It is known, that in spite of long operational life of large products, after expiration of their operational life in regards to working surface and their subsequent retirement, they still have significant residual operation time as for load cycle and fatigue stresses with high figures of overall geometrical dimensions and parameters.

Theoretical investigations of large compound / sleeved products life cycle, given through the example of mill rolls, allowed to suggest scientifically-grounded aspects for creation of technological recovery systems for such products in heavy engineering.

On the basis of theoretical and experimental investigation results analysis of these systems, which include operations of compound products dismantling by thermal action, deformation of reused parts followed by assembling, the principles of their development during large products recovery have been substantiated.

Developed technological systems for large products recovery have been introduced in heavy engineering followed by succubus application, in particular, regarding sleeved backup rolls recovery at some leading enterprises of Russia and Ukraine.

Keywords: large compound / sleeved products, «life» cycle, technological recovery systems, dismantled parts.

УДК 621.373.826:621.791.92

ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СТАЛЕЙ ЛАЗЕРНИМ ТА КОМБІНОВАНИМ ЛЕГУВАННЯМ

Бернацький Артемій Володимирович
Молодший науковий співробітник, відділ «Спеціалізована високовольтна техніка та лазерне зварювання», Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, вул. Боженко, 11, м. Київ, Україна, 03680
Контактний тел.: (044) 205-21-77
E-mail: bav69@yandex.ru

Представлено результати дослідження впливу зміни параметрів процесів лазерного та комбінованого лазерно-мікроплазмового легування на структуру поверхневих шарів та впливу структурних параметрів на зміну фізико-механічних властивостей одержаних легованих шарів. Використовуючи залежності металофізичних теорій управління структуроутворенням, виконано аналітичні оцінки характеристик тріщиностійкості, в'язкості руйнування та диференційованого внеску різних структурних факторів у зміну інтегрального значення границі текучості.

Ключові слова: легування, лазерне, комбіноване, сталь, погонна енергія, структура, фізико-механічні властивості.

Представлены результаты исследования влияния варьирования параметров процессов лазерного и комбинированного лазерно-микроплазменного легирования на структуру поверхностных слоев и влияния структурных параметров на изменение физико-механических свойств полученных легированных слоев. Используя зависимости металлофизических теорий управления структурообразованием, выполнены аналитические оценки характеристик трещиностойкости, вязкости разрушения и дифференцированного вклада различных структурных факторов в изменение интегрального значения предела текучести.

Ключевые слова: легирование, лазерное, комбинированное, сталь, погонная энергия, структура, физико-механические свойства.

1. Вступ

Забезпечення науково-технічного прогресу в машинобудуванні, приладобудуванні та інших галузях промисловості, пов'язано, насамперед, зі створенням нових конструкційних матеріалів та вдосконалюванням технологій підвищення їхніх експлуатаційних властивостей. 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 %. Однак у найближчому майбутньому найпоширенішими серед

© Бернацький А. В., 2013

металевих конструкційних матеріалів залишаться сплави на основі заліза й, насамперед, сталі. Тому проблема вдосконалювання технологічних методів підвищення фізико-механічних властивостей сталевих деталей залишається актуальною.

2. Аналіз досліджень і публікацій та постановка проблеми

Розвиток інженерії поверхні припускає розробку технологічних процесів нового рівня, що дозволяють модифікувати поверхневий шар, радикально міняти його структуру й властивості [1]. В останні десятиріччя розроблено багато підходів до формування методами інженерії поверхні, зокрема лазерними та комбінованими технологіями, поверхневих шарів з високими експлуатаційними характеристиками на навантажених сталевих виробах. Значний внесок у розвиток таких підходів зробили вітчизняні і закордонні вчені: О. Г. Грігорьянц [1], І. В. Крівцун [2], М. М. Рикалін [3], T. Anthony [4], M. Bonek [5], F. Klocke [6], J. Mazumder [7], M. Riabkina-Fishman [8], S. Sasaki [9], N. Serres [10] та інші.

