

Дніпродзержинський державний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНИХ НАГРІВІВ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ І ВЛАСТИВОСТІ ЛАЗЕРНО-БОРОВАНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Вступ. Найважливішими властивостями матеріалу, що впливають на працездатність деталей машин і інструменту, є твердість і стабільність структури. При використанні методу лазерного боровання можливе формування зміцнених поверхневих шарів з високою твердістю. Для борованих шарів на сталях важливо мати високу теплостійкість, яка визначається опором знеміцненню при нагріванні. Вона оцінюється найбільшою температурою нагріву, до якої зберігається структура і властиві їй високі твердість і зносостійкість. Як відомо, чим більша об'ємна частка зміцнюючих фаз, тим вища їх термічна стабільність, тобто стійкість проти розчинення і коагуляції при підвищенні температури. З літературних джерел відомо, що лазерне боровання призводить до утворення в структурі високотвердих фаз на основі заліза, бору і вуглецю [1]. У зв'язку з цим актуальним є дослідження термічного впливу на структурно-фазовий стан, твердість і стабільність структури лазерно-борованих шарів сталі 45.

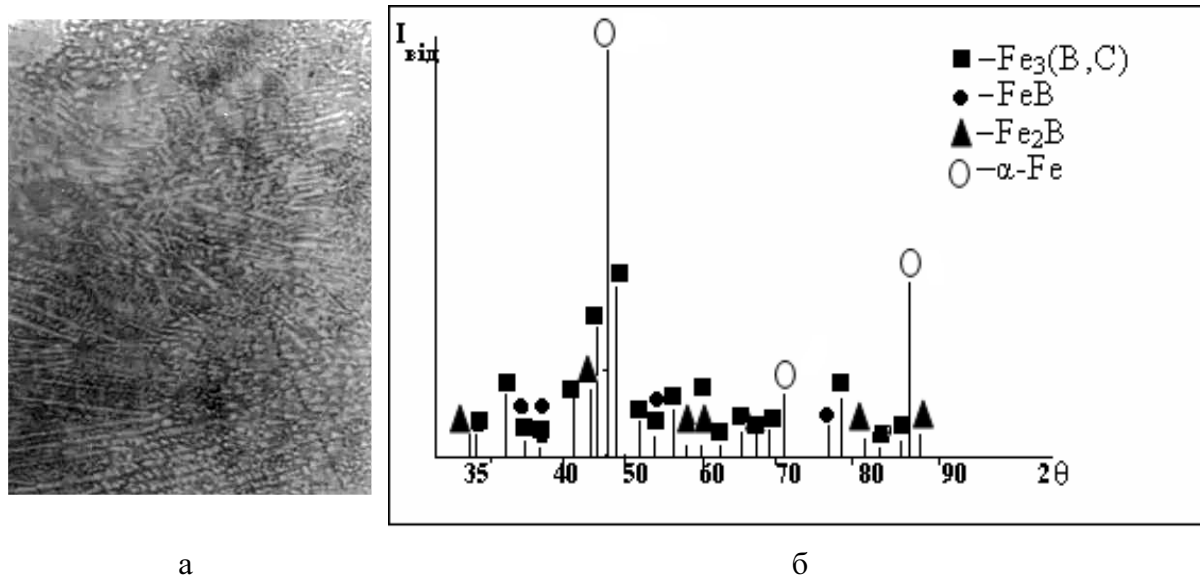
Постановка задачі. Об'єктом дослідження слугувала сталь 45, яка у вихідному стані підлягала загартуванню від 850°C і високому відпуску при 550°C. Далі зразки сталі 45 з метою отримання структури з великим об'ємом зміцнюючих фаз насичували бором за допомогою неперервного CO₂-лазера при щільності потужності лазерного випромінювання $Q=6 \times 10^7 \text{Вт/см}^2$. Основною метою подальшої термічної обробки було дослідження впливу температури на стабільність і теплостійкість досліджуваної борованої структури сталі 45. Для цього лазерно-боровані зразки сталі 45 у подальшому були термічно оброблені двома методами: обробка № 1 – нагрівання при температурах $T=800, 950, 1050^\circ\text{C}$ протягом $\tau = 2$ год у вакуумній печі СШВЕ-12.5/25-43; обробка № 2 – імпульсне лазерне нагрівання за допомогою твердотільного лазера ГОС-1001 при щільності потужності лазерного випромінювання $Q=0,5 \times 10^7 \text{Вт/см}^2$ без оплавлення поверхні ($T_{\text{нагр}} < T_{\text{пл}}$).

