

УДК 621.785.5

Бернацький А. В.**ЛАЗЕРНЕ ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ**

Забезпечення науково-технічного прогресу в машинобудуванні пов'язано, насамперед, зі створенням нових конструкційних матеріалів і вдосконалюванням технологій підвищення їхніх експлуатаційних властивостей [1]. Завдяки успіхам сучасного матеріалознавства, створений широкий спектр матеріалів різного призначення з високими експлуатаційними характеристиками. Збільшилася частка пластмас і композитів, а частка металевих матеріалів скоротилася до 60...65 % [2]. Однак у найближчому майбутньому найпоширенішими серед металевих конструкційних матеріалів залишаться сплави на основі заліза й, насамперед, сталі. Тому проблема вдосконалювання технологічних методів підвищення експлуатаційних властивостей деталей виготовлених з конструкційних сталей залишається актуальною.

Уже з кінця ХХ сторіччя у великому ступені приділяється увага розвитку технологій зміцнення поверхневого, а не об'ємного [3]. Це пов'язане з новим підходом в оцінці ролі матеріалу в забезпеченні конструкційної міцності виробів, відповідно до якого провідна роль належить поверхні, а не об'єму, як це було прийнято раніше. Саме стан поверхні багато в чому визначає рівень міцності й експлуатаційні властивості деталей машин. Це призвело до появи нового напрямку – інженерії поверхні, здійснюваної методами комбінованого енергетичного й фізико-хімічного впливу. Розвиток інженерії поверхні припускає розробку технологічних процесів нового рівня, що дозволяють модифікувати поверхневий шар, радикально міняти його структуру й властивості [4]. Для модифікування поверхні металів перевага віддається методам керуючої обробки, що використовують як теплове джерело концентровані потоки енергії: іонні, лазерні, ультразвукові й інші.

У цьому зв'язку в області машинобудування актуальним завданням є розробка доступних, економічних, високоефективних і екологічно безпечних технологій зміцнення поверхневих шарів виробів з конструкційних сталей, що забезпечують отримання необхідних експлуатаційних властивостей.

Лазерні технології дозволяють успішно вирішувати проблему створення матеріалів із заданим комплексом властивостей шляхом цілеспрямованого формування необхідної структури [5]. При лазерному легуванні можливо формувати такі властивості поверхні, які мають високий рівень твердості, теплостійкості, зносостійкості й корозійній стійкості. Процеси локального легування реалізуються за допомогою як імпульсного, так і безперервного лазерного випромінювання [6]. При цьому можуть застосовуватися різні схеми обробки «з перекриттям» і без нього. Технологічні закономірності процесу, залежать також від способу подачі в зону обробки легуючого состава, виду легуючого елемента (елементів), властивостей матричного матеріалу [7].

Поверхнєве лазерне легування полягає в одержанні поверхневих шарів з примусовою подачею присаджувального матеріалу у вигляді порошку безпосередньо в зону дії сфокусованого лазерного випромінювання. Дослідження процесу лазерного поверхневого легування [3–7] показали, що лазерне випромінювання, спрямоване на оброблювану поверхню, частково поглинається присаджувальним й основним матеріалами, а частково відбивається. Внаслідок поглинання в зоні дії лазерного випромінювання починає діяти інтенсивне джерело теплоти. При густинах потужності випромінювання $10^5 \dots 10^6$ Вт/см² відбувається активний локальний розігрів присаджувального матеріалу, при якому на поверхні ванни розплаву (рідкої фази) утворюється парогазова фаза. При переміщенні лазерного променя розплавлений метал внаслідок явища масопереносу (інтегральної дії тиску пару, різниці сил поверхневого натягу в центральній і хвостовій частинах ванни розплаву, турбулентних течій розплаву)

відтискується у хвостову частину ванни [6]. При кристалізації розплавленого присаджувального матеріалу утворюється легований шар. При підвищенні густини потужності випромінювання понад 10^6 Вт/см² спостерігається перехід у режим кинджального проплавлення, що характеризується утворенням парогазового каналу у ванні розплаву.

Метою даної роботи є дослідження впливу зміни параметрів технологічних режимів лазерного легування конструкційних сталей присаджувальними порошковими сумішами на характеристики отриманих поверхневих шарів, а також встановлення причин тріщиноутворення у легованих зразках.

Проведений огляд джерел [1–7], присвячених лазерному легуванню із застосуванням додаткових прийомів, показав, що одне з провідних місць у цих заходах належить грамотно виконаному оснащенню, а саме лазерним головкам для легування. Запропонована власна розробка головки для лазерного легування (рис. 1), з можливістю коаксіальної, до напрямку розповсюдження лазерного випромінювання, примусової подачі присаджувального матеріалу у вигляді порошкової суміші.