Незважаючи на безсумнівний науковий і практичний інтерес, лазерні [1, 3—8] та комбіновані [2, 9, 10] лазерно-плазмові технології поверхневої обробки в даний час не отримали належного розвитку та впровадження. Багато в чому це пояснюється відсутністю принципів управління структуроутворенням при формуванні в поверхневому шарі сталей структури, що забезпечує високий рівень характеристик конструктивної міцності, які лежать в основі розробки таких технологій. Головною причиною цього є те, що на даний час при розробці технологій зміцнення поверхні найбільш поширеним є емпіричний підхід [1—3, 5—9], який не дозволяє управляти структуроутворенням в технологічному процесі зміцнення і впливати, на очікуваний рівень фізико-механічних властивостей. Оскільки головна увага в багатьох дослідженнях, присвячених лазерному [1, 3—8] та комбінованому лазерно-плазмовому [2, 9, 10] легуванню сталей, приділялася підвищенню окремих характеристик сталевих деталей, на даний час питання про конструктивну міцність виробів при лазерному поверхневому легуванні різного класу сталей є актуальним та недостатньо вивченим.

Вирішення актуальної наукової проблеми підвищення конструктивної міцності робочих поверхонь сталевих деталей при лазерному та комбінованому легуванні, можливе шляхом управління структуроутворенням, за рахунок проведення логічно послідовних теоретичних, експериментальних і технологічних досліджень, що базуються на основі існуючих металофізичних теорій управління структуроутворенням, та спрямованих на формування в поверхневому шарі сталей структури, що забезпечують високий рівень фізико-механічних властивостей сталевих виробів.

3. Постановка задач

Метою даної роботи є підвищення рівня фізико-механічних властивостей поверхневих шарів сталевих виробів, за рахунок застосування процесів лазерного та комбінованого лазерно-мікроплазмового легування, що проводяться на основі використання передумов металлофізичних теорій управління структуроутворенням в цих шарах.

Для досягнення поставленої мети необхідно розв'язати наступні задачі:

а) експериментально дослідити вплив зміни параметрів процесів лазерного та комбінованого лазерно-мікроплазмового легування на структуру поверхневих шарів, одержуваних на конструкційних сталях;

б) проаналізувати вплив зміни структурних параметрів на зміну фізико-механічних властивостей одержаних легованих шарів.

4. Дослідження впливу зміни параметрів процесу на структуру та фізико-механічні властивості легованих шарів

У ході експериментів з лазерного легування потужність P лазерного випромінювання змінювали в межах від 0,2 до 4,4 кВт при використанні лазера «DY 044». Діаметр плями $d_{\text{п}}$ лазерного випромінювання на поверхні зразка становив від 1 до 5 мм. Лінійну швидкість $v_{\text{лег}}$ процесу легування змінювали від 3 до 50 мм/с. Масові витрати $Q_{\text{п}}$ присаджувальної порошкової суміші змінювали дискретно ступенями 0,1; 0,15; 0,2; 0,25; 0,3; 0,35; 0,4; 0,45; 0,5 г/с. Були проведені експерименти по легуванню як окремих доріжок, так і доріжок з перекриттям із коефіцієнтом перекриття доріжок $K_{\text{П}}$ 10...80 %. При проведенні експериментів за комбінованою лазерно-мікроплазмовою схемою, додатково використовували більш дешеве мікроплазмове джерело потужністю 1,5 кВт.

Сталь 38ХН3МФА була обрана в якості модельного матеріалу, на якому були виконані дослідження з легування механічною сумішшю порошкових матеріалів (фракцією «0...40» мкм) наступного складу: реліт + хром + алюміній + кремній = 46 % + + 46 % + 4 % + 4 % (зазначений масовий відсоток).

Проаналізовано вплив зміни параметрів процесів лазерного та комбінованого лазерно-мікроплазмового легування на структуру поверхневих шарів та вплив структурних параметрів на зміну фізико-механічних властивостей, одержаних легованих шарів. Для цього були відібрані зразки з легованими шарами отриманими при режимах з E = 300...450 Дж/мм (у яких були відсутні мікротріщини або їх об'ємна частка не перевищувала 5 %), і виконані на режимах $E \gg 450$ Дж/мм, при яких формувалась значна кількість мікротріщин (об'ємна частка тріщин перевищувала 5 %).

Для дослідження зразків, одержаних за допомогою лазерного легування були відібрані зразки № 460.5 та № 460.6, виконані відповідно при V = 500 мм/хв, P = 3,5 кВт (E = 420 Дж/мм) і V = 400 мм/хв, P = 4,4 кВт (E = 660 Дж/мм). Для дослідження зразків, одержаних за допомогою лазерно-мікроплазмового легування відібрані зразки № 470.3 (V = = 750 мм/хв, $P_л$ = 3 кВт, E = 360 Дж/мм) та № 471.2 (V = 500 мм/хв, $P_л$ = 3 кВт, E = 540 Дж/мм).

