

МОЖЛИВОСТІ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ ЗАСТОСУВАННЯМ ЛАЗЕРНОГО ОПРОМІНЕННЯ

Досліджені питання стимулювання масопереносу шляхом обробки поверхні плазмовим опроміненням, що може застосовуватись для мікролегуювання, викладена методика моделювання температурного поля, наведені практичні рекомендації стосовно використання процесу.

Исследованы вопросы стимулирования массопереноса путем обработки поверхности плазменным облучением, которое может применяться для микролегирования, изложена методика моделирования температурного поля, приведены практические рекомендации относительно использования процесса.

The questions of stimulation of material transfer are investigational by treatment of surface a plasma irradiation which can be used for a microalloying, the method of design of the temperature field is expounded, practical recommendations are resulted in relation to the use of process.

Поверхневі шари металевих сплавів при дії лазерного випромінювання піддаються різкому термічному циклу "нагрівання-охолодження" зі швидкостями $10^5 - 10^6$ °C/c і вище, що обумовлює протікання в них різних фізико-хімічних процесів, пов'язаних з перекристалізацією, структурно-фазовими перетвореннями, змінами пружно-деформованого стану й ін. Про характер цих процесів, їх механізми судять переважно побічно, по тих змінах, які відбуваються в металах й які встановлюють з застосуванням різних методів фізичних досліджень. До теперішнього часу накопичений певний обсяг результатів досліджень, що адекватно описує деякі фізико-хімічні процеси, що протікають у залізуглецевих й інших сплавах при дії як імпульсного, так і безперервного лазерного випромінювання, що дозволяє їх використовувати при розробці конкретних промислових технологій поверхневої обробки.

Разом з тим, от уже протягом 40 років з часу перших публікацій [1], різні дослідники відзначають надзвичайно цікавий факт присутності при лазерному опроміненні різних сплавів істотного перерозподілу легуючих елементів і домішок, що протікає у твердій фазі зі швидкостями, які на багато перевищують швидкості, характерні для класичних механізмів дифузії.

Експериментальні дані [1-3] показують, що незважаючи на короткочасність дії на залізуглецеві сплави лазерного імпульсу, у зонах впливу розподіл легуючих елементів істотно відрізняється від вихідного. Розподіл елементів визначали по напрямку від поверхні кратера, отриманого випромінюванням лазера, углуб зразка методом локального спектрального аналізу. Було показано, що в сталі 45, Ст3, X12M і армко залізі розподіл вуглецю мав ідентичний характер, його концентрація збільшувалася із глибини 200 – 350 мкм до поверхні кратера. Аналогічно змінювався й розподіл хрому в сталі X12M. Оскільки глибина зміни концентрації вуглецю й хрому в зразку зі сталі X12M виявилися однаковою, а коефіцієнт дифузії вуглецю на 5-6 порядків більше коефіцієнта дифузії Cr в Fe, автори [2] роблять висновок про недифузійний механізм масопереносу. Такий же перерозподіл Mn, Ni, Ti спостерігався в сталі 12X18H9T [2]. Варто сказати, що масоперенос легуючих елементів, який спостерігався, був установлений при вивченні поверхневих шарів лунок, що складались із шару розплаву, що закристалізувався, і лежачого нижче шару, де перетворення протікали у твердому стані. Лунки одержували при обробці випромінюванням з тривалістю імпульсів 0.5 і 2,5мс. З наведених даних видно, що концентрація практично всіх розглянутих елементів зростала з глибини й досягала максимуму у поверхні лунки, тобто там, де була рідинна фаза. На жаль наведених даних не досить, щоб зрозуміти як протікав перерозподіл легуючих елементів у твердій фазі, як у рідинній. У цьому плані значний інтерес представляє робота [3], у якій перерозподіл легуючих елементів і неметалевих включень вивчався в сталях як у твердій, так і рідинній фазах при нагріванні імпульсним і безперервним лазерним випромінюванням. Автори показали, що змінюючи режими опромінення можна концентрацію одних легуючих елементів у поверхневому шарі збільшувати, інших – зменшувати. Крім цього, було відзначено переважний вплив на перерозподіл елементів імпульсного лазерного опромінення.

Незважаючи на велику важливість спостережуваного ефекту як для науки, так і практики, ще недостатньо експериментальних даних, щоб сформулювати повне уявлення про це явище й спробувати розкрити його механізм, що дозволило би свідомо керувати цим процесом.

Дана робота спрямована на подальше вивчення процесу перерозподілу легуючих елементів у сталях і сплавах, у тому числі й зі зносостійкими покриттями, в умовах імпульсного й безперервного лазерного опромінення. Основна мета – встановити деякі закономірності перерозподілу легуючих елементів на границі "покриття-основа", які дозволили б відтворювати його й застосовувати для підвищення якості покриттів за рахунок збільшення міцності їх зчеплення з основою.

Експериментальне встаткування й методики досліджень

Експериментальні дослідження з вивчення розподілу легуючих елементів у металевих сплавах в умовах лазерного опромінення проводилися на лазерній установці "Квант16", що працює в імпульсному режимі з наступними параметрами: довжина хвилі випромінювання- 1,06 мкм, енергія в імпульсі – до 30 Дж, тривалість імпульсу 2-6 мс. Установка оснащена системою фокусування на основі сферичної лінзи з фокусною відстанню

61 мм. Діаметр плями фокусування змінювався в межах 3-5 мм шляхом зміни відстані від лінзи до поверхні обробки. Частина експериментів проводилася на комплексі, зібраному на базі газового CO₂ лазера "Комета2" і технологічного модуля, що включає системи транспортування, фокусування й контролю параметрів лазерного випромінювання, 4-х координатний стіл для переміщення зразків з системою ЧПК, з наступними параметрами: довжина хвилі випромінювання-10,6 мкм, потужність вихідного випромінювання в безперервному режимі роботи 200-1500Вт.

