

ВПЛИВ ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ХАРАКТЕР РУЙНУВАНЬ ДЕТАЛЕЙ, ВІДНОВЛЕНИХ НАПЛАВЛЕННЯМ

Розглядається вплив термоциклічної обробки металевих конструкцій на характер руйнувань деталей, відновлених наплавленням.

The influence of thermocyclic processing of metallic constructions on the character of components' disruption restored by fusing processes is considered.

Руйнування металів під впливом зовнішніх напружень залежить від значної кількості факторів, таких як початкові властивості матеріалів, технологічні та конструктивні параметри деталі, умови експлуатації.

Структурна та хімічна неоднорідність, напружений стан мікроструктури, розміри зерен, щільність точкових, лінійних та об'ємних дефектів кристалічної решітки – фактори, які визначають властивості металу.

Особливим фактором при розгляді термодифузійних з'єднань різнорідних матеріалів є наперед прогнозована структурно-хімічна неоднорідність, яка забезпечує структурні властивості з'єднань. Найчастіше це зустрічається при відновленні зношених поверхонь деталей машин або зміцнення найбільш навантажених поверхонь наплавленням різнорідних матеріалів з прогнозованою поведінкою у процесі експлуатації.

Це вносить суттєві корективи у механізм руйнування металу відновлених деталей і вплив визначальних факторів, головним з яких є розмір зерна структури металу.

Встановлено [1], що позитивний вплив зменшення величини зерна d на показники експлуатаційних властивостей найбільш ефективно забезпечується термоциклічною обробкою (ТЦО), заснованою на ефекті глибинної структурної перебудови металу під час циклічних нагрівань та охолоджень у міжкритичному інтервалі температур.

У відповідності з [2] руйнування багатошарових структурно-різнорідних систем може відбуватися за таких умов:

- крихкий відрив без деформації

$$\sigma_i < \sigma_T, \sigma_1 = R_{\sigma},$$

де σ_T – межа текучості при руйнуванні, R_{σ} – опір відриву недеформованого металу, σ_i , σ_1 – інтенсивність напружень і головне напруження;

- крихкий відрив після пластичної деформації

$$\sigma_i > \sigma_T, \sigma_1 = R_{\sigma i},$$

де $R_{\sigma i}$ – опір відриву після пластичної деформації, що зростає з зростанням ступеня наклепу;

- в'язке руйнування

$$\sigma_i > \sigma_T, \sigma_i = S_{ik} = f(\sigma_i / \sigma_1),$$

де S_{ik} – опір в'язкому руйнуванню.

Автор праці [2] вважає, що крихке руйнування має місце у випадку розколу кристала по смугі (100), а в'язке – коли у процесі пластичної деформації всередині кристала утворюються злами, які зливаються у в'язкий злам волокнистого вигляду, при цьому критичне напруження для розкриття тріщини

$$\sigma_{кр} \sim \{4E\gamma / [(1+\nu)k]\} d^{-1/2}, \quad (1)$$

де γ – енергія, яка необхідна для утворення одиниці нової поверхні, ν – коефіцієнт Пуасона, k – параметр матеріалу, який не залежить від температури та швидкості деформації, d – діаметр зерна.

Встановлено, що механізм структурної перебудови у металі відновленої деталі у процесі ТЦО такий, що при збільшенні кількості термоциклів відбувається початкове різке зменшення величини зерна з подальшою її стабілізацією. Кількість термоциклів, необхідних для формування наддрібнозернистої структури залежить від хімічного складу матеріалу, його початкового структурного стану, режимних показників процесу термоцикло-

вання. При цьому головним фактором впливу є вміст вуглецю та легуючих елементів.

Умовами можливого руйнування при різних навантаженнях є стан границь зерен, які формуються під час ТЦО, а елементами, які ініціюють руйнування та появу крихких зламів – розкол зерен по кордонах та всередині. При цьому на першій стадії розламуються окремі зерна, а на другій мікротріщини зливаються, утворюючи магістральну тріщину.

Розмір початкової субмікротріщини може бути описаний залежністю Грифітса

$$\sigma_{кр} = \sqrt{2E\gamma/\pi(1-\nu^2)}c, \quad (2)$$

де c – напівдовжина тріщини. Тоді з (1) та (2)

$$c \sim [(1+\nu)/(1-\nu)/k^2d(8\pi E\gamma)].$$

Автор праці [3] вважає, що умовою крихкого руйнування в цьому випадку може бути таке напруження $\sigma_{відр}$, при якому нормальне напруження даної критичної величини хоча б для трьох сусідніх зерен

$$\sigma_{відр} = \Pi \sigma_{кр},$$

де Π – множник, який залежить від об'єму навантаженого матеріалу, варіацій діаметра зерен і т.д.

Дослідження опору відриву при мікромеханічних випробуваннях зразків, вирізаних з різних зон деталі, відновленої наплавленням, показали лінійну залежність від величини зерна, при цьому

$$\sigma_{відр} = (a+bd^{-1/2}),$$

де a, b – коефіцієнти, що залежать від хімічного складу металу і розміру та форми зерен.

Якщо позначити через d_0/d співвідношення початкового та кінцевого розміру зерен, то згідно з [3]

$$\sigma_{відр}(e) = A+B(\sqrt{d_0/d}-1),$$

де A, B – постійні матеріалу, $\sqrt{d_0/d} = (1-\psi) = \exp(e_1/4)$, ψ – відносне звуження, e_1 – деформація у напрямку σ_1 , які викликають руйнування відривом.

