

О.С. Завойко

Дослідження поверхні зміцненої електроіскровим легуванням та підданій обробці променевими потоками концентрованих джерел енергії

*Чернівецький факультет Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут»;
58000, м. Чернівці, вул. Головна, 204*

У статті розглядаються результати прикладних і теоретичних досліджень процесів обробки поверхонь із попередньо оброблених і зміцнених електроіскровим способом ,або комбінованим із газовим осадженням, потоком променевих концентрованих джерел енергії, які проводяться останнім часом і є актуальними у зв'язку із розвитком електронної обробки матеріалів, що полягають у заліковуванні дефектів (тріщин, каверн, пустот, вакансій), що виникають під час його обробки.

Проаналізовано основні положення теплових моделей випаровування та утворення кратерів під час випаровування тонких плівок і шарів зміцнених високотемпературними металами IV – VI груп інструментальних сталей та деталей машин.

Обговорюється роль поверхневого масоперенесення під час випаровування серед інших механізмів руйнування металів потужними потоками енергії.

Ключові слова: електроіскрове легування, лазерна обробка і легування, комбіноване газове осадження, фізико-хімічна і термічна обробка, променеві концентровані джерела енергії.

Стаття поступила до редакції 25.11.2013; прийнята до друку 15.03.2014.

Вступ

Проблеми випаровування металів під дією потужного оптичного випромінювання охоплює широке коло питань ,які можна умовно розділити на внутрішні і зовнішні задачі. До зовнішньої задачі відносяться процеси руху парів, утворення плазми, поглинання енергії продуктами руйнування емісійних центрів на поверхні. Внутрішня задача вивчає процеси, що проходять у конденсованому середовищі речовини: нагрівання тіла, фазовий перехід, рух поверхні розподілу, на якій проходить випаровування.

Для описання кінетики поверхневого випаровування використовується так звана тепла модель [1], що базується на вирішенні рівняння теплопровідності для області із рухомим кордоном розподілу фаз із відповідними крайовими умовами. У випадку випаровування металів під дією концентрованих потоків енергії задача ускладнюється необхідністю врахування температурних залежностей швидкості випаровування і характеристик металу, неодномірності і нестационарності процесу, а при випаровуванні тонких плівок – тепловідводу у підкладку і зміні прозорості плівки в процесі випаровування.

При випаровуванні сплавів внаслідок відмінних швидкостей видалення компонентів у поверхневому шарі виникають концентраційні градієнти, що постійно простираються вглибину розплаву за рахунок дифузії і конвективних потоків.

Аналізуючи вищенаведене, можна відмітити, що, хоча поверхневим випаровуванням не вичерпуються можливі механізми руйнування металів, що піддаються дії лазерного випромінювання (започатковане поверхневе випаровування може перейти у кипіння; причиною руйнування можуть стати термічні напруження, рух розплаву під дією градієнту тиску парів і т.д.).

Визначення і дослідження поверхневого випаровування має, в певній мірі, основоположний характер, оскільки із нього починається більшість інших процесів. Визначення температурного поля у випарованому металі необхідне для визначення термічних напружень, що пов'язане із тріщиноутворенням на поверхні, оцінки тиску на поверхні розподілу фаз ,аналізу кінетики зростання бульбашок при кипінні, а також для формування граничних умов зовнішніх задач.

Тому розвиток теплової моделі випаровування складає перспективу для більш точного кількісного аналізу перелічених факторів.

I. Аналітичні положення теплової моделі

Процес випаровування в межах теплової моделі розглядається, як задача про рух кордону конденсованої фази – пару.

Одномірна постановка формулювання такої задачі має вигляд, [2] :

$$p T(x,t) = T_{\infty} + T_u \exp[v_0 a^{-n} (v_0 t - x)] \quad (1)$$

$$v = q [Q + c (T_u - T_{\infty})]^{-n} \quad (2)$$

де, $T(x, t)$ - температурне поле; q – густина потоку енергії; a – відповідно температуропровідність, теплопровідність і теплота випаровування одиниці об'єму металу; x – закон зміни за часом координати поверхні випаровування; $v \equiv -$ швидкість переміщення рухомого кордону розподілу фаз; $n = 1$.

У роботах Реди [3] рахується, що випаровування проходить при температурі кипіння в умовах нормального тиску.

Для цього розглянемо канал, стінками якого є оброблюваний матеріал, а всередині каналу рухається стаціонарний потік випромінюючого газу (плазми), що містить газ-відновлювач, який дифундує із потоку до стінок і вступає на їх поверхні в реакцію відновлення. В умовах високих температур ця реакція протікає в дифузійній області, тому на поверхні матеріалу при $y = 0$ концентрація відновлювальника $c = 0$, вісь (x) направлена вздовж потоку і рахуємо, що всередині потоку є джерело газу-відновлювальника із потужністю $F(x, y)$.

Розрахунки показують, що при відносно невеликих інтенсивностях потоку енергії ($q = 10^8 \text{ Вт/см}^2$), при $a = 6 \div 7$, температура поверхні випаровування незначно відрізняється від T_u , $a = 7$; при $q > 10^8 \text{ Вт/см}^2$, як правило $T_v \gg T_k$ і врахування температурної залежності швидкості випаровування є суттєвим.

Оскільки температура випаровування поверхні змінюється в широких межах, необхідно розглянути температурну залежність характеристик металу, де залежність теплоти випаровування від температури описується наближеним рівнянням, [4] :

$$Q / Q_h = t_h (Q \cdot T_o / Q_h \cdot T_v) ; \quad (3)$$

де, Q_h - теплота випаровування при температурі кипіння T_k ; T_o – критична температура. Із цього виразу слідує, що при $T_v < 0,6$ теплота випаровування слабо змінюється з температурою, а потім (при $T_v \sim T_o$) швидко спадає до нуля. Експериментальне визначення швидкості переміщення кордону розподілу фаз із одночасною зміною температури поверхні [5] показує хороше узгодження експериментальних даних для сталей із експоненціальним законом у діапазоні від 3500 до 10000 К.

У роботі [5, 6] у теплову модель вводяться поправки, що враховують зміну коефіцієнту відображення на протязі лазерного імпульсу продовжуваністю τ і поглинанию випромінювання парами. Наші оцінки показали (для $q = 10^8 \text{ Вт/см}^2$, при $a = 9, \tau = 4,4 \cdot 1/10^3 \text{ с}$), що глибина проплавлення металів змінюється у порівнянні із

розрахунками по формулі на 25 %, причому із них на долю зміни коефіцієнту відображення R приходить 10 ÷ 15 %.

Оскільки випаровуванню металів передують плавлення, то постановка задачі повинна враховувати наявність двох фазових переходів. Вирішення одномірної задачі (у передбаченні постійності значень температури на фазових кордонах плавлення і випаровування і постійності швидкості переміщення цих кордонів) дозволяє визначити і швидкість переміщення, і товщину шару рідини. Розглянута задача про плавлення і випаровування тонкої металевої пластини вирішувалась із врахуванням двох фазових переходів.

Деякі із перелічених механізмів, а також технологічні питання обробки плівок лазерним випромінюванням аналізуються у прискіпливому огляді [11] у нашому випадку розглядаються лише ті роботи, які присвячені розвитку теплової моделі випаровування плівок.

II. Дослідження кратерів у випареному матеріалі поверхні зміцнених електродів електроіскровим способом концентрованими потоками енергії

Розгляд процесів випаровування у одномірному наближенні дозволяє розрахувати швидкість випаровування, температурне поле і глибину утворених кратерів та їх діаметр. Для визначення діаметра і маси випаровуваної речовини необхідний аналіз трьохмірного процесу утворення кратера, що базується на вирішенні трьохмірної задачі теплопровідності у області із рухомою поверхнею розподілу фаз та врахуванням таких факторів, як рух розплаву, багаторазове відображення випромінювання від стінок кратеру, конденсація парів і екранування випромінювання продуктами руйнування.