Вивчення закономірностей масопереносу проводилося на зразках з розмірами 40x40x5 мм зі сталі Р6М5 і сплаву ЖС6К, а також зразках з нікелевого сплаву ЖС6К, на поверхню яких попередньо методом плазмового напilenня наносились покриття з порошкового сплаву ХТН (основа – сталь 12Х18Н9Т, зміцнюючі фази – TiB₂ й CrB₂) та порошку В₄С. В останньому випадку на напилювану поверхню для збільшення адгезії покриття попередньо наносився підшар складу 85 %Ni, 15 %Al. Товщина покриттів становила 140-150мкм. На опромінювану поверхню зразків без плазмових покриттів наносилося поглинаюче покриття на основі силікату натрію товщиною 10-15 мкм.

Зразки опромінювалися як імпульсним випромінюванням (тривалість імпульсу 6мс, густина енергії (2...15) Дж/мм²), так і безперервним (густина потужності (6...25) кВт/см², швидкість відносного руху (0,2...2м/хв). Режими опромінювання забезпечували нагрівання поверхневих шарів зразків, включаючи й покриття, до температур близьких до температур плавлення і перевищуючих їх, але не більших температур випару.

Розподіл температур по двошаровій області (покриття-основа) встановлювалося зіставленням структур зон нагрівання з температурними полями, отриманими моделюванням.

Зразки як до лазерної обробки, так і після, вивчалися із застосуванням металографічного й рентгеноструктурного аналізу, растрової електронної мікроскопії (РЕМ фірми "Philips"), локального рентгеноспектрального аналізу (мікрозонд MS-46 фірми "Самеса"). В останньому випадку розподіл елементів визначався шляхом сканування електронним зондом певної області зони термічного впливу, а також напрямку від поверхні в її глибину.

Аналіз проводився за K_α – випромінюванням В, С, Al, Ti, Cr, Fe й Ni і L_α – випромінюванням Мо й W. Режим роботи зонда при кількісному аналізі складу по точках – 20 кВ, 12 нА; при запису розподілу елементів на діаграму стрічку – 20 кВ, 40 нА.

Моделювання теплових процесів в системі «покриття-основа»

Явище масопереносу, яке досліджується в даній роботі, є наслідком надшвидкісних термічних і термодформаційних процесів, які відбуваються в металевих сплавах при лазерному опромінюванні. Для інтерпретації результатів спостережень, можливості відтворювати їх необхідно знати кількісні параметри цих процесів. Тому для визначення розподілу температур, швидкостей нагрівання та охолодження, які мають місце при лазерному опромінюванні такої складної двошарової системи, як «покриття з включеннями – основа» проводилось моделювання відповідних теплових процесів.

Розрахункова область, що включає основу та двофазове покриття, на поверхню якого діє луч лазера, що пересувається зі сталюю швидкістю v уздовж вісі Oх, показана на рис. 1

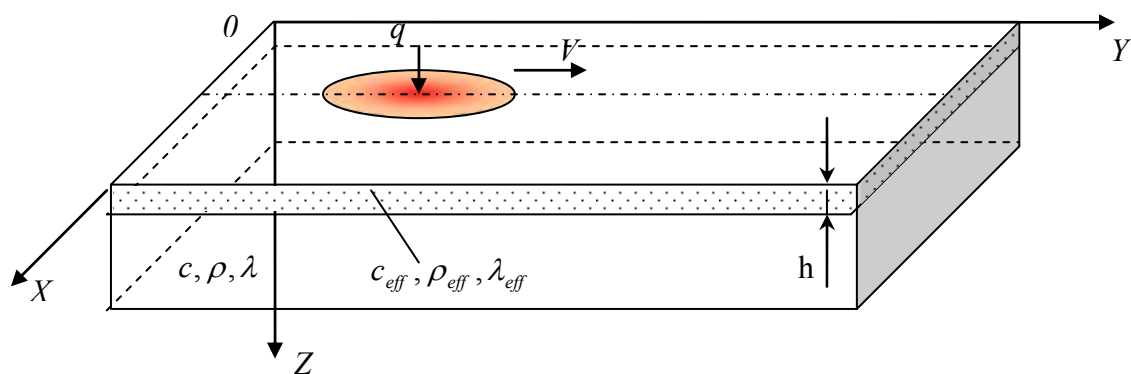


Рис. 1. Схема дії лазерного променя на деталь

Деталь має форму прямокутного паралелепіпеда з покриттям товщиною h і розмірами L_x, L_y, L_z . Початкова температура U_n . Його поверхні знаходяться у процесі теплообміну з навколишнім середовищем, температура якого U_c . Верхня поверхня опромінюється променем лазера з довільним розподілом потужності по перерізу. Промінь рухається по будь-якій траєкторії зі швидкістю V . Розподіл потужності описується законом $W(x, y, t)$, а його дія викликає на поверхні обробки тепловий потік з розподілом $q(x, y, t)$. Через деякий проміжок часу τ , що залежить від теплофізичних властивостей матеріалу, встановлюється квазістаціонарний стан, за якого зона нагріву або зона розплавленого металу характеризується незмінними розмірами і пересувається разом з джерелом теплового впливу.

