

показано, що саме така суб структура мартенситу забезпечує високі значення $\sigma_{0,005}$, σ_{-1} та $\Delta\epsilon$. Так величина залишкової деформації сталі 65Г після звичайної термообробки (гартування з печі при $t = 870^{\circ}\text{C}$, відпуск при $t = 400^{\circ}\text{C}$) становила $\Delta\epsilon \cdot 10^{-5} = 15,6$; границі пружності мала величину $\sigma_{0,005} = 1420 \text{ МПа}$. Обробка, що забезпечувала формування вказаної субструктури мартенситу з наступним відпуском зменшила параметр релаксаційної стійкості до $\Delta\epsilon \cdot 10^{-5} = 7,45$ при збільшенні другого до $\sigma_{0,005} = 1670 \text{ МПа}$. Підкреслимо, що для одержання описаної структури використовувалося швидкісне електронагрівання та магнітоімпульсна обробка а при ЛФ мартенсит з такою субструктурою виникає у результаті само гартування.

Висновок. Використання лазерної технології при виготовленні пружин може дозволити не тільки об'єднати п.3,4 традиційної технології з відповідним зменшенням трудозатрат, а й значно покращати їх експлуатаційні властивості.

УДК 621.375.826

Дурницький Д.А., студ.; Лутай А.М., ст.. викл.; Ключников Ю.В., доц., к. ф.-м.н.

УМОВИ, ПРИЧИНИ ТА МЕХАНІЗМИ ВИНИКНЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ

Умова виникнення ЗН в полікристалах – проходження неоднорідної зміни питомої ваги. Причин такої неоднорідності та механізмів формування ЗН досить багато. Узагальнених схем їх аналізу немає. Кожен об'єкт потребує особливого ретельного аналізу процесів, що проходять в деталі при даному способі виготовлення або обробки. На кафедрі ЛТФТ НТУУ КПІ розроблюються технології наступних процесів лазерної поверхневої обробки:

I. *Лазерна термічна обробка (ЛТО) сплавів.*

II. *Лазерна легування.*

III. *Лазерне газопорошкове наплавлення.*

IV. *Комбіновані методи обробки: лазерне легування + іоно – плазмове азотування та ін.*

З метою аналізу отриманих результатів вимірювання ЗН в кожній з перерахованих технологій треба виявити процеси, що приводять до активації певних мономеханізмів формування ЗН, умови їх появи, температурні та часові рамки їх дії. Знак та величина ЗН досить легко розраховується при дії одного механізму, але не завжди може бути оцінено простим сумуванням вкладу кожного з моно механізмів. Наведемо механізми формування ЗН.

Лазерна термічна обробка сплавів

В залежності від вихідного та кінцевого фазового складу сплаву, що оброблюється, температур та послідовності фазових перетворень, властивостей фаз можливі наступні мономеханізми формування ЗН.

- *Вихідна структура - однофазний сплав. Фазових перетворень нема на обох етапах термічного циклу (або чистий метал, що не має поліморфних перетворень) і максимальна температура не перевищує температуру плавлення . Еволюцією дефектної структури можна нехтувати.* В такому об'єкті реалізується механізм градієнту температур (МГТ) в "чистому" вигляді. Тобто неоднорідність питомої ваги виникає за рахунок збільшення об'єму нагрітих зон відносно холодної частини згідно з коефіцієнтом термічного розширення (КТР) (α). По перерізу об'єкту виникають пружні деформації стискання в нагрітій та розтягування в холодній частинах зразку. Ці напруження звать *термічними* ($\sigma_{\text{терм}}$) за ознакою причини їх виникнення та тимчасовими тому, що вони зникають після вирівнювання

температури по перерізу зразку. Якщо їх величина не перевищує границі текучості (σ_T) гарячої або холодної частини після повного охолодження ЗН будуть відсутні. Тільки при умові $\sigma_{\text{терм}} > \sigma_T$, що означає проходження пластичної деформації неоднорідної по перерізу об'єкту, після охолодження виникнуть ЗН. Неоднорідність пластичної деформації по перерізу деталі – необхідна умова виникнення ЗН внаслідок градієнту температури в перерізі.

- *Вихідна структура - однофазний сплав. Фазових перетворень нема на обох етапах термічного циклу (або чистий метал, що не має поліморфних перетворень). Суттєвий вклад дефектної структури (субструктурних перетворень).*

В разі оплавлення та швидкісної кристалізації тонкого поверхневого шару в ньому фіксується велика концентрація вакансій. Атоми, що розташовані біля вакансії зміщені відносно свого рівноважного положення. Останнє (d_0) визначається мінімумом на залежності вільної енергії зв'язку між атомами (E) від відстані (d) між атомами в кристалі. Тобто існування розподілених вакансій приводить до підвищення вільної енергії сплаву. Їх об'єднання у мікропори енергетично вигідний дифузійний процес, так як вільна енергія границі пори менша за енергію спотворень. Отже повторне нагрівання закристалізованого шару (термоцикування) може його активувати. Об'єм пори дорівнює кількості видалених атомів. Сумарний об'єм розрізнених вакансій, що створили пору менший за цю величину через спотворення ґратки біля дефекту. Тобто формування мікропор по описаному механізму по впливу на ЗН еквівалентно проходженню фазового перетворення з виникнення фази з більшою питомою вагою ніж вихідна фаза. Останнє, як не важко зрозуміти, повинно приводити до виникнення напружень стискування.