Такий аналіз в наш час відсутній; для пояснення окремих закономірностей процесу використовують в тій чи іншій мірі наближені моделі, в яких доволіні механізми руйнування розглядаються без коректного врахування їх взаємного впливу. Слід підкреслити, хоча випаровування і не являється єдиним механізмом видалення речовин при утворенні вмятки, процес розвитку кратеру неможливо проаналізувати без врахування випаровування [4].

Кінетика квазістаціонарного розвитку кратерів на основі вирішення задачі теплопровідності у трьохмірній області із рухомою поверхнею розподілу фаз розглянута задача про розвинення кратеру у вигляді параболоїду обертання, який переміщується у глибину матеріалу із постійною швидкістю.

Наголошується, що випаровування проходить під дією потоку енергії (густиною $q = \text{const}$), рівномірно заповнюючої в довільному перерізі кратеру.

Для аналізу залежності кінетики процесу випаровування від симетричності кратеру в роботі

[7], розглянуте випаровування із поверхні еліптичного параболоїду, загальний вигляд вирішення якого дає:

$$T(x, y, z, t) = T_{\infty} + (T_v - T_{\infty}) \Phi(v) / \Phi(1) \quad (4)$$

Тут, $\gamma > 1$ – ступінь асиметричності виямки (співвідношення напівосей еліпсу) і визначається у параметричній формі у виразі $\Phi(v)$ [7];

Рівняння поверхні розподілу фаз в $(x, y, z, t) = 1$ описує у трьохмірному просторі еліптичний параболоїд, що переміщується у глибину матеріалу із швидкістю v .

Приведені в роботі [5] результати чисельного розрахунку для сталей показують, що форма лунки (кратеру) близька до параболоїду обертання, швидкість руху поверхні випаровування суттєва (у ряді випадків на порядок) і менше швидкості випаровування у одномірному наближенні, а випарна поверхня із точністю до декілька процентів рахується ізотермічною, що узгоджується із припущеннями і висновками робіт [6].

2.1. Методика визначення температур поверхонь металів у процесі лазерного випромінювання.

До моделі поверхневого випаровування металів під дією концентрованих потоків енергії відноситься лазерне випромінювання, яке основане на використанні теплових ефектів дії випромінювання. Концентрація потужного лазерного випромінювання на малій ділянці поверхні матеріалу призводить до його миттєвого інтенсивного нагрівання, розтоплення і випаровування.

Зміна температури поверхні матеріалу може супроводжуватися активізацією хімічних реакцій і тим самим впливати на технологічний процес [3].

Використання лазерної плазми у технологічних процесах вимагає детального вивчення її основних властивостей і параметрів, закономірностей утворення і подальшого розвитку у специфічних умовах (високого тиску, прохід через суміші розчинів, обмазок, порошкових композицій) в околиці металевих поверхонь та суміші газів. Найбільш важко експериментально отримати інформацію про початкові стадії розвитку плазми – виникненні лазерної іскри у холодному газі, ця стадія розвитку викликає підвищений інтерес, так як не зовсім сприйнятний механізм пробою холодного щільного газу в межах низьких потоків випромінювання $G = 10^n$ Вт/см² [6, 8].

Якщо розглянути холодний газ для випромінювання, через який проходить потік електронів до мішені, частина його при цьому поглинається, частина його відображається зворотньо, можна констатувати, що поверхня нагрівається і електрони, що з'являються в результаті термоемісії із поверхні підкладини, набирають енергію в результаті тормозного поглинання лазерного випромінювання у полі іонів і нейтралів. Для цього треба визнати, що лавинна іонізація у щільних (густих) газів носить, як відомо, ступеневий характер, внаслідок акту іонізації нейтральних частин електронним ударом, з'являються іони і малорухливі електрони.

Поведінка електронів в зоні опромінення

обумовлюється пружними, непружними і зверху пружними зіткненнями із важкими частинками. Важливу роль грають також процеси переносу: дифузія електронів і іонів, теплопровідність електронів і важкої компоненти. Усі процеси, що протікають в зоні випромінювання, дуже нерівноважні, так як енергію зовнішнього електромагнітного поля, що створюється випромінюванням лазера така, спочатку забирають електрони, а потім від них вона передається частинкам газу. Тому електронна і інші компоненти слабо іонізованого газу із самого початку знаходяться у нерівноважних умовах і середні енергії частинок, що відносяться до різних компонентів будуть відмінними.

В даній роботі використовується азот, методами чисельного моделювання виявлено один із важливих механізмів оптичного пробою щільного газу поблизу металевої поверхні; модель оптичного пробою уявляється, як процес лавинної іонізації атомів, їх перезарядки достатньо енергетичними електронами.

У роботі також вивчалась зміна температури поверхні фольги вольфраму і нержавіючої сталі у процесі їх нагрівання і руйнування в повітряному середовищі сфокусованим випромінюванням CO₂ – лазеру неперервної дії потужністю до 200 Вт. Температура вимірювалася за допомогою чотириканального спектрометра ИСМ-4М, зконструйованого і виготовленого у Інституті фізики АН БССР, який дозволяє проводити одночасне вимірювання інтенсивності випромінювання у чотирьох спектральних ділянках ($\lambda_{1-4} = 0,96; 1,19; 1,53; 2,34$ мкм), що дає можливість визначити якісні і кольорові температури.

У даних вимірюваннях використовувалися три перших канали спектрометра, які реєстрували випромінювання центральної частини діаметром 0,5 мм із всієї зони випромінювання діаметром 2 мм. У відповідності з оцінкою, проведеною у [7], вимірювана у дійсних дослідах кольорова температура T металів відрізняється від дійсної температури сталі, вольфраму, алюмінію не більш ніж на 2,5; 6; і 3 % відповідно.

При опроміненні алюмінію і вольфраму потоками густиною до $1,5 \cdot 10^3$ Вт/см² їх якісні температури монотонно зростають, досягаючи стаціонарних значень. Поряд із цим залежність якісних температур поверхні сталі від часу нагріву має дещо інший вигляд, після якісного прогріву повільне зростання якісних температур сталі змінюється їх різким зростанням із послідовним прогоранням зразків.

При збільшенні густини падаючого потоку від $1 \cdot 10^3$ до $1,5 \cdot 10^3$ Вт/см² якісний хід зміни температури сталі зостається попереднім, лише скорочується час прогорання від 50 до 3 сек.

Оскільки вимірюєна кольорова температура T відповідає істинній температурі, це дозволяє розрахувати значення спектральних коефіцієнтів чорноти даних металів для довжин хвиль $\lambda_1 = 0,96$ і $\lambda_2 = 1,19$ мкм. У роботі [7] представлені результати розрахунків $\epsilon_{\lambda_1, T}$ і $\epsilon_{\lambda_2, T}$. Монохроматичні

коефіцієнти чорноти стали зменшуватися при зростанні температури до 2100 К, а після цього починають зростати.

Отримані результати можуть пояснюватися тільки із врахуванням обстеженого раніше [3, 4] впливу процесів окислення металів на їх швидкісний нагрів лазерним випромінюванням, що проявлялося у зростанні швидкості і зменшенні порогу руйнування металів під дією випромінювання CO₂-лазера у повітрі, порівняно із нагріванням у присутності кисню.

Незважаючи на те, що температура розтоплення вольфраму 3650°К, виміряна нами температура руйнування його у повітрі сфокусованим випромінюванням CO₂-лазера складає 2400-2500 К і пояснюється тим, що нагрівання вольфраму у повітрі супроводжується утворенням багат шарової окалини; виявляється, що верхній шар складається із легко сублимуючого триоксиду вольфраму WO₃, температура випаровування якого є 2100 К.

Те ж саме спостерігається і у випаровуванні вторинно утвореного шару із використанням електродного матеріалу на основі металокерамічного сплаву на поверхні сталі при електроіскровому легуванні. Якщо зразок із вторинно утвореної структури сталі У10 легованої сплавом Т15К6 при електроіскровому легуванні нагрівати на протязі ~ 1хв лазерним випромінюванням, потім охолодити, то час досягнення стаціонарної температури при повторному його випромінюванні складає 3 с, в той час, як у попередньо не нагрітого зразка цей час складає ~ 70 с.

