

ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСУ ЛАЗЕРНОГО ЗМІЦНЕННЯ ІНСТРУМЕНТІВ ДЛЯ ОБРОБКИ МАТЕРІАЛІВ

В роботі наведена методика визначення оптимальних режимів лазерного зміцнення робочих кромek інструментів, з різними кутами загострення, виготовлених з інструментальних сталей та її реалізація. Відображені результати вивчення структурно-фазових перетворень, що проходять в сталях при лазерному випроміненні. Визначені керуючі параметри процесу та її критичні значення, що обмежують оптимальну межі режимів лазерного зміцнення. Приведені данні промислових випробувань розробленої технології.

В работе приведена методика определения оптимальных режимов лазерного упрочнения рабочих кромок инструментов, с различными углами заострения, изготовленных из инструментальных сталей и ее реализация. Освещены результаты изучения структурно-фазовых превращений, которые протекают в сталях при лазерном облучении. Определены управляющие параметры процесса и их критические значения, которые ограничивают оптимальную область режимов лазерного упрочнения. Приведены данные промышленных испытаний разработанной технологии.

In work the methodology of definition of optimum modes of laser hardening working elements of tools and details of machines made from tool steel as the appropriate algorithm and results of his realization is given. The results of study of structural – phase transformations are covered which proceed in steel at a laser irradiation. The managing parameters of process and their critical meanings are determined which limit optimum area of modes of laser hardening. The data of industrial tests of the developed technology are given.

Обробка матеріалів з метою їх розділення або формоутворення виробів є невід'ємним процесом практично будь-якої галузі промисловості, будь то машинобудування або приладобудування, легка або харчова промисловість, сільське господарство тощо. Для її реалізації використовуються різноманітні інструменти, які відрізняються за функціональним призначенням, конструкцією, формою, матеріалом та вимогами до нього. При цьому продуктивність, ефективність та надійність обробки в першу чергу залежить від геометричних параметрів та якості матеріалу їх робочих елементів. Індикатором якості інструмента в цілому є його ресурс роботи та зносостійкість між переточками при максимальній продуктивності, яка забезпечує потрібну якість обробки.

Для вирішення проблеми підвищення зносостійкості інструментів виконано чимало розробок в різних напрямках. Один із напрямків стосується створення нових композитних інструментальних матеріалів, інші – нанесення на робочі поверхні інструментів різноманітних дифузійних покриттів з застосуванням методів хіміко-термічної обробки, в тому числі і іонно-плазмового, або адгезійних, які отримують плазмовим або детонаційним напиленням, способами катодно-іонного бомбардування.

Значні перспективи в цьому плані мають процеси лазерного мікролегування та лазерного спікання інструментальних композитів, які принципово дозволяють отримувати безпосередньо на інструментах, виготовлених з дешевих матеріалів, робочі поверхневі шари з наперед заданими властивостями. Ці методи інтенсивно розвиваються і в найближчому майбутньому безперечно поповнять арсенал високоефективних промислових технологій виготовлення високоякісних інструментів та деталей машин [1].

Але уже сьогодні більш розвинутий спосіб лазерного термічного зміцнення набув певного визнання серед промисловців та розробників різних машин і механізмів [2]. Це сталося завдяки результатам промислових випробувань деталей машин і інструментів, виготовлених з залізобуглецевих сплавів і загартованих з використанням лазерного опромінювання, відповідно з якими їх зносостійкість, порівняно з іншими способами термічної обробки, підвищувалась в 2 – 10 раз. Такі результати обумовлені тим, що надшвидкісні процеси нагрівання та охолодження, характерні для лазерного опромінення, дозволяють формувати в поверхневих шарах залізобуглецевих сплавів специфічні структури, що мають надзвичайно високу дисперсність, велику твердість, яка перевищує в 1,5 -2 рази твердість аналогічного сплаву після традиційного гартування. До того ж такі структури у своїй більшості є метастабільними, що у сукупності забезпечує їм високий опір до абразивного зношування. До суттєвих переваг лазерного гартування можна віднести його локальність та селективність, вважай економічність, відсутність або мінімальність залишкових деформацій, можливість керування геометричними розмірами загартованих шарів.

Існує велика кількість теоретичних та експериментальних досліджень, присвячених вивченню фізико-хімічних процесів, які відбуваються в матеріалах під дією лазерного випромінювання [3,4]. Більшість з них проводились для виробів, розміри і маса яких досить велика і які представляють собою, з теплофізичної точки зору, напівобмежений масив.

Робочі елементи інструментів мають більш складну форму, зокрема форму клина з різними кутами загострення. Величина кута загострення залежно від конструкції інструмента, його функціонального призначення та властивостей матеріалу, що обробляється, змінюється досить в широких межах, практично від 3 до 90°. Малі кути загострення (3-30°) характерні для інструментів, які використовуються для розрізання біотканин, текстилю, гуми, шкіри, паперу і т.ін., більші, (30-45°) – для обробки деревини, пластиків, ґрунту, ще більші, (30-45°) – для обробки металів (фрези, довбляки, протяжки, різці, пуансони та матриці штампів).

При поверхневому лазерному нагріванні робочих елементів інструмента кут його загострення суттєво впливає на розподіл температур та швидкостей охолодження, а значить и на характер та однорідність структур [5].