Матеріал покриття у вигляді ідеально спресованого порошку в загальному випадку складного складу

попередньо наноситься на підложку після чого нагрівається або розплавляється під дією лазерного випромінювання. Матеріал покриття являє собою двофазове середовище, що складається з основної фази у вигляді сталльної матриці та дисперсних включень у вигляді часток з іншого матеріалу, розташованих періодично по трьом координатним осям. Для аналізу теплових процесів в такому середовищі доцільно використати підходи, застосовані у роботі [4]. Покриття представляється зернистим композитним матеріалом з регулярною структурою. Основу структури такого композиту складає елементарна ланка у вигляді куба з об'ємом V . Ланка складається з матриці, матеріал котрої характеризується параметрами ρ_m, c_m, λ_m , і включень сферичної форми з параметрами ρ_f, c_f, λ_f . В такому випадку задача розрахунку температурного поля в композиті формулюється відносно температури, усередненої по об'єму елементарної ланки $\langle T \rangle = \frac{1}{V} \int_V U dV$, що залежить від ефективних характеристик композита $\rho_{eff}, c_{eff}, \lambda_{eff}$.

За умови, що включення сферичні та мають малу об'ємну концентрацію $V_f < 0,3$, розрахунок ефективних значень теплопровідності покриття виконується за формулою:

$$\lambda_{eff} = \lambda_m \frac{1 + 2V_f(1 - \frac{\lambda_m}{\lambda_f}) / (1 + 2\frac{\lambda_m}{\lambda_f})}{1 - V_f(1 - \frac{\lambda_m}{\lambda_f}) / (1 + 2\frac{\lambda_m}{\lambda_f})} = const \quad (1)$$

Для розрахунку ефективного значення теплоємності двофазового середовища використовується наступний вираз:

$$C_{eff} = (c\rho)_{eff} = \dot{C}_m(1 - V_f) + \dot{C}_f V_f \quad (2)$$

справедливий при розподілі температури в об'ємі елементарної ланки, близькому до однорідного. Тут \dot{C}_m, \dot{C}_f - ефективні значення об'ємної теплоємності матеріалів матриці включення, що відповідно обчислюються з урахуванням прихованої теплоти фазових переходів. На основі положень квазірівноважної моделі затвердіння сплавів значення таких ефективних теплоємностей з формули (2) відповідають виразам:

$$\dot{C}_m = C_m(U) - L \frac{\partial \phi_m}{\partial U}, \quad \dot{C}_f = C_f(U) - L \frac{\partial \phi_f}{\partial U}, \quad (3)$$

де L - прихована теплота плавлення, ϕ - об'ємна концентрація твердої фази в двофазній зоні металу.

Використовуємо лінійний закон зміни L від температури в інтервалі кристалізації $[T_S, T_L]$ для сплавів, а для чистих металів - в інтервалі згладжування.

В загальному випадку нестационарний розподіл температури $U(x, y, z, t)$ в металевому зразку описується нелінійним рівнянням теплопровідності:

$$c\rho \frac{\partial U}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \lambda \frac{\partial U}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \lambda \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z} \lambda \frac{\partial U}{\partial z}, \quad (4)$$

де $c(z, U)$ - ефективне значення теплоємності матеріалу, що враховує наявність фазових переходів і структуру покриття, $\rho(z, U)$ - густина матеріалу, $\lambda(z, U)$ - ефективне значення теплопровідності.

Для нижнього прошарку значення c, ρ, λ є сталими відносно температури, тому можна записати рівняння (4) таким чином:

$$c\rho \frac{\partial U}{\partial t} = \lambda \left(\frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial z^2} \right), \quad x \in [0, L_x], y \in [0, L_y], z \in [h, L_z], t \in [0, T_k]$$

Для двофазової зони покриття використовуються ефективні значення теплофізичних характеристик матеріалу, враховуючи, що λ_{eff} не залежить від температури, тому (2) можна записати так:

$$C_{eff} \frac{\partial U}{\partial t} = \lambda_{eff} \left(\frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial z^2} \right),$$

λ_{eff} розраховуються за формулою (1), \dot{C}_m та \dot{C}_f є кусково-лінійними функціями від U , запишемо їх таким чином:

$$\dot{C}_m = \kappa_m u + b_m, \quad \dot{C}_f = \kappa_f u + b_f$$

$$C_{eff} = (cp)_{eff} = (\kappa_m u + b_m)(1 - V_f) + (\kappa_f u + b_f)V_f = \kappa u + b, \quad (5)$$

де $\kappa = \kappa_m - \kappa_m V_f + \kappa_f V_f$, $b = b_m - b_m V_f + b_f V_f$.

Початкова умова: $U(x, y, z, 0) = U_n$.

Крайова умова на поверхні обробки у зоні дії лазерного випромінювання:

$$\lambda \frac{\partial U(x, y, 0, t)}{\partial z} + q(x, y, t) = 0. \quad (6)$$

Крайова умова на поверхні обробки поза зоною дії випромінювання:

$$\lambda \frac{\partial U(x, y, 0, t)}{\partial z} + \alpha[U(x, y, 0, t) - U_c] = 0. \quad (7)$$

Крайові умови на інших гранях розрахункової області:

$$\lambda \frac{\partial U(x, y, L_z, t)}{\partial z} + \alpha[U(x, y, L_z, t) - U_c] = 0, \quad (8)$$

$$\lambda \frac{\partial U(0, y, z, t)}{\partial x} + \alpha[U_c - U(0, y, z, t)] = 0, \quad (9)$$

$$\lambda \frac{\partial U(L_x, y, z, t)}{\partial x} + \alpha[U(L_x, y, z, t) - U_c] = 0, \quad (10)$$

$$\lambda \frac{\partial U(x, 0, z, t)}{\partial y} + \alpha[U_c - U(x, 0, z, t)] = 0, \quad (11)$$

$$\lambda \frac{\partial U(x, L_y, z, t)}{\partial y} + \alpha[U(x, L_y, z, t) - U_c] = 0. \quad (12)$$

Для розв'язування задачі було використано різницеву схему розщеплення по координатах з адаптивною сіткою, яка змінюється на кожному часовому кроці і скупчує вузли у зонах великих градієнтів шуканої функції.