Рис. 1. Розроблена головка для лазерного легування з дозатором порошкової суміші

Технологічна головка складається з певної кількості елементів, до основних з яких належать: система формування лазерного пучка (лінза, що фокусує, її кріплення та допоміжні елементи); система формування газового струменя з присаджувальним матеріалом у вигляді порошкової суміші; система взаємного налаштування. Система формування лазерного пучка створює з корпусом головки замкнутий об'єм, в який під оптичний елемент подається газ, що витікає з центрального внутрішнього сопла. Навколо центрального внутрішнього сопла за допомогою зовнішнього сопла сформований певний об'єм простору, в який системою формування газового струменя примусово подається присаджувальний матеріал у вигляді порошкової суміші. Конструкція головки дозволяє змінювати положення обох сопел одне відносно другого, за рахунок чого змінюється внутрішній об'єм, в який може нагнатися газ з порошковою сумішшю. Для рівномірного розподілу при подачі порошкової суміші, у конструкції головки передбачене використання елементів у вигляді спеціалізованих соплових насадок різних конструкцій, що дозволяють рівномірно розподіляти по всьому колу присаджувальний матеріал.

Експерименти проводилися на плоских, циліндричних зразках та зразках у вигляді товстостінних кілець. У якості матеріалів зразків використовувалися сталі наступних марок: Ст3, 08кп, Сталь20, 38ХН3МФА, 65Г, 4Х5ВМФ. У якості присаджувальних матеріалів

використовували порошкові суміші (грануляцією 0...100 мкм) системи Ni-Cr-B-Si (ПГ-10Н-01, ПГ-12Н-02, ПГ-10Н-04, ПГ-12Н-01), системи Fe-Cr-B-Si, (ПГ-С27, ПГ-АН1), а також хрому, реліту та сумішей на їх основі з добавками інших елементів.

В якості джерела лазерного випромінювання використовували CO₂-лазери «ЛТ-104» та «TRIAGON TR-100» (довжина хвилі випромінювання обох $\lambda = 10,6$ мкм) та Nd:YAG-лазер моделі «DY 044» (довжина хвилі лазерного випромінювання $\lambda = 1,06$ мкм). Були проведені експерименти по легуванню як окремих доріжок, так і доріжок «з перекриттям» із кроком переміщення лазерного променя 2...4 мм. Для запобігання влучення відбитого від поверхні ванни рідкого металу лазерного випромінювання назад в оптичний тракт, лазерну головку закріплювали на каретці трьохкоординатного маніпулятора під кутом 10° до вертикальної осі (по ходу переміщення каретки).

У ході експериментів потужність P лазерного випромінювання змінювали плавно в межах від 0,5 до 5,5 кВт при використанні CO₂-лазерів та від 0,2 до 4,4 кВт при використанні Nd:YAG-лазеру; діаметр плями d_n лазерного випромінювання на поверхні зразка – від 1 до 5 мм; лінійну швидкість $V_{лег}$ процесу легування – від 3 до 50 мм/с; масові витрати Q_n присаджувального порошку змінювали дискретно ступіннями з шагом 0,05 г/с від 0,1 до 0,5 г/с; постійними підтримували дистанцію L подачі порошку (відстань від сопла, що подає, до зони дії лазерного випромінювання) – порядку 8 ± 2 мм; коефіцієнт K_n перекриття доріжок легування 20...50 %. В окремих випадках безпосередньо перед легуванням робили попередній підігрів зразка лазерним випромінюванням.

Металографічні дослідження в різних ділянках зразків (легований шар – зона лінії сплавлення – основний метал) включали у себе світлову мікроскопію (на мікроскопі «Versamet-2», виробник «Unitron», США), аналітичну растрову електронну мікроскопію («SEM-515», виробник «PHILIPS», Голландія), рентгеноструктурний фазовий аналіз (на дифрактометрі «ДРОН-УМ1») і мікродифракційну провіщуючу електронну мікроскопію («JEM-200CX», виробник «JEOL», Японія). Вивчали структурні зміни; хімічний склад у локальних точках і його розподіл по глибині шару від зовнішньої поверхні до основного металу; дислокаційну структуру, утворення фазових виділень. Мікротвердість HV (МПа) зразків визначали відповідно до ГОСТ 9450-76 на твердомірі М-400 фірми «Лесо» (США) при навантаженнях на індентор 50 г.

Поверхня легованих шарів відрізняється хвилястістю та наявністю у деяких зразках тріщин. Встановлено, що зі зниженням густини потужності випромінювання, підвищенням швидкості легування до певної межі, відбувається зменшення сумарного теплового внеску в зразок та з'являється сітка тріщин з порівняно дрібним кроком (1...5 мм). Ширина тріщин у випадку такої сітки зазвичай коливається в межах 5...50 мкм. У перехідних варіантах можлива сітка тріщин з більш широкими поперечними тріщинами і вузькими подовжніми. Чим вище густина потужності лазерного випромінювання і чим більше прогрів зразка, тим менше мікротріщин спостерігається. При цьому тріщини стають поперечними для доріжок легування і мають значну довжину 5...20 мм (часто проходять через весь плакований шар). Відстань між такими поперечними тріщинами збільшується (може досягати 5...10 мм і більше). Вивчення тріщиноутворення при лазерному легуванні дозволяє зробити висновок, що кількість тріщин залежить від хімічного складу матеріалу покриття, у меншому ступені – від режимів процесу і від основного металу (підкладки).

Структура легованого шару має чітко виражену кристалічну структуру (рис. 2), спрямовану перпендикулярно лінії сплавлення з основним металом. Мікроструктура більшості зразків характеризується підвищеною дисперсністю та однорідністю, має глибоку зону термічного впливу, котра складається з двох характерних частин. Перша частина, глибиною до 100 мкм, являє собою мартенсит гартування та мартенситу відпуску. Друга, глибиною біля 400...600 мкм, являє собою сорбіто-перліт, що переходить у початкову структуру.

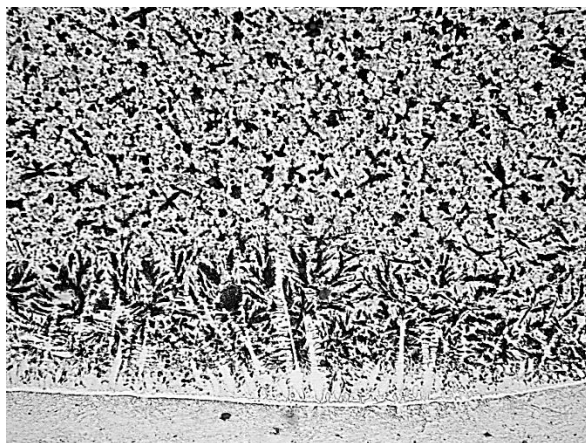


Рис. 2. Мікроструктура легованого шару ($\times 400$), одержаного при лазерному легуванні порошковим матеріалом ПГ-10Н-01 зразка зі сталі Ст3 (при $V = 1000$ мм/хв, $P = 3,0$ кВт, $\Delta F = + 33$ мм)

Більш докладні дослідження структури, що формується, а також фазових виділень і зон тріщиноутворення виконані при дослідженні тонкої фольги методами просвітчастої мікродифракційної електронної мікроскопії. Їх результати показують, що при лазерному легуванні характерна голчаста структура усередині кристалітів, яка насичена протяжними карбідами різних мінливих розмірів від $h \times l = 0,06 \times 1$ мкм до $h \times l = 0,5 \times 1,6$ мкм із різною внутрішньою структурою. Фазові виділення мають складну «паркетну» структуру (рис. 3). Спостерігаються різкі зміни густини дислокацій між об'ємними й зернограничними областями. Дислокаційні неоднорідності спостерігаються у вигляді щільних протяжних дислокаційних скупчень. Причому, дані дислокаційні скупчення характерні для зон формування масивних фазових виділень, де спостерігається різкий градієнт, як за структурою, так і по густині дислокацій, та становить $\rho \sim 8 \times 10^8$ см⁻² – в об'ємах і 1×10^{12} см⁻² – уздовж границь фазових виділень. Саме градієнт по щільності дислокацій ($\Delta\rho$) і є основною причиною формування різких градієнтів локальних концентраторів внутрішніх напружень ($\tau_{ЛВН}$) складових від $\tau_{ВН} \sim 14,9$ МПа до 18500 МПа, що є причинами тріщиноутворення й різкого погіршення якості поверхні.

При лазерному легуванні, максимальна кількість мікротріщин, тобто схильність до тріщиноутворення обумовлена, насамперед, структурними (розмір кристалітів, коефіцієнт форми кристалітів) і концентраційними змінами, пов'язаними з перерозподілами елементів, а саме хрому та вуглецю, що приводить до формування різких зернограничних концентраційних градієнтів. Останнє сприяє формуванню в прикордонних зонах карбідних фаз, їх скупчень і є причиною утворення щільних спрямованих дислокаційних скупчень – локальних концентраторів внутрішніх напружень і відповідно вогнищ зародження й поширення тріщин (рис. 4).