Для того, щоб загартування дало потрібні результати, забезпечило надійну їх відтворюваність, при розробці технології лазерного гартування гострих крайок інструментів необхідно вирішити певні задачі. А саме, залежно від хімічного складу та початкового стану матеріалу, кута загострення клину визначити умови лазерного опромінювання, які забезпечили б отримання загартованої деталі з необхідними геометричними розмірами та необхідною структурою. Розв'язанню цієї задачі і присвячена дана робота.

Моделювання процесу лазерного нагрівання гостро заточених робочих елементів інструментів.

Для виробів клиновидної форми, вирішення поставленої задачі експериментальним шляхом або взагалі неможливе або пов'язане з великими труднощами. Тому проводилось математичне моделювання процесу нагрівання гострих крайок інструментів, за допомогою якого визначався розподіл температур в клиновидній області залежно від кута загострення та параметрів лазерного опромінювання. В попередніх дослідженнях [5] було показано, що найбільш впливовими на тепловий стан клину параметрами лазерного опромінювання є відстань максимуму інтенсивності випромінювання від крайки клину, a^* (мм) і швидкості відносного руху інструмента і променя, V (м/хв). Таким чином задача зводиться до того, щоб для конкретного інструменту при визначених умовах опромінення знайти критичні значення цих параметрів, при яких забезпечуються оптимальні геометричні розміри зміцненого шару та його структура і відсутні наступні негативні ситуації: оплавлення ріжучої крайки; оплавлення опромінюваної поверхні на деякому віддаленні від ріжучої крайки; відрив загартованої зони від крайки (тобто загартована зона завжди повинна бути не тільки на передній поверхні ріжучої кромки, а й на задній); структура зони лазерного нагріву в області крайки клину не відповідає заданій якості, тому що швидкість охолодження в зоні була нижче критичної для загартування.

Процес лазерного нагрівання безперервним випромінюванням можна представити у вигляді схеми, представленої на рис. 1. Досліджуваній об'єкт (ріжучий елемент інструменту) являє собою тіло клиновидної форми, по поверхні якого рухається з постійною швидкістю V паралельно вісі OZ , на деякій відстані від неї (a^*), поверхнево нормально розподілене теплове джерело (промінь лазера). Умови теплообміну ріжучого інструменту з навколишнім середовищем описуються законом Ньютона-Ріхмана. При цьому температура навколишнього середовища U_c та коефіцієнт теплообміну α приймаються постійними для усіх граничних поверхонь.

Вважаємо, що інтенсивність лазерного випромінювання розподілена по закону Гауса.

Температурне поле даного процесу можна описати тривимірним рівнянням теплопровідності у циліндричних координатах r, φ, z :

$$c\rho \frac{\partial U}{\partial t} = \lambda \left(\frac{1}{r} \frac{\partial U}{\partial r} + \frac{\partial^2 U}{\partial r^2} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 U}{\partial \varphi^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial z^2} \right),$$

$$r \in [r_2, r_3], \varphi \in [0, \varphi_1], z \in [0, z_1], t \in [0, T_k] \quad (1)$$

відносно невідомої температури $U = U(r, \varphi, z, t)$ з початковою умовою

$$U(r, \varphi, z, 0) = U_{noc}.$$

Фізичну область (систему циліндрів) можна представити у декартовій системі координат з осями OX, OY, OZ , як розрахункову область у вигляді прямокутних паралелепіпедів, причому координатам r, φ, z відповідають координати X, Y, Z . Крайова умова на поверхні фізичної області у зоні дії лазерного випромінювання має вигляд:

$$\lambda \frac{\partial U(r, 0, z, t)}{\partial \varphi} + q(r, z) = 0, \quad (2)$$

а на цій же поверхні поза зоною дії випромінювання:

$$\lambda \frac{\partial U(r, 0, z, t)}{\partial \varphi} - \alpha [U(r, 0, z, t) - U_c] = 0. \quad (3)$$

Крайові умови на нижній, верхній, бічних поверхнях та задній поверхні фізичної області моделюють теплообмін з навколишнім середовищем:

$$\lambda \frac{\partial U(r, \varphi, 0, t)}{\partial z} - \alpha [U(r, \varphi, 0, t) - U_c] = 0, \quad (4)$$

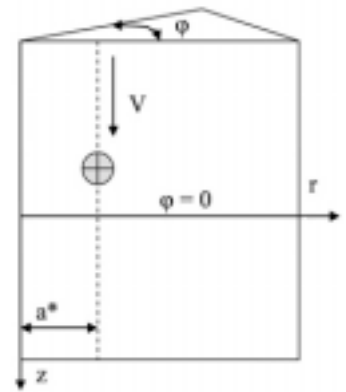


Рис. 1. Розрахункова схема процесу

$$\lambda \frac{\partial U(r, \varphi, z_1, t)}{\partial z} + \alpha [U(r, \varphi, z_1, t) - U_c] = 0, \quad (5)$$

$$\lambda \frac{\partial U(r_g, \varphi, z, t)}{\partial r} - \alpha [U(r_g, \varphi, z, t) - U_c] = 0, \quad (6)$$

$$\lambda \frac{\partial U(r_z, \varphi, z, t)}{\partial r} + \alpha [U(r_z, \varphi, z, t) - U_c] = 0, \quad (7)$$

$$\lambda \frac{\partial U(r, \varphi_1, z, t)}{\partial \varphi} + \alpha [U(r, \varphi_1, z, t) - U_c] = 0. \quad (8)$$

У моделі використані наступні позначення: r, φ, z – просторові координати у циліндричній системі (фізична область); x, y, z – просторові координати у декартовій системі (розрахункова область); t – час; c – коефіцієнт теплоємності; ρ – щільність; λ – коефіцієнт теплопровідності; q – густина потужності випромінювання; α – коефіцієнт тепловіддачі; $U_c, U_{\text{поч}}$ – температура навколишнього середовища та початкова температура об'єкту, r_z, r_g – зовнішній та внутрішній радіуси деталі.

