

О. П. Шиліна, канд. техн. наук, доц.; О. В. Поступайло, студ.

РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ТЕПЛА ТА ЙОГО ВПЛИВ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ПРОЦЕСАХ ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Наведено результати досліджень розповсюдження теплових потоків та вплив на структурні перетворення в процесах зміцнення деталей машин.

Вступ і постановка задачі

Більшість деталей автомобіля, що працюють в умовах тертя та зношування, піддають термічному зміцненню та надають поверхневому шару спеціальних властивостей таких як — зносостійкість, твердість, антифрикційні властивості та інше. Ці властивості поверхневого шару отримують електродуговим наплавленням, плазмовим, когерентним випромінюванням тощо. В поверхневих шарах деталей відбуваються перетворення під дією теплових процесів. Зміна температури викликає, окрім явищ плавлення та кристалізації металу, низку супутніх процесів, що відбуваються у матеріалі деталі — структурні перетворення, об'ємні зміни, пружно-пластичні деформації тощо. Ці процеси значно впливають на якість зміцненої поверхні та всієї конструкції в цілому.

Метою роботи є визначення розповсюдження температури під дією зварювальних та когерентних джерел у тіло зразка та її вплив на мікроструктуру перехідної зони зміцненого (наплавленого) шару.

Основна частина

Електрична енергія, яка подається в зону зварювальної дуги частково витрачається на процеси, що відбуваються у зварювальній дузі [1]. Теплову потужність дуги можна приймати пропорційною тепловому еквіваленту електричної енергії

$$q = \varphi UI, \quad (1)$$

де U, I — відповідно, середні значення падіння напруги на дузі та сили струму у ланцюгу; φ — коефіцієнт потужності, або форм-фактор.

Найвірогідніше значення коефіцієнта φ знаходиться у межах 0,8...0,95.

Частина теплоти зварювальної дуги розсіюється в навколишньому середовищі, більша частина йде на нагрівання та плавлення присадкового та основного металів, електродного покриття або флюсу та на хімічні реакції в зоні сплавлення. Величина теплової потужності дуги, яка втрачається в навколишньому середовищі, як і величина φ , залежать від багатьох важковраховуваних параметрів режиму наплавлення (зварювання).

Згідно з найрозповсюдженішою схемою, теплота безпосередньо передається виробу через ефективну пляму дуги, конвективними потоками плазми вздовж стовпа дуги та радіаційним випромінюванням. Розподіл питомого теплового потоку q таких дуг наближено можна виразити кривою Гаусса

$$q = q_m \cdot e^{-kr^2}, \quad (2)$$

де q_m — найбільший тепловий потік у центрі плями, Вт/см²; k — коефіцієнт зосередження джерела, 1/см²; r — радіальна відстань від осі дуги, см.

Такій схемі досить точно відповідають дуги порівняно невеликої потужності для зварювання (наплавлення) покритими електродами з незначною кількістю шлакотвірних у покритті, а також дуги з неплавким електродом, який горить у середовищі аргону.

В процесі зміцнення наплавленням теплота не лише підводиться до виробу, але і безперервно відводиться від нього. Це відбувається за рахунок природних та штучних відводів тепло-ти. Природними є відводи теплоти, які пов'язані з випромінюванням та конвекцією від на-

грітій поверхні виробу в навколишнє середовище. Штучними є відводи теплоти, які реалізуються спеціальними технологічними прийомами, наприклад, створенням інтенсивного конвективного теплообміну між визначеними ділянками поверхні виробу та охолоджувальною рідиною або газовим середовищем. Конвективні потоки у рідкому металі зварювальної ванни зумовлюють достатньо складний перерозподіл підведеної теплової потужності у просторі та часі.

За однопрохідного наплавлення (зварювання) відбувається простий термічний цикл (зміна температури точки тіла в часі) показаний на рис. 1 [1]. Основними параметрами простого термічного циклу є максимальна температура, швидкість нагрівання та охолодження, а також час перебування матеріалу з вищезаданою температурою.

