

Причина існування $R_{кр}$ в наступному. При його перевищенні починається процес роз-

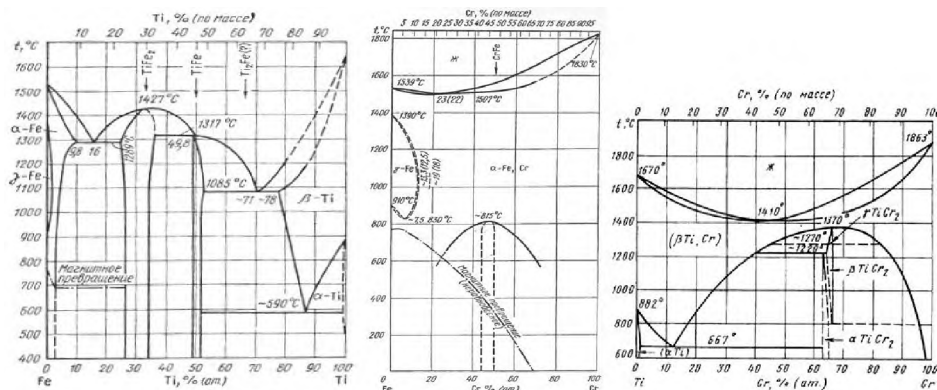


Рис.2. Діаграми стану Fe – Ti, Ti – Cr, Fe – Cr.

плавлення частинок Ti, що приводить до значного локального збільшення коефіцієнту поглинання лазерного випромінювання (R), отже і зросту температури. В зонах, що контактують з частинками Cr виникає рідкий розчин температура плавлення якого нижче за температуру плавлення титану та хрому (Рис.2) Це приводить до значного пришвидшення розплавлення всієї обмозки з стрибкоподібним зростом R . Останнє збільшує температуру рідкої фази, що остаточно розплавляє складові обмозки і поверхневий шар підкладки. Той факт, що в діапазонні $P=0,9..1,5$ кВт фіксується як лінія твердого розчину титану в хромі та і максимум α - фази (твердий розчин на базі α -Fe), означає, що існує перехідна зона де формується як легований так і наплавлений шар. Причому інтерметаліди, які виникають в таких сплавах в рівноважних умовах охолодження (рис.2) в шарах не виявлені. При подальшому збільшенні P на дифрактограмах фіксуються розширені дифракційні максимуми тільки одної α - фази – твердого розчину на основі α - Fe. Для подальшого аналізу треба вияснити субструктуру α – фази. А саме:

- положення атомів вуглецю – як елемент проникнення в мартенситі або в формі сегрегацій на стадії предвиділення карбідів (швидкість охолодження шару більша за критичну швидкість загартування)
- положення атомів хрому і титану – як рівномірно розподілені елементи заміщення в α – фазі чи в сегрегація на стадії предвиділення інтерметалідів або карбідів.

Аналіз форми, ширини та положення лінії 211 дозволяє зробити висновок, що більша частина вуглецю і легуючих елементів знаходиться в сегрегація когерентно зв'язаних з матрицею. Матриця – α – фаза має високу щільність дислокацій. Тобто це мало вуглецевий пакетний мартенсит характерний для мартенситностаріючої сталі. Старіння приводить до появи на дифрактограмі відбиттів з міжплощинними відстанями $d/n = 1,92; 2,0; 2,05 \text{ \AA}$. Перше відноситься до інтерметаліду FeCr два останніх до фази Fe_2Ti .

УДК 621.375.826

Кондрашов М.В.; студ., Головка Л.Ф., д.т.н., проф., Лутай А.М., ст. викл.

ЛАЗЕРНЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНЕ ЗМІЦНЕННЯ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Поєднання процесу лазерного надшвидкісного і локального нагріву матеріалів з процесом механічної пластичної деформації дозволяє значною мірою вирішити проблеми характерні як для чисто лазерної обробки, так і для обробки ППД, тобто

формувати зміцнені шари із структурами, що володіють всіма достоїнствами структур лазерного гартування і що мають характеристики сприятливі з точки зору втомної міцності і зносостійкості. Це ж відноситься і до поєднання лазерної обробки з ультразвуковим зміцненням, електромеханічним зміцненням. Дані способи можна охарактеризувати як лазерну комбіновану лазерну обробку. Суть процесу лазерного термодформаційного зміцнення полягає в тому, що лазерне випромінювання, сфокусоване в пляму круглої форми (рис 1а) або прямокутною, отриманою високочастотним скануванням світивши (рис 1б), при відносному русі нагріває поверхневий шар матеріалу деталі до температури аустенізації. У міру видалення від місця дії теплового джерела, нагрітий метал швидко остигає і при температурах 650-450°C піддається дії деформуючого елементу. Мартенсит, що утворюється в процесі автогарту, успадковує структуру деформованого аустеніту, що переохолоджувався, і, таким чином, зумовлює додання поверхневому шару деталі комплексу потрібних фізико-механічних характеристик.