Значною мірою характер руйнування металу відновленої деталі пов'язаний з дислокаційною структурою, яка утворюється у процесі ТЦО. Характер змінення щільності дислокацій від кількості термоциклів показує, що структурні перетворення у процесі ТЦО повинні приводити до збільшення долі крихкого зламу на початковій стадії ТЦО з різким збільшенням долі в'язкого зламу при подальшому термоциклюванні.

Згідно з [5] поряд з скупченнями крайніх дислокацій n спектр дотичних напружень τ викликає розтягуючі напруження $n\tau$.

Результуючі напруження, що діють на скупчення, мають порядок $n(\tau-\tau_0)$, де τ_0 – напруження тертя, яке перешкоджає руху дислокацій.

Користуючись [5] можна записати

$$n = (\tau - \tau_0)d/Gb,$$

де G – модуль зсуву, b – вектор Бюргерса.

Тоді

$$\tau = \tau_0 + (Gb\sigma)^{1/2}d^{-1/2},$$

де σ – теоретична міцність на розрив, а для розтягуючого напруження

$$\sigma_{відр} = \sigma_0 + 2(Gb\sigma_T)^{1/2}d^{-1/2}.$$

При переході до в'язкого руйнування

$$n = (k_1\sigma_T - \sigma_0)d/2Gb,$$

де k_1 – коефіцієнт, що залежить від форми зразка ($k_1=1$ для звичайних зразків, $k_1=1/3$ для надрізаних зразків).

Автор праці [2] вважає, що при пластичному руйнуванні зародишева тріщина повинна мати можливість зростати у полі середнього прикладеного напруження, а тріщиноутворення може бути представлене рухом групи тріщиноутворюючих дислокацій nb , тому скол можливий, якщо

$$\sigma nb(1+1/\sqrt{2}) = 4\gamma.$$

Тоді $\sigma = (k_1\sigma_T - \sigma_0) = 4G\gamma/d$.

Згідно з [5] при одноісному напруженні

$$\sigma_{відр} = \sigma_0 + kd^{-1/2},$$

де k – постійна. Тоді критерій переходу до в'язкого руйнування

$$\sigma = (4G\gamma)/kd^{1/2}.$$

Вищенаведене дозволяє говорити про переважний вплив величини зерна та процесів, що пов'язані з його зменшенням на характер руйнування відновленої деталі.

Важливим фактором, що визначає характер руйнувань відновлених деталей після ТЦО є її хімічний склад по зонах термічного впливу, особливо при відновленні спорідненими або різко протилежними за хімічним складом матеріалами.

Наявність чи відсутність легуючих елементів значною мірою визначає оптимальну кількість термоциклів, необхідних для отримання переважно в'язкого руйнування. Підтвердженням вищенаведеного є зміна фрактографічних характеристик зламів, що утворюються в процесі руйнування

модельованих зразків відновлених деталей після ТЦО.

У досліджуваних варіантах розглядалось відновлення циліндричних та плоских деталей, відновлених наплавленням відповідного матеріалу під шаром флюсу. ТЦО деталей виконувалась в інтервалі $A_{C_1}+(30\div 50^\circ\text{C}) \dots A_{r_1}-(30\div 50^\circ\text{C})$. Руйнування зразків виконувалось як статичним, так і динамічним способами.

Встановлено, що у початковому стані, після відновлення, у металі різних зон термічного впливу деталі з сталі ВСт.3, відновленої зварювальним дротом Св.08, домінує крихкий злам, оскільки як у металі наплавки, так і у зоні сплавлення домінує різнорідна дендріто-подібна структура з вираженою спрямованістю кристалітів, які утворилися при охолодженні. У зоні сплавлення метал має великозернисту структуру з чітко вираженою границею розподілу. Це ініціює розвиток крихких тріщин з утворенням характерних ямок крихкого відриву.

Після виконання п'яти термоциклів злам має явні ознаки переважно в'язкого руйнування з утворенням смуг ковзання. Однак частина ділянки наплавленого металу (біля 20%) руйнується крихко, що викликано деяким відставанням структурної перебудови у процесі ТЦО найбільш структурно спотворених ділянок деталі. Це насамперед стосується поверхневих шарів металу наплавки, де у результаті високих швидкостей охолодження можливе утворення термічних тріщин технологічного характеру, а також структур мартенситного типу.

При збільшенні кількості вуглецю, а також легуючих елементів як в основному металі деталі, яка відновлюється, так і у металі наплавки, картина руйнування змінюється у сторону збільшення долі крихкого зламу, а у зоні основного металу – в'язко-крихкого з переважанням в'язких смуг та сколів.

Після виконання оптимальної кількості термоциклів доля крихкого зламу у металі наплавки зменшується (в середньому до 50%), а у зоні сплавлення і основному металі крихкий злам практично відсутній.

Отже, з погляду металографічних аспектів руйнування, ТЦО, формуючи дрібнозернисті регулярні структури всіх зон відновленої деталі, створює умови для переважно в'язкого руйнування. При цьому визначальним фактором є розмір зерна, хімічний склад металу, а визначальним механізмом – дислокаційний.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Атомный механизм разрушения. - М.: Металлургия, 1963.
2. Kochler J.S. // Phys. Rev. - 1952. - **85**. - P.480.
3. Копельман Л.А. Сопротивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. - Ленинград: Машиностроение, 1978.
4. Коровайченко Ю.М. Термоциклическая обработка сварных соединений. - Київ: УМКВО, 1993.
5. Петч Н. Металлографические аспекты разрушения // Разрушение. - Т.1.