Прискорений початок руйнування окисленого вольфраму і інших фаз у вторинній структурі покриття пов'язане із тим, що вони у твердій фазі мають широкую полосу поглинання в області 500 - 1000 см⁻¹, де проходить ефективне проглинання лазерної енергії ($\nu = 845 \text{ см}^{-1}$).

При окисленні складової вторинної зміцненої шарової сталевій структури переважне значення має дифузія кисню через шар окалини на внутрішні кордони металу, метал-окисел, що призводить до нашарування окислів із сторони металу і вказує на постійність товщини окисної плівки пояснюється встановленням рівноваги між швидкістю окислення вторинної структури (вольфраму) і швидкістю сублимації її окислів.

Зростання швидкості наростання температури вторинної структури порядку 2000 - 2400°К, пояснюється підсиленням теплової дії лазерного випромінювання за рахунок суттєвого вкладу теплоти реакції горіння металу.

Такий характер руйнування спостерігається у металів, вторинних структур, окисли яких плавляться при температурі, меншій, або приблизно рівній температурі плавлення металів; наприклад, у маловуглецевій сталі і окремо титану. При досягненні температури плавлення окислів і сформованих вторинних фаз в межах (1900 К) полегшується доступ повітря безпосередньо до нагрітої металічної поверхні, проходить стрибкоподібне зростання швидкості реакції

окислення і структуроутворення; енергія реакції робить суттєвий внесок у загальний тепловий баланс.

Впродовж таких процесів температура у зоні взаємодії лазерного випромінювання різко зростає. При цьому відбувається зміна характеру залежності монохроматичного випромінювання від температури. Це пояснюється тим, що до 2000 К обчислені нами значення ϵ_λ , T стосувалися до системи «окислений метал», в той час як за температури понад 2000 К система «палаючий метал» відноситься до другого фізичного об'єкта.

III. Випаровування металевих плівок при дослідженні процесів лазерного легування поверхонь корозійностійких сталей мартенситно-феритного (12X13) та мартенситного (20X13, 40X13) класів

Дослідженню процесу руйнування металевих плівок під дією концентрованих потоків енергії в останній час присвячено декілька фундаментальних робіт, до даної проблеми відноситься приналежність лазерної обробки плівок. Вважається встановленим, що вплив оптичного випромінювання на металічні плівки із хорошою адгезією до підкладки основним механізмом руйнування плівки є випаровування.

Нами розглядаються не лише ті питання, які присвячені розвитку теплової моделі випаровування плівок, але й регулювання температур між підкладкою і плівкою для якісних зчеплень.

Задача про нагрівання двошарової системи плівка-підкладка вирішується численними методами і аналітично. Прогнозується процес одномірним, температуру плівки постійною за товщиною, тепловий контакт плівки із підкладкою ідеальною. Лібенсон [10] за допомогою операційного числення отримав для постійної густини потоку поглинаючої енергії q таку залежність температури плівки від часу:

$$T(t) = q (at)^{1/2} / \theta \{ 2 / \pi + \psi [\exp (1/\psi^2) \operatorname{erfc}(1/\psi) - 1] \} \quad (5)$$

де $\gamma = \gamma ch[\gamma 2c^2 (at)^{1/2}]^{-1}$; h – товщина плівки; γ , c , a , θ – відповідно густина, теплоємність, температура - і теплопровідність, (індекс 1 відноситься до металу плівки, індекс 2 – до підкладки).

При розгляді процесу руйнування деякі автори вважають [4], що для видалення плівки достатньо нагріти її до температури кипіння, тоді умова повного випаровування плівки товщиною h за час t визначатиметься за формулою:

$$t = c(T_0 - T_h)h / Q V \exp(T \theta / T_0) ; \quad (6)$$

де, T_0 – початкова температура, T_h – температура кипіння при нормальному тиску; h – товщина плівки;

Сучасний стан теплової моделі дозволяє описати основні особливості випаровування металів, що представляє собою хорошу основу для аналізу інших явищ, що протікають при руйнування матеріалів під дією концентрованих потоків енергії.

3.1. Основні методи дослідження лазерного легування сталей насичуючими компонентами, домішковими та комбінованими обмазками.

Для поверхневого зміцнення деталей, що виготовлені із корозійностійких сталей і піддаються в процесі експлуатації інтенсивному зношуванню, можуть застосовуватися методи ЕІЛ, лазерної термічної (ЛТО) та хіміко-термічної (ЛХТО) обробки.

У нашій роботі досліджувалося ЛТО та ЛХТО обробки корозійностійких сталей для збільшення поверхневої твердості легуванням після електроіскрової обробки, при лазерному нагріві (ЛХТО) у режимі плавлення. Оплавлення тонкого поверхневого шару при лазерному нагріві дозволяє проводити насичення поверхні обробленого матеріалу із значною швидкістю і до більш високих концентрацій насичуючих компонентів у порівнянні із звичайним ЕІЛ та хіміко-термічною обробкою.

Зразки оброблялися на імпульсному лазері «Квант-16» (довжина хвилі випромінювання 1,06 мкм). Для легування попередньо на поверхню зразків із використанням органічно зв'язуючих компонентів наносилися обмазки довільної товщини та піддавали їх випромінюванню лазера. Дослідами встановлено, що структура і мікротвердість зон зміцнення залежать від складу компонентів і товщини насичуючих обмазок, порошоків, а також від їх активності, потужності лазерного випромінювання.

Модифікація покриттів проводилася на Nd: YAG - лазерному технологічному комплексі «Irs – 50» (рис. 1), а контроль за густиною потужності лазерного випромінювання здійснювався за допомогою спеціального вимірювача потужності «Lazerstar Orphi» (рис. 2).

У лазерах технологія обробки матеріалів найбільш часто використовує енергетичний параметр густини потужності падаючого випромінювання, що вимірюється у Вт/м². Схема перетворення електричної енергії у потік випромінювання представлено на рис. 3.

При цьому регулювання її значення здійснювалося величиною напруги на лампі накачування активного середовища лазера і продовжуваністю імпульсу випромінювання. Другим важливим параметром являється кількість падаючих імпульсів у точку, або процент перекриття плям опромінення.

Таким чином в режимі лазерної ІК – обробці базовими управляючими факторами являються:

а) напруги на лампі накачування, В ;

б) час однакової взаємодії, або продовжуваності імпульсу, мс;

в) коефіцієнт перекриття плям опромінення, % ;

Параметр регулюємої якості формуємого покриття повинен відповідати таким вимогам:

1) представляти собою показник якості наплення покриття ;

2) бути функціонально зв'язаними із показниками остеоінтеграції ;

3) вимірюватися із найбільшою точністю при

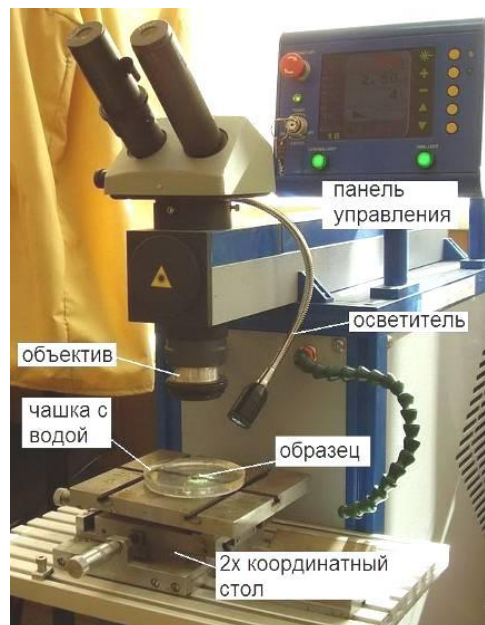


Рис. 1. Лазерний технологічний комплекс «Irs – 50».



Рис. 2. Вимірювач потужності лазерного випромінювання «Lazer Star Orphi».

