

УДК 621.81: 621.78.011

Коровайченко Ю.М.

### АНАЛІЗ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ ЗОН ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ПРИ ВІДНОВЛЕННІ ТА ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБЦІ ДЕТАЛЕЙ

Концентрований вплив високотемпературного джерела тепла при відновленні наплавленням деталей типу тіл обертання призводить до нагрівання різних ділянок деталі у широкому діапазоні температур і як наслідок формуванню відповідних структурних перетворень та зон термічного впливу в основному металі деталі. Стан структури цих зон, їх кількість, взаєморозташування та напружений стан на їх границях є визначальними факторами експлуатаційних показників відновленої деталі.

Аналіз вітчизняних та зарубіжних публікацій результатів досліджень в області теорії зварювальних процесів, металургії зварювання та термічної обробки зварних з'єднань та наплавов показав, що основна увага дослідників спрямована на пошук високоенергетичних способів зварювання, які забезпечують максимальне наближення показників фізико-механічних властивостей до властивостей основних металів. Це призводить до створення складного технологічного обладнання і використання високолегованих матеріалів високої вартості, що суттєво підвищує собівартість процесів. У напрямі термічної обробки переважає використання та вдосконалення традиційних способів термічної обробки, які у випадку утворення багатозонних структур не завжди ефективні.

Дослідження динаміки структурних перетворень, що відбуваються у процесі відновлення деталей машин наварюванням та при реалізації елементів технологічної схеми циклічної термічної обробки і впливу їх технологічних параметрів на показники структурного стану, окремих зон термічного впливу.

В процесі високотемпературного відновлення, рух безперервно діючого точкового джерела теплоти на поверхні кругового циліндру по гвинтовій лінії і його теплового поля визначається рівнянням в замкненій формі, якщо допустити, що теплота розповсюджується тільки у напрямку радіусу та твірної циліндру [1]. Це допущення справедливе по відношенню до потужного швидкорухомого джерела теплоти. При цьому рівняння температурного поля, що отримане у рамках лінійної теорії теплопровідності має вигляд:

$$T = \frac{2g}{VRc_p} \cdot \Phi\left(\frac{r}{R}, \tau_n\right) \cdot \frac{e^{-x/(4\alpha t_n) - bt_n}}{\sqrt{4\pi\alpha t_n}}, \quad (1)$$

де  $g$  – потужність джерела теплоти;  $V$  – лінійна швидкість руху джерела теплоти;  $r$  – відстань від вісі циліндру до джерела теплоти;  $R$  – кількість проходів джерела;  $c_p$  – об'ємна теплоємність теплопровідного тіла;  $\alpha$  – коефіцієнт поверхневої теплопередачі;  $X_n$  – відстань по твірній від джерела на  $n$ -ому проході до точки, що розглядається;  $a$  – коефіцієнт температуропроводності;  $t_n$  – час на  $n$ -ому проході, що минув з моменту перетину джерелом теплоти твірної циліндру, на якому розташована питома точка;  $\Phi(r/R, \tau_n)$  – функція, що враховує розподіл тепла по радіусу циліндру.

$$\Phi\left(\frac{r}{R}, \tau_n\right) = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\int_0^{\frac{r}{R}} \mu_k \frac{r}{R}}{\int_1^{\frac{r}{R}} (\mu_k)} \cdot e^{\mu_k^2 \alpha t / R^2}, \quad (2)$$

де  $\mu_k$  – корні рівняння;  $J_0, J_1$  – функції Бесселя першого порядку від дійсного аргументу;  $\tau_n = (\alpha t_n) / R^2$  – безрозмірний критерій часу знаходження точок вище відносної температури при наплавленні вздовж твірної циліндру ( $t_n$  – час дії джерела тепла з моменту початку процесу наплавлення);  $b = 2\alpha / c \rho R$ .

В процесі наплавлення джерело теплоти переміщується в тілі та разом з ним переміщується температурне поле.

Відомо [2], що максимальні значення температури досягаються в різний час в точках, що знаходяться від джерела тепла на різних відстанях  $X$ . Час досягнення максимумів залежить від відстані та поверхневої теплопередачі.

Розрахункові термічні цикли для всіх точок поверхні при потужності джерела  $g = 968$  кал/сек мають піки на відстані від 20 до 40 мм від початкової точки, а характер зміни температури в окремій точці  $A$  при різних положеннях джерела тепла для наплавлення з кроком  $h = 3$  мм має хвилеподібний характер з інтенсивним затуханням.

В окремій точці  $A$  температура тіла безперервно змінюється за рахунок впливу кожного наступного перетину джерелом теплоти умовної площини, в якій знаходиться точка  $A$ . Метал у точці  $A$  послідовно нагрівається вище температури плавлення на перших 2-х кроках, до  $890$  °C при третьому, до  $468$  °C при четвертому, до  $287$  °C при п'ятому перетину умовної площини джерелом теплоти.

Під час теплових коливань в металі відбуваються певні структурні перетворення, що позначається на його наступних властивостях, тому попередні розрахунки теплових процесів при наплавленні дозволяють визначити характер і технологію наступних термічних обробок для забезпечення експлуатаційних властивостей відновлених деталей на рівні нових.

Дослідження змін у структурі окремих зон термічного впливу, що утворилися при з'єднанні металів такими способами, є проблематичним з причини малих розмірів кожної зони, в той час коли саме вони є ініціаторами руйнувань металу в процесі експлуатації деталей.

В умовах високотемпературного відновлення деталей машин або зміцнення з використанням технологічних способів наплавки спостерігаються два процеси: висока температура нагрівання металу в зоні з'єднання сприяє зростанню розмірів зерна, і збільшує стійкість аустеніту; швидке нагрівання і малий час перебування вище  $A_c3$  знижує ступінь гомогенізації і зменшує стійкість аустеніту. Для сталей без карбідоутворюючих елементів або з малим їх умістом характерним є перший варіант, що приводить до зміщення області часткового загартування в сторону менших швидкостей охолодження. В сталі, що легована карбідоутворюючими елементами можливий протилежний результат внаслідок проявлення другого процесу.

В сталі, в якій мартенситне перетворення відбувається при позитивних температурах, в умовах зварювання при даній миттєвій температурі кількість мартенситу, що утворюється тим вища, чим швидше йде охолодження.

Ступінь гомогенізації аустеніту і величина зерна у зоні сплавлення основного металу і металу, що використовується для відновлення або зміцнення, при рівних умовах нагрівання і охолодження суттєво різні у сталях з карбідоутворюючими елементами і без них. У сталях без енергійних карбідоутворюючих елементів, підвищення стійкості аустеніту при зварюванні обумовлене, головним чином, зростанням зерна.

Дослідження структури металу зони сплавлення основного металу деталі зі сталі 40X, відновленої наплавленням дроту зі сталі 40 показали, що у початковому стані ділянка великого зерна складається з доэвтектоїдного фериту, який випав по кордонах аустенітних зерен, троостіту і продуктів проміжного перетворення. Троостіт виділяється

ся переважно у вигляді колоній, що зростають по обидва боки границі. Форма колоній наближається до сфери або напівсфери.

У більшості випадків основний метал деталі відноситься до високоміцних, легуваних конструкційних сталей, у той час коли метал відновлення може мати нижчі механічні властивості, з їх наступним підвищенням під час кристалізації та утворення відповідних структур, або під час наступних термічних обробок.

Кількість перліту та фериту у металі, що використовувався для відновлення або зміцнення, визначається також умістом вуглецю та легуючих елементів. Так, збільшення кількості марганцю сприяє появі мартенситу та надлишкового аустеніту при зменшенні кількості перліту. Хром створює можливості для формування більш дисперсної структури металу відновлення, який переважно складається з бейніту, невеликої кількості перліту та доевтектоїдного надлишкового фериту, сітка якого розташована в кристаліті і не співпадає з первинними границями. На відміну від марганцю, хром у металі відновлення ліквує незначно, що приводить до більш рівномірного розподілу структурних складових. Легування хромом значно підвищує кількість надлишкового аустеніту при зміні кількості перліту. Хром створює можливості для формування більш дисперсної структури металу відновлення, яка переважно складається з бейніту, невеликої кількості перліту та доевтектоїдного надлишкового фериту, сітка якого розташована в кристаліті і не співпадає з первинними кордонами. Аналогічний вплив має наявність у металі відновлення нікелю, який збільшує кількість залишкового аустеніту та перліту.

Якщо деталь після відновлення або зміцнення піддати нагріванню вище точки  $A_{c3}$ , то положення первинних границь практично не змінюється, в той час коли вторинні зерна зменшуються до 8–9 номера, що свідчить про велику рухомість вторинних границь. Повторна термообробка у тому ж інтервалі температур приводить до більш суттєвих змін первинних границь, їхнього “розсасування”, при цьому, як установлено, що суттєвих змін у складі хімічних елементів при цьому практично не відбувається. Підвищення температури термообробки також не впливає на стан розподілу хімічних елементів, хоча структура стає більш однорідною, що є наслідком вирівнювання концентрації вуглецю.