Накладення такого механізму появи ЗН на МГТ сформує кінцевий пружний стан обробленої поверхні

- *Вихідна структура - багатофазний сплав. Фазових, структурних та субструктурних перетворень нема на обох етапах термічного циклу.*

Вплив полі фазності може суттєво змінити результат дії МГТ при умові достатньо великої різниці в коефіцієнтах термічного розширення ($\Delta\alpha_T$) фаз, що входять до сплаву. Достатність різниці виходить з нерівності

$$\Delta\alpha_T \times T_{\text{max}} \times E_{\text{max}} > \sigma_T^{\text{min}} \quad (1)$$

де – T_{max} – максимальна температура термічного циклу, E_{max} – модуль Юнга фази, що має максимальне значення цього параметру, σ_T^{min} – границя текучості фази, що має мінімальне значення цього параметру серед інших фаз. Виконання співвідношення (1) означає проходження пластичної деформації в зернах означеній фазі з частковою релаксацією напружень обумовлених параметром $\Delta\alpha$. На етапі охолодження термічного циклу зазначені зерна пружно продеформують зону термічного впливу (ЗТВ) створюючи ЗН додаткового знаку.

- *Вихідна структура – багатофазний сплав. Максимальні температури термічного циклу перевищують температури фазових перетворень на етапі нагрівання термічного циклу і при нормальній температурі фіксується високотемпературні фази.*

Треба, по перше - враховувати різницю в питомій вазі вихідних та високотемпературних фаз та момент появи останніх. Якщо високотемпературна фаза має питому вагу нижчу за аналогічний параметр вихідних фаз то сума $\sigma_{\text{терм}} + \sigma_{\text{фаз}}$ може бути менше σ_T високотемпературної фази. В такому випадку формування ЗН за рахунок МГТ виявиться пригніченим. По друге треба врахувати різницю в їх коефіцієнтах

термічного розширення (КТР). Останнє проявиться на етапі охолодження термічного циклу і може визначити знак ЗН.

УДК 621.375.826

Байбакова О.В., студ.; Лутай А.М., ст. викл.

КОМБІНОВАНА ТЕХНОЛОГІЯ ОДЕРЖАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ НА МАЛОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ

Лазерне легування та наплавлення зносостійких шарів на вуглецеві сталі ефективний метод зміцнення поверхні відповідальних деталей машин. Висока вартість обладнання, яке використовується при його реалізації в деякий міть вимірюрі компенсується дешевиною матеріалу та легкістю його обробки. В якості присадкових сплавів використовують порошки на базі Fe або Ni в склад яких входять елементи, що утворюють зміцнюючі фази- карбіди, боріди та інтерметаліди. Причому шари з високою твердістю формують безпосередньо після їх кристалізації та фазових перетворень при охолодженні. Оскільки при цьому, як правило, получают крихкий сплав з дуже низькою пластичністю та в'язкістю, то в більшості випадків спостерігається велика кількість тріщин. Для збільшення тріщиностійкості лазернолегованих та наплавлених покриттів пропонується декілька методик жодна з котрих не виключає виникнення тріщин.

У даній роботі пропонується принципово інша технологія лазерного наплавлення та легування маловуглецевих сталей з метою підвищення їх зносостійкості. А саме. На етапі лазерної обробки одержуються шари з достатньою в'язкістю та тріщиностійкістю, а високі експлуатаційні якості формуються в результаті подальший термічний або хіміко – термічний обробці.

Легування проводилось на лазерному комплексі Rofin DY 044, який базується на Nd:YAG- лазері з діодним накачуванням. Потужність випромінювання (P) та швидкість обробки (V) змінювалися в діапазонах $P = 0,5 \dots 4,0$ кВт, $V = (1,0 \dots 30) 10^{-3}$ м/сек, діаметр променя (d) становив $d=3$ мм. Порошкові легуючі елементи наносилися в якості шлікерної обмазки в кількості 25 мг/см^2 (зв'язка-цапонлак) на зразки зі сталі 10. В якості захисного газу при легуванні використовувався аргон.. Мікротвердість вимірювалась на мікротвердомірі ПМТ–3 при навантаженні 100 г.

Вибір легуючих елементів обумовлено наступним. Легований шар за рахунок тепловідводу у підкладку охолоджується зі швидкістю значно більшою критичної швидкості загартування. Тому тріщиностійкий сплав з значною в'язкістю можна отримати при умові формування в шарі структури мартенситностаріючої сталі (МСС). Високоміцний стан МСС сталі набувають в результаті старіння суміщеного з і оно – плазмовим азотуванням (ПА). В звичайному металургійному виробництві таких сталей головним легуючим елементом є нікель. Останній вводиться в сплав головним чином для збільшення стійкості переохолодженого аустеніту, що збільшує прогартуваність і дозволяє проводити загартування в повітрі та утворює інтерметаліди при старінні сталі. Умови одержання згаданої структури, що реалізуються в даній технології знімають першу причину легування нікелем. До того ж при азотуванні нікель не утворює особисті нітриди, що пов'язано з особливостями його електронного устрою. Далі. МСС сталі повинні мати дуже малу концентрацію вуглецю ($\text{мас}\% \text{C} < 0,05$) оскільки саме цей елемент приводить до крихкості сплаву. Тому легуючі елементи повинні зв'язати частину вуглецю. Треба врахувати ще одну обставину – в МСС сталі при гартуванні повинно проходити мартенситне перетворення, яке значно збільшує щільність дислокацій. Звідси ще одне обмеження: не можна значно