зміні режиму процесу формування покриття ;

4) бути однозначним ;

5) бути обмеженим межами технологічних можливостей обладнання і аналітичної апаратури;

6) відповідати механічній міцності, що представляється міцністю зчеплення (МПа);

7) відповідати фазово-структурному стану (%);

8) відповідати шорсткості, в тому числі морфологічній гетерогенності покриття ;

Для розробки технологічних рекомендацій, що забезпечують отримання покриттів із необхідними властивостями, необхідні комплексні дослідження характеристик їх структури і поверхонь та виявлення закономірностей впливу на них режимів і лазерного модифікування шляхом математичної обробки.

Було апробовано легування сталей елементами обмазки, що складаються із нітридів і карбідів кремнію, дибориду титану, які понижують мікротвердість сталей мартенситного класу у порівнянні із лазерною термообробкою.

Такі важкоплавкі метали (V, W, Nb, Ni) незначно

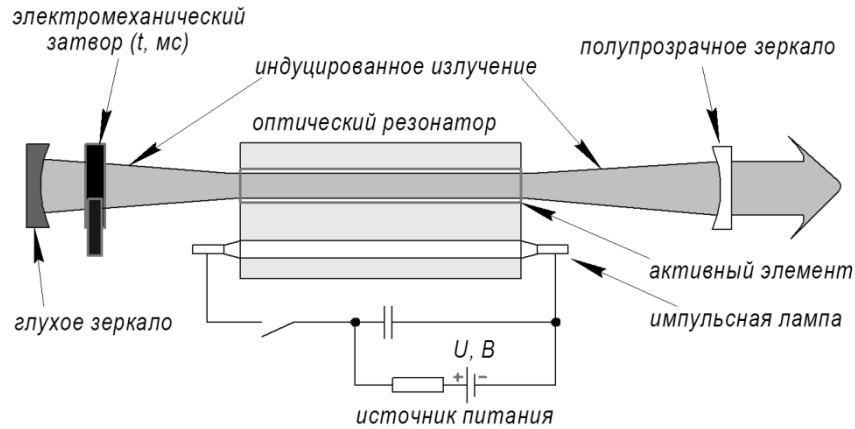


Рис. 3. Схема перетворення електричної енергії у світловий потік.

підвищують мікротвердість, але комплексне легування вуглецем, бором, титаном в сукупності дозволяє підвищити мікротвердість усіх

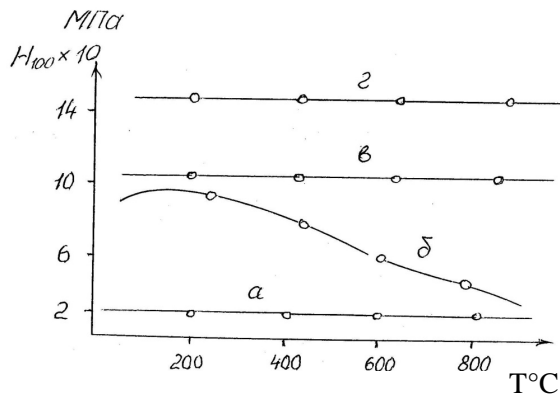


Рис. 4. Зміна твердості зон плавлення сталі 20X13 при відпалі: а) – основа; б) - ементация у твердому карбюраторі при температурі загартування 900 °С; в) – ЛХТО, E = 8 Дж, товщина обмаски 0,3 мм, ΔF = 0 мм; г) – ЛХТО, E = 8 Дж, товщина обмаски 0,6 мм, ΔF = 0 мм.

досліджуваних сталей, в тому числі вуглецевих, до 20000 МПа. Легування бором, вуглецем, кремнієм, хромом також значно підвищує твердість сталей до 15000 -18000 МПа (рис. 5, а,б,в,г).

Існує така залежність формування зон проплавлення сталей 40X13, 20X13, що легувана вуглецем поверхня, при зміні енергії випромінювання і товщини насичуючої обмаски (для кожного значення енергії випромінювання ОКГ) існує величина критичної кількості обмаски із певною концентрацією елементів, що в неї входять та, при якій вся енергія імпульсу лазерного випромінювання поглинається обмаскою і метал не піддається такому глибинному термічному впливу.

При нанесенні обмаски у кількості, що не перевищує критичну, внаслідок лазерної обробки формується зона розтопленого і швидкозакристалізованого металу, що наприклад, легується вуглецем. При ЛХТО по режимам, що

близькі до критичних, проходить наплавка речовини обмаски на підкладину; при цьому із збільшенням енергії імпульсу лазерного випромінювання величина критичної кількості обмаски зростає (рис. 5 – в), г).

При більших енергіях імпульсу і незначній товщині обмаски твердість зони плавлення різко знижується у порівнянні із твердістю цієї сталі (20X13) після ЛТО.

Рентгеноструктурний аналіз сталей показав наявність у зоні плавлення великої кількості аустеніту і незначної кількості мартенситу; зростання кількості обмаски приводить до підвищення вмісту вуглецю у зоні плавлення, що супроводжується ростом твердості, рис. 4, г), при цьому у структурі зміцненої зони з'являються карбіди, що формують шари, які володіють однорідною твердістю.

Геометричні характеристики зміцнених зон також залежать від енергетичних параметрів лазерного випромінювання і товщин насичуючих обмасок [2]; при малій товщині обмаски (до 0,05 мм) розміри зони проплавлення у порівнянні із ЛТО збільшуються незначно. Це пояснюється підвищенням поглинання променевої енергії металом [4]. При збільшенні кількості спостерігається зменшення розмірів зони проплавленого металу за рахунок поглинання енергії обмаскою (рис. 5, а, г).

Дослідження кінетики електрохімічної корозії вказаних сталей у 3-х % розчині хлористого натрію при 20°C показало, що корозійна стійкість зразків, оброблених по відпрацьованим режимам, забезпечує мікротвердість від 5000 МПа до 10000 МПа порівняно із необробленими зразками дещо поліпшується, рис. 5, в, е, ж.

Лазерна цементация по режимам, що забезпечує високу твердість, практично не змінює корозійну стійкість сталейних матеріалів. Для виявлення режимів лазерної обробки на деформаційний вплив металів досліджували мікропластичність. Значення коефіцієнту пластичності, що обчислюються у результаті обробки діаграм навантаження, показали що ЛТО незначно понижує мікропластичність матеріалу, він складає 71 %, при ЛТО -64%.

Легування вуглецем по-різному впливає на

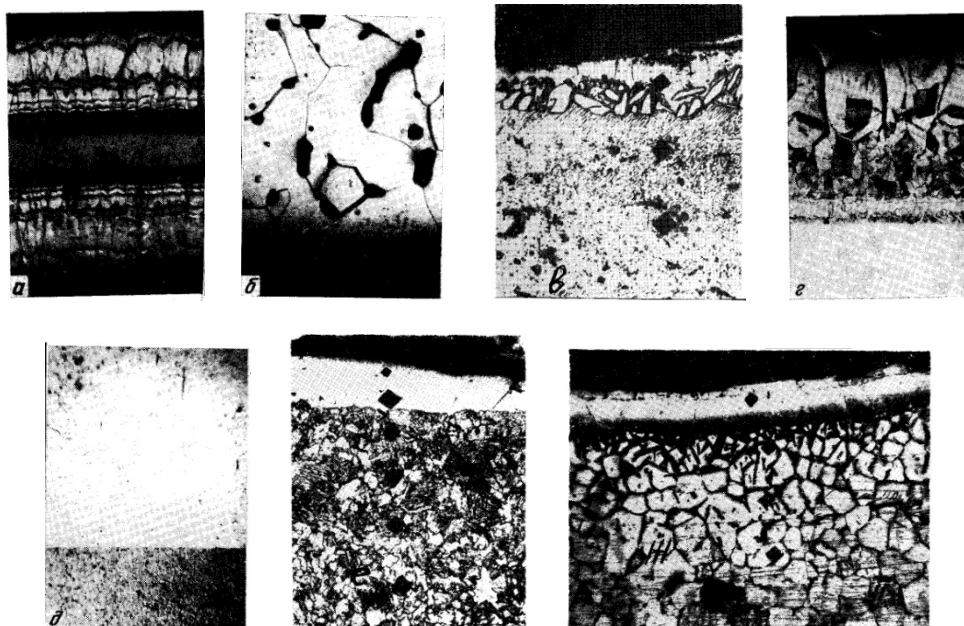


Рис. 5. Мікроструктури сталей 40X13 легованих електроіскровим способом із газовим осадженням порошковим матеріалом із Cr-покриттям, вуглецем та обробленим лазерним випромінненням в умовах композитної обмазки насиченої карбідами, нітридами, борідами перехідних металів та їх домішками: а), г) – карбіди вольфраму ; б), д) – карбід титану і нітрид титану; в), г), ж) – карбіди хрому, карбіди бору, карбіди і нітриди титану.

