub>3</sub> C; Fe <sub>3</sub> C <sub>2</sub> ; $\alpha$ -Fe; $\epsilon$ -Fe		

*1 - в чисельнику - товщина шару зі зміненою структурою після лазерної обробки, в знаменнику - після комбінованого процесу.*

Як видно з наведених залежностей, запропонований комбінований процес в порівнянні з традиційно застосовуваним дозволяє при інших рівних умовах збільшити глибину азотування більше, ніж в 5 разів. Причому її можна міняти в широких межах від 0,12 до 0,46 мм, в дослідженому діапазоні умов обробки.

Іншою важливою особливістю запропонованого комбінованого процесу є те, що він дозволяє отримувати високу мікротвердість азотованого шару до (7 - 8,7) ГПа, яка зберігається при нагріванні до температур (550-600) °С.

Пошаровий рентгенофазовий аналіз азотованого шару зміцнених ГТЦ ІА зразків показав наявність у ньому (в більшості випадків) двох зон: нітридної зони та дифузійного підшару – зони внутрішнього азотування. Основною складовою нітридної зони є  $\epsilon$ -фаза (гексагональний карбонітрид  $Fe_{2,3}(NC)$ ), яка розміщена безпосередньо на поверхні. Далі, у глибині нітридної зони розміщена  $\gamma'$ -фаза (гранецентрований нітрид  $Fe_4N$ ), яка має чисто нітридний характер через погану розчинність у ній вуглецю. Зона внутрішнього азотування складається з  $\alpha$ -твердого розчину (об'ємноцентрований азотистий ферит), який спостерігається аж до виходу на матрицю. Глибина нітридної зони становить 7-12 мкм, загальна глибина дифузійного шару – 200-390 мкм (залежно від режиму обробки). У деяких випадках у приповерхневих шарах спостерігаються стовпчасті виділення карбонітридних фаз, причому більша кількість із них спостерігається у зразках, що пройшли попередню термообробку. Відомо, що за опір зношуванню відповідають у першу чергу будова і якість нітридного шару, в той час як опір механічним навантаженням (статичним, знакозмінним, ударним тощо) визначається структурою зони внутрішнього азотування. Саме наявність у нітридній зоні значної кількості  $\epsilon$ -фази пояснює підвищення зносостійкості зміцнених зразків, адже добре відомим є позитивний вплив високої твердості карбонітриду  $Fe_{2,3}(NC)$  на зносостійкість. Результати проведених досліджень наведено в табл. 2.

Таблиця 2

**Напрацювання зразків із сталі 38Х2МЮА на перехід у граничний стан**

№ зразка, $i$	Зразки після ТО			Зразки після ТО+ГТЦ ІА			
	$\bar{\tau}_j$ , хв	№ зразка, $i$	$\bar{\tau}_j$ , хв	№ зразка, $i$	$\bar{\tau}_j$ , хв	№ зразка, $i$	$\bar{\tau}_j$ , хв
1	180	11	200	1	440	11	410
2	190	12	210	2	430	12	430
3	210	13	180	3	440	13	440
4	190	14	180	4	420	14	430
5	170	15	210	5	410	15	420
6	180	16	190	6	440	16	440
7	190	17	190	7	420	17	430
8	180	18	200	8	430	18	430
9	200	19	180	9	420	19	420
10	170	20	180	10	430	20	440

В результаті проведених триботехнічних досліджень встановлено, що значення середнього технічного ресурсу дорівнювали 189 хв для термооброблених без імпульсного ГТЦ ІА зразків та 430 хв – для іонноазотованих зразків. Особливий інтерес даний факт становить для авіаційної промисловості: адже відомо, що, наприклад, для більшості конструкційних елементів планера літальних апаратів призначений технічний ресурс не встановлюється, він дорівнює технічному ресурсу самого планера, який, у свою чергу, визначається за умови забезпечення безвідмовної роботи найменш надійних його елементів. Отже, середній технічний ресурс зміцнених імпульсним ГТЦ ІА зразків виявився в 2,3 раза більшим, ніж у термооброблених без імпульсного ГТЦ ІА. Це дає можливість при проведенні капітального ремонту роботи на даних агрегатах проводити через

один запланований ремонт (або кожен другий ремонт) та збільшувати періодичність проведення робіт з технічного обслуговування, істотно зменшуючи, таким чином, витрати на експлуатацію авіаційної техніки. Крім того, підвищення довговічності зміцнених сталевих деталей літальних апаратів стає однією з передумов для переходу на прогресивну систему технічного обслуговування та ремонту за станом, що є особливо актуальним на сучасному етапі розвитку авіаційної техніки.

**Висновки.** Управління лазерно-ливарним процесом доцільно здійснювати комплексною зміною параметрів сканування, потужності лазерного випромінювання та висоти напірного стовпа розплаву. Для отримання біметалічної полоси шириною 50 мм, функціональний шар якої товщиною 2 мм виконаний з нержавіючої сталі мартенситного класу 40X13, а основний – зі сталі Ст. 3 товщиною 4 мм, потужність випромінювання становить  $P = 8.5$  кВт, амплітуда сканування  $A = 50$  мм, частота  $f = 200$  Гц, швидкість переміщення основи  $V_x = 1$  м / хв, висота стовпа розплаву  $h = 7.6$  мм.

Підвищена розчинність азоту в кристалічній решітці сталі при обробці її поверхні променем лазера є наслідком утворення високодисперсної мікроструктури з високою щільністю розорієнтованих в просторі легкорухомих дислокацій збільшеної протяжності кордонів зерен.

Попередня обробка поверхні виробів сфокусованим лазерним пучком з подальшим азотуванням дозволяє в 4-5 разів збільшити товщину азотованого шару, підвищити його мікротвердість до 8-8,5 МПа і теплостійкість – до 500-600 °С.

Встановлено, що в сталі 38X2MЮА після імпульсного ГТЦ ІА в зміцнених поверхневих шарах є дві зони: нітридна і внутрішнього азотування, які складаються з  $\epsilon$ -фази,  $\gamma'$ -фази та  $\alpha$ -твердого розчину. Глибина нітридної зони становить 7-12 мкм, а загальна глибина дифузійного шару – 200-390 мкм. Виявлено, що завдяки впливу іонноазотуючої обробки на властивості зміцнених поверхневих шарів відбувається збільшення середнього технічного ресурсу оброблених деталей у 2,3 рази.

Використання результатів проведених досліджень на практиці при відновленні і зміцненні поверхонь сталевих деталей машин робить можливим підвищення їх довговічності з одночасним істотним зменшенням витрат на ремонт.

#### Список літератури

1. Патент 96621 U, В23К 26/352. Пристрій для лазерно-ливарного виготовлення біметалів / Л. Ф. Головка, І. В. Кривцун, В. П. Лихошва та ін. – № u201409701; заявл. 04.09.2014; опубл. 10.02.2015, Бюл. № 3.
2. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під ред. Л.Ф. Головка, С.О. Лукьяненко. – К.: Вістка, 2009. – 296 с.
3. Влияние лазерного воздействия на распределение легирующих элементов в поверхностном слое изделий из железоуглеродистых сплавов / В.Л. Найдек, А.М. Семенцев, В.П.Лихошва // Нетрадиционные и лазерные технологии. АЛТ'92. – ФИРАН, 1992. – С. 118-120.
4. Патент 10014, Україна, МПК (2006) С23С 8/06. Спосіб поверхневого зміцнення сталевих деталей лазерним азотуванням у пульсуючому тліючому розряді / Б.А. Ляшенко, А.В. Рутковський, В.І. Мірненко, О.В. Радько; заявник та патентовласник: Національна академія оборони України. – № 19782; Заявл. 19.09.06; Опубл. 15.12.06, Бюл. № 12.
5. Патент 24695, Україна, МПК (2206) G01N3/56. Машина тертя / А.К. Скура-товський; заявник та патентовласник НТУУ "КПІ". – № 02330; Заявл. 03.03.2007; Опубл. 10.07.2007, Бюл. № 10.

Стаття надійшла до редакції 24.09.2019.