В усіх зразках легований шар мав чітко виражену кристалічну структуру, спрямовану перпендикулярно лінії сплавлення з основним металом. Мікроструктура зразків першої групи характеризується підвищеною дисперсністю й однорідністю. В них спостерігаються кристаліти протяжного виду, розмір яких у середньому становить $h \times l$ = 20 × 80 мкм, а коефіцієнт форми æ відповідно становить æ = 4. Кристаліти у зразках другої групи мають більш протяжну так і ніздрювату структуру із коефіцієнтом форми æ = 10 (у середньому $h \times l$ = 10 × 100 мкм).

Дослідження концентраційних змін показали в зразках обох груп плавну зміну по залізу, хрому і вольфраму при переході від легованого шару до лінії сплавлення і далі в основний метал. За результатами рентгеноструктурного аналізу у легованих шарах зразків першої групи зафіксовані стискаючі напруження I роду 200...290 МПа та утворення карбідів типу $Cr_{23}C_6$, а у зразках другої групи — розтягуючі напруження I роду на рівні 300...420 МПа та утворення карбідів типу $Cr_{23}C_6$, $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$, Fe_7C_3 та з'єднання зі структурою шпінелі $Fe(CrAl)_2O_4$.

Більш детальне вивчення концентраційних змін у легованому шарі, показало, що у в зразках другої групи з величиною погонної енергії E вище 450 Дж/мм, в об'ємах кристалітів спостерігається вміст 7...7,5 % Cr, 1,3...2,5 % W, а на границі їх вміст збільшується до 9,5..10,4 % Cr, 3,6...4,15 % W. Кількість Fe в об'ємах кристалітів становить 85...87 %, а на границях зменшується до 80...82 %. Градієнт концентраційних змін між об'ємом і границею становить до 6 % $\Delta Fe_{(гр/об)}$, до 3 % $\Delta Cr_{(гр/об)}$ і до 3 % $\Delta W_{(гр/об)}$.

У зразках першої групи при зменшенні величини погонної енергії до E = 300...450 Дж/мм спостерігається аналогічна тенденція концентраційних змін і збільшення процентного вмісту елементів: в об'ємі кристалітів вміст Cr у середньому 14 %, 6,7...7,3 % W, а на границі спостерігається збільшення вмісту Cr до 16 %, а W до 9 %. В об'ємі кристалітів Fe становить у середньому 81 %, а на границі зменшується до 75...78 %. Градієнт концентраційних змін у кристалітах при цьому менше в порівнянні зі зразками другої групи і становить для $\Delta Fe_{(гр/об)}$ до 2,5 %, $\Delta Cr_{(гр/об)}$ до 2 % і $\Delta W_{(гр/об)}$ до 1,5 %.

Аналіз результатів досліджень показав, що для зменшення кількості та розміру мікротріщин, при збереженні потрібної глибини легованого шару (1,0...1,5 мм) та концентрації легуючих елементів, процес легування слід вести на режимах з мінімально допустимою погонною енергією у межах E = 300...450 Дж/мм. Виконання цієї умови (при збереженні постійного значення величини розфокусування) можливе при веденні процесу на максимально допустимих швидкостях, або мінімально припустимих значеннях потужності лазерного випромінювання. При підвищенні погонної енергії вище 450 Дж/мм, у легованих шарах утворюються мікротріщини, їх розмір та об'ємна частка збільшуються при подальшому підвищенні значення погонної енергії. При веденні процесу з погонною енергією нижче 300 Дж/мм знижується глибина легованого шару, а також можливий перехід у режим наплавлення, що є неприпустимим.

Основою розрахунків при оцінці сумарного приросту границі текучості $\sigma_т$ були кількісні співвідношення (згідно металофізичним теоріям управління структуроутворенням: Холла-Петча, Орована та ін.), які дали можливість оцінити внесок різних механізмів зміцнення залежно від діючих факторів та структурних параметрів:

$$\sum \sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тв.\,р} + \Delta\sigma_з + \Delta\sigma_с + \Delta\sigma_д + \Delta\sigma_{д.\,з}. \qquad (1)$$

Компоненти рівняння (1) визначались наступним чином. Опір ґратки металу руху вільних дислокацій σ_0 визначали за теорією Пайерлса-Набарро:

$$\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} \cdot G, \qquad (2)$$

де G — модуль зсуву (для сталі 38ХН3МФА — 84000 МПа).