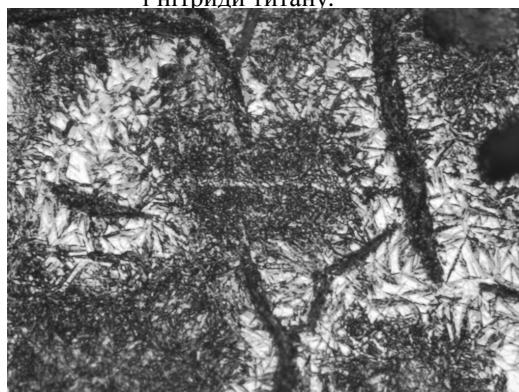


Рис.6. Розчинення графіту у аустеніті (x 500) в основу сталі 45 після легування лазерним випроміннюванням графітовою обмазкою.

деформаційну властивість матеріалу, рис. 6. Коефіцієнт пластичності структур, що мають мікротвердість 600 МПа дорівнює коефіцієнту пластичності при ЛТО даної сталі (40X13) (рис. 5, б, д).

У двох титанових сплавів, що мають ГПУ-гратку, втомлювала міцність в області малої пластичної деформації знижується більш інтенсивно, а на відмінність від металів із ОЦК-гратки, понижене значення гранці втомлюваності зберігається і при подальшому деформуванні в межах до 6–7% остаточного видовження.

Зростання концентрації вуглецю у зоні плавлення, що призводить до появи значної кількості карбідів у структурі зміцнення зони, до 48% знижує коефіцієнт пластичності [13].

Фазовий склад покриттів нанесених на термооброблену сталь 40X13 карбідами титану і вольфраму вивчалоя на установці ДРОН-2 у Со-

Си- та С-випромінненні. Рентгенівські дослідження зафіксували у поверхневому шару фази матеріалу катоду (основи) α -Fe, γ -Fe складний карбід Fe_3W_3C . Характер хімічної взаємодії матеріалу аноду і катоду сприяє впливу на склад зміцненого шару. Тому об'єктом дослідження слугували тверді спечені сплави марок Т15К6, Т30К4 та компоненти із довільними фракціями кобальта, бору, титану, хрому і інших домішок в межах від 0,02 до 0,08 ваг % відносно зв'язки. Присадки бору і інших вводились у твердосплавну суміш перед змішуванням її із пластифікатором. Від того, наскільки рівномірно по об'єму суміші розподілу бор і інші елементи, що введені у якість легуючих елементів, сприяє укріпленню міжзеренних кордонів і відповідно зростанню коефіцієнту переносу матеріалу.

У роботі було використано дещо відомі методи введення домішок у твердий сплав, для цього оптимальним є варіант сухого змішування.

Технологія цього способу заключається в тому, що порошки твердих сплавів перемішувалися механічним способом декілька хвилин, просіюванням через сита № 001 (10 - 15 разів), а потім повторне змішування на протязі 2,5 год. При такому змішуванні вдається більш рівномірний розподіл легуючих домішок у об'ємі тврдосплавної суміші.

Крім вказаних методів мікролегування вказаних мікроелементів зроблено спробу введення у твердий сплав у вигляді з'єднань (ангідриду бору B_2O_3 , борної кислоти H_2BO_3), однак введення H_2BO_3 сприяло утворенню шпарок у об'ємі зразків, а використання B_2O_3 в зразках виявляло виникненню сітки мікротріщин. При такому способі введення легуючих домішувальних компонентів необхідне проведення відновлення окислів. Остаточоно спечені зразки піддавалися фізико-механічним випробуванням на міцність при згині, густину, твердість, мікроструктурний фазовий аналіз.

Для електроіскрового легування у якості матеріалу електроду (анода) були використанні усі перераховані марки твердих сплавів із доповненням аморфного бору і інших елементів окислів і сумішей металів IV – VI груп елементів; технологічний процес обробки проводився на установці ЛЕГ-1, ЕІЛ відбувалося на середньому 4-му режимі легування по методиці автора-дослідника [13]. Приріст катоду і ерозію аноду фіксували через кожну хвилину електроіскрового легування на ЛЕГ-1.

Розробленими матеріалами-електродами були леговані робочі поверхні матриць і пуансонів вирубних штампів на Чернівецькому заводі «Електропобутприлад» та «Заводі покрівельних матеріалів» у Снятинському районі Івано-Франківської області, що привело до підвищення міцності оснастки і зносостійкості її у 2,5 - 3 рази.

Комбіновані способи обробки в останній час використовуються для отримання необхідних фізико-хімічних властивостей металічних поверхонь. Сутність їх в тому, що на поверхні деталей електрохімічними, плазмовими, локально-термічними, механіко-деформаційними, формується шар чистого металу, або сплаву, а потім здійснюють його термічну (хіміко-термічну) обробку. В цьому плані слід відмітити хіміко-термічну обробку металів при нагріві у електролітній плазмі, яка характеризується найбільш коротким часом проведення процесу.

В наш час відомий процес при якому можна проводити дифузію електроліту із двох елементів – вуглецю і азоту. Щоб розширити гаму дифундуючих елементів і діапазон фізико-хімічних властивостей оброблених поверхонь, зразки попередньо піддавали ЕІЛ електродами різних марок металів, композиційних матеріалів, порошкових з'єднань.

Передбачалося, що подібна комбінована обробка із однієї сторони, дозволить реалізувати ефект прискореної дифузії по дислокаціям, що виникають у поверхневих шарах металів при впливі на них іскрових розрядів, і з іншої, використовувати здатність електролітної плазми збуджувати речовини парогазової оболонки до активованого іонізованого

стану, при котрому проходження дифузійних процесів також значно об'єднується.

Обробку зразків у електролітній плазмі проводилося у двох розчинах. Для азотування використовувалося водний розчин 15 % хлористого аміаку і 25 % водного розчину аміаку, для науглецювання – водний розчин 25% хлористого амонію та 15 % ацетону. Для порівняння частини зразків із електрохімічними покриттями і оброблені на ЕІЛ установках піддавали термодифузійному відпалу при 850 °С на протязі 2 год.

Аналіз зразків, отриманих по вказаній вище схемі, виявив явища, що проходять у їх поверхнях. Наприклад, науглецювання залізних зразків без покриттів у електролітній плазмі при 850 °С призводить до формування на поверхні шару перлітної структури шириною 30 - 50 мкм. Якщо на ті ж зразки нанести хром, або нікель і обробити таким же чином у електролітній плазмі при тій же температурі, то в їх поверхневих шарах пройде дифузійне проникнення елементів покриттів на глибину 50 – 100 мкм, подібно до того, як це спостерігається при вакуумному відпалі у печах на протязі відповідних технологій.

Аналогічні явища проходять і у зразках із електролітними покриттями, які перед нагрівом у електролітній плазмі піддаються ЕІЛ, в цьому випадку елементи оброблюваних електродів, електроліту і підкладини, вступаючи при взаємодії, утворюють широку гаму з'єднань (інтерметаліди, окисли, карбіди, нітриди, суміші).

3.2. Вплив поліморфізму на руйнування заліза і його сплавів при електроіскровому легуванню.

Необхідно відмітити, що термічні напруження у зоні взаємодії електроіскрового розряду можуть досягати значних величин і призводять до пластичної деформації і механічному руйнуванню матеріалів електродів. Ці обставини дозволяють використати іскровий розряд у якості джерела нестационарного теплового навантаження при дослідженнях матеріалів на термостійкість. Попередні проведені дослідження показали, що руйнування металу у зоні кратеру залежить не тільки від умов досліджень.

В основному руйнування залежить від властивостей матеріалів і їх структурних станів.

Дана робота присвячена і дослідженню руйнуванням при теплових ударах матеріалам із сталей і їх сплавів. Дослідженню піддавалися зразки армо-заліза і евтектоїдної сталі У8А, що випробовують при нагріванні поліморфні перетворення, а також бінарні сплави: Fe -3,2% Si, Fe -5% Sn, Fe -8% Mo, Fe -10% W у яких α -фаза стабільна до плавлення. Дослідження проводилися по методиці [12] із реєстрацією спектрів акустичної емісії, як при кімнатній температурі, так і з охолодженням зразків у середовищі азоту.

Енергія розряду у більшості експериментів складає 28 Дж при діяльності 50 мкс.

Для запобігання електроіскрового легування у якості допоміжного електроду використовувалися однойменні зразки матеріалів. Дослідження структури у зоні кратеру проводилися методами

металографії, заміри мікротвердості, рентгеноструктурного аналізу і трансмісійної електронної мікроскопії уточнених зразків вибиралися для спостереження поверхневих шарів. Зразки заліза на відмінність від раніше вивчених ОЦК-металів, зруйнувати не вдалося, незважаючи на жорстокі умови випробувань (енергія розряду 120 Дж, охолодження зразків до 80°K).

У сталі У8А тріщини виявилися тільки у попередньо загартованих зразках при віддаленні від краю кратеру порядку 0,2 - 0,3 мм, рис. 5, б). Вищепредставлені сплави (Fe - 3,2 % Si – 1,5% тощо), подібно іншим ОЦК – матеріалам руйнуються під дією електроімпульсного розряду із утворенням тріщин у зоні кратеру при кімнатній температурі оточуючого середовища і енергії розряду 25 - 30 Дж. Найбільш сильніше розтріскування проявляється у сплавах залізо-кремній і залізо-олово, в яких по даним світлової мікроскопії, тріщини досягають довжини 0,1 мм і проникають у глибину до 100 мк. Менш інших руйнуються зразки сплаву залізо-молібден, що пов'язане із його порівняно невеликим коефіцієнтом термічного розширення, утворення тріщин супроводжується акустичною емісією [12].

Сигнали приймалися у полі частот 400-700 кГц, що характерний для руйнування залізних сплавів. Були отримані амплітудні спектри акустичної емісії при випробуваннях армко-заліза і сплаву залізо-кремній, попри цього були виявлені мікротріщини у кремневому залізі, що супроводжувалося випромінюванням великого числа імпульсів із великими амплітудами, в той час, коли у залізі емісія хвиль напружень проходить менш інтенсивно і характеризується малими амплітудами сигналів.

Ступінь руйнування матеріалу електроімпульсним розрядом можна характеризувати площею розкритих тріщин, що отримані із кривих розподілу сумарної довжини тріщин за глибиною, при залежності параметра:

$$P = \sum A_i^2 n_i,$$

де, A – амплітуда сигналу ; n – число сигналів із даною амплітудою, на площі тріщин, що розкриваються.

Зростання площі утворених мікротріщин відповідає збільшенню параметрів акустичної емісії, яка зберігається також і в зразках, що не руйнуються при випробуваннях, що пов'язано із протіканням інших фізико-хімічних процесів.

Структурні дослідження у зоні кратерів показали, що на поверхні сталі У8А і армко-заліза у результаті електроімпульсної дії з'являється сильно зміцнений шар, товщина якого для сталі У8А складає ≈ 35 мк, а для заліза – 15 мк. Металографічно спостерігається характерний голковий рельєф, який не вдається розчинити хімічним травленням, що типово для білих шарів. Рентгеноструктурний аналіз і дифракційна електронна мікроскопія довели, що у сталі білий шар являє собою дефектний мартенсит і сильно наклепаний остаточної аустеніт із частково нерозчиненими карбідами, а у залізі – мілкоголковий мартенсит.

Тріщини у загартованій сталі У8А утворюються

на границі мартенситу іскрового шару і крихкої мартенситної матриці [13]. У сплавах, що зберігають при нагріві ОЦК-гратку, утворення білих шарів замчено не було, бо для цих сплавів характерне невелике зміцнення поверхні (не більше 20 %) у порівняно із залізом (60%) і сталлю (26 % у попередньо нормалізованому стані) при наявності смуг ковзання, що перетинаються.

Аналізуючи вказані результати, можна констатувати про існування впливу поліморфізму на руйнування і структурні зміни у залізі та його сплавів при електроіскровій взаємодії. В залізі і вуглецевій сталі дія термічних напружень проходить в умовах поліморфних перетворень як при нагріві, так і при швидкому (не менш 100°С/с) охолодженні, що забезпечувало мартенситний механізм перетворень навіть у високоочищеному залізі [10]. При цьому релаксація термопружних напружень може проходити за рахунок спрямованого мартенситного перетворення, що понижує ймовірність утворення тріщин у матеріалі.

Певний внесок у термостійкість може робити і заліковування мікротріщин при $\alpha \leftrightarrow \gamma$ - переходах методами лазерного випромінювання (рис. 7).

У інженерній практиці значний інтерес представляє отримання кількісної інформації про дифузійні процеси у зрощенні сплавів при їх конденсації, в дифузійних шарах навіть у твердих розчинах мають місце суттєві неоднорідності структури і властивостей. Виділення нових фаз у покриттях викликає прояв мікроконцентраторів напружень і підвищує схильність покриттів до крихкого руйнування, зародкові тріщини стимулюють це руйнування. Для збільшення опору

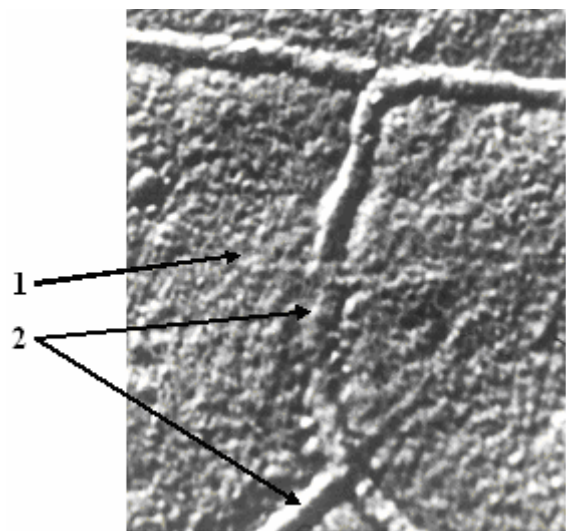


Рис. 7. Поверхня аморфізованого шару, що піддана ЕІЛ із виявленими мікротріщинами надалі піддана лазерній обробці (У8А) CO₂-лазером аморфізованими структурами у спеціально складеному газореакційному порошковому середовищі (збільш. 2500x2); 1 - аморфізований поверхневий шар ; 2 - аморфізований шар у зонах залічених мікротріщин деталей машин.

розповсюдження тріщин критичного розміру необхідно підвищувати густину дислокацій у самій поверхні насичення (необхідне формування дислокаційних стінок), які запобігають розповсюдженню тріщин і розвитку сколів, зсувів у структурі. Сітка дислокацій виявиться ще більш важливою для запобігання, якщо на ній виділяться включення зміцнюючої фази, або закріплюється атмосфера домішкових атомів. Укріплюючи сітку, можна отримати шляхом її дозування пластичною деформацією із послідуною полігонізацією. Дислокаційні сітки і мало кутові кордони, глибоко проникають вздовж потоку дифузії, закріпленнями виділеннями і атмосферами домішкових атомів, що забезпечують високий опір розповсюдженню тріщин.