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.

Досліджувався процес лазерного нагрівання ріжучих крайок інструментів, які мали різні кути загострення ($5^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ, 90^\circ$) і були виготовлені з вуглецевої інструментальної сталі У8. Визначався розподіл максимальних температур в різних перерізах клину при наступних вихідних даних (наприклад, для кута загострення 5°) у системі одиниць кг, см, с зі значеннями параметрів: $c=0,5 \cdot 10^7 \text{ см}^2/(\text{с}^2 \cdot \text{град})$, $\rho=7,8 \cdot 10^{-3} \text{ кг/см}^3$, $\lambda=2600 \text{ кг} \cdot \text{см}/(\text{с}^3 \cdot \text{град})$, $\alpha=50 \text{ кг}/(\text{с}^3 \cdot \text{град})$. Розміри деталі: $z \in [0,4]$, $x \in [0,4]$, $\varphi_1 = 5^0 = 0.0872 \text{ рад}$. Лазерний промінь представляє собою Гаусів пучок і має такі характеристики: $r=0,25 \text{ см}$, $q_{\text{max}}=10^7 \text{ кг/с}^3$. $V = 2.5 \text{ см/сек}$. Промінь рухається на відстані $a^*=0,35 \text{ см}$ від крайки клину з швидкістю $V=2,5 \text{ см/с}$. Температура навколишнього середовища $U_c = 20^\circ$.

Результати розрахунків наведені в табл. 1, 2 та на рис. 2,3.

В табл. 1 наведені дійсні значення температур на поверхні клину в координатах ZOR, а на рис. 2 – їх розподіл по поверхні, які відповідають змодельованому процесу при дії променя протягом однієї секунди.

Наведені дані свідчать про те, що температура опромінюваної поверхні не перевищувала $1200\text{-}1250^\circ\text{C}$, на крайці – $900\text{-}1000^\circ\text{C}$, тобто були менші температури плавлення і достатніми для аустенізації, що відповідає вимогам гартування.

Таблиця 1

Фрагмент таблиці дійсних значень температур на поверхні клину, ($t=1\text{с}$)

	R=0,100	R=0,198	R=0,295	R=0,350	R=0,393	R=0,495	R=0,638	R=0,839	R=1,120
Z=0,000	434	437	424	402	380	311	206	93	31
Z=0,316	457	461	445	422	398	374	211	94	31
Z=1,226	696	697	653	601	549	403	213	67	23
Z=1,782	900	907	851	768	682	439	170	39	21
Z=2,055	980	1014	1008	907	786	439	123	28	20
Z=2,245	955	1057	1190	1074	899	406	81	23	20
Z=2,455	597	816	1271	1175	922	268	36	20	20
Z=2,555	236	354	618	583	454	123	24	20	20

На рис. 2 видно зміщення температурних мас в бік загостреного краю, що відбувається через клиновидну форму виробу і відповідає реальному процесу нагрівання інструмента такої форми. В ньому відбувається вирівнювання температур внаслідок того, що теплова хвиля відбивається від задньої

(ненагрівасмої) поверхні клину і розподіляється по крайці, тому і спостерігається хвиля запізнення прогріву крайки відносно руху променя. В табл. 2 наведені дійсні значення температур в тілі ріжучого елемента, в площині ϕOZ , а також їх розподіл по ній в одному із перерізів, перпендикулярному вісі OZ і який співпадає з центром сфокусованого променя. Дані табл. 2 свідчать про те, що температура нагрівання розповсюджується і вглиб деталі, а не тільки по поверхні.

Розподіл температур, наведений на рис. 4, показує що температура досить рівномірно розподілена по всій товщині клина, достатня по величині для аустенізації, отже загартованою буде не тільки поверхня, по якій рухається промінь, а і вся область клина, яка оточує ріжучу крайку.

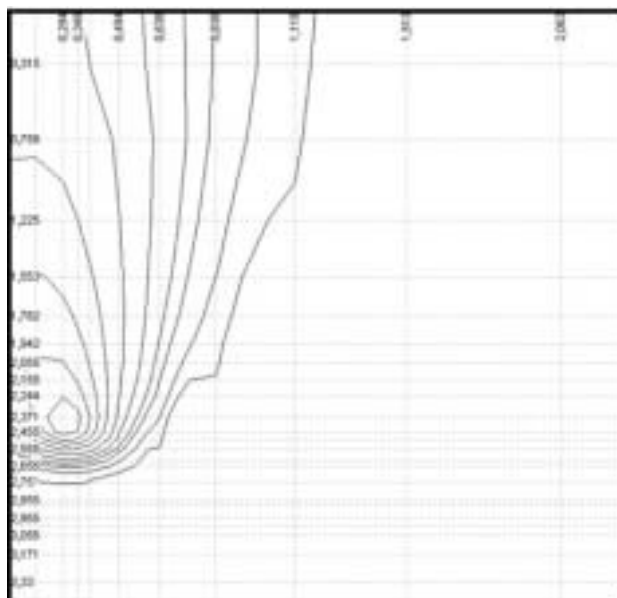


Рис. 2. Ізолінії температур на поверхні клина (температурна різниця між лініями 200°C)

