

МОДЕЛЮВАННЯ РОЗПОДІЛУ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПІД ЧАС ЛАЗЕРНОГО ЛЕГУВАННЯ СТАЛІ 12Х18Н10Т АЗОТОМ

© Дурягіна З.А., Щербовських Н.В., 2008

Побудовано математичну модель розподілу температурного поля за глибиною оплавленої зони за швидкості сканування променя 990–1999 мм/хв під час лазерного легування сталі 12Х18Н10Т азотом із врахуванням теплофізичних характеристик. Встановлено оптимальний режим лазерного легування сталі.

Mathematical model of distribution field of temperature by area of meltback depth by scanning of speed of the beam 990–1999 mm/m at the time of laser alloying 1218Н10Т steel by nitrogen with taking into account thermophysical properties is comstruct. The optimal procedure of the laser alloying is determine.

Вступ. Обробка поверхні висококонцентрованими потоками енергії є перспективним напрямком в технології обробки матеріалів, оскільки дає можливість змінювати хімічний та структурно-фазовий стан приповерхневих шарів матеріалу, забезпечувати необхідні фізико-механічні та експлуатаційні характеристики [1]. Під час обробки матеріалу лазерним променем забезпечується висока економічність, відносна простота, можливість автоматизації процесу. Одним із найефективніших видів обробки матеріалів висококонцентрованими потоками енергії є поверхневе лазерне легування. Результати виконаних нами досліджень доводять доцільність практичного застосування унікальних властивостей лазерного випромінювання для створення поверхневих шарів різного функціонального призначення. Зміна мікроструктури, що відбувається під час лазерного легування поверхні, залежить від швидкості охолодження, яка, своєю чергою, визначається інтенсивністю лазерного променя і тривалістю обробки. Під час оплавлення поверхні частина легувальних елементів переходить у твердий розчин, а їх надлишок залежно від хімічної спорідненості може утворювати з елементами основи вторинні фази типу карбідів, нітридів, інтерметалідів [2].

Розподіл температурного поля в зоні дії лазерного променя – один з основних інтегральних параметрів її теплового стану, зміна якого ініціює структурно-фазові перетворення в поверхневому шарі матеріалу і має вирішальний вплив на перебіг технологічного процесу [3]. Змінюючи параметри лазерної обробки, можна отримувати різний розподіл температурного поля за глибиною зразка, як наслідок – різний хімічний склад та морфологічну будову приповерхневих шарів. Для керованої зміни структурно-фазового стану і забезпечення високих експлуатаційних властивостей матеріалу після обробки високоенергетичним променем необхідно вивчити розподіл температурного поля за глибиною оплавленої зони за різних швидкостей сканування лазерного променя під час лазерного легування. Найзручніший метод вивчення розподілу температурного поля за глибиною оплавленої зони – метод математичного моделювання. Зокрема, в роботах [4, 5] встановлено, що з розвитком та вдосконаленням комп'ютерів дослідники отримують щораз більше наближені до реальних умов стани різної фізичної природи методами числового математичного моделювання. Тому доцільно застосувати числове математичне моделювання процесу лазерного легування з врахуванням теплофізичних характеристик сталі та параметрів обробки для визначення розподілу температурного поля за глибиною зразка.

Мета роботи – побудова математичної моделі, яка описує розподіл температурного поля за глибиною зразка під час лазерного легування сталі 12Х18Н10Т азотом у вигляді відповідних

графічних залежностей. Об'єкт дослідження – температурні поля, що створюються під час лазерного легування корозійнотривкої сталі 12X18H10T аустенітного класу.

Лазерне легування виконували на CO₂ – лазері потужністю 6,5 кВт неперервної дії фірми “TRUMPF” з системою сегментних дзеркал для трансформації форми лазерного променя з круглої у прямокутну, довжиною хвилі випромінювання 10,6 мкм із швидкістю сканування променя за поверхнею зразка 990–1999 мм/хв. (рис. 1). На поверхню зразків наносили обмазки на основі графіту, до складу якої додавали тонкодисперсний порошок Nb або Zr або (Si+B). Додаткове втілення атомів азоту в приповерхневі шари здійснювали з газової фази під час 100 % продувки цим газом, що дало можливість одержувати приповерхневі шари, комплексно леговані Nb+азот, Zr+азот, (Si+B)+азот. Завдяки прямокутній формі лазерного променя не відбувається перекриття доріжок, що забезпечує рівномірніший розподіл температурного поля по поверхні зразка, ніж під час традиційної обробки лазерним променем круглої форми.