IV. Обговорення експериментів та їх рекомендації

Аналізуючи коефіцієнт пластичності, крихкість, міцність зміцненої поверхні, складається можливість, змінюючи режими лазерної обробки, варіювати як мікротвердість зміцнених зон, так крихкість і пластичність.

При експлуатації деталей машин, що працюють в умовах посиленого тертя, важливо створення на поверхні металу шару із підвищеною твердістю і збереженням її у заданому інтервалі при нагріванні швидкісного прокатування і різання металів [5].

Досліджено зміну мікротвердості зон лазерного зміцнення після легування вуглецем, внаслідок нагрівання та відпалу в середовищі аргону за тиском 940 МПа у інтервалі температур 100-750 °С, часом витримання у ізотермічному режимі (1 год), встановлено, що лазерне легування вуглецем підвищує теплостійкість у порівнянні із ЛТО і звичайною цементацією (рис.2 ;б.).

При нагріві до 750°С не проходить змін структури і властивостей зон зміцнених лазерною цементацією, бо після звичайної цементації мікротвердість зменшується від 200°С. Після ЛТО мікротвердість зон лазерного зміцнення починає падати вже при 350°С (до 6500 МПа), а при 650°С понижується від 8000 МПа до 4800 МПа [6, 7].

При обробці поверхонь у режимі без оплавлення ($\Delta F = -7$ мм, $E = 24$ Дж) зміна профілю поверхні металу не спостерігалось. Із зростанням енергії імпульсу проходить утворення кільцевої впадини по краях зони лазерної взаємодії і виступу в її центрі, перепад висот сягає 25 мкм ($E = 30$ Дж, $\Delta F = 0$ мм).

Нанесення графітової обмазки на поверхню сталі змінює профіль, склад поверхні в процесі лазерної обробки у порівнянні із ЛТО, перепад висот у цьому випадку складає 5-10 мкм.

Порівняння ЛТО з оплавленням і ЛХТО вказує на те, що необхідні припуски на подальшу механічну обробку (шліфування, полірування) - від 20 до 50 мкм.

Проведені дослідження спрямовані на перспективу вдосконалення технології ЛТО і ЛХТО

деталей, що виготовлені із корозійностійких сталей, які працюють в умовах високонавантаженого тертя і підвищеного зносу, а також поглиблення теоретичних підходів до процесів лазерного легування в умовах градієнтних структур і композиційних матеріалів, що працюють на підвищених швидкостях різання і прокатування деталей за температур до 250–300°.

В роботі вперше було встановлено, що мале пластичне деформування при розтягу в межах 1,5 - 2 % готових для випробування на втому зразків із довільних конструкційних сталей (вуглецевих і легованих) призводить до помітного зниження їх границі втомлюваності. Роботи по цьому питанню показали, що обстежувані явища типові для металів і сплавів з атомно-кристалічною будовою ОЦК-гратки [7].

При дослідженні вуглецевої сталі (0,33 %С) у відпаленому стані обстежилося, що на найпершій стадії попереднього деформування розтягом гладких втомних зразків, на рівні нижньої границі плинності, відбувається найбільше зниження (23 %) границі втоми при згині обертого зразка. З подальшим підвищенням ступеня попередньої пластичної деформації (5,8 % і 8,7 %) зниження границі втоми зменшилося, а попереднє деформування на рівні границі міцності (15 %) незначно підвищило границю втоми у порівнянні з його початковим значенням.

Ці досліди підтвердили, що залежність границі втоми від ступеня попередньої деформації має вигляд типовий для металів із ОЦК-граток [12], і що найбільше зменшення границі втоми має місце на початковій стадії пластичного деформування, тому можна очікувати найбільшої неоднорідності залишкових мікронапружень. Зазначаємо, що шляхом відпуску (650°С) попередньо деформованих зразків повністю відновлюється їх границя втоми. При цьому була виявлена закономірність, властива металам із ОЦК-гратками. Найбільше зниження її зафіксовано при найменшій величині попередньої деформації (1,5 %), вона збільшувалась зі зростанням асиметрії циклу.

Границя втоми після малого пластичного деформування металів із ГЦК-граткою має тенденцію до підвищення [10], що стає більш помітним зі зростанням ступеня попередньої деформації. Вказана закономірність має місце не лише при попередньому пластичному розтягу готових до випробування зразків, але й при пластичному стиску.

Як довели спеціальні випробування при знятті тонкого поверхневого шару із зміцнених зразків методом витравлювання, або хімічного полірування після попереднього деформування границя втомлюваності не відновлюється. Це дає підстави вважати невірним вказане у ряді робіт пояснення обстеженого явища, що проходить із змінами у поверхневих шарах [11]. При цьому встановлено, що високий відпал повністю ліквідує негативний вплив від попередньої малої пластичної деформації.

Аналізуючи вищевказане, можна зауважити, що

ступінь мікроскопічної неоднорідності пластичної деформації у полікристалічних металах залежить також від їх атомно-кристалічної будови ґратки. Найбільша неоднорідність спостерігається у металах із ГПУ–ґраткою, найменша із ГЦК–ґраткою, проміжне місце займають метали із ОЦК–ґраткою [15].

Можна проаналізувати, що стійкість зміцнення, що досягнуте деформацією у низьковідпущеному стані, при короткочасному навантаженні у інтервалі 200 – 500 °С пояснюється збереженням високої густини дислокацій (розвинутою субструктурою), наявністю великого числа дисперсних і рівномірно розподілених карбідних частинок, а також прискорюючим впливом пластичної деформації при розтягу в процесі перерозподілу вуглецю безпосередньо за температурою випробувань.

Потрібно замітити, що міцнісні характеристики металів збільшуються із підвищенням швидкості випробувань, тому максимальне значення істинної динамічної межі міцності σ_{\max} спостерігається, коли навантаження прикладається за швидкості, що порівнюється до швидкості розповсюдження пружної деформації (v_p) [14], напруження при цьому включають деформаційне зміцнення, однак для кожного матеріалу напруження досягають межі руйнування при певній швидкості $v_{кр}$.

Висновки

Вимоги до структури електродного матеріалу встановлені на основі вивчення механізму процесів, що проходять на електродах при іскровому розряді, і закономірностей формування зміцненого шару і у зв'язку із цим можуть бути використані при розробці електродних матеріалів, сумішей, порошкових матеріалів, газових сумішей при контрольованих атмосферах обробки.

При цьому зростають вимоги до якості покриттів і формування важливих факторів, що впливають на процеси формування покриттів із матеріалів легуючих електродів, які повинні бути достатньо міцними на згин і розрив, володіють хорошою електропровідністю, максимально допустимою електроерозією. Це сприяє найбільшому електропереносу легуючого матеріалу на зміцнюючу поверхню, яка повинна містити у своєму складі компоненти, необхідні для отримання шару із наперед заданими фізико-хімічними і механічними властивостями.

Для отримання деталей і інструментів підвищеної зносостійкості та міцності при ЕЛІ, як електродний матеріал, в основному застосовують важкоплавкі метали і їх з'єднання, а саме, тверді сплави на основі карбідів металів на основі IV – VI груп із зв'язками: кобальтовою, нікель-молібденовою, хромо-нікелевою та порошкові матеріали із їх домішковими зв'язками і сумішами, та змішуванням їх із пластифікаторами (порошки – Al, Ni, ПГХН80СР-4, фероборалу, САП-3, Мо, W, WC технічної чистоти).

Аналіз отриманих за останнє десятиріччя літературних даних свідчить про вплив не тільки в процесі втомлюваності руйнування, але й в процесах крихкого руйнування, повзучості, зносу та тертя. Втомне пошкодження і руйнування зазвичай починаються і частково обмежуються (особливо в крихких матеріалах) поверхневими шарами зразків на всьому протязі втомної довговічності. Тому вплив поверхні на процес деформації підсилюється, якщо з технологічних поглядів вона піддається спеціальній термомеханічній, або фізико-хімічній взаємодії.