Зміцнення твердого розчину легуючими елементами і домішками $\Delta\sigma_{тв.\,р}$ встановлювали відповідно до теорії Мотта-Набарро за:

$$\Delta\sigma_{тв.\,р} = \sum k_i \cdot c_i, \qquad (3)$$

де k_i — коефіцієнт зміцнення, тобто приріст границі текучості при концентрації елемента 1 % по вазі; c_i — концентрація легуючого елемента у твердому розчині.

Зернограничне $\Delta\sigma_з$ та субструктурне $\Delta\sigma_с$ зміцнення (за рахунок зміни величини зерна і субзерна, відповідно), визначали згідно до теорії Холла-Петча, що зв'язує розмір зерна і субзерна з опором деформації:

$$\Delta\sigma_з = k_у \cdot D_з^{-1/2}, \qquad (4)$$

$$\Delta\sigma_с = k_у \cdot d_с^{-1}, \qquad (5)$$

де $k_с$, $k_у$ — коефіцієнти, що враховують бар'єрний ефект субграниць та границь; $D_з$, $d_с$ — величина зерна й субзерна відповідно.

Дислокаційне (деформаційне) зміцнення $\Delta\sigma_д$, обумовлене міждислокаційною взаємодією, що

характеризує пластичну деформацію, яка супроводжується утворенням нових дислокацій і їх розподілом (щільністю) визначали згідно:

$$\Delta\sigma_{д} = \alpha \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \rho^{1/2}, \quad (6)$$

де α — коефіцієнт для сталі 38ХН3МФА — 0,5; M — орієнтаційний множник Тейлора, для сталі 38ХН3МФА — 2,75; b — вектор Бюргерса для сталі 38ХН3МФА — $2,5 \times 10^{-7}$ мм.

Зміцнення за рахунок дисперсних часток згідно теорії Орована $\Delta\sigma_{д.\,з}$ (дисперсійне зміцнення некогерентними частинками, розташованими на відстані, що перевищує їхній радіус) встановлювали відповідно до:

$$\Delta\sigma_{д.\,з} = 0{,}81\frac{Gb}{4\pi}\varphi \ln\frac{\iota \cdot 2r}{2b}\frac{2}{\iota - 2r}, \quad (7)$$

де φ — коефіцієнт, що характеризує тип дислокацій, взаємодіючих із частками; r — радіус часток; ι — відстань між частками.

По залежності Крафта, виконувалась оцінка та прогнозування властивостей пластичності. Для розрахунку коефіцієнта інтенсивності напруження K_{1c} були використані експериментальні дані фрактографічного аналізу зламів: розмір ямок (або фасеток) на поверхні руйнування $d_{я}$, значення яких прирівняне зі значеннями критичного розкриття тріщини δ_t, а також дані субструктурних елементів, отримані при електронно-мікроскопічних дослідженнях тонкої структури легованих шарів. Величина K_{1c}, що характеризує в'язкість, зв'язується з величиною критичного розкриття тріщини δ_t з урахуванням механізму її поширення:

$$K_{1c} = \sqrt{2E\sigma_T d_{я}}. \quad (8)$$

Оцінка величини внутрішніх напружень $\tau_{ВН}$ та градієнтів цих напруг $\Delta\tau_{ВН}$, залежно від структурних факторів визначалася по щільності й розподілу дефектів кристалічних ґраток по залежності Стро для $\tau_{ВН}$:

$$\tau_{ВН} = \frac{G \cdot b \cdot h \cdot \rho}{\pi \cdot (1 - \upsilon)}, \quad (9)$$

де G — модуль зсуву; b — вектор Бюргерса; h — товщина фольги (2×10^{-5} см); υ — коефіцієнт Пуассона (0,28); ρ — щільність дислокацій.