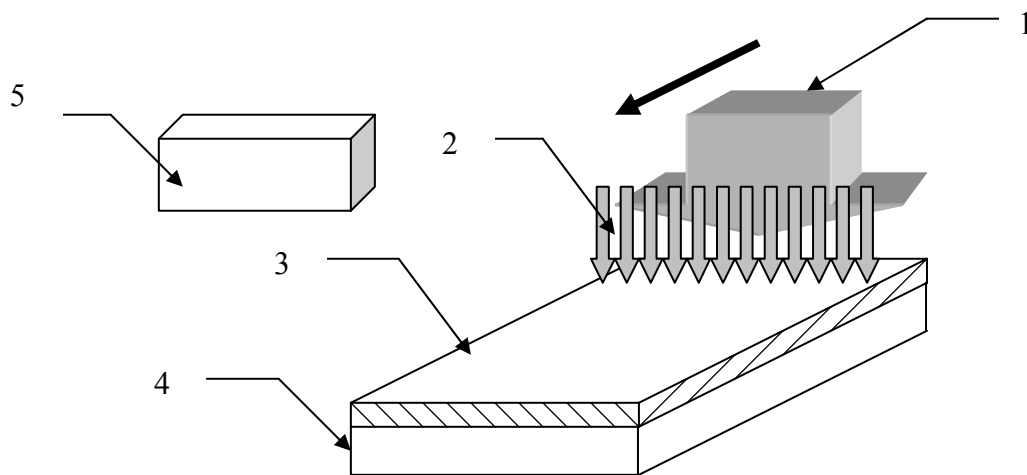


Рис. 1. Схема лазерного легування:

1 – лазерний промінь; 2 – підведення азоту; 3 – обмазка; 4 – зразок; 5 – форма лазерної плями

Відомо, що під час лазерного легування під дією високонцентрованих потоків енергії поверхневі шари нагріваються до температур вище від лінії ліквідус, а потім охолоджується з надвисокою швидкістю, не меншою, ніж 10^4 – 10^5 К/с внаслідок відводу тепла в основну масу матеріалу, проходячи при цьому температурний інтервал структурно-фазових перетворень. У результаті за глибиною утворюється градієнтна структура, що володітиме необхідними експлуатаційними характеристиками.

Формалізацію постановки задачі ускладнює велика кількість факторів, які необхідно враховувати під час моделювання, адже вони можуть впливати на формування температурного поля в зоні дії лазерного променя. Тому для опису процесу теплопередачі у досліджуваному зразку приймаємо такі припущення:

- зразок у першому наближенні ізотропний;
- лазерний промінь сканує поверхню зразка миттєво, тобто дія зовнішнього джерела тепла здійснюється одночасно та миттєво на усі фрагменти поверхні;
- на всі фрагменти поверхні припадає однакова частка тепла;
- зразок теплоізолюваний, тобто, теплообмін між боковими поверхнями зразка та атмосферою не відбувається.

Оскільки азот володіє високою спорідненістю до основних легувальних елементів досліджуваної сталі, саме він має вирішальне значення у перебігу дифузійних процесів, а також процеси реакційної дифузії. Тому спочатку обмежимося моделюванням розподілу температурного поля за глибиною оплавленої зони під час лазерного легування азотом за таким алгоритмом: постановка

задачі; формулювання припущень та граничних умов; формалізація математичної моделі; тестування комп'ютерної програми з виводом на інтерфейс графічних залежностей розподілу температурного поля за глибиною оплавленої зони. Для моделювання використовуємо польову модель, відповідно до якої зразок умовно поділяємо на ідеальні тонкі стрижні, які, своєю чергою, складаються з N -елементарних фрагментів, що мають форму куба. Оскільки означені фрагменти нескінченно малі порівняно з розміром зразка, а лазерне випромінювання забезпечує рівномірний розподіл тепла за осями (x, y) , обмежимося вивченням розподілу температурного поля в одномірному просторі за віссю z (рис. 2).

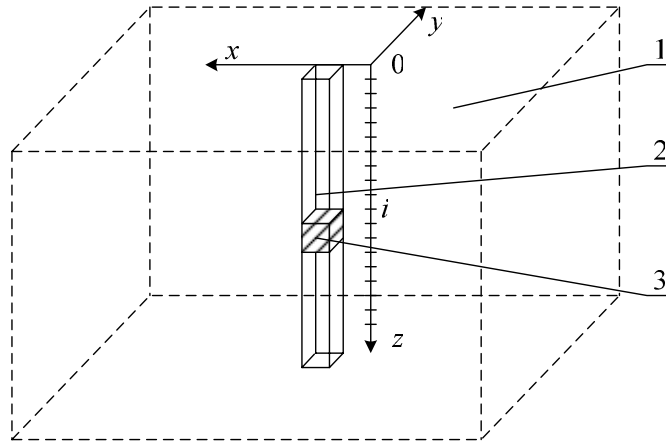


Рис. 2. Схематичне зображення польової моделі:

1 – досліджуваний зразок; 2 – ідеальний тонкий стрижень у зразку; 3 – елементарний фрагмент

Запишемо рівняння теплопровідності для елементарного фрагмента зразка:

$$\frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z(z, t) \frac{\partial u(z, t)}{\partial z} \right) = c_T \cdot \rho \frac{\partial u(z, t)}{\partial t}, \quad (1)$$

де λ_z – коефіцієнт теплопровідності матеріалу зразка; z – координата глибини шару поверхні, що обробляється; t – час; ∂ – символ частинної похідної; c_T – теплоємність матеріалу зразка; ρ – густина матеріалу зразка; u – температура елементарного фрагмента.