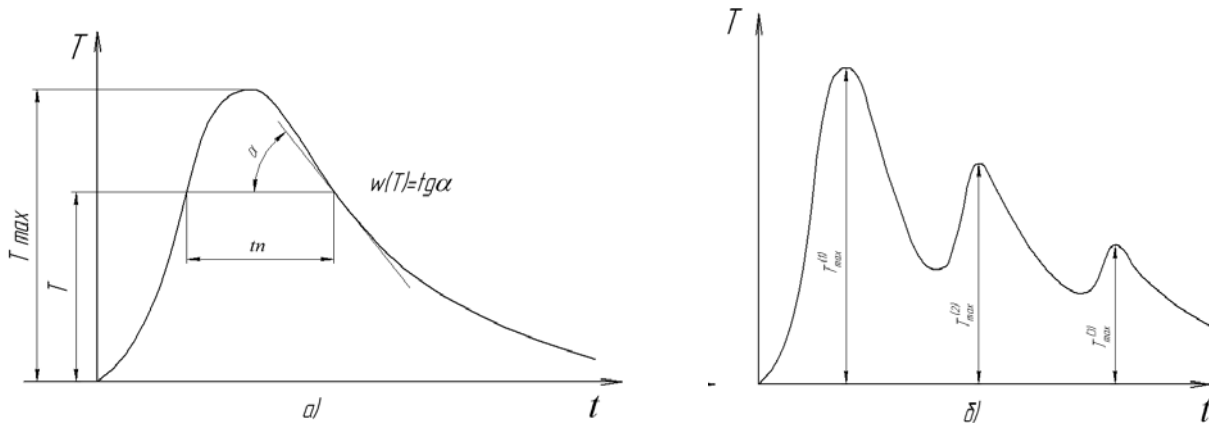


Рис. 1. Термічні зварювальні цикли: а – простого; б – складного процесів нанесення покриття

Суттєво впливає на термічні цикли металу шва та навколошовної зони спосіб зміцнення (наплавлення).

Головною перевагою лазерів є можливість отримання в безперервному режимі, практично в будь-яких середовищах найвищої густини потужності. Можливість контролю потужності випромінювання та гарне фокусування пучка дозволяє забезпечити локальний нагрів в важкодоступних місцях, і при цьому виключити або звести до мінімуму просторові деформації, що вкрай важливо для зміцнення деталей. Застосування лазерного випромінювання для зміцнення матеріалів ґрунтується на створенні великої густини потужності в зоні обробки.

За допомогою одномірної моделі нагрівання напівнескінченного тіла джерелом тепла постійної інтенсивності можна знайти час досягання на поверхні температури плавлення.

$$\tau_m = \frac{0,79T_m \lambda^2}{q_0^2 a}, \tag{3}$$

де T_m – температури плавлення матеріалу, °C; λ – коефіцієнт електронної теплопровідності, Вт/см·град; a – коефіцієнт теплопровідності см²/с; q_0 – густина потоку потужності [3].

Використовуючи пакет прикладних програм, авторами проведено визначення розподілу температури як у глибину зразка, так і за радіусом ділянки зони опромінення залежно від часу опромінення [4, 5].

Температура в точці на радіусі R від осі шва впливає з рівняння

$$T - T_o = \frac{q}{2\pi\lambda R}, \tag{4}$$

де q – ефективна потужність дуги в кал/с; λ – коефіцієнт теплопровідності, кал/см.

Після того, як температура на поверхні металу досягає точки плавлення, починається розплавлення поверхневого шару та розповсюдження границь рідкої фази в глибину металу. Максимальна глибина проплавленого шару залежить від коефіцієнта теплопровідності матеріалу. За його великих значень тепло швидко відводиться в глибину матеріалу, що знижує кількість розплаву.

Результати показали (рис. 2), що у випадку когерентного опромінення радіус у глибину ISSN 1997-9266. Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2012. № 2

зразка більший за ширину розповсюдження по поверхні зразка. Це відбувається завдяки великому тепловкладенню на дуже малу ділянку поверхні зразка. Ширина ділянки впливу складає 3 мм, тоді як радіус у глибину – 4,5 мм.

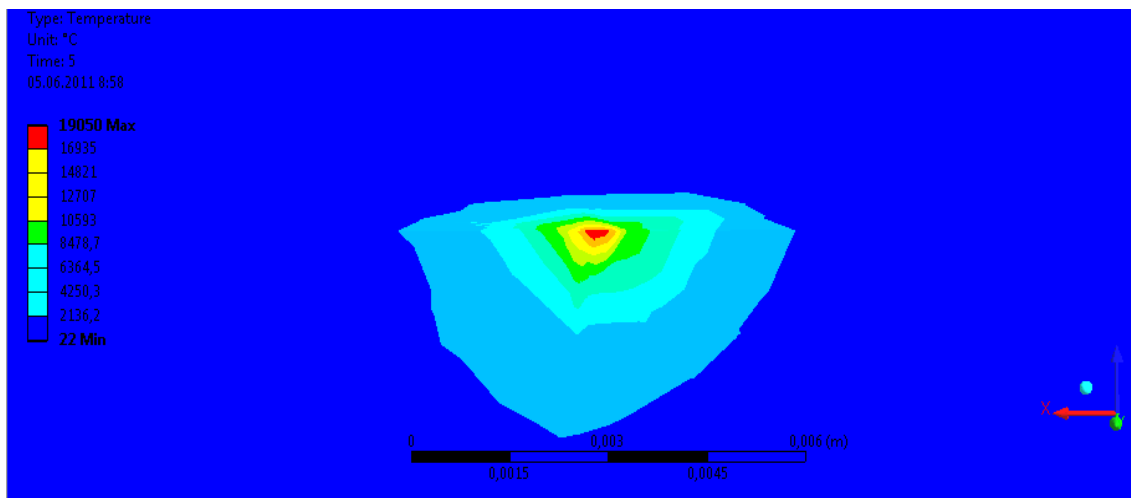


Рис. 2. Модель розповсюдження температурного поля при когерентному випромінюванні

На рис. 3 показана мікроструктура опроміненої поверхні зразка променем лазера. Під оплавленим шаром розташована зона з частково оплавленою структурою, в якій виявляються дендрити первинної структури. Між вибіленим шаром та серцевиною спостерігається досить чітка границя.

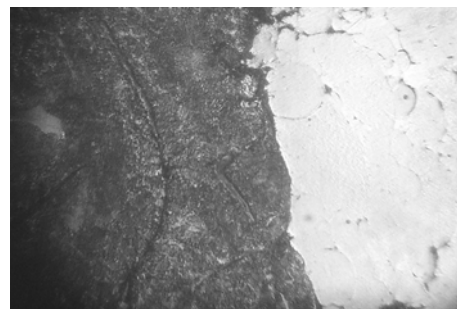


Рис. 3. Мікроструктура зміцненої поверхні зразка лазерним опромінюванням (×100)

У разі плазмового нагрівання (рис. 4) процес розповсюдження температури в тіло відбувається значно довше і радіус проплавленого шару по поверхні зразка складає 6 мм, углибину зразка радіус складає 3,5...4,0 мм. Температура розповсюджується плавно.

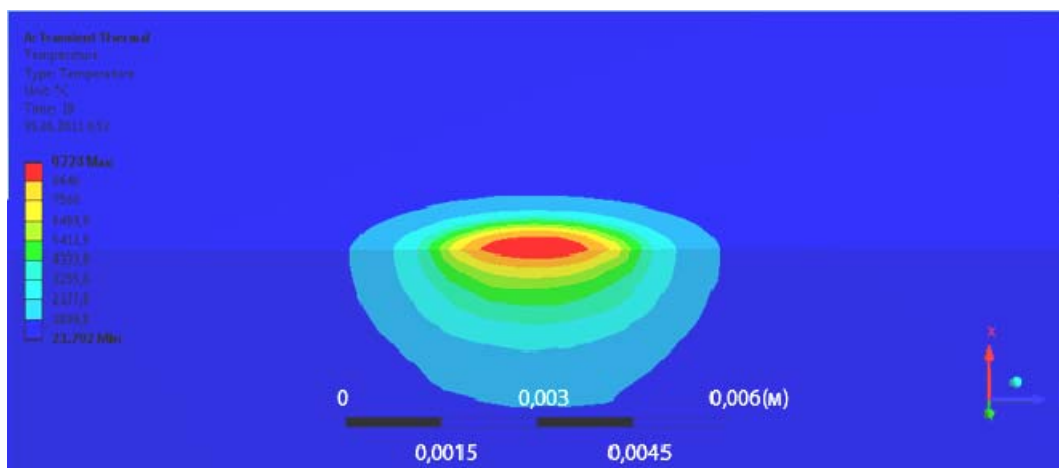


Рис. 4. Модель розповсюдження температурного поля при плазмовому зміцненні

На рис. 5 показано мікроструктуру сталевго зразка після плазмового оплавлення, де оплавлений білий шар товщиною до 500 мкм. На мікроструктурі зразка спостерігається границя переходу оплавленої зони до основного металу. В зоні переплаву частково зберігаються ділянки основного металу, які не встигли розчинитися і були захоплені хвилею переплаву, а далі – основний метал.

Для визначення температури в зоні наплавлення електродуговим способом експерименти

проводились на зразках з листового прокату товщиною 10 мм доевтектоїдної сталі Ст. 3, структура сталі показана на рис. 6, яка має видовжене [2] (добре) зерно спокійної листової сталі. Наплавний дріт Нп-30ХГСА ГОСТ 10543-98, який містить: вуглецю (0,25–0,35 %), марганцю (0,80–1,20 %), кремнію (0,80–1,20 %), хрому (0,80–1,20 %), нікелю (не більше 0,40 %), сірки (0,025 %) та фосфору (0,025 %).

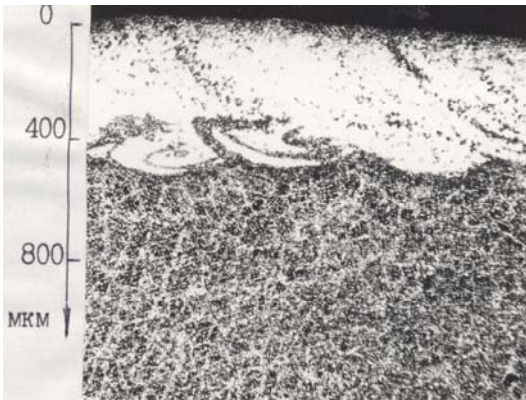


Рис. 5. Мікроструктура сталевого зразка після плазмового оплавлення (×100)

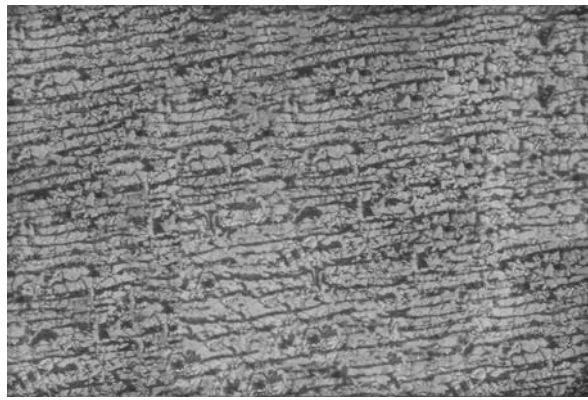
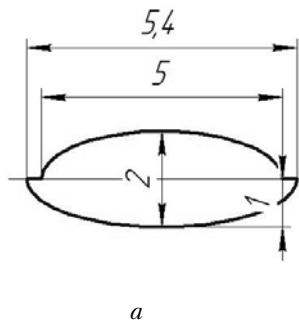
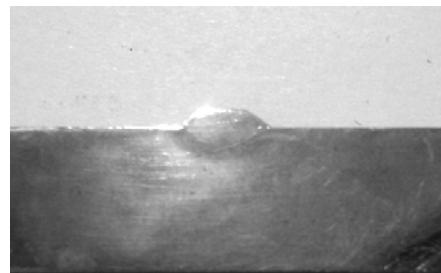


Рис. 6. Структура основи – видовжене зерно спокійної листової сталі Ст. 3 (×100)

Розглянемо детально, що відбувається у разі наплавлення аргонодуговим способом з присадковим дротом Нп-30ХГСА (рис. 7).



а



б

Рис. 7: а – геометричні розміри валика; б – макроструктура наплавненого валика у разі аргонодугового наплавлення

На рис. 8 показано розповсюдження температури в зоні термічної дії.

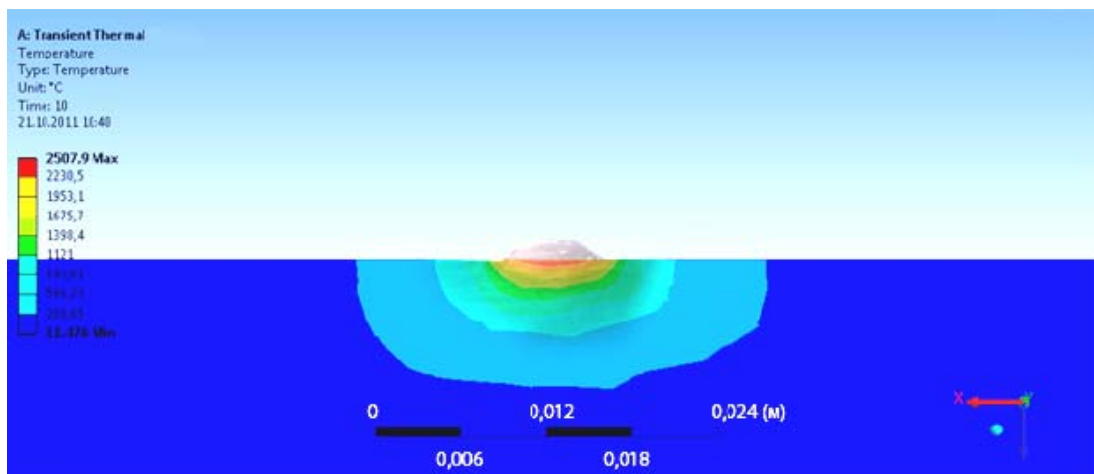
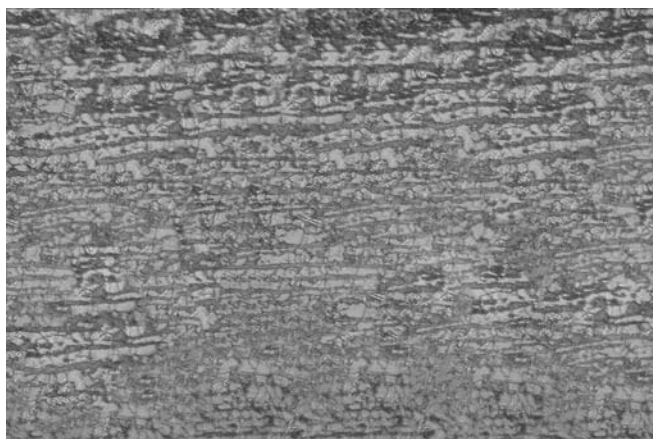


Рис. 8. Зв'язок зварювальної ванни з моделлю розповсюдження температурного поля у разі аргонодугового наплавлення



Наплавлений шар

Перехідна зона

Основа

Рис. 9. Перехідна зона та зона термічного впливу у разі аргонодугового наплавлення (×100)

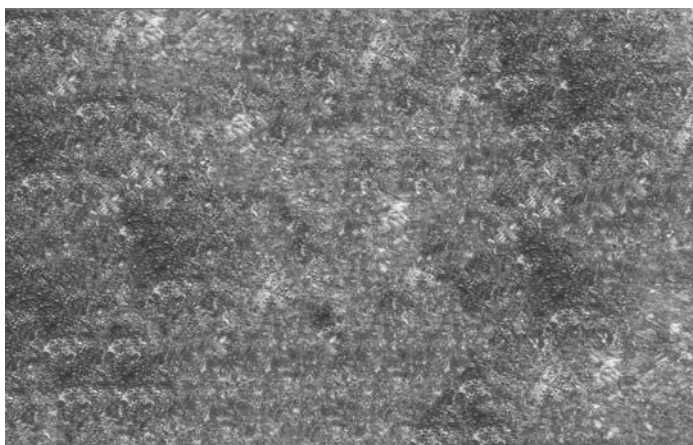
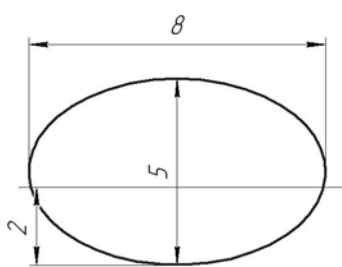
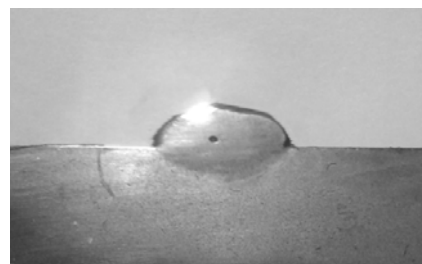


Рис. 10. Наплавлений шар дротом Нп-30ХГСА (×100)

На рис. 11 показано геометричні розміри та макроструктура у разі наплавлення в середовищі вуглекислого газу плавким електродним дротом Нп-30ХГСА. Режим: $I_{зв} = 110$ А; $U = 22$ В. На рис. 12 показано розповсюдження температурного поля.



а



б

Рис. 11: а – геометричні розміри валика; б – макроструктура наплавненого валика у разі наплавлення в середовищі вуглекислого газу

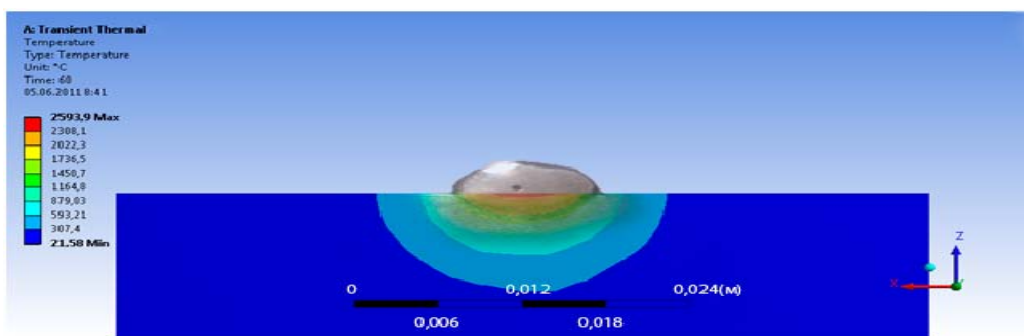


Рис. 12. Зв'язок зварювальної ванни з моделлю розповсюдження температурного поля у разі наплавлення в середовищі вуглекислого газу

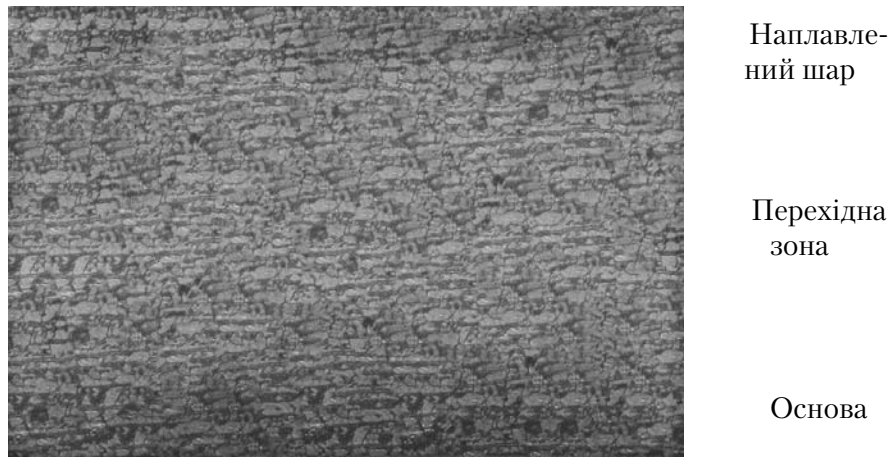


Рис. 13. Перехідна зона та зона термічного впливу у разі наплавлення в середовищі вуглекислого газу ($\times 100$)

Наплавлений дротом Нп-30ХГСА шар (рис. 13), являє собою перлітну зернисту структуру, яка є типовою для швидкого охолодження одношарового наплавленого металу. Як показують дослідження, механічні властивості металу навколошовної зони у разі зварювання (наплавлення) низьковуглецевих сталей відрізняються від властивостей основного металу. Характер цих відмінностей залежить від конкретних умов наплавлення (зварювання). Для усіх видів електродугового наплавлення зміна властивостей основного металу зводиться до його незначного зміцнення в зоні перегріву. Кристалізація зварних (наплавлених) швів відрізняється від кристалізації виливків високими швидкостями, оскільки після інтенсивного нагрівання зварювальної ванни відбувається швидкий відвід теплоти у виріб. Процес кристалізації відбувається в окремих тонких шарах. Після утворення першого кристалізаційного шару відбувається деяка затримка в охолодженні металу через виділення прихованої теплоти його кристалізації. В подальшому починає кристалізуватися другий шар і так далі до повного застудіння зварювальної ванни. Структура наплавленого шару має зернисту структуру перліту (рис. 10), що відповідає досить швидкому охолодженню.

У разі наплавлення доевтектоїдної сталі кристали мають аустенітну структуру, яка є твердим розчином вуглецю в γ -залізі. З подальшим зниженням температури відбувається алотропічне перетворення, яке проявляється в переході γ -заліза, яке має гранецентровану кубічну ґратку в α -залізо з кубічною об'ємноцентрованою ґраткою. Це супроводжується зміною будови металу за рахунок появи нових утворень в межах первинних кристалітів. Кристаліти, які мають структуру аустеніту, розпадаються, утворюючи механічну суміш майже чистого α -заліза (фериту) і карбїду заліза (цементиту) (рис. 9, 13, саме така ділянка і спостерігається в перехідній зоні термічної дії при електродуговому наплавленні, тобто відбулася вторинна кристалізація, де метал підпадає автономній термічній обробці, або перекристалізації). Ця ділянка охоплює частину основного металу, нагрітого до температур 900...1100 °С. На цій ділянці створюються умови для утворення легованого фериту та аустеніту за рахунок легувальних елементів дроту, легування фериту супроводжується його зміцненням [1].

При малому вмісті в наплавленому шарі та перехідній зоні таких карбїдотвірних елементів, як Mn, Cr розчиняються у цементиті, заміщуючи у ньому атоми заліза. Склад цементиту у цьому випадку може бути виражений формулою $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$, де M — легувальний елемент. Так з розчиненням марганцю у цементиті утворюється карбїд $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$, при розчиненні хрому — карбїд $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$. В наплавному дроті вміст Cr не перевищує 1,5 %, що сприяє утворенню легованого цементиту $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ [1].

На ділянці рекристалізації, яка існує для листового прокату, де створена видовжена направленість зерен основного металу (зерна основного металу сплюснуті і витяглися, а частина подрібнена), метал нагріто до 500...720 °С, що повинно було призвести до його рекристалізації. Але вторинна рекристалізація не відбулася внаслідок швидкого відводу тепла, або внаслідок того, що обтискання листового прокату проходило з критичним ступенем деформації. На мікрофотографіях (рис. 9 та 11) показані перехідні зони при наплавленні.

У разі аргонодугового наплавлення геометричні розміри валика: довжина (5,4...5) мм на 2,0 мм, а зона розповсюдження температури досягає (24...26) мм на (8...10) мм углиб зразка (рис. 7, 8). Зона вторинної кристалізації зі структурою легованого цементиту з вкрапленнями перліту, зерно подрібнене.

У разі електродугового наплавлення в середовищі вуглекислого газу геометричні розміри валика: довжина 8 мм на 5 мм, а зона розповсюдження температури досягає (16...18) мм на (10...12) мм углиб зразка (рис. 11, 12). Зона вторинної кристалізації (рис. 13) зі структурою легованого цементиту з вкрапленнями перліту і є найширшою у порівнянні з іншими, де чітко спостерігається рекристалізована структура перехідної зони, яка являє собою перліто-цементитну суміш.

Висновки

Порівнявши зони термічної дії, можна зазначити, що при аргонодуговому наплавленні спостерігається найбільший об'єм зварювальної ванни. Найбільша початкова температура ванни зменшує швидкість кристалізації металу і призводить до імовірності утворення залишкових напружень в навколошовній зоні. Такі негативні фактори відсутні при наплавленні (зміцненні) в середовищі вуглекислого газу, де створюються сприятливі умови кристалізації та врівноваження структури в навколошовній зоні та зоні термічної дії.

Аналіз отриманих даних за глибиною прогартовування дозволяє зробити висновок, що при використанні як лазерного променя, так і плазмового опромінення для зміцнення матеріалів з'являється можливість розробки нових принципів конструювання деталей машин і вузлів, внесення докорінних змін в технологію виготовлення виробів. За такого способу зміцнення можна змінити властивості різних ділянок деталі, виготовленої з порівняно маловартісного конструкційного матеріалу, і одержати сплави з унікальними характеристиками міцності, зносостійкості і корозійної стійкості.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. акад. Б. Е. Патона. — М. : Машиностроение, 1974. — 768 с.
2. Болховитинов Н. Ф. Атлас макро и микроструктур металлов и сплавов : учеб. пос. / Н. Ф. Болховитинов, Е. Н. Болховитинова. — 3-е изд., перераб. и испр. — М. : Машиностроение, 1964. — 104 с.
3. Рэди Дж. Промышленное применение лазеров / Рэди Дж. — М. : Мир, 1981. — 638 с.
4. Смирнов В. В. Численные модели управления полями температур и деформаций в элементах технологической системы / В. В. Смирнов // Инструмент Сибири. — 2000. — № 2(5). — С. 27—28.
5. Куплун А. Б. ANSYS в руках инженера / А. Б. Куплун, Е. М. Морозов, М. А. Олферьева. — М. : Едиториал УРСС, 2003 — 272 с.

Рекомендована кафедрою технології підвищення зносостійкості

Стаття надійшла до редакції 30.01.12
Рекомендована до друку 6.02.12

Шиліна Олена Павлівна — доцент кафедри технології підвищення зносостійкості;
Поступайло Олександр Володимирович — студент Інституту машинобудування та транспорту,
Вінницький національний технічний університету