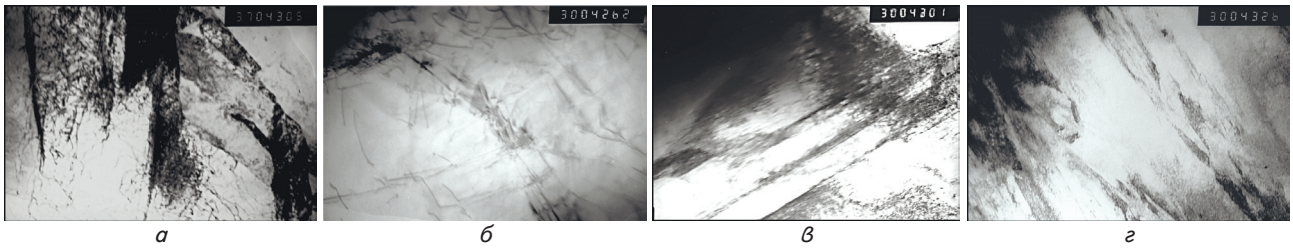
При лазерному легуванні зразка № 460.6 (E = = 660 Дж/мм) характерна голчаста структура усередині кристалітів, яка насичена протяжними карбідами (рис. 1, *а*) різних мінливих розмірів $h \times l$ від $0{,}06 \times 1$ мкм до $0{,}5 \times 1{,}6$ мкм, із різною внутрішньою структурою. Фазові виділення мають складну «паркетну» структуру. Спостерігаються різкі зміни щільності дислокацій між об'ємними й зернограничними областями. Дислокаційні неоднорідності спостерігаються у вигляді щільних протяжних дислокаційних скупчень. Причому, дані дислокаційні скупчення характерні для зон формування фазових виділень, де спостерігається різкий градієнт, як за структурою, так і по щільності дислокацій, яка становить $\rho = 8 \times 10^8$ см$^{-2}$ — в об'ємах та 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 ($\Delta\tau_{Л/ВН}$), що становлять від $\tau_{ВН}$ = 14,9 МПа до 18500 МПа, які є причинами тріщиноутворення й погіршення якості легованого шару.

У випадку лазерного легування з E = 420 Дж/мм — зразок № 460.5 — спостерігається зниження щільності дислокацій при порівняно рівномірному їхньому розподілі (рис. 1, *б*), тобто без різких градієнтів і становить від $\rho = 2 \times 10^9$ см$^{-2}$ до 4×10^9 см$^{-2}$. Що стосується формування фаз, то спостерігаються дискретні рівномірно розподілені фазові виділення. Уздовж границь спостерігаються області насичені легуючими елементами шириною 1...1,35 мкм. Відсутність градієнтів по щільності дислокацій показує рівномірний розподіл внутрішніх напружень у легованому шарі, середня величина яких становить $\tau_{ВН}$ = 55,4 МПа, що характеризує структурний стан поверхні по тріщиностійкості як оптимальний й підтверджується відсутністю мікротріщин.

При лазерно-мікроплазмовому легуванні в зразку № 471.2 (E = 540 Дж/мм) з об'ємною часткою мікротріщин 10 %, спостерігається голчаста структура з великою кількістю ФВ, що відрізняється за внутрішньою структурою та різного типу (карбідів $Cr_{23}C_6$, $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$, Cr_7C_3, а у окремих випадках з'єднання зі структурою шпінелі $Fe(CrAl)_2O_4$), як в об'ємі кристалітів, так і уздовж границь, в областях яких спостерігається різкий градієнт щільності дислокацій ($\rho = 2 \times 10^{10}...8 \times 10^{11}$ см$^{-2}$), який і є причиною формування протяжних концентраторів внутрішніх напружень — осередків зародження тріщин (рис. 1, *в*). Аналітичні оцінки рівня локальних внутрішніх напружень по щільності дислокацій показали для зразку № 471.2 (E = 540 Дж/мм) формування різкого градієнта уздовж границь $\tau_{ВН}$ від 370 МПа до 14000 МПа.

У випадку лазерно-мікроплазмового легування зразку № 470.3 (E = 360 Дж/мм) спостерігається структура й карбідні фазові виділення більш дискретні по розміру (рис. 1, *г*), при низькій щільності дислокацій у металі легованого шару ($\rho \sim$ $\sim 8 \times 10^8...1 \times 10^9$ см$^{-2}$) та рівномірному її розподілу, що свідчить про відсутність структурних умов формування концентраторів внутрішніх напружень $\tau_{ВН}$ = 148...370 МПа. Останнє характеризує структурний стан поверхні як оптимальний і підтверджується практичною відсутністю тріщин.