Моделювання проводилось для таких матеріалів: матриця покриття – заевтектоїдна вуглецева сталь; дисперсні включення покриття – бронза; підложка – вуглецева конструкційна сталь. Геометричні параметри зразка становили: $L_x=1\text{см}$, $L_y=1\text{см}$, $L_z=1\text{см}$, $h=0,1\text{см}$.

Розрахунки проводились в системі одиниць кг, см, с, при значеннях параметрів випромінювання та навколишнього середовища:

$$\alpha=50\text{Вт}/(\text{м}^2\text{град})=50\text{кг}/(\text{с}^3\text{град}), q_{\max}=10^8 \text{ кг}/\text{с}^3, r=0,25 \text{ см}, v=2,5 \text{ см}/\text{с}, U_c=20^\circ\text{C}.$$

Як приклад, на рис. 2,3,4 наведені результати розрахунків для моменту часу $\tau=0,004$. Температурне поле на поверхні обробки (рис. 2) досягало максимуму $t_{\max} = 1622^\circ\text{C}$ в положенні центра променя ($x = 0,5; y = 0,26$).

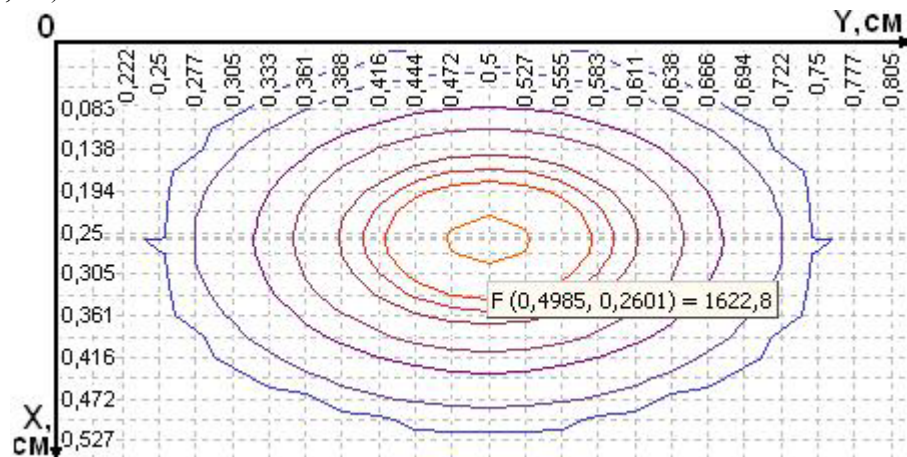


Рис. 2. Ізолії температурного поля на поверхні обробки для першого часового кроку (різниця між ізоліями 200°C)

Найбільшу інформацію для вирішення поставленого завдання дає розподіл температур у поздовжньому (рис. 3) та у поперечному перерізах (рис. 4) зразка. На рисунках у поверхні зразка виділено шар покриття.

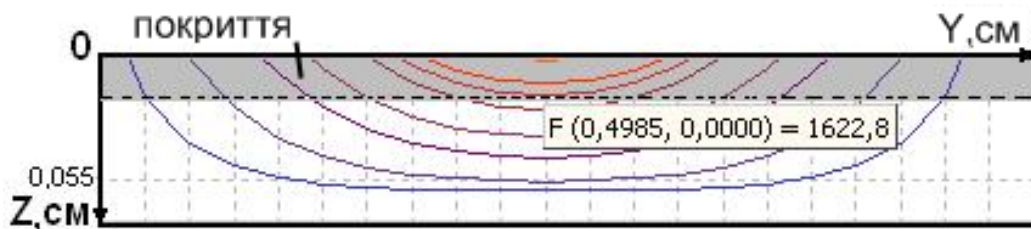


Рис. 3. Ізоліїнї температурного поля в перерізі YOZ.

З наведених розподілів температур видно, що чим далі по осі Oz , тим повільніше змінюється температура. Це обумовлено теплофізичними властивостями матеріалу, в даному випадку композитного шару покриття. Крім того можна побачити, що вузли різницевої сітки більш щільні в місцях дії лазерного променя тобто там, де спостерігається різка зміна температури. Там де температура не змінюється, вузли розріджуються.

Змінюючи режими опромінення можна отримувати різні температури та швидкості нагрівання, різні швидкості охолодження на границі «покриття-основа», тобто там де ми маємо мати бажаний розподіл легуючих елементів. Співставлення характеристик термічних процесів з експериментально визначеним характером перерозподілу елементів забезпечує можливість відтворювати його. Крім того, маючи ці дані, з'являється можливість перейти до наступного етапу досліджень – розрахунку характеристик пружно-деформованого стану. Таким чином буде створено підґрунтя для узагальнення отриманих даних, що буде важливим кроком формування певного уявлення щодо механізму досліджуваного процесу.