При виконанні перших циклів середньотемпературної термоциклічної обробки [3] ділянки перегрівання до основного металу розміри сферолітів зменшуються, а їх кількість збільшується. Так як перлітні колонії зароджуються насамперед на границях аустенітних зерен, природно, що чим менше зерно аустеніту, тим більша сумарна міжзерена поверхня і більша загальна кількість центрів первинного перлітного перетворення.

Трооститні ділянки при ТЦО формуються також і всередині аустенітних зерен. Центрами зародження у цьому випадку є карбіди, неметалічні включення й ділянки неоднорідної концентрації вуглецю. В зоні повної і неповної перекристалізації, що утворилися після відновлення або зміцнення, поряд з ділянками трооститу мають ділянки перліту і фериту, при цьому ділянки трооститу крупніші порівняно з ділянками перліту й фериту. Після проведення перших циклів ТЦО кількість бейніту і його зменшується. У зоні повної перекристалізації ділянки бейніту зберігаються всередині аустенітних зерен, а у ділянці неповної перекристалізації вони відсутні.

В результаті багатократної аустенізації під час ТЦО з за різниці питомих об’ємів перетворених фаз у зонах металу відновленої або зміцненої деталі протікають процеси подібні нагріванню слабкодеформованих металів: дифузія точкових дефектів і їх стікання у дислокації і границі з частковою анігіляцією з попутною частковою анігіляцією; перерозподіл дислокацій; формування мало куткових границь; міграція малокутових границь

поглинненям дефектів; міграція міжзерених границь між рекристалізованими зернами й укрупнення останніх при одночасному зниженні зернограничної і поверхневої енергії.

Встановлено, що при нагріванні до вищезгаданої температури на границях між пластинками цементиту й зернами фериту утворюються дрібні зерна аустеніту, кількість яких зростає зі збільшенням температури і в кінці процесу нагрівання становить досить велике число.

Найбільш складні процеси структурної перебудови відбуваються при ТЦО у тому випадку коли при штатній термічній обробці в процесі виготовлення деталі використовували поверхневе зміцнення (науглецювання, борування та ін.).

У цих випадках складнонапружена, спотворена, диференційована структура перебудовується більш повільно з причин збіднення, при кристалізації, поверхневого шару металу, що використовувався для відновлення або зміцнення і його дифузії у більш глибокі шари основного металу, а також меншою протяжністю міжзерених границь і, відповідно зменшенням можливих розмірів утворення дрібнозернистого аустеніту при нагріванні.

Водночас, інтенсивність структурної перебудови зон основного металу деталі, що мали підвищений уміст вуглецю, або інших карбідоутворюючих елементів значно вища, що приводить до різної швидкості протікання процесу утворення дрібнозернистої структури й необхідності орієнтації при виборі температури ТЦО на структури з меншою швидкістю перебудови.

Утворення дрібнозернистої структури при перетвореннях за будь-яким механізмом, що реалізується при ТЦО, фіксується охолодженням при температурі нижче кінця фазових перетворень, а наступні нагрівання подрібнюють великі зерна, що залишились, утворюючи в кінці рівномірну дрібнозернисту структуру по всьому об'єму відновленої деталі.

У процесі виконання перших термоциклів (для середньовуглецевих та легованих сталей – 3–5) структурна неоднорідність зон зберігається, хоча й на значно нижчому рівні, що пояснюється складністю протікання дифузійних процесів між зонами, різною інтенсивністю структурної перебудови початкового стану й градієнтом температур нагрівання та охолодження по перерізу деталі за часом.

Однак при подальшому термоциклюванні відставання темпів структурної перебудови більш нестійких структур до стабільних скорочується й вирівнюється. Тому у випадку, що розглядається, при виконанні 1–11 термоциклів ТЦО утворюється однорідна дрібнозерниста структура із залишковою неоднорідністю по вмісту хімічних елементів.

Отримані результати досліджень мікроструктури підтверджуються результатами вимірювання твердості по перерізу відновленої деталі причому твердість структурних складових знаходиться у межах: фериту 180–220 HV; троостіту – 25–270 HV; бейніту – 300–350 HV.