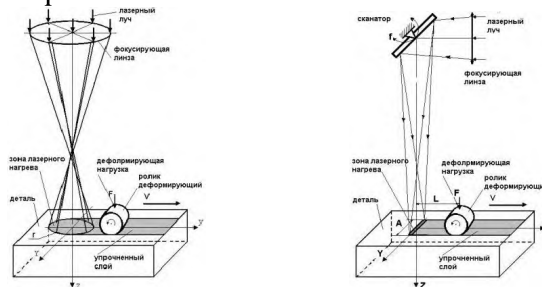


Рис. 1. Схема лазерної термодформаційної обробки (ЛТДО) расфокусованим (а) і скануючим променем (б).

Оскільки в основі лазерного термодформаційного зміцнення (ЛТДУ) лежать три процеси - нагрівачи, деформація і гарт, то для вибору технологічної схеми обробки, її параметрів, визначення режимів випромінювання, величини і координати точки додатка деформуючого зусилля необхідно вивчити закономірності зміни термічного циклу "нагрів-охолодження". Аналіз результатів розрахунків показав, що процес ЛТДУ, щоб уникнути розвитку процесу рекристалізації і вживання як можна менших зусиль до деформуючих роликів, доцільно проводити при температурах $(0,5-0,6) T_{пл} < T < t_{пл}$, тобто для сталі 45 - в діапазоні $650^{\circ} \text{З} - 400^{\circ} \text{З}$. Як конструктивний що задовольняє, доцільно прийняти величину відстані від центру світивши до крапки додатки навантаження $L=12-16 \text{ мм}$. Для випадку при потужності випромінювання $P=1 \text{ кВт}$, діаметрі плями нагріву $d_0 = 4; 5; 6,5; 8 \text{ мм}$; швидкості обробки $V = 0,6; 0,9; 1,0; 1,3; 1,5; 1,8, 2,1 \text{ м/мін}$; поглинальній здатності $A=0,8$. найбільш раціональними режимами лазерної обробки є: $P=1 \text{ кВт}$, $d_0 = 8 \text{ мм}$, $V=1 \text{ м/мін}$. Величину деформуючого зусилля F можна визначити, знаючи температуру, при якій проводитиметься деформація, опір деформації залежно від температури біля, задавшись товщиною деформованого шару d і використовуючи залежність $F=2d\sigma_y$. Так, для сталі 45 при $d = 0,7 \text{ мм}$, величині біля $= 425 \text{ Мпа}$ при $T = 460^{\circ}\text{С}$, необхіднот зусилля - $F= 50-60 \text{ кГс}$. Як впливає з приведених залежностей лазерна термодформаційна обробка приводить до відчутного підвищення опору малоцикловій втомі як по відношенню до нормалізованої, так і по відношенню до чисто лазерного зміцнення.

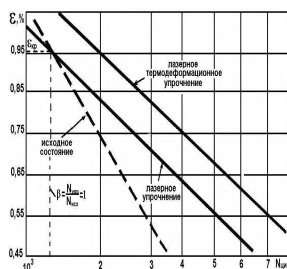


Рис.2. Завісимость малоциклової витривалості сталі 45, підданою різним видам зміцнення

Сталь 45, зміцнена чисто лазерним опроміненням, має переваги перед не зміцненою тільки до певного рівня деформацій. При перевищенні цього рівня, витривалість не зміцненої сталі вища. ЛТДУ забезпечує підвищення опору малоциклової втомі у всьому дослідженому діапазоні деформацій.

УДК 621.375.826

Кравчук В.М., студ.; Лутай А.М., ст. викл.

ВПЛИВ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ СТАЛІ

Перспективним напрямком лазерного зміцнення є лазерне легування. Лазерне легування — це процес, що полягає в оплавленні лазерним випромінюванням поверхневого шару металу з одночасним насиченням цього шару легуючим компонентом. При введенні в поверхневий шар різних легуючих добавок різко змінюється як хімічний склад шару, так і його властивості. В результаті можливе отримання високих міцнісних властивостей, високої зносостійкості на деталях з простих дешевих сталей. Лазерне легування здійснюється за двома принципово різними схемами: 1) оплавлення заздалегідь нанесених на поверхню обмазок, паст, гальванічних, хімічних і дифузійних покриттів, накатаної тонкої фольги; 2) подача легуючих компонентів в зону оплавлення (у вигляді порошків, дроту, стрічки, рідкої і газової фаз) одночасно з дією лазерного випромінювання. Найбільшого поширення набуло лазерне легування з оплавленням з обмазок і паст (рис.1). Насичення з обмазок забезпечує економну витрату легуючих елементів і можливість отримання в зоні зміцнення великої концентрації елементу, що вводиться. Зазвичай обмазки складаються з легуючого елементу, зв'язуючої речовини (для забезпечення доброї адгезії обмазки з поверхнею зразка), розчинника та в окремих випадках активуючих добавок, що збільшують ступінь засвоєння насичуючого елементу активацією дифузії. Слід зазначити, що особливої попередньої підготовки металевої поверхні, окрім знежирення, для лазерного легування з обмазок і паст не потрібно.

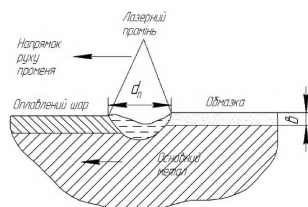


Рис. 1. Схема лазерного легування при оплавленні обмазки або паст випромінюванням безперервного лазера

Розглянемо вплив параметрів обробки на розміри і геометрію зміцненого шару при лазерному легуванні бором. Лазерне легування включає ряд складних фізичних