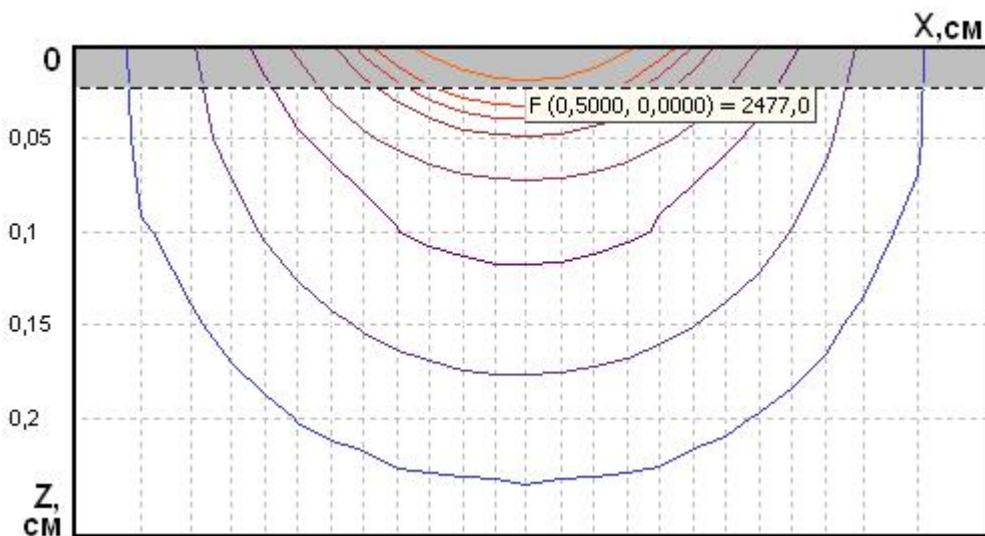


Рис. 4. Ізоліїнї температурного поля в перерізі XOZ

Результати експериментального дослідження масопереносу в металевих сплавах в умовах лазерного опромінення

При лазерному опроміненні металевих сплавів на режимах, що обумовлюють оплавлення їх поверхонь, або тільки нагрів до температури плавлення, хімічний склад поверхневих шарів сплавів якісно не змінюється. Але змінюється їх розподіл і розподіл неметалевих включень по відношенню до основи. Так, при лазерному нагріванні безперервним випромінюванням мало вуглецевої сталі (0,2 %C, 1 %Mn, 0,6 %Mo) без оплавлення поверхні спостерігається суттєве зниження в зоні структурних перетворень по відношенню до основи вмісту марганцю і підвищення вмісту

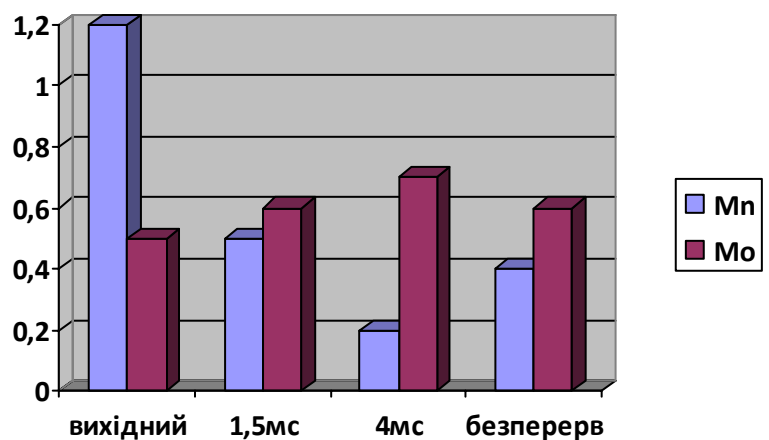


Рис. 5. Вплив режимів лазерного опромінення на розподіл Mn і Mo в маловуглецевій сталі

молібдену (рис. 5) [4]. На перерозподіл елементів досить сильно впливає тривалість імпульсу лазерного випромінювання. Вплив безперервного опромінювання менше за імпульсного.

Дуже цікавою в цьому плані виявилась швидкоріжуча сталь P6M5, яка також оброблялась імпульсним лазерним випромінюванням як з оплавленням поверхні (густина енергії, $W_e = 15 \text{ Дж/мм}^2$, тривалість імпульсу,

$\tau=6$ мс), так і без такого (нагрів до температури аустенізації: $W_c=2$ Дж/мм², $\tau=6$ мс).

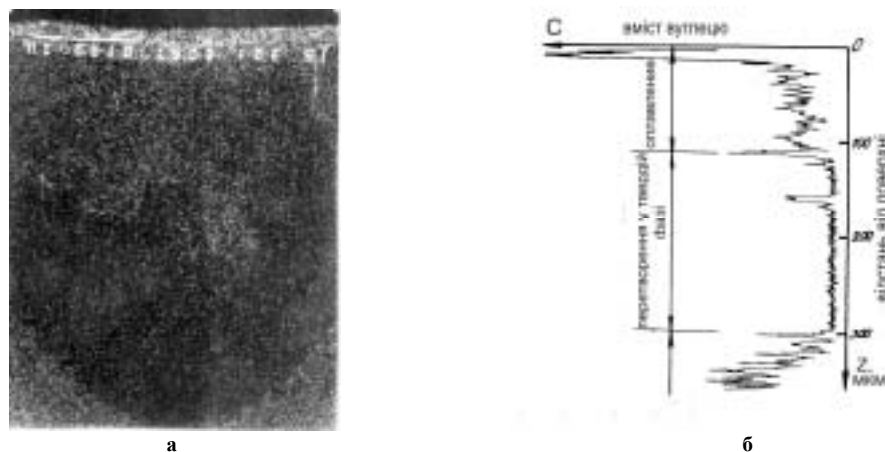


Рис. 6. Розподіл вуглецю у ЗТВ в сталі P6M5

Аналіз розподілу елементів по зонах термічного впливу також суттєво залежить від режимів опромінення, температури нагрівання. На рис. 6 представлено розподіл вуглецю по всій зоні термічного впливу (а) і вздовж центральної вісі від поверхні в глибину (б). Вся зона термічного впливу глибиною 300 мкм має два характерних шару – шар закристалізованого розплаву до глибини 150 мкм і шар, де структурно-фазові перетворення відбувались у твердій фазі, товщиною теж ~150 мкм.

Шари мають структури, що утворились в наслідок авто гартування і які містять мартенсит, залишковий аустеніт і карбіди. Останні головним чином знаходяться в другому шарі. Максимальну мікротвердість має структура другого шару 10,5 ГПа-11,5 ГПа. Мінімальну твердість має прошарок, який знаходиться безпосередньо у поверхні (5-5,5 ГПа). Решта структури першого шару має мікротвердість 6,7-7 ГПа. Із фотографії і графіка, наведених на рис. 6 видно, що розподіл вуглецю ідентичний розподілу мікротвердості. Максимальний вміст вуглецю спостерігається у поверхні першого шару, трішки менше у другій його частині (практично, як в основі) і відчутно мало його в другому шарі, де перетворення відбувались у твердій фазі. Таким чином, можна стверджувати, що вуглець в твердій фазі мігрував за 6 мс на відстань мінімум 150 мкм, що важко пояснити виходячи з уявлень класичної дифузії. Аналіз інших елементів цієї сталі Cr, Mo, W і V показав, що їх розподіл також змінюється відносно основи (рис. 7). Менше всього реагує на лазерне опромінення хром. Вміст Mo, W і V збільшується в зоні термічного впливу, хоча і не так сильно, як вуглецю.

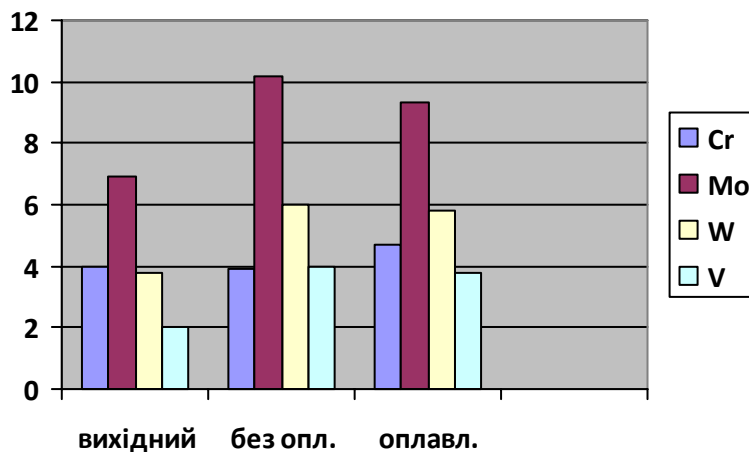


Рис. 7. Вплив режимів лазерного опромінення на розподіл Cr, Mo, W і V в сталі P6M5

Сплав ЖС6К у вихідному стані має неоднорідну структуру (рис. 8а), для якої характерна ліквідація складових компонентів і наявність у між дендритних областях й об'єму самих дендритів дрібних включень карбідних фаз. Як видно з рис. 8б, між осьові простори в сплаві збагачені Cr і Ti. W і Co більшою мірою концентруються в осях дендритів, Mo і Al ліквірують незначно. Виділення, що спостерігаються в між дендритних областях, являють собою карбіди типу MeC різного складу. Частки білого кольору на зображенні в поглинених електронах мають малий середній атомний номер, тобто містять в основному більш легкі, чим матриця, елементи. "Чорні" включення містять більшу кількість важких елементів – вольфраму й молібдену.

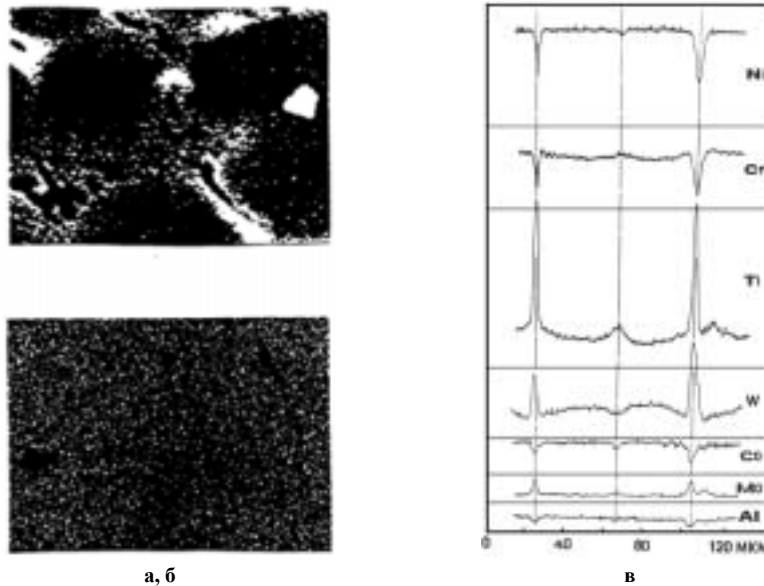


Рис. 8. Мікроструктура сплаву ЖС6К (а, б) і вихідний розподіл елементів (в),
(а – зображення в поглинених електронах, б – у рентгенівських променях хрому)

Слід зазначити, що досить різке розходження в складі двох зазначених видів включений, що проявляється і у різкому розходженні їхнього кольору, вказує на відсутність у цьому випадку області їхньої взаємної розчинності. Включення TiNi зустрічаються в об'ємі дендритів настільки рідко, що можуть не враховуватися при аналізі властивостей сплаву, пов'язаних з наявністю зміцнюючих фаз.