Враховуючи це, визначаємо температури в поточний момент часу залежно від температури в попередній момент часу. Запишемо різниці рівняння для $k = 1, 2, \dots, N_k - 1$, верхнього і нижнього фрагментів стрижня. Після певних математичних операцій поєднаємо між собою в єдину систему різниці рівняння граничних елементарних шарів та проміжних шарів зразка, внаслідок чого отримемо математичну модель процесу розподілу температурного поля за глибиною зразка:

$$\left. \begin{aligned} (1 + a(0, n)) \cdot u(0, n) - a(0, n) \cdot u(1, n) &= u(0, n - 1), \\ -a(0, n) \cdot u(0, n) + [1 + a(0, n) + a(1, n)] \cdot u(1, n) - a(1, n) \cdot u(2, n) &= u(1, n - 1), \\ -a(k - 1, n) \cdot u(k - 1, n) + [1 + a(k - 1, n) + a(k, n)] \cdot u(k, n) - \\ -a(k, n) \cdot u(k + 1, n) &= u(k, n - 1), \\ \dots \\ -a(N_k - 1, n) \cdot u(N_k - 1, n) + (1 + a(N_k - 1, n)) \cdot u(N_k, n) &= u(N_k, n - 1). \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

де
$$a(k, n) = \frac{\lambda_z(k, n) \cdot \Delta t}{c_T \cdot \rho \cdot \Delta z^2}.$$

Враховуючи вищезначені припущення та початкові умови системи, створену математичну модель числово розв'язуємо методом Ньютона. Наступний етап моделювання полягає у формалізації запису системи рівнянь у векторно-матричній формі. Зважаючи на це, визначаємо нев'язку і якобіан. Формуємо матрицю диференціальних температуропровідностей, яку обчислюємо на комп'ютері за допомогою програмного пакета Mathcad з врахуванням вхідних параметрів,

що були обрані за результатами попередніх досліджень [2], та теплофізичних властивостей сталі 12X18H10T. Для ustalених розмірів зразка 75×8×2 мм розраховано, що за швидкості сканування 900 мм/хв лазерний промінь просканує поверхню зразка за 4,5 с, а за швидкостей сканування 1999 мм/хв – за 2,3 с відповідно. У результаті отримали графічні залежності розподілу температурного поля за глибиною зразка (рис. 3, 4) при різних швидкостях сканування променя за поверхнею.

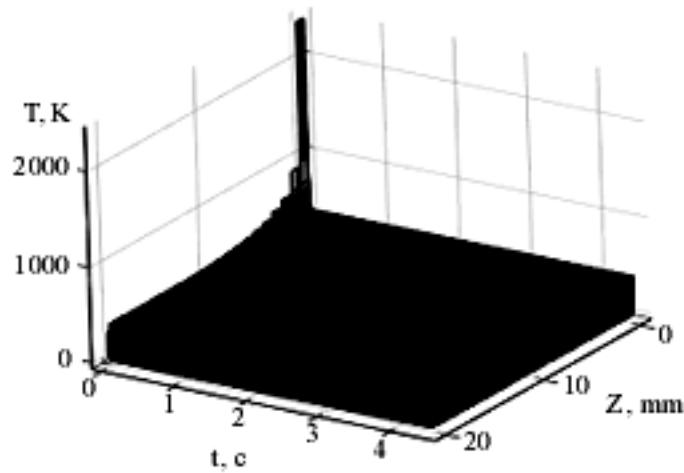


Рис. 3. Розподіл температурного поля за глибиною у разі швидкості сканування променя за поверхнею зразка 990 мм/хв

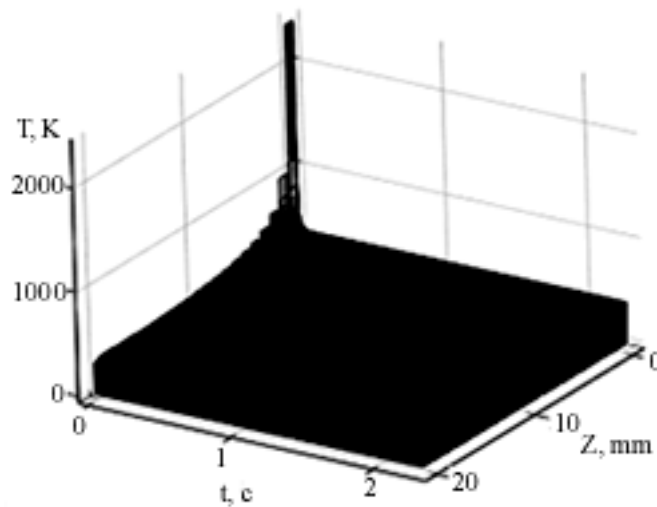


Рис. 4. Розподіл температурного поля за глибиною у разі швидкості сканування променя за поверхнею зразка 1999 мм/хв

Встановлено, що оптимальний режим лазерного легування сталі 12X18H10T азотом буде таким: потужність лазера 6,5 кВт; довжина хвилі випромінювання 10,6 мкм; швидкість сканування променя за поверхнею зразка 1999 мм/хв.

Висновки. Здійснене математичне моделювання та комп'ютеризована обробка вхідних даних дозволяє зважено обирати режим лазерного легування корозійнотривких сталей для прогнозованого керування їх структурно-фазовим станом.

І. Михеев Р.С., Чернышова Т.А., Кобелева Л.И. Создание градиентного структурно-фазового состояния в композиционных материалах при обработке импульсным лазерным излучением //

Материалы Второй Всероссийской конференции по наноматериалам "НАНО 2007", 13–16 марта 2007 г., Новосибирск, 2007. – С. 478. 2. Дурягіна З.А., Лазько Г.В. Вплив комплексного лазерного легування ніобієм та азотом на характер структуроутворення в при поверхневих шарах нержавіючих сталей // Машинознавство. – 2005. – № 4 (94). – С. 51–54. 3. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зув, А.Н. Кокора. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с. 4. Михаськів В.В., Журавчак Л.М., Фітель Г.В. Використання граничних і приграничних елементів у двовимірній моделі нестационарної теплопровідності // Мат. методи та фіз.-мех. поля. – 2003. – Т. 46, № 2. – С. 155–161. 5. Савула Я.Г., Чапля Є.Я., Кухарський В.М. Чисельне моделювання тепломасопереносу через тонкий криволінійний шар // Доп. НАН України. – 1995. – № 11. – С. 30–34.

УДК 621.791

В.М. Палаш, А.Р. Дзюбик, Т.Р. Ступницький
Національний університет "Львівська політехніка",
кафедра зварювального виробництва, діагностики і відновлення металоконструкцій

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМУ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА БУДОВУ ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ СІРИХ ЧАВУНІВ

©Палаш В.М., Дзюбик А.Р., Ступницький Т.Р., 2008

Виконано дослідження зони сплавлення зварних з'єднань, що отримуються під час електродугового зварювання сірих чавунів сталевим дротом у вуглекислому газі без попереднього підігрівання. Показано, що величина ділянок відбілу, їх конфігурація, а також особливості первинної і вторинної структур істотно залежать від параметрів термічного циклу. Запропоновано технологічні шляхи зменшення ділянок відбілу.

Research of area of alloy of the welded connections which turn out at electro- arc welding of grey cast-irons by a steel wire in carbon dioxide without the previous heating is conducted. It is shown that size of areas of ledeburite, their configuration, and also the features of primary and second structure substantially depend on thermal cycle indexes. The technological ways of diminishing of areas of ledeburite are offered.

Актуальність теми. Сірі чавуни широко використовують як конструкційний матеріал для виготовлення багатьох деталей машин, механізмів та різних корпусних елементів. У зв'язку з цим під час їхнього ремонту доволі широко використовуються зварювальні технології, що не вимагають спеціального підігрівання, зокрема з отриманням сталевих зварних швів і наплавлених шарів. У разі електродугового зварювання та наплавлення сірих чавунів сталевим дротом без попереднього підігрівання існує велика ймовірність утворення у з'єднанні ділянок зі структурою ледебуриту, наявність якого є характерною ознакою білого чавуну (див. рисунок, а). Таке "відбілювання" найчастіше відбувається в зоні сплавлення, у тій її частині, яка знаходилась у розплавленому стані і де під час первинної кристалізації вміст вуглецю перевищував його максимальну розчинність в аустеніті за евтектичної температури. Наявність ділянок відбілу в зоні сплавлення, як правило, спричиняє значне зниження технологічної міцності внаслідок утворення гарячих і холодних тріщин (див. рисунок, д), а також погіршення експлуатаційних властивостей зварних чи наплавлених деталей внаслідок виникнення в цих місцях значної концентрації напружень. Окремі аспекти цієї проблеми досліджували раніше [1–4], але досі не має повної ясності щодо впливу на особливості будови відбілу режиму електродугового зварювання без підігрівання сірих чавунів сталевим дротом в газовому окислювальному середовищі.