Результати роботи. Експериментальні результати отримували методами металографічного, рентгеноструктурного і дюрOMETричного аналізів на оптичному мікроскопі НЕОФОТ-32, дифрактометрі ДРОН-3 і мікротвердомірі ПМТ-3 відповідно.

Металографічним аналізом встановлено, що мікроструктура зони лазерного насичення бором сталі 45 являє собою скупчення дрібнодисперсних голчастих кристалів (рис.1). Кристали залягають щільно і займають майже увесь об'єм (рис.1, а). За морфологічними ознаками і відповідно до рівноважної діаграми стану сплавів Fe-B [2] голчасті фази відповідають дибориду Fe₂B. Бориди розташовуються, головним чином, у приповерхневих шарах товщиною до 30 мкм, що пояснюється неглибоким проплавленням за рахунок високої швидкості сканування лазерного променя по поверхні оброблюваного зразка ($V=1200 \text{мм/хв}$), а також кінетикою кристалізації рідкої ванни розплаву [3]. Перша стадія – нестационарний процес, що призводить до встановлення квазістационарного розподілу температури в зоні кратера. Наступна стадія – квазістационарний процес руйнування, при якому температурне поле матеріалу можна рахувати встановленим. На цій стадії відбувається встановлення дифузійного процесу накопичення домішок в рідкій пливці, що примикає до зони обробки, або її домішок; в останній стадії процесу, відповідної кристалізації тонкої пливки розплаву після закінчення дії випромінювання,

від-

бувається зворотній перенос домішок з рідкої в тверду фазу, тобто збагачення поверхневого шару легуючими елементами.



а – мікроструктура (площина обробки), х 300; б – штрих-рентгенограми

Рисунок 1 – Результати структурно-фазових досліджень сталі 45, яка підлягала насиченню бором за допомогою CO₂-лазера

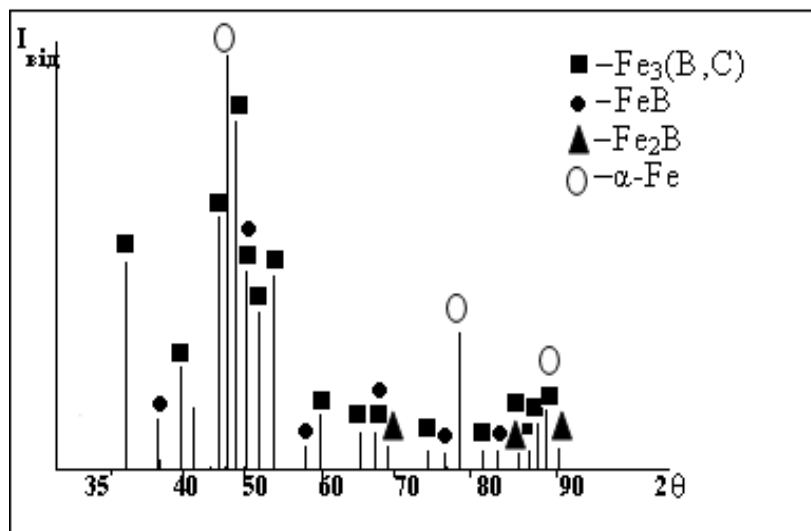
Відповідно до проведених рентгеноструктурних досліджень у зоні лазерного боровання CO₂-лазером виявляються наступні фази: Fe₂B, FeB, Fe₃(C,B), α-Fe (рис.1, б). Найбільш інтенсивні лінії відповідають боридам Fe₂B і FeB і боридоцементиту Fe₃(C,B), який утворюється на базі цементиту Fe₃C, що присутній у сталі 45 у вихідному стані і входить до складу ферито-карбідної суміші.