Виконаний комплекс експериментальних досліджень структурних складових (розмірів зерен і субзерен, щільності дислокацій, розмірів і роз-



а *б* *в* *г*

Рис. 1. Структура кристалітів легованого шару зразків: *а* — № 460.6 (E = 660 Дж/мм) × 37000; *б* — № 460.5 (E = 420 Дж/мм) × 30000; *в* — № 471.2 × 30000; *г* — № 470.3 × 30000

поділу фазових виділень тощо), що формуються в поверхневому шарі сталевих зразків оброблених лазерним та лазерно-мікроплазмовим легуванням при різних умовах, дозволив провести на основі існуючих залежностей металофізичних теорій управління структуроутворенням, аналітичні оцінки диференційованого внеску різних структурних факторів у зміну інтегрального значення границі текучості $\Sigma\sigma_T$ поверхонь (табл. 1).

Аналітичні оцінки конкретного (диференційованого) внеску різних структурно-фазових параметрів у зміну характеристик міцності ($\Delta\sigma_T$) показали, що підвищення загального (інтегрального) значення границі текучості $\Sigma\sigma_T$ спостерігається при лазерному та комбінованому лазерно-мікроплазмовому легуванні на режимах з E = 300...450 Дж/мм. Але в зразках з легованою поверхнею одержаною лазерно-мікроплазмовим методом спостерігається (згідно з аналітичними оцінками) більш високі значення границі текучості за рахунок дисперсійного зміцнення й субструктурного зміцнення. Зростання ролі дисперсійного зміцнення ($\Delta\sigma_{д.\ у}$) відбувається за рахунок оптимального співвідношення дисперсних і великих виділень, а субструктурного зміцнення ($\Delta\sigma_c$), тому що формується субзеренна структура, що пов'язане зі збільшенням разорієнтировок субграниць. Аналітичні оцінки $\Sigma\sigma_T$ показують гарну відповідність з даними реальних механічних властивостей.

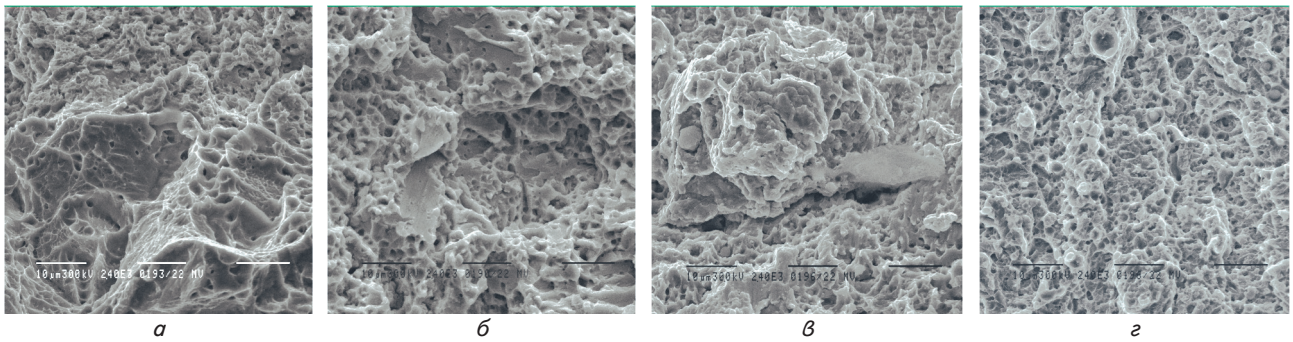
Фрактографічні дослідження, що виконували за допомогою аналітичної растрової електронної мікроскопії, були використані для одержання інформації про характер руйнування та причини, що ініціюють крихкість зразків. Поверхня руйнування зразків представлена на рис. 2.

У разі лазерного легування, при зниженні погонної енергії з E = 660 Дж/мм (зразок № 460.6) до режимів E = 420 Дж/мм (зразок № 460.5), злами мають змішаний характер квазікрихкого і в'язкого (ямкового) руйнування при зменшенні розміру параметрів мікрорельєфу поверхні руйнування (в середньому на 15 %) відповідно від 15...42 мкм до 10...35 мкм. При цьому спостерігається збільшення розрахункового значення границі текучості до 406 МПа, а коефіцієнт в'язкості руйнування знижується на 5 % і становить у середньому K_{1c} = 63 МПа × м$^{1/2}$ (табл. 2). Найбільший внесок у підвищення границі текучості (σ_T) при цьому, вносить субструктура і твердий розчин, що значною мірою визначає і рівень в'язкості руйнування (K_{1c}).

Таблиця 1

Результати аналітичної оцінки диференційованого внеску різних структурних факторів у зміну інтегрального значення границі текучості $\Sigma\sigma_T$ легованих поверхонь

Параметр	Зміцнення обумовлене структурними параметрами, МПа				Процентне співвідношення від $\Sigma\sigma_T$, %			
Спосіб легування	Лазерне		Лазерно-мікроплазмове		Лазерне		Лазерно-мікроплазмове	
Зразок №	460.6	460.5	471.2	470.3	460.6	460.5	471.2	470.3
E, Дж/мм	660	420	540	360	660	420	540	360
σ_0, МПа	17	17	17	17	5	4	4	3
$\sigma_{т.\ р}$, МПа	85	85	81	81	24	21	17	14
$\sigma_з$, МПа	63	76	78	82	18	19	17	14
σ_c, МПа	75	115	111	176	22	28	23	30
$\sigma_д$, МПа	39	35	77	39	11	9	16	6
$\sigma_{д.\ з}$, МПа	70 ↓	78	106 ↓	196 ↓	20 ↓	19	22 ↓	33 ↓
дисперсні ФВ	47		47	124	67		44	63
великі ФВ	23		59	72	33		56	37
$\Sigma\sigma_T$, МПа	349	406	470	591				



а *б* *в* *г*

Рис. 2. Структура поверхні руйнування легованої поверхні (× 2400), отриманої різними способами легування на режимах: лазерним легуванням: *а* — E = 660 Дж/мм; *б* — E = 420 Дж/мм; лазерно-мікроплазмовим легуванням: *в* — E = 540 Дж/мм; *г* — E = 360 Дж/мм

Таблиця 2

Зміна зміцнення ($\Sigma\sigma_T$) і в'язкості руйнування (K_{1c}) легованої поверхні отриманої лазерним та лазерно-мікроплазмовим легуванням при різних режимах

Механічні властивості, розміри комірок	Лазерне легування		Лазерно-мікроплазмове легування	
	(зразок 460.6) E = 660 Дж/мм	(зразок 460.5) E = 420 Дж/мм	(зразок 471.2) E = 540 Дж/мм	(зразок 470.3) E = 360 Дж/мм
$\Sigma\sigma_T$, МПа	349	406	470	591
$d_я$, мкм min/ср/max	15/30/42	11/23/35	15/27/40	10/22/32
K_{1c}, МПа × м$^{1/2}$ min/ср/max	47/67/79	41/63/78	55/74/90	51/75/91

При лазерно-мікроплазмовому легуванні на режимах зразка № 471.2 (Е = 540 Дж/мм) злам має змішаний характер, де превалює квазікрихкий механізм руйнування, а також присутні ознаки і в'язкого механізму руйнування. При зміні режиму легування для зразка № 470.3 (E = 360 Дж/мм), поверхня руйнування переважно в'язка і з елементами квазікрихкої складової. При цьому спостерігається помітне зменшення розміру параметрів мікрорельєфу поверхні руйнування на 20 % (з 15...40 мкм до 10...32 мкм).

При комбінованому лазерно-плазмовому легуванні поверхні при порівнянні різних режимів легування зразка № 471.2 (E = 540 Дж/мм) і зразка № 470.3 (E = 360 Дж/мм), спостерігається збільшення розрахункового значення границі текучості від 470 МПа до 591 МПа, відповідно. У разі режиму з E = 360 Дж/мм (зразок № 470.3) значення K_{1c} практично не змінюється, що свідчить про відмінне поєднанні властивостей міцності і в'язкості руйнування, що на структурному рівні забезпечується подрібненням субструктури і характерного поєднання фазових виділень (дисперсного і великого типу) у співвідношенні 2 : 1 (табл. 1).

Виконані оцінки фізико-механічних властивостей по структурам, що формуються, дозволяють виявити структурні параметри, що призводять до зниження, або до підвищення властивостей легованої поверхні. Завдяки цьому, використовуючи прийнятий підхід, що базується на основі існуючих металофізичних теорій управління структуроутворенням, з'являється можливість прогнозувати фізико-механічні властивості залежно від структурного складу легованої поверхні.