Таблиця 2

Фрагмент таблиці дійсних значень температур в розрізі деталі паралельному $RO\phi$ в місці положення променя через 1с ($z=2,5$)

	R=0,100	R=0,198	R=0,295	R=0,350	R=0,393	R=0,495	R=0,638	R=0,839
$\phi = 0,0000$	596	816	1271	1175	922	268	36	20
$\phi = 0,0044$	597	813	1261	1161	910	266	36	20
$\phi = 0,0109$	597	811	1245	1142	893	262	36	20
$\phi = 0,0175$	597	808	1231	1123	878	259	36	20
$\phi = 0,0240$	596	805	1218	1107	863	255	36	20
$\phi = 0,0305$	596	803	1206	1092	851	252	36	20
$\phi = 0,0415$	596	799	1190	1071	833	248	36	20
$\phi = 0,0567$	596	796	1172	1050	813	244	36	20

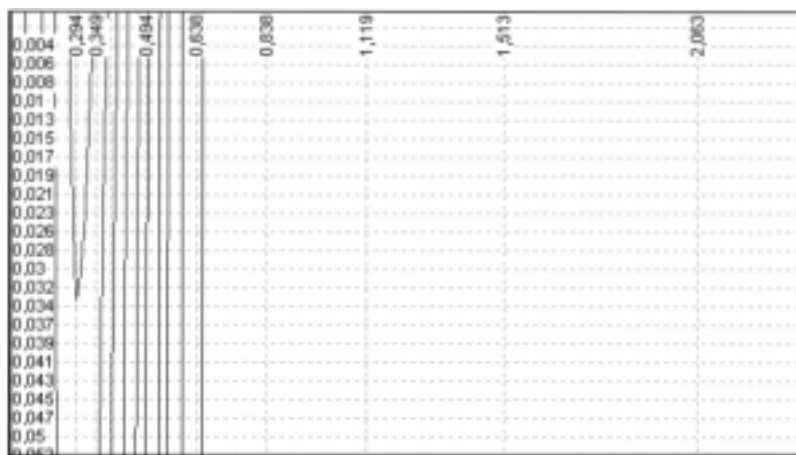


Рис. 3. Ізолінії температур в розрізі паралельному \bar{R} в місці положення променя через 1с ($z=2,5$), температурна різниця між лініями 200°C.

Експериментальне обладнання і методики досліджень

Експериментальні дослідження проводились на багатофункціональному технологічному комплексі. До складу комплексу входить електрогазорозрядний CO_2 лазер типу «Латус 31» з потужністю вихідного випромінювання 1000-1200 Вт і довжиною хвилі 10,6 мкм, чотирьох координатний стіл з ЧПК. Комплекс оснащений вимірювачем потужності випромінювання прохідного типу PCI 60, аналізатором лазерних пучків типу LBA фірми «ALL GmbH».

Для досліджень були виготовлені спеціальні зразки із вуглецевої сталі 65Г та У8, які піддавались нормалізації та об'ємному загартованню і відпустці у відповідність зі стандартом.

Призматичні зразки розміром 40x40x5 мм, а також зразки з ріжучим клином, які мали різні кути заострення ($5^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$ і 90°) зі спеціальним поглинаючим покриттям на основі ZnO товщиною 20-30 мкм оброблялися лазерним випромінюванням при постійній потужності 1000 Вт і змінній швидкості обробки в

межах 0,2-4,5 м/хв. (рис. 4). Лазерний промінь фокусувався на оброблюваній поверхні сферичною лінзою із КСІ з фокусною відстанню 300 мм. Діаметр плями фокусування змінювався в діапазоні 4 – 7 мм регулюванням відстані від лінзи до поверхні обробки. Крім того, на зразках з клиновидними крайками змінювалась відстань від центру сфокусованого променя до крайки в межах від 0 до 5 мм.

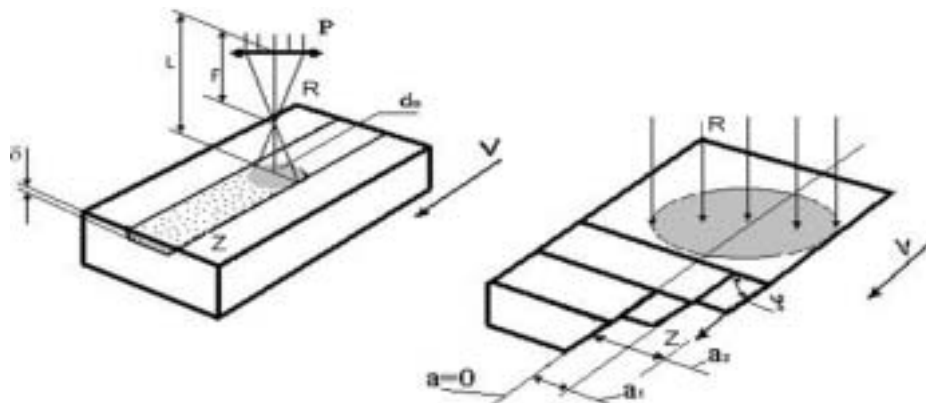


Рис. 4. Схема лазерної обробки зразків призматичної та клиновидної форми

На окремих зразках з клиновидними робочими елементами значення температур, отриманих розрахунком за допомогою моделі, перевірялись експериментально. На задній поверхні клина в точці з визначеними координатами закріплювався за допомогою лазерного зварювання спай хромель – алюмелевої термопари. Виводи термопари через підсилювач «Топаз 10» підключались до електронного осцилографа С12. Термопара, закріплена на клиновидному зразку, попередньо тарувалась. Шляхом експериментального вимірювання температур і корегування моделі була досягнута досить висока точність розрахунків (похибка не перевищувала 10 %).

Після опромінення зразки розрізались електроіскровим способом і з них приготувлялись шліфи, які потім досліджувались за допомогою металографічного та рентгеноструктурного аналізу.

Залишкові напруги вимірялися в поверхневому шарі зразків зі сталі У8, зміцнених лазерним випромінюванням на оптимальних режимах ($\varphi=60^\circ$, $P=1000$ Вт, $V=0,8$ м/хв, $d_0=5$ мм, $a^*=2$ мм), за допомогою рентгенографічного $\sin^2\psi$ методу. Зі зміцненого й незміцненого зразків знімалися при різних кутах ковзання рентгенівського променя дифракційні картини, які потім аналізувалися, визначалися відповідні деформації й розраховувалася сума головних напруг. Рентгенографічну зйомку проводили у випромінюванні залізного анода з реєстрацією відбиттів від площин (211) з зміцненої передньої поверхні, потім перехідної зони й основного матеріалу.

Вивчення зон термічного впливу в вуглецевих інструментальних сталях, утворених лазерним опроміненням

Дослідження проводилися на інструментальній вуглецевій сталі У8 (рис. 5) у стані поставки (а) і підданій стандартному загартуванню й низькій відпустці (б). Результати досліджень показали, що зона термічного впливу при дії безперервного випромінювання CO_2 лазера в цій сталі має кілька шарів, що розрізняються, залежно від режимів опромінення й вихідного стану сталі, геометричними розмірами, ступенем травлення, структурами, величиною й формою зерен, мікротвердістю.

При дії лазерного випромінювання з густиною потужності $4 \cdot 10^3$ Вт/см² і швидкостях обробки менше за 0,6 м/хв у поверхневому шарі утворюється три шари, які відрізняються структурою. Безпосередньо у поверхні розташовується шар розплаву, що закристалізувався, який складається з дисперсних закруглених зерен, що має мартенситно-аустенітну структуру з мікротвердістю 9,5-10,5 ГПа. Найвність залишкового аустеніту чітко фіксується на дифрактограмах, знятих з зон лазерного нагрівання. Кількість залишкового аустеніту збільшується зі зниженням швидкості обробки й досягає при швидкості 0,2 м/хв 35 %. Другий шар утворився там, де температура нагрівання не перевищувала критичну точку A_{c1} . Він відрізняється підвищеною дисперсністю структури й збільшеною твердістю 11-11,5 ГПа. На границі з основою розташовується перехідний шар. Мікротвердість структури цього шару знижується на його краю до вихідної. Це обумовлено тим, що гомогенізація аустеніту не встигла відбутися, і поряд з високовуглецевим мартенситом у структурі присутній мартенсит з меншим вмістом вуглецю.

При лазерній обробці нормалізованої сталі У8 зі структурою пластинчастого перліту, на режимах, що забезпечують нагрівання до температур вище точки A_{c1} , але не перевищуючу температуру плавлення, утворюється два характерних шари. Поверхневий, де структурно-фазові перетворення протікали у твердому стані, і перехідний. Поверхневий шар має високодисперсну, яка погано піддається травленню, структуру. Форма й розміри цього шару визначаються режимами опромінення й змінюються в широкому діапазоні. Мікроструктура даного шару має твердість 11-12 ГПа і складається з високодисперсного мартенситу, залишкового аустеніту і не яскраво виражених трооститних утворень по малюнку колишніх границь аустенітних зерен (рис. 6а). Залежно від режимів опромінення змінюється тільки дисперсність структури і її фазовий склад. Зі збільшенням швидкості обробки вона підвищується

й збільшується вміст залишкового аустеніту.

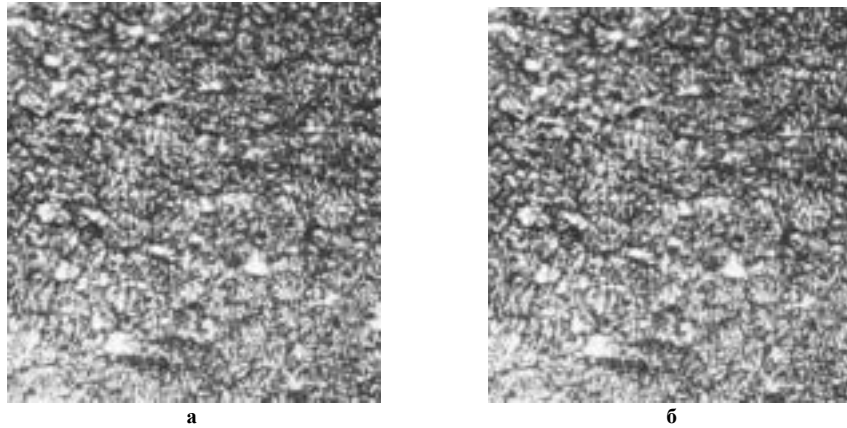


Рис. 5. Мікροструктура зони лазерного нагріву в сталі У8, яка попередньо піддавалась різним видам термічної обробки: (а) – нормалізації, (б) – об'ємному гартуванню і низькій відпусці, x500

У перехідному шарі, розташованому на границі з основою, мікροструктура плавно змінюється від мартенситно-трооститної до вихідної, перлітної (рис. 6б).

При опроміненні сталі У8 з вихідною мартенситно-трооститною структурою (рис. 7) на режимах, які не викликають оплавлення поверхневого шару, утворюється двошарова структура. Перший шар має мікροструктуру середньоголчастого мартенситу, який погано піддається травленню, (рис. 7а). З глибиною спостерігається поступове збільшення в структурі залишкового аустеніту й здрібнювання голок мартенситу. Другий шар являє собою зону відпуски і має трооститну структуру з карбідами цементитного типу. У перехідній зоні мікροструктура плавно змінюється від троосто-цементитної до мартенситно-трооститної структури основи (рис. 7б).

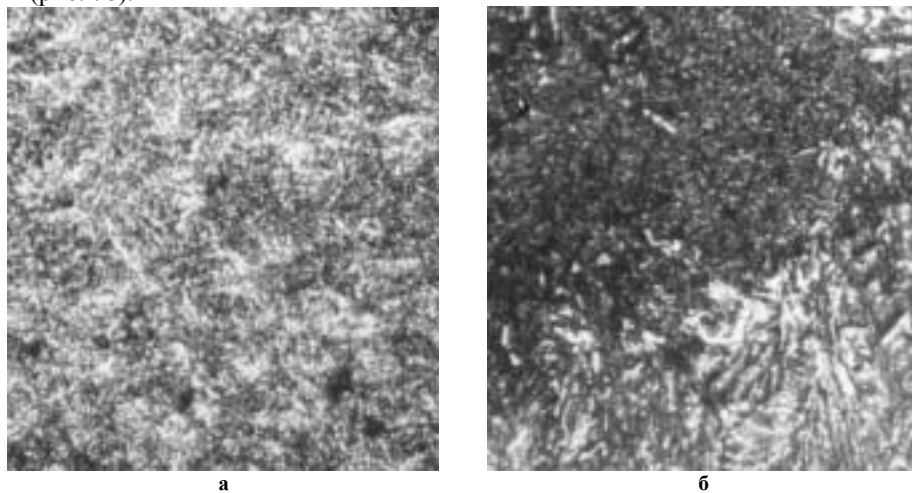


Рис. 6. Мікροструктура поверхневого (а) и перехідного шару у нормалізованій сталі У8, опроміненій безперервним лазерним випромінюванням на режимах, при яких розплавлення поверхні не відбувається, x500

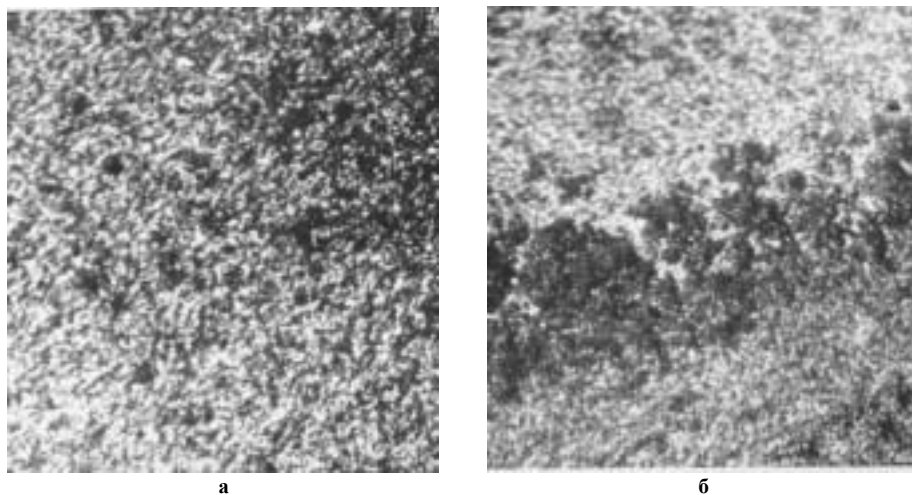


Рис. 7. Мікроструктура поверхневого шару (а) і перехідної зони (б) у загартованій сталі У8 і зміцненій безперервним лазерним опроміненням, х500

Аналіз отриманих даних показав, що лазерне зміцнення вуглецевої сталі У8 має ряд цікавих особливостей: зони термічного впливу, де відбувались структурно-фазові зміни мають чіткі границі обкреслені відповідними ізотермами (рис. 8), що дозволяє досить точно здійснювати непрямий контроль розподілу температур у поверхневому шарі, проводити оцінку точності моделювання теплових процесів.

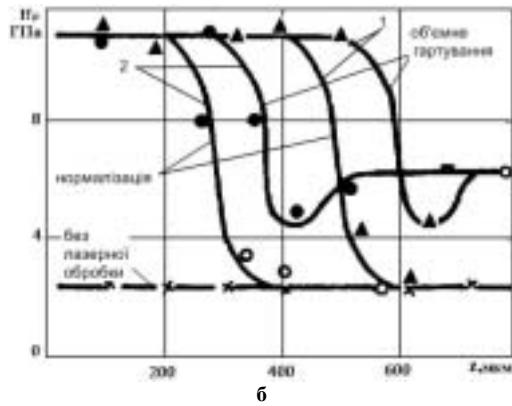
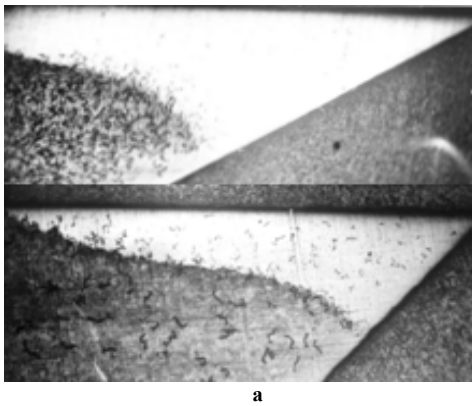