На рис.2, а показана мікроструктура борованої CO₂-лазером сталі 45 після пічних нагрівів. На мікрознімку видно, що при вказаних температурах пічного нагрівання інтенсивно протікає процес коагуляції надлишкових фаз. Внаслідок переносу атомів вуглецю і бору через α-твердий розчин при розчиненні більш дрібних і рості більш крупних часток боридоцементиту при збідненні бором і вуглецем цього твердого розчину бориди не тільки стають крупнішими, але й змінюють свою форму, перетворюючись з тонких пластин у сфероїди. Процес коагуляції і сфероїдизації обумовлюється зменшенням міжфазної поверхні і тому зменшенням вільної енергії системи.

У процесі пічних нагрівів при T = 800 і 950°C лазерно-борованих поверхневих шарів сталі 45 у фазовому складі стаються деякі зміни: кількість ліній, що відповідають боридам Fe₂B, FeB і боридоцементиту Fe₃(C,B) поступово зменшується (рис.2, б). Лінії α-фази стали значно вужчими, а інтенсивність лінії (200) цієї фази порівнюється з інтенсивністю лінії (211). В процесі подальшого нагрівання при 1050°C (рис.2, б) інтенсивність ліній боридоцементиту поступово зростає, а співвідношення інтенсивностей ліній (200) і (211) α-Fe стає нормальним. Зміна інтенсивностей фаз, що спостерігається, може бути пов'язана з тим, що в результаті термічних нагрівів відбувається поступове розчинення боридів і фази Fe₃(C,B) і їх коагуляція.



а



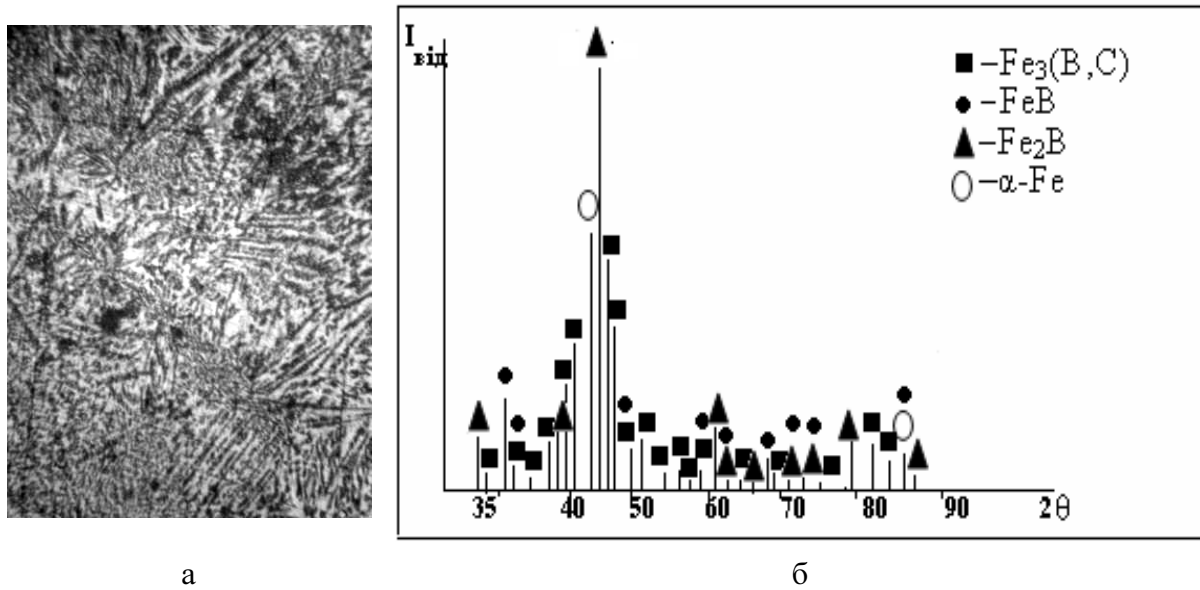
б

а – мікроструктура (площина обробки), $\times 1000$; б – штрих-рентгенограми

Рисунок 2 – Результати структурно-фазових досліджень лазерно-борованої сталі 45 після пічних нагрівів

При вивченні мікроструктури після лазерного імпульсного нагрівання можна візуально побачити сліди розчинення голчастих виділень дибориду заліза (рис.3, а, б), які не завершилися повністю: пластини бориду вже не мають чіткого огранювання, їх габітус стає переривистим і розпадається. В окремих ділянках структури спостерігаються ділянки з дрібнодисперсними виділеннями фаз. Дані металографічних досліджень свідчать про порушення регулярної структури при імпульсній лазерній обробці, що може бути обумовлено за даними роботи [4] двовимірним ростом пластин боридів Fe_2B і міграцією структурних дефектів. За наявності дефектів в структурі (місця кривизни, обриву пластин) спостерігалася підвищена розчинність атомів бору. Зміна розчинності бору призводить до градієнта концентрації атома впровадження і його дифузії до сусідньої пластини. Внаслідок цього пластини бориду вже не мають чіткої огранки, а краї їх стають розмитими, тобто відбувається процес розчинення боридів заліза.

Результати рентгенодифракційних досліджень показують, що відбувається перерозподіл ліній з максимальною інтенсивністю, а саме, після лазерного імпульсного нагрівання максимальну інтенсивність має лінія (211) бориду Fe_2B і співпадаюча з нею лінія (200) бориду FeB (рис.3, в). Це вказує на те, що в структурі кількість боридів значно підвищилася. Також на дифрактограмі спостерігається наявність додаткових ліній боридів у порівнянні з вихідною і термообробленою в печі структурою, набір експериментальних d_{hkl} стає більш повним для боридів заліза і боридоцементиту. Таким чином, повторний лазерний імпульсний нагрів призводить до утворення структури з більш щільним об'ємним розташуванням надлишкових фаз. Формування такої структури пояснюється наступним чином. Швидкісне нагрівання структури лазерно-борованих шарів сталі 45 лазерним випромінюванням супроводжується значним збільшенням негомогенності твердих розчинів. Зменшення параметра кристалічної ґратки α -твердого розчину до $a = 2,836 \text{ \AA}$ (теоретичний параметр $a = 2,868 \text{ \AA}$) свідчить про протікання процесу виділення бору і вуглецю з кристалічної ґратки твердого розчину при охолодженні з утворенням частинок зміцнюючих фаз з ґратками, які когерентно пов'язані з ґраткою твердого розчину. Такий характер структурних змін нагадує процес старіння і може призвести при імпульсному лазерному нагріванні до дуже високих значень мікротвердості.



а – мікроструктура (площина обробки), х 300; б – штрих-рентгенограми

Рисунок 3 – Результати структурно-фазових досліджень лазерно-борованої сталі 45 після імпульсного лазерного нагрівання

Нижче представлено результати випробувань мікротвердості і крихкості борованих шарів сталі 45 у вихідному стані і після різних видів термічної обробки. Для оцінювання крихкості борованих шарів сталі 45 використовували напруження сколювання $\sigma_{ск}$ (табл.1). Напруження сколювання являється інтегральною характеристикою крихкості шару, яка враховує фізико-механічні властивості самих боридів і боридоцементиту (мікротвердість, модуль пружності), фазовий склад, співвідношення фаз, їх дисперсність і взаємне розташування в поверхневому шарі, напружений стан поверхневого шару і його пластичність. Визначали $\sigma_{ск}$ за методикою, що представлена у роботі [5].

Таблиця 1 – Результати механічних випробувань поверхневих шарів сталі 45

№ п.п	Вид досліджуваних шарів	Q, Вт/см ²	Режими термообробки	$H_m^{сер}$, МПа	$\sigma_{ск}$, МПа
1	Ст 45+B+CO ₂ -лазер	50 x 10 ⁷	–	1825±85	355
2	Ст 45+B+CO ₂ -лазер + ТО	50 x 10 ⁷	T=800°C, τ=2 год	1425±97	316
			T=800,950°C, τ=2 год	1006±123	269
			T=800,950,1050°C, τ=2 год	777±72	238
3	Ст 45+B+CO ₂ -лазер + ІЛО	0,6 x 10 ⁷	T<T _{пл} , τ=10 ⁻³ с	2419±101	402

Примітка. ТО – об'ємна термічна обробка; ІЛО – імпульсна лазерна обробка

Наведені в табл.1 дані підтверджують, що при імпульсному лазерному нагріванні в лазерно-борованих поверхневих шарах відбуваються процеси виділення надлишкових високотвердих фаз, за рахунок чого мікротвердість підвищується у середньому від 1825 МПа до 2419 МПа. При пічних нагріваннях мікротвердість поступово знижується до 1425 МПа при витримці при T=800°C до 1006 МПа і 777 МПа при додаткових витримках при 950°C і 1050°C відповідно. Підвищення напруження сколювання до

402 МПа після імпульсного лазерного нагрівання можна пояснити високим рівнем напружень, що виникають на міжфазних границях, де спостерігається когерентний зв'язок між атомами твердого розчину і частинками зміцнюючих фаз.

Висновки.

1. Після пічних нагрівів у структурі лазерно-борованих шарів сталі 45 відбуваються процеси коагуляції надлишкових фаз за рахунок розчинення більш дрібних і зростання більш крупних часток боридів і боридоцементиту.
2. При імпульсному лазерному нагріванні лазерно-борованих шарів сталі 45 при $T_{\text{нагр}} < T_{\text{пл}}$ відбуваються процеси, схожі з процесами старіння, які супроводжуються виділенням бору і вуглецю з кристалічної ґратки перенасиченого α -твердого розчину з утворенням частинок зміцнюючих фаз.
3. Після нагрівання в печі боридні шари зберігають високі міцнісні характеристики до $T=800-900^{\circ}\text{C}$, що дозволить застосовувати лазерне насичення бором для підвищення зносостійкості виробів, які працюють при високих температурах.
4. Після імпульсного лазерного нагрівання мікротвердість підвищується до 2419 МПа. Додаткове зміцнення лазерно-борованої сталі 45 за рахунок зниження пластичності можна використовувати для деталей, що підлягають високому статичному навантаженню при ударній дії.

ЛІТЕРАТУРА

1. Лысенко А.Б. Влияние технологических факторов на состав, строение и свойства зоны лазерной химико-термической обработки / А.Б.Лысенко, Н.Н.Козина // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – №2. – С.25-30.
2. Банных О.А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. – М.: Металлургия, 1986. – 440с.
3. Ведёнов А.А. Физические процессы при лазерной обработке материалов / А.А.Ведёнов, Г.Г.Гладуш. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 208с.
4. Семененко В.Е. Влияние условий затвердевания на структуру боридных слоев никеля / В.Е.Семененко, Т.Л.Коваленко, М.В.Третьяков // Вісник Харківського університету. – 2004. – № 619. – С.115-118.
5. Сизов И.Г. Оценка хрупкости боридных слоев после электронно-лучевого борирования / Сизов И.Г. // Современные наукоемкие технологии. – 2005. – № 11 – С.77-78.

Надійшла до редколегії 06.12.2011.

УДК 669.187.004.18

ЯШИНА К.В., к.т.н., ст. преподаватель
САДОВОЙ А.В., д.т.н., профессор

Днепродзержинский государственный технический университет

ОБ ОДНОМ СПОСОБЕ ПОВЫШЕНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИТЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

Введение. Одной из особенностей современного мирового рынка стали является рост объемов продукции, выплавляемой в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) переменного тока. При этом ДСП остаются одними из наиболее энергоемких агрегатов, применяемых в черной металлургии, что в свою очередь приводит к задачам снижения энергопотребления дуговых печей. На сегодняшний день существует два основных