5. Висновки

1. Встановлено, що при лазерному і комбінованому лазерно-мікроплазмовому легуванні, схильність до тріщиноутворення обумовлена структурними (розмір кристалітів, коефіцієнт форми) й концентраційними змінами, що приводить до формування різких зернограничних концентраційних градієнтів, що сприяє формуванню в приграничних зонах карбідних фаз, їх скупчень й є причиною утворення щільних спрямованих дислокаційних скупчень — локальних концентраторів внутрішніх напружень, і, відповідно, осередків зародження й поширення тріщин.

2. Сформульовані рекомендації по управлінню структуроутворенням при лазерному та комбінованому лазерно-мікроплазмовому легуванні. Для формування структур, які забезпечують високий рівень фізико-механічних властивостей, рекомендовано вести легування, при величині погонної енергії E = 300...450 Дж/мм.

Література

1. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки [Текст] : учеб. пособие для вузов [Текст] / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров. — М. : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. — 664 с.
2. Sheliagin, V. D. Laser-arc and laser-plasma welding and coating technologies [Текст] / V. D. Shelyagin, I. V. Krivtsun, Yu. S. Borisov etc. // The Paton Welding journal. — 2005. — № 8. — P. 44—49.
3. Рыкалин, Н. Н. Лазерная обработка материалов [Текст] / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, А. Н. Кокора. — М.: Машиностроение, 1975. — 296.
4. Anthony T. R. Surface rippling induced by surface — tension gradients during laser surface melting and alloying / T. R. Anthony, H. E. Cline // J. Appl. Phys.— 1977. — T. 48(9). — P. 3888—3894.
5. Application of high power diode laser (HPDL) for alloying of X40CrMoV5-1 steel surface layer by tungsten carbides / [L. A. Dobrzański, M. Bonek, E. Hajduczek, A. Klimpel] // Journal of Mat. Proc. Tech. — 2004. — № 155—156. — C. 1956—1963.
6. Klocke F. Verschleißschutz von Warmumformwerkzeugen Schmiedewerkzeugen / F. Klocke, O. Auer, M. Hamers // VDI-Z Integrierte Produktion Special. — 2002. — № 2. — P. 67—69.
7. Mazumder J. Laser surface alloying and cladding for corrosion and wear / J. Mazumder, J. Singh // High Temperature Materials and Processes. — 1984. — T. 7(2–3). — P. 101—106.
8. Riabkina-Fishman M. Laser alloying and cladding for improving surface properties and refurbishing worn machine parts / M. Riabkina-Fishman, J. Zahavi // Lasers in Engineering. — 1996. — T. 5. — P. 31—41.
9. Sasaki S. Tribological properties of coating films synthesised by laser assisted plasma spraying [Text] / S. Sasaki // Surf. Eng. — 1997. — T. 13(3). — P. 238—242.
10. Serres N. Combined plasma spray and in situ laser melting treatment of NiCrBSi powder [Text] / [N. Serres, F. Hlawka, S. Costilaet al.] // Journal of optoelectronics and advanced materials. — 2010. — T. 12(3). — P. 505—510.

Abstract. The paper proposes the solution of an actual scientific problem on improving the physical and mechanical properties of the surface layers of steel products by laser and combined laser-microplasma alloying, conducted on the basis of the use of preconditions metal-physical theories of structure formation control in these layers. The effect of varying the technological modes of laser and combined laser-microplasma alloying on the change of physical and mechanical properties of the alloyed layers of steel products, depending on the parameters of the structures formed in these layers, is established, that made it possible to predict and increase the level of physical and mechanical properties of the alloyed layers of steel products.

It is shown that at the laser and combined laser-microplasma alloying the propensity to crack formation is caused by structural and concentration changes that leads to the formation of sharp grain-boundary concentration gradients that entails the formation of carbide phases and their clusters in border areas and causes the generation of dense directed dislocation clusters — local concentrators of internal stresses, and, accordingly, centers of emergence and distribution of cracks.

Recommendations on the structure formation control at the laser and combined laser-microplasma alloying are formulated. For the formation of structures which provide a high level of physical and mechanical properties, it is recommended to conduct alloying at the heat input E = 300...450 J/mm.

Keywords: alloying, laser, combined, steel, heat input, structure, physical and mechanical properties.