Зона лазерного нагріву відрізняється від вихідного сплаву дисперсністю структури при збереженні середнього хімічного складу, що відповідає сплаву ЖС6К, однак ліквідація елементів зберігається й тут. Характерно, що середній склад ЗЛН не змінюється ні по глибині, ні по об'єму, що наочно демонструється розподілом елементів наведеним на рис. 9. Із цього ж малюнка видно наявність у ЗЛН великої кількості дрібних включень на основі Ti. Характерні для вихідного металу включення карбідів з більшим вмістом W і Mo в ЗЛН відсутні, тобто використаний режим лазерного опромінення з наступним загартуванням забезпечує їхнє повне розчинення. Оскільки в ЗЛН має місце мала ліквідація всіх елементів, крім Ti, можна стверджувати, що основним легким елементом, що збагачує границі осередків у ЗЛН є саме Ti. Розподіл практично всіх елементів по ЗТВ відрізняється більш високою рівномірністю при відсутності істотного перерозподілу по концентрації.

На рис. 10 представлено загальний вид поверхневого шару сплаву ЖС6К з плазмовим покриттям. Добре видні частки напиленого покриття. Товщина покриття становила 140-150 мкм.

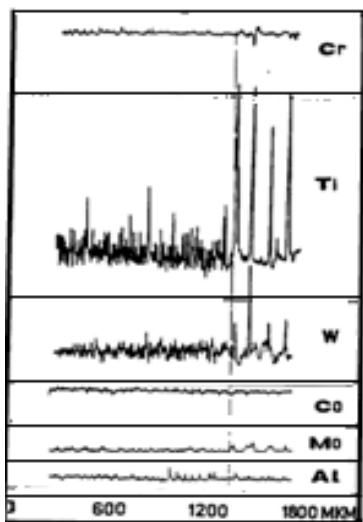


Рис. 9. Розподіл легуючих елементів у зоні лазерного нагріву в сплаві ЖС6К

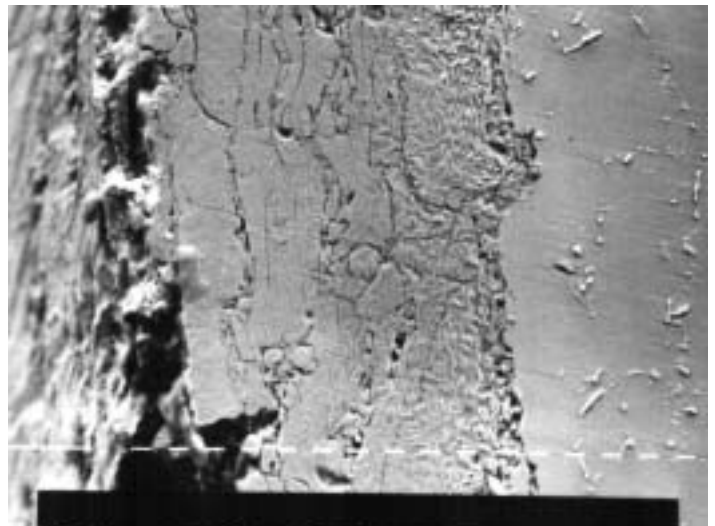


Рис. 10. Макрошліф поперечного перерізу зразка з плазмовим покриттям (ціна поділку-10 мкм)

Елементи сплаву в ЗЛН з покриттям V_4C розподіляються в середньому рівномірно по глибині і по об'єму, але їхній розподіл між комірками і їхніми границями трохи відрізняється від попереднього випадку. Крім дрібних виділень "легкі" карбіди MeC в об'ємі ЗЛН спостерігається більш інтенсивна сегрегація W по границях комірок. Крім того по границях комірок має місце виділення ультра дисперсних часток бориду хрому, що проявляється на запису розподілу елементів (рис. 11,а), проведеного на ділянці ЗЛН з малою швидкістю, у підвищенні вмісту Cr і B в граничних областях між комірками. Малі розміри боридних часток не дозволили

визначити їхній склад і ідентифікувати тип боридів. Сегрегація Ті в прикордонних областях трохи менша, ніж у ЗЛН на вихідному сплаві, що видно з порівняння записів розподілу Ті.

Дослідження мікроструктури сплаву ЖС6К з покриттям ХТН показало, що покриття досить неоднорідне. В ньому можна умовно виділити характерні ділянки: гладкі ділянки, в яких травлення не виявляє мікроструктури, ділянки з дисперсною структурою та ділянки з голками бориду хрому. Можна припустити, що розходження в мікроструктурі зазначених ділянок пов'язані з різними швидкостями загартування, що й визначає ріст голок боридів. Склад бориду говорить про те, що виділення боридів відбувається в процесі кристалізації розплаву покриття ХТН. Титан у зазначених ділянках практично відсутній і виявляється у покритті тільки у вигляді окремих рідких включень нітриду титану. У багатьох місцях покриття зазначені ділянки розділені включеннями оксидів металів, що входять до складу покриття. Крім них, на границі покриття й сплаву ЖС6К розташовуються величезні часток оксиду алюмінію.

Лазерний вплив на сплав ЖС6К з покриттями викликає розплавлення покриття та його перемішування, що обумовлює однорідний розподіл елементів як по глибині, так і по об'єму ЗЛН (Рис. 11, а, б). Характерно, що в периферійних областях ЗЛН, де температура не досягала температури плавлення (границя покриття – основа), відбувається істотний перерозподіл елементів в різних напрямках, що обумовлює появу між покриттям і основним металом металургійного зв'язку.