Проведення експериментів на сталевих зразках показало, що в діапазоні потужності лазерного випромінювання від 1,0 до 4,0 кВт (при використанні CO₂-лазерів) та від 0,8 до 3,0 кВт (при використанні Nd:YAG-лазеру) оптимальний діаметр плями випромінювання на легованій поверхні прямо пропорційний потужності й становить 1 мм на 1 кВт для швидкостей процесу 5...30 мм/с і масовій витраті присаджувального матеріалу 0,1...0,3 г/с. Відповідний діапазон густини потужності випромінювання $W_p = (0,5...8,0) \cdot 10^5$ Вт/см². Час існування ванни розплаву при цьому може варіюватися від 0,01 до 0,5 с. Зазначена залежність у даному діапазоні дозволяє одержувати на сталевих виробках якісні леговані шари товщиною 0,2...1,5 мм за один прохід при використанні присаджувальних сплавів на основі заліза, хрому й нікелю. Термічний вплив на виріб, що легується, при цьому мінімальний.

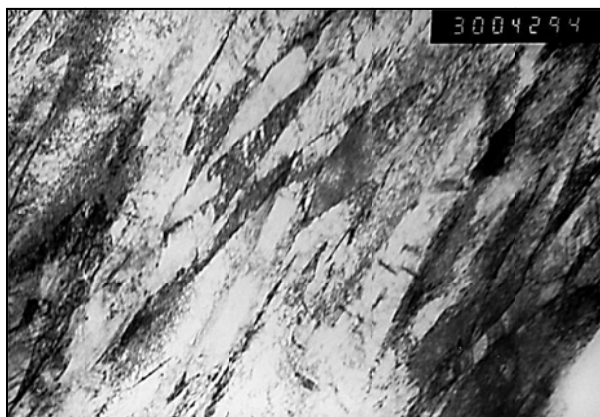


Рис. 3. Фотографія тонкої структури кристалітів у лінії сплавлення ($\times 30000$), одержаної при лазерному легуванні порошковою сумішшю 46 % (WC-W₂C) + 46 %Cr + 4 %Al + 4 %Si зразка зі сталі 38ХНЗМФА (при $V = 400$ мм/хв, $P = 4,4$ кВт, $\Delta F = +30$ мм)

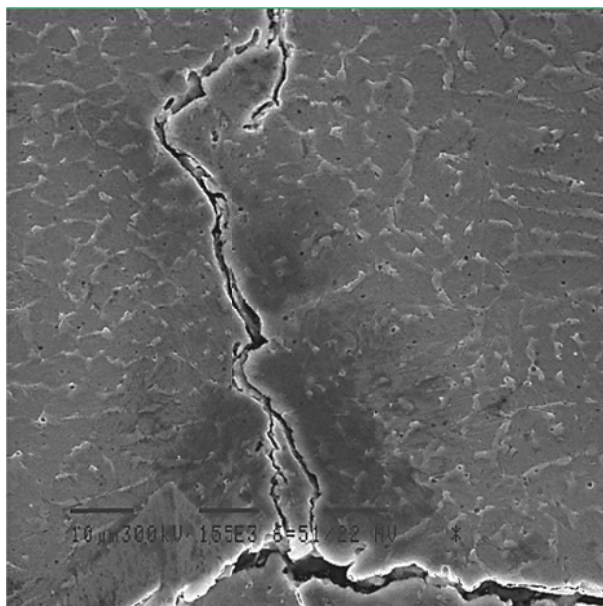


Рис. 4. Фотографія мікроструктури з мікротріщиною у лінії сплавлення ($\times 1550$), одержаної при лазерному легуванні порошковою сумішшю 46 % (WC-W₂C) + 46 %Cr + 4 %Al + 4 %Si зразка зі сталі 38ХНЗМФА (при $V = 400$ мм/хв, $P = 4,4$ кВт, $\Delta F = +30$ мм)