L. F. GOLOVKO, O. V. RADKO, A. K. SKURATOVSKY, S. S. SALII

### ENERGY SAVING TECHNOLOGIES FOR WORKING SURFACES OF MACHINE PARTS STRENGTHENING

The results of the study of the influence of energy-saving technologies of laser-foundry surfacing, combined laser nitriding and gas-thermocyclic ion nitriding on the structural-phase composition and tribotechnical characteristics and resource performance of austenitic (12X18H10T) and martensitic class (40X13H10T) stainless steel and steel 38X2MIOA. Management of the laser-foundry process is advisable to carry out a comprehensive change in the scanning parameters, laser power and height of the melt pressure head. To obtain a bimetallic strip 50 mm wide, the functional layer of which is 2 mm thick made of martensitic grade stainless steel 40X13 and the main one is made of Steel 3 with a thickness of 4 mm, the radiation power should be  $P = 8.5$  kW, the scanning amplitude  $A = 50$  mm, the frequency  $f = 200$  Hz, the speed of movement of the base  $V_x = 1$  m/min, the height of the melt column  $h = 7.6$  mm. The increased solubility of nitrogen in the crystal lattice of steel when the surface is treated with a laser beam is the result of the formation of a highly dispersed microstructure with a high density of misorientations in the space of easily moving dislocations with an increased length of grain boundaries. It is shown that pre-treatment of the surface of products with a focused laser beam with subsequent nitriding allows to increase 4-5 times the thickness of the nitrided layer, to increase its microhardness to 8-8,5 MPa and heat resistance to 500-600 °C. It is established that in 38X2MIOA steel after pulsed gas-thermocyclic ion nitriding there are two zones in the strengthened surface layers: nitride and internal nitriding, which consist of  $\epsilon$ -phase,  $\gamma'$ -phase and  $\alpha$ -solid solution. The depth of the nitride zone is 7-12 microns and the total depth of the diffusion layer is 200-390 microns. It is revealed that due to the influence of ion-nitrogen treatment on the properties of hardened surface layers, the average technical life of the machined parts is increased by 2,3 times. The use of the results of the conducted research in practice in the restoration and strengthening of the surfaces of the steel parts of the machines makes it possible to increase their durability while significantly reducing the cost of repair.

**Keywords:** laser-foundry surfacing, gas-thermocyclic ion nitriding, structural-phase composition, resource indicators.

#### References

1. Patent 96621 U, B23K 26/352. Prystirii dlia lazerno-lyvarnoho vyhotovlennia bi-metaliv / L. F. Holovko, I. V. Kryvtsun, V. P. Lykshosva ta in. – № u201409701; zaiavl. 04.09.2014; opubl. 10.02.2015, Biul. № 3.
2. Lazerni tekhnolohii ta kompiuterne modeliuvannia / Pid red. L.F. Holovka, S.O. Lukianenka. – K.: Vistka, 2009. – 296 s.
3. Vliyanye lazernogo vozdeistviya na raspredeleniye lehyruishchyykh elementov v poverkhnostnom sloe yzdelyi yz zhelezouhlerodystykh splavov / V.L. Naidek, A.M. Sementsev, V.P. Lykshosva // Netradytsonnye y lazernyye tekhnolohyy. ALT92. – FYRAN, 1992. – S.118-120.
4. Patent 10014, Ukraina, MPK (2006) S23S 8/06. Sposib poverkhnivoho zmitsnennia stalevykh detalei ionnoplazmovym azotuvanniam u pulsuiuchomu tliiuchomu rozriadi / B.A. Liashenko, A.V. Rutkovskiy, V.I. Mirnenko, O.V. Radko; zaiavnyk ta patentovlasnyk: Natsionalna akademiia oborony Ukrainy. – № 19782; Zaiavl. 19.09.06; Opubl. 15.12.06, Biul. № 12.
5. Patent 24695, Ukraina, MPK (2206) G01N3/56. Mashyna tertia / A.K. Skura-tovskiy; zaiavnyk ta patentovlasnyk NTUU "KPI". – № 02330; Zaiavl. 03.03.2007; Opubl. 10.07.2007, Biul. № 10.

**Головко Леонід Федорович** – доктор техн. наук, професор кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій НТУУ "Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського", 03057, тел. 067-953-33-18, E-mail: leongolovko@gmail.com.

**Радько Олег Віталійович** – канд. техн. наук, старший науковий співробітник, доцент кафедри машинознавства, Національний авіаційний університет, пр. Космонавта Комарова, 1, м. Київ, Україна, 03680, тел.: +38 044 406 74 14, E-mail: radlviv@ukr.net.

**Скуратовський Анатолій Кирилович** – канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій НТУУ "Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського", тел. 067-496-34-95, E-mail: askuratovsky@ukr.net.

**Салій Сергій Сергійович** – аспірант, НТУУ "Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського", 03057, тел.: +38 044 236 02 77, E-mail: saliysergiys@gmail.com.