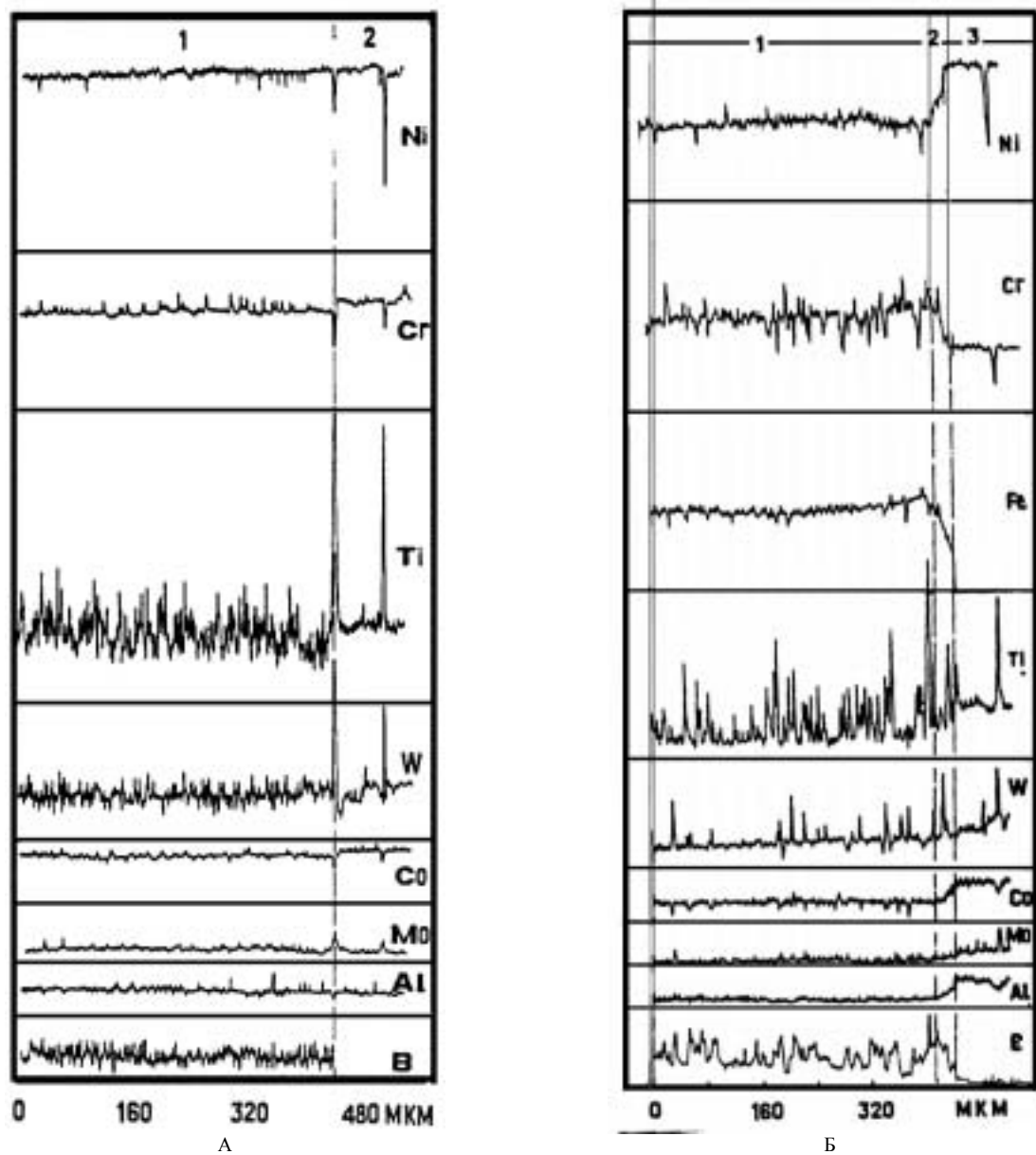


Рис. 11. Розподіл легуючих елементів у зоні лазерного нагріву сплаву ЖС6К з покриттями V₄C (а) та ХТН (б)

Висновки

Дослідженнями було встановлено, що лазерне опромінення легованих сталей та металевих сплавів з покриттями, отриманими плазмовим запиленням ініціює досить ефективний масоперенос, який можна використовувати для локального мікролегування з метою надання окремим ділянкам виробів потрібних

властивостей, або підвищення міцності зчеплення покриттів, які тримаються за рахунок адгезії, з основою. Різні елементи по різному розподіляються в ЗТВ, яка охоплює перехідний шар від покриття до основи. Концентрація одних елементів збільшується в покритті, інших – в основі. Це залежить від характеристик елемента, його концентрації у базовому і контактуючому матеріалах, від температурних умов лазерного нагрівання.

Змінюючи режими опромінення та володіючи закономірностями перерозподілу легуючих елементів можна, з метою підвищення якості покриттів, цілеспрямовано в склад покриття додавати спеціальні домішки, або напилати прошарки спеціального складу.

В ході моделювання температурного поля було виявлено, що розрідження вузлів адаптивної сітки на незмінних за температурою ділянках, є недостатнім, і це обумовлено неоднорідністю матеріалу покриття. Але, не дивлячись на деякі вади чисельного моделювання, це є найбільш доступний спосіб дослідження таких складних мікрометалургійних процесів.

Література

1. Кокора А.Н., Рикман Э.П. Распределение легирующих элементов в зоне воздействия излучения ОКГ. – Физика и химия обработки материалов. – 1968. – № 1. – С. 11-15.
2. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. – М.: Металлургия, 1973. – 192 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. – М.: ФИРАН, 1992. – С.118-120.
4. Исследование тепловых процессов и структуры поверхностного слоя при лазерной наплавке порошковых матириалов // В.А.Перелома, А.А.Щерба, А.Д. Подольцев, В.П. Лихошва и др. – К., Институт электродинамики НАН Украины. 1998. – 47 с.

Надійшла 10.1.2009 р.