Рис. 8. Зони лазерного зміцнення в ріжучих елементах ($\phi=30^\circ, \phi=45^\circ$) зі сталі У8 (а) та розподіл мікротвердості по глибині від поверхні залежно від вихідного стану сталі й режимів опромінення: 1 – $W_p=8 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2, V=0,5 \text{ м/хв}$ (плавлення); 2- $W_p=2 \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2, V=1,5 \text{ м/хв}$

Мікротвердість поверхневих шарів сталі У8, підданих лазерному опроміненню на різних режимах (як з оплавленням поверхні, так і без оплавлення) слабо залежить від вихідного стану сталі (рис. 8б), практично не залежить від режиму опромінення, якщо температура нагрівання перевищує критичну точку A_{c1} , у тому числі й температуру плавлення.

У зміцнених шарах, отриманих на режимах з оплавленням поверхні при низьких швидкостях обробки, $< 0,4 \text{ м/хв}$, у центрі зон на поверхні спостерігаються мікротріщини, що свідчать про високі термічні напруги, що розвивалися в процесі кристалізації й охолодження розплавленого металу.

Розміри зміцненого шару при рівних умовах опромінення в попередньо загартованій сталі У8 приблизно на 20-30 % більше аналогічних зон у нормалізованій сталі (рис. 8б).

Шляхом моделювання та експериментів для різних кутів загострення ріжучих інструментів (від 5° до 90°), виготовлених зі сталі У8, визначались граничні значення величин швидкості лазерної обробки (V) і величини зміщення центру променя від крайки клину (a^*), які відповідають початку створення однієї з трьох негативних ситуацій (V_{1,a^*} -оплавлення крайки клину; V_{2,a^*} -оплавлення опромінюваної поверхні; V_{3,a^*} -відрив зміцненої зони від крайки клину). Потім ці дані оброблялись, аналізувались і визначалась область технологічних режимів, які гарантовано забезпечують формування в клині зміцненого шару потрібної якості. В межах цієї області зміцнені шари відрізняються тільки геометричними розмірами, якими досить легко керувати, не втрачаючи якості. Таки області оптимальних режимів можуть складати базу даних. Як приклад, для одного із варіантів, така область представлена графічно на рис. 9.

Фізико-механічні та експлуатаційні характеристики зміцнених

Вивчення величини й характеру розподілу залишкових макронапружень проводилося на клиновидних зразках ($=60$), виготовлених з вуглецевої сталі У8 й зміцнених лазерним випромінюванням ($P=1000 \text{ Вт}, V=0,8 \text{ м/хв}, d_0=5 \text{ мм}, a^*=2 \text{ мм}$), рентгенографічним методом. За отриманим даними розраховувалася відносна деформація $\epsilon=1,6973$ і визначалася сума головних напруг $\sigma_1 + \sigma_2 = -1370,92 \text{ МПа}$. У такий спосіб було встановлено, що в зміцненому шарі сталі У8 формуються стискаючі залишкові напруги. У зоні відпустки напруги міняють свій знак і переходять у розтягуючі, плавно зменшуючись у міру видалення від ребра клина. Отримані дані свідчать про сприятливий розподіл залишкових напруг у зміцнених інструментах з погляду міцності й зносостійкості.

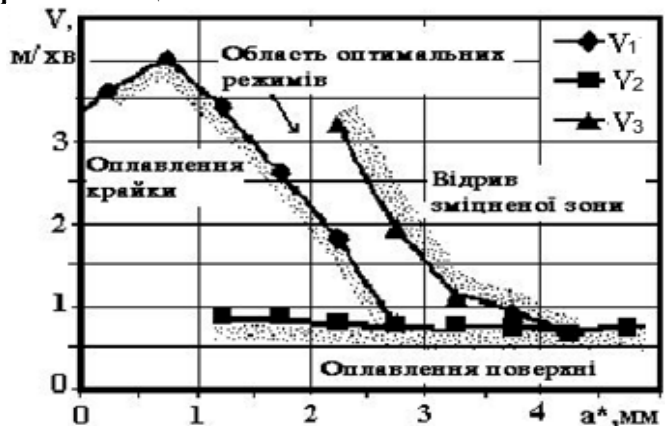


Рис. 9. Критичні швидкості лазерної обробки й відповідні значення зсуву максимуму інтенсивності випромінювання щодо крайки, що обмежують область оптимальних режимів зміцнення ріжучого клину інструмента ($\phi = 45^\circ, P=1000 \text{ Вт}, d_0 = 5 \text{ мм}$)

Оцінку зносостійкості структур, сформованих лазерним опроміненням в сталі У8, проводили на машині тертя ПВК-2 за схемою контакту "плоский зразок-ролик". Контрзразком служили ролики зі сталі ШХ-15 з твердістю HRC55. Порівняння проводилося по величині зношування. Зношування зразків і контрзразків визначалось ваговим методом. Випробування проводилися при однакових навантаженнях (50 Н) і швидкостях

ковзання (2,5 м/с) в умовах граничного тертя. Було встановлене підвищення зносостійкості зміцнених зразків щодо стандартних в 1,6-2 рази. При цьому спостерігалось суттєве (в 2 рази) зниження коефіцієнту тертя. Процес зношування відрізняється плавністю, відсутністю сколів, крихкого руйнування, схоплень. Такі результати є наслідком особливостей структур, які утворюються при лазерному зміцненні. В першу чергу це їх висока дисперсність, метастабільність, великий вміст залишкового аустеніту і висока їх інтегральна твердість.