Після ТЦО твердість окремих зон нівелюється по відношенню до деякої середньої величини, що в більшості випадків задовольняє експлуатаційним вимогам, що пред'являються до деталі. Якщо отримана твердість недостатня, то після ТЦО виконується нормалізація, загартування з відпущенням тощо.

У відповідності зі структурною перебудовою змінюються і показники мікротвердості. Найбільші значення відповідають зоні термічного впливу, в якій утворюються структури загартування (рис. 1). Показники мікротвердості мають вузькі піки і змінюються в межах 2–3 мм від найбільшого значення.

ТЦО, знижуючи загальні значення мікротвердості на 15–20 % забезпечує значне нівелювання показників по перерізу з'єднання (рис. 2).

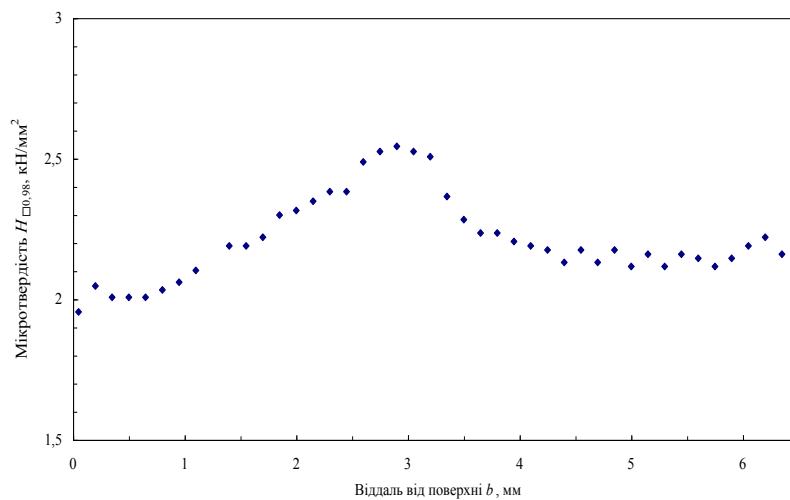


Рисунок 1 – Зміна мікротвердості зон термічного впливу деталі, відновленої наплавленням сталі 40 на сталь 40X (початковий стан)

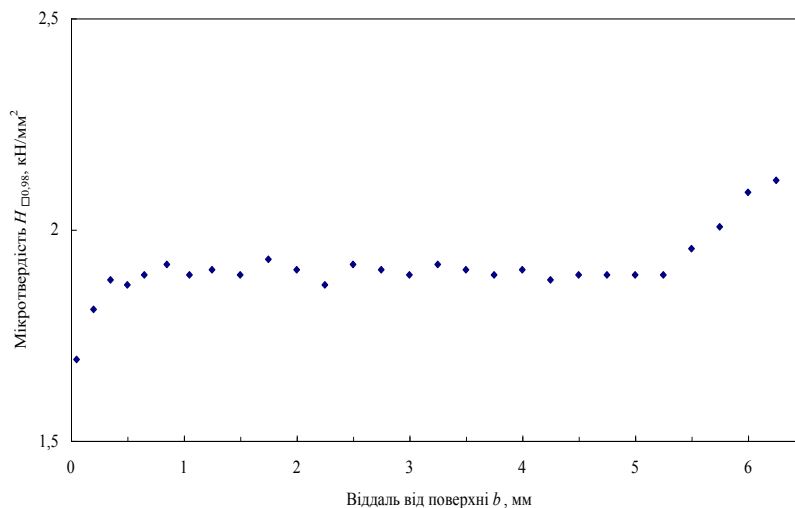


Рисунок 2 – Зміна мікротвердості зон термічного впливу деталі, відновленої наплавленням сталі 40 на сталь 40X після ТЦО

Ця картина значною мірою коректується при вимірюванні термо-е.р.с [4], що свідчить про значно вищу структурну чутливість методу. Пікові значення термо-е.р.с. знаходяться на 0,5–0,7 мм раніш, ніж показники  $H_{\mu}$ , а їх перепади сягають 150–170 %. Найбільші значення термо-е.р.с. припадають на вузькі ділянки наплавленого металу до основного (зона сплавлення) де можливе утворення структурних складових високої твердості за рахунок концентрації вуглецю, що мігрує у відповідності з рухом теплового потоку (рис. 3).

Картина розподілу термо-е.р.с. після ТЦО при аналогічному зменшенні абсолютних значень має більш складний характер ніж при вимірюванні  $H_{\mu}$ , що свідчить про більш низький рівень гомогенізації структури, між тим максимальний перепад значень термо-е.р.с. не перевищує 15–20 % по всьому перерізу, що є свідченням загальної нормалізації структури й створення умов для забезпечення рівномірності деталі (рис. 4).

### Висновок

Утворення однорідної мікроструктури різних зон відновленої деталі значною мірою визначається дифузійними процесами при ТЦО, про що свідчать зміни характеру розподілу хімічних елементів по перерізу відновленої деталі.

Одним з найбільш продуктивних способів циклічної термічної обробки є термоциклічна обробка (ТЦО) [1], яка поряд з мінімальними витратами часу забезпечує утворення наддрібнозернистої однорідної структури з рівномірним розташуванням структурних складових і хімічного елементів по об'єму металу, що обробляється. Це особливо ефективно у випадку термічної обробки багатшарових металевих з'єднань, що утворюються при відновленні чи поверхневому зміцненні поверхонь деталей високотемпературними термодифузійними способами, наприклад, зварюванням, наплавленням, наварюванням дроту або стрічки, напилюванням металевих порошоків тощо.

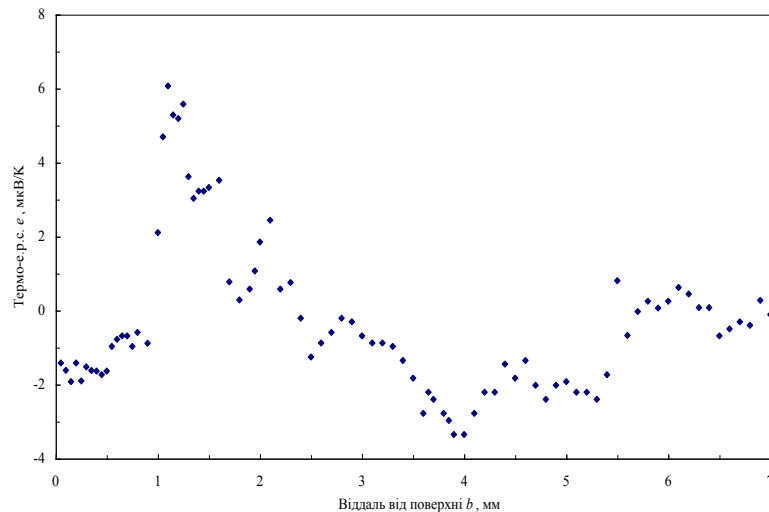


Рисунок 3 – Зміна локальної термо-е.р.с. зон термічного впливу деталі, відновленої наплавленням сталі 40 на сталь 40Х (початковий стан)

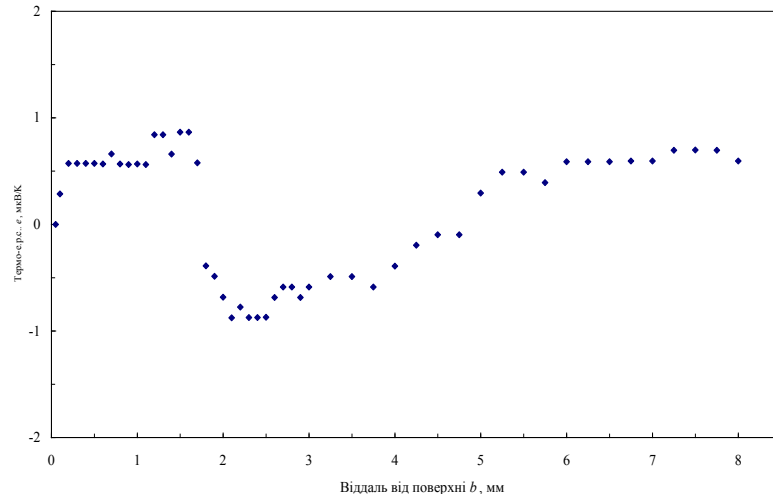


Рисунок 4 – Зміна локальної термо-е.р.с. зон термічного впливу деталі, відновленої наплавленням сталі 40 на сталь 40Х після ТЦО

### Література

1. Кондратьев Е.Г. Восстановление наплавкой деталей сельскохозяйственных машин. – М.:Агропромиздат,1980.– 95 с.
2. Буки А.А. Моделирование физико-химических процессов дуговой сварки. – М.: Машиностроение, 1991. – 237 с.
3. Коровайченко Ю.М. Підвищення якості наплавки та зварних з'єднань термоциклічною обробкою. – К.:МАУП, 1999.– 249 с. з іл.