Підвищення потужності випромінювання понад зазначені межі показало, що для одержання якісних шарів при мінімальному термічному впливі на виріб, який легується, залежність плями фокусування від потужності стає нелінійною. Так, при $P = 4,5$ кВт для CO₂-лазерів рекомендований діаметр сфокусованого пучка $d_n \approx 4,0$ мм. Це пояснюється наступним: високі температури в зоні дії лазерного випромінювання призводять до утворення над цією зоною плазми, що частково поглинає випромінювання. Крім того, частина енергії, що підводиться до зони плавлення, втрачається із викидом крапель розплавленого присаджувального сплаву, що відбувається під дією вильоту із цієї зони плазми. Для подолання плазово-краплинного факелу потрібне підвищення лазерної енергії, що підводиться, й (або) зниження швидкості процесу. Останнє збільшує відведення тепла вглиб виробу, який легується, що також вимагає додаткового підвищення енергії випромінювання. Аналогічний ефект має місце при рекомендованих значеннях потужності, однак у цьому діапазоні при дотриманні вищевказаних параметрів, зокрема прямої пропорції P і d_n , цей ефект найбільш ослаблений.

Зниження потужності випромінювання менш 1 кВт також призводить до нелінійності співвідношення між P і d_n , тому що зменшення d_n менш 1 мм може привести до небажаної обробки у фокусі, що характеризується підвищеним вигоранням деяких елементів присаджувального матеріалу (наприклад, хрому, бору й вуглецю) і пороутворенням.

Вплив довжини хвилі лазерного випромінювання на параметри процесу легування сталевих зразків, носить лінійний характер. Завдяки використанню лазерного випромінювання Nd:YAG-лазеру, при однакових початкових умовах (P , ΔF , витрати та вид присаджувального матеріалу та ін.) вдалося підвищити швидкість обробки в 1,5 рази ніж при використанні CO₂-лазерів (при збереженні глибини легованого шару).

ВИСНОВКИ

У роботі встановлено, що в діапазоні варіювання потужності лазерного випромінювання від 1,0 до 4,0 кВт (при використанні CO₂-лазерів) та від 0,8 до 3,0 кВт (при використанні Nd:YAG-лазеру) оптимальний діаметр плями випромінювання на легованій поверхні прямопропорційний потужності й становить 1 мм на 1 кВт для швидкостей процесу 5...30 мм/с і масовій витраті присаджувального матеріалу 0,1...0,3 г/с. Лазерне легування конструкційних сталей на вищенаведених режимах дозволяє отримувати дрібнозернисту структуру, рівномірний розподіл та необхідну концентрацію легуючих елементів, а також задану товщину зміцненого шару.

Встановлено, що причиною тріщиноутворення при лазерному легуванні є формування фаз композитного протяжного типу, які створюють високий рівень локальних внутрішніх напружень. Оптимальний (з позиції відсутності мікротріщин) структурний стан при лазерному легуванні характеризується утворенням дискретних фазових виділень (у першу чергу карбідів хрому) при рівномірному їхньому розподілі, невисокою густиною дислокацій без різких градієнтів у їхньому розподілі, що забезпечується зниженням рівня температурного впливу.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Математическое моделирование тепловых процессов при поверхностном упрочнении элементов конструкций / В. Б. Веселовский, Ю. А. Мала, А. И. Губин, В. И. Ляшенко // Вестник Национального технического университета «Харьковский политехнический институт» : научных работ. Тематический выпуск: «Энергетические и теплотехнические процессы и оборудование». – Харьков : НТУ «ХПИ», 2011. – № 5. – С. 121–128.
2. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке (обзор) / Б. А. Прусаков // Металловедение и термическая обработка. – 2001. – № 1. – С. 3–5.
3. Чудина О. В. Комбинированные технологии поверхностного упрочнения конструкционных сталей : автореф. дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.01 : материаловедение / Чудина Ольга Викторовна. – Моск. гос. автомобил.-дорож. ин-т (техн. ун-т) : Москва, 2003. – 46 с.
4. Петрова Л. Г. Прикладное применение моделей химико-термической обработки для разработки технологий поверхностного упрочнения / Л. Г. Петрова // Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета. – Харьков : ХНАДУ. – 2010. – № 51. – С. 26–34.
5. Белова С. А. Формирование структуры поверхностных слоев сталей при лазерном легировании / С. А. Белова, М. С. Калашикова, В. С. Постников // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – Пермь : ПНИПУ. – 2010. – Т. 12. – № 2. – С. 93–105.
6. Технологические процессы лазерной обработки : уч. пос. для вузов / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мискоров ; под ред. А. Г. Григорьянца. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
7. Хаскін В. Ю. Науково-технологічні основи лазерних і гібридних процесів наплавлення та модифікації поверхонь металевих виробів : дис. ... д-ра техн. наук : 05.03.07 : процеси фізико-технічної обробки / Хаскін Владислав Юрійович. – К. : ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, 2010 р. – 491 с.