На рис. 10,а представлені матриці вирубного й витяжного штампа, які використовуються при виготовленні деталей з харчової нержавіючої аустенітної сталі 12Х18Н10Т з великим ступенем витяжки типу термосів, кеглів й т. ін. на підприємстві "Хіммаш" (м. Коростень). Лазерному зміцненню піддавалися ріжучі крайки матриці, призначеної для вирубки заготівлі й радіусні поверхні матриці, що формує профіль деталі при наступній її витяжці. При ковзанні металевого листа при витяжці по поверхні матриці спостерігається її інтенсивне зношування. Матриці традиційно виготовляли зі спеціальної зносостійкої сталі Х12М, піддаючи її об'ємному загартуванню й відпустці. Малий період стійкості матриць (400-500 деталей) і висока вартість штампів зажадали пошуку рішення проблеми. Застосування тврдосплавних матриць істотно збільшив період їхньої стійкості з погляду збереження геометричних розмірів, але з'явилася нова проблема. На виготовлених деталях знезацька почали з'являтися подряпини, які приводили до браку. Причиною появи подряпин були дрібні частки – продукти крихкого руйнування матриці. Запобігти це виявилось неможливим. Проблема була вирішена застосуванням технології лазерного зміцнення. Було запропоновано виготовляти матриці штампів замість сталі Х12М з вуглецевої сталі У8, піддавати їх об'ємному загартуванню й середній відпустці на твердість 50-52 HRC, після чого ріжучі крайки зміцнювати безперервним випромінюванням CO₂ лазера. Виробничі випробування партії матриць у кількості 100 шт в умовах виробництва ВАТ "Хіммаш" виявили підвищення зносостійкості матриць в 3-4 рази і підтвердили доцільність заміни кошовної штампової сталі Х12М на сталь У8, забезпечили 100 % вихід якісних деталей.

Високу ефективність лазерна обробка показала при поверхневому зміцненні матриць і пуансонів машин по виготовленню методом просікання сталевих сіток, застосовуваних у харчовій промисловості, у будівництві й ін., що випускаються підприємством м. Ніжин. Особливістю таких деталей є велике відношення їхньої довжини до величини поперечного перерізу. Добре зарекомендувала себе технологія лазерного зміцнення призматичних ножів для здрібнювання цукрових буряків, виготовлених з вуглецевих та нержавіючих сталей. Ножі мають гармошкоподібні ріжучі елементи з кутом загострення 5°. Лазерному опроміненню піддавалась передня поверхня ножа, в наслідок чого утворювався зміцнений шар товщиною 50-100 мкм з мікротвердістю 10-12 ГПа. Така технологія забезпечує ефект самозаточування, оскільки такі ножі зношуються по задній поверхні, і дозволяє значно підвищити їх зносостійкість.



А



Б

Рис. 10. Лазерне зміцнення матриці просічно-витяжного штампа, виготовленої із вуглецевої сталі У8 (а) і ніж для здрібнювання цукрових буряків, зміцнений лазерним опромінюванням (б)

Висновки

Запропоновано й реалізовано ефективний алгоритм визначення оптимальних режимів лазерного зміцнення інструментів, виготовлених з інструментальних сталей, які мають робочі елементи практично з любым кутом загострення. Показано, що для керування температурним режимом клину доцільно, у першу чергу використовувати швидкість переміщення теплового джерела V і величину зсуву максимуму його інтенсивності щодо крайки клина a^* . Особливістю запропонованої методики є те, що вона може бути застосована як для інструментів, так і для різних деталей машин (лопатки газових турбін, відсічні крайки гідроапаратури, голчасті штоки, голки і т. ін.), які виготовлені із різних матеріалів. При цьому тільки уточнюється оптимальність температурних умов нагріву. Ефективність запропонованого способу лазерного зміцнення доведена результатами промислових випробувань матриць штампів, просічного інструменту, ножів для подрібнення цукрових буряків, зносостійкість яких підвищилась в 2-4 рази.

Література

1. Применение лазерной технологии для спекания алмазосодержащих композиционных материалов // Л.Ф. Головки, Н.И. Анякин, О.Эхсан, Н.В.Новиков // Автоматическая сварка. – 2008. – 8 (664). – С. 15-23.
2. Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов / В.С.Коваленко, А.Д. Верхотуров, Л.Ф. Головки, И.А. Подчерняева. – М.: Наука, 1986. – 280 с.
3. Дьяченко В.С. Особенности строения и свойства быстрорежущих сталей после лазерной обработки. *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1985. – № 8. – С. 50-54.
4. Астапчик С.А., Бабушкин В.Б., Ивашко В.С. Структурные и фазовые превращения в сталях и сплавах при лазерной термической обработке // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1991. – № 2. – С. 2-5.
5. Kovalenko V.S., Golovko L.F., Fialko N.M. Laser hardening of components and tools with complicated working elements shaped for heattransfer. *Proceedings of ICALEO'93, Orlando, Florida, USA, Oct. 28, 1993, p.283-288.*

Надійшла 6.12.2008 р.