У однофазних матеріалах втомні тріщини зазвичай зароджуються на поверхні у області високої концентрації дефектів перед пластичною деформацією. Втомну міцність таких матеріалів можна збільшити за рахунок поверхневого зміцнення (пластичної деформації, лазерного випромінювання, інших фізико-технічних обробок і технологій).

Розглядаючи лазерне випромінювання, як швидку реакційну взаємодію рідкометалічного поверхневого середовища і його вплив на створення певних наноструктур, покриттів, можна ствердити, що механізм «розчинення – осадження – конденсація» обумовлюється трьома основними процесами: а) адсорбцією; б) рівномірним вибірково розчиненням компонентів (частковою корозією); в) утворенням нових фаз у об'ємі деформованого (вторинно структурізованого) металу;

Останні роботи по дослідженню поверхневих явищ [15], дозволили дещо по іншому оцінити механізми адсорбційного деформування і руйнування твердих покриттів. Адсорбційно-активне середовище може полегшити не тільки рух і вихід дислокацій на поверхню, але й зародження їх; внаслідок цього їх густина у поверхневих шарах може бути набагато збільшена.

Модель впливу рідко металічного середовища на механічні характеристики деформованих металів і сплавів, коли не спостерігається їх розчинення і дифузія середовища, може бути такою:

1. Універсальність ефекту адсорбційно-активних середовищ заключається у полегшенні протікання пластичної деформації у при поверхневих шарах металу, що обумовлене пониженням вільної поверхневої енергії на кордоні розділення фаз.

2. Середовище, у тому числі рідко металічне, сприяє протіканню пластичної деформації у при поверхневих шарах не тільки за рахунок полегшення виходу дислокацій на поверхню, але і в результаті пониження напруження зародження і стартування дислокацій.

3. Підвищена генерація дислокацій в умовах, що обмежують релаксацію, сприяють збільшенню їх густини у при поверхневих шарах металу (більш сильному деформаційному зміцненню).

4. Зміцнення поверхневого шару сприяє зародженню у ньому мікротріщин при теплових деформаціях або (при деформаціях, менших, ніж у відсутності середовища).

5. Після проходження тріщиною поверхневого зміцненого шару, подальший її розвиток буде заторможений у більш в'язкій матриці і поновиться

після зростання її розкриття до значення, меншого, ніж у вакуумі, оскільки вплив середовища на деформацію локальної зони навколо вершини тріщини подібно до впливу на вільну поверхню. В результаті цього розповсюдження тріщини буде проходити при менших енергетичних витратах.

При сучасному стані досліджень рідкокристалічної крихкості із існуючих механізмів, як найбільш правдоподібних, виділяються три:

1. Розчинення-осадження, що справедливо при підвищених температурах і коли можливе розчинення твердого металу у рідкому;

2. Зміна енергії зв'язку у локальних об'ємах внаслідок утворення гіпотетичного розчину, який може реалізуватися при підвищених температурах і при умові, коли проходить проникнення рідкого металу у твердий, або хімічному реагуванні;

3. Адсорбційний вплив середовища на пластичну деформацію при поверхневих шарів, що визначають реагування на характер руйнування, або утворення мікротріщин;

Більшість зразків - багатофазні системи (сплави) зародження тріщин в яких виявляється на міжфазних поверхнях розподілу, а місцем зародження втомних тріщин у технічних сплавах часто стають тверді включення та нерозчинні частинки вторинної фази, тому поверхневі обробки, які видаляють або зміцнюють області навколо включень, збільшують втомну міцність.

Аналізуючи вищевказане, констатуємо, що найбільший ефект від поверхневої обробки буде в тому випадку, коли товщина поверхневого покриття

із високою межею міцності і низьким коефіцієнтом деформаційного зміцнення перевищує розмір частинок вторинної фази.

Отже,

1. Вивчення розвитку дрібних тріщин із використанням лінійної механіки руйнування дає можливість досліднику на більш високому рівні провести оцінку впливу довільних поверхнево-зміцнюючих обробок на робочі властивості виробів.

2. Поверхнево-пластичне деформування є ефективним методом збільшення довговічності виробів за рахунок сповільнюючого розвитку існуючих у матеріалі тріщиноподібних дефектів, або ж їх повної консервації.

3. Ступінь підвищення характеристик тріщиностійкості виробів після комплексної обробки залежить від рівня залишкових напружень стиску, максимальної глибини і епюри їх залягання.

4. Для кожного виробу і кожного комбінованого режиму обробки існують критичні глибини тріщин, при яких зникає чутливість швидкості зростання тріщини до поверхнево-зміцнюючої обробки (фізико-хімічної комбінованої обробки).

Ці уявлення залишаються для поглиблення знань шляхом досліджень зміцнення довільними комплексними методами обробки, зразки яких піддаються пластичним деформаціям у яких викликаються підвищені границі втомлюваності і розриву металу.

Завойко О.С. – здобувач наукового ступеню, к.т.н., асистент кафедри ТОМ.

- [1] Н.Н. Рыкалин, Лазерная обработка материалов (Машиностроение, Москва, 1975).
- [2] Ю.Л. Иванов, Применение лазеров в научных исследованиях (Лениздат, Ленинград, 1975).
- [3] А.А. Кислицын, А.В. Морар, ЖТФ, 5(14), 43, 1976.
- [4] Э.Н. Соболев, Исследование кинетики испарения металлов под действием концентрированных потоков энергии: Канд. дис. (МИСИС, Москва, 1976).
- [5] Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев и др., Физ. и хим. обраб. материалов, 1,3, 18, (1977).
- [6] В.П. Вейко, М.Н. Либенсон, Лазерная обработка (Лениздат, Ленинград, 1973).
- [7] Б.С. Михайлов, Р.Б. Тагиров, Применение лазеров в машиностроении и других областях техники и физич. вопр. разработки газовых лазеров (Наука, Москва, 1974), с. 5468.
- [8] V.S. Kovalenko, Proceeding of the Fourth International Conference 26 - 29 May, 2009, Katsively, Crimea, Ukraine, Laser Technologies in Welding and Materials Processing, (Kyiv, 2009), p. 7.
- [9] J. Meijer, A. Gilntr, V. Kovalenco et al. Laser machining by short and ultrashort pulses: State of the art. Annals of the CIRP, 51(2), 3456, (2002).
- [10] М.Н. Либенсон, Физ. і хім.. обробки матеріалів, 2-3, 35, (1968).
- [11] Г.Р. Левинсон, В.И. Смилга, Квантовая электроника, 3(8), 1637, 56 (1976).
- [12] .Н.В. Дубовицкая, Л.Н. Лариков, Проблемы прочности, 6(72), 58 (1976).
- [13] О.С. Завойко, С.М. Новіков, Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ, 3(48), 119 (2013).
- [14] Д.А. Кальнер, Проблемы прочности, 4, 106 (1974).
- [15] В.В. Попович, И.Г. Дмуховская, Физ.-хим.мех. материалов, 4, 30 (1978).

A.S. Zavojko

Experimentalise Strength Surface Electric Ligature and Givn Work Upon Concentration System Energy

*Chernivtsi Department of the National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute";
58000, Chernivtsi, Golovna st., 204, Ukraine*

In article considered the new basic phizical-technical treatment with help double procesis electric lightning ligature and gas connection condensation on steel in the new picture. This process penetration the theory binding material, electrodynamic frictional induction electrode material on steel basic and developed practical making gas solution dipping with the obtained new composite tips will continue of protective coatings based on metals with new mechanical and physical-chemical process of need.

Special priority rating in future research will be given to working out theoretical bases and production processes of obtaining high-strength materials reinforced with metal and ways of predetermining lasting stress-strain characteristics with a view to establishing principles of desining composite materials with clear-cut anisotropic characteristics, outlining new spheres of national economy which could use composite materials; theoretical and experimental research in material for outer space; stadying process which take place in materials under the effect of vacuum, low temperatures, various types of radiation and meteoritic particles; developing materials for space engineering, machine interpolice contact ligature in steel, and laser strain strand laser technology.

Keywords: electric ligature, lazer process and ligature, combination gas process condensation, physical-chemical process termal obtained material.