

PACS numbers: 62.20.Qp, 81.05.Bx, 81.07.-b, 81.40.-z, 81.70.Bt

Вплив технології плазмового модифікування на механізми структурування і зносостійкість високовуглецевих сталей і чавунів

Ю. С. Самотугіна, Б. А. Ляшенко*, О. О. Безумова

*Державний вищий навчальний заклад
«Прийозовський державний технічний університет»,
вул. Університетська, 7,
87555 Маріуполь, Україна*

**Інститут проблем міцності імені Г. С. Писаренка НАН України,
вул. Тимірязєвська, 2,
01014 Київ, Україна*

Досліджено вплив технології плазмового поверхневого модифікування (без обтоплення або з мікрообтопленням) на механізми фазових перетворень, твердість та зносостійкість високовуглецевих сталей (У12 і 150ХНМ) та чавунів (СЧ18, СЧ40, ВЧ80, 300Х25Н3С3). Під час модифікування заевтектонічних сталей у модифікованій зоні утворюється ультрадисперсна структура швидкісного гартування (обробка без обтоплення) або швидкісної кристалізації (обробка з мікрообтопленням). Це призводить до підвищення твердості та зносостійкості у 2,5–3,5 рази. Для сірих та високоміцних чавунів структура модифікованої зони та рівень експлуатаційних властивостей залежить від типу та фазового складу матриці і не залежить від форми графітових включень. Для високоміцного чавуну найбільш висока зносостійкість досягається під час плазмового модифікування без обтоплення поверхні, а для сірих чавунів — з мікрообтопленням поверхні. Підвищення зносостійкості білого високохромистого чаву-

Corresponding author: Yuliya Sergiyivna Samotugina
E-mail: samsamovna30@gmail.com

*State Higher Education Institute 'Pryazovskyi State Technical University',
7 Universytets'ka Str., UA-87555 Mariupol, Ukraine
*G. S. Pisarenko Institute for Problems of Strength, N.A.S. of Ukraine,
2 Timiryazevs'ka Str., UA-01014 Kyiv, Ukraine*

Citation: Yu. S. Samotugina, B. A. Lyashenko, and O. O. Bezumova, Influence of Plasma Modification Technology on Structure Formation Mechanisms and Wear Resistance of High Carbon Steels and Cast Irons, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 8: 1105–1119 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.08.1105](https://doi.org/10.15407/mfint.43.08.1105).

ну після плазмового модифікування обумовлено дисперсійним твердінням матричної фази в результаті виділення ультрадисперсних часток вторинних карбідів.

Ключові слова: плазмове поверхнєве модифікування, обтоплення, фазові перетворення, твердість, зносостійкість, високовуглецева сталь, чавун.

The influence of plasma surface modification technology (without melting or with micro-melting) on the mechanisms of phase transformations, hardness and wear resistance of high-carbon steels (U12 and 150KhNM) and cast irons (SCh18, SCh40, VCh80, 300Kh25N3S3) is studied. In the modified zone, an ultrafine structure of high-speed quenching (processing without melting) or high-speed crystallization (processing with micro-melting) is formed during modifying hypereutectoid steels. This leads to an increase in hardness and wear resistance by 2.5–3.5 times. For grey and high-strength cast irons, the structure of the modified zone and the level of operational properties depend on the type and phase composition of the matrix and do not depend on the shape of the graphite inclusions. For high-strength cast iron, the highest wear resistance is achieved by plasma modification without surface melting, and for grey cast iron—with micro-melting of the surface. The increase in wear resistance of white high-chromium cast iron after plasma modification is due to the dispersion hardening of the matrix phase as a result of the separation of ultrafine particles of secondary carbides.

Key words: plasma surface modification, melting, phase transformations, wear resistance, high-carbon steel, cast iron.

(Отримано 17 червня 2021 р.)

1. ВСТУП

Одним з найперспективніших напрямків розвитку сучасного виробництва є впровадження інтенсивних технологій зміцнення матеріалів висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН) — лазерним і електронним променями, плазмовим струменем. Із зазначених методів стосовно до масивних деталей та інструменту (наприклад, прокатних валків) певними перевагами володіє плазмова обробка [1, 2]. Нині добре вивчено особливості гартування ВКДН вуглецевих і інструментальних сталей у разі фазових перетворень у твердому стані. Водночас, у разі обробки висококонцентрованими джерелами нагріву чавунів багато питань залишаються нез'ясованими [3].

Практично відсутні роботи по дослідженню ефективності поверхневого модифікування таких нових конструкційних матеріалів, як графітізовані сталі (в яких вуглець, як і в чавунах, знаходиться у вільному стані у вигляді графіту) і литі білі чавуни з ледебуритною основою. матеріали в роботі [4] запропоновано називати природними дисперсійно-зміцненими композиційними матеріалами на базі сталей і чавунів ледебуритного класу [5].

2. ЕКСПЕРИМЕНТ І ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Залежно від значень основних регульованих параметрів режиму плазмової обробки — максимальної температури нагріву T і швидкості охолодження W — плазмове модифікування може здійснюватися за одним з трьох технологічних варіантів: без обтоплення поверхні, з мікро- і макрообтопленням. Схему будови модифікованої зони показано на рис. 1. У разі обробки без обтоплення зона 1 відсутня.

Вибір оптимальних режимів модифікування сталей і стопів зазвичай виконують на підставі аналітичних залежностей, отриманих у результаті вирішення диференціальних рівнянь теплопровідності в лінійній або нелінійній постановці [6, 7]. Для високовуглецевих стопів, які є природними композиційними матеріалами, оптимізація режимів плазмового модифікування значно ускладнюється через наявність в структурі складових, які сильно відрізняються теплофізичними властивостями (ферит, ледебурит, графіт).

Для оцінки впливу технології плазмового поверхневого модифікування на механізми структуроутворення і зносостійкість високовуглецевих стопів проводили металографічні дослідження і випробування зразків розмірів $10 \times 10 \times 55$ мм з розташуванням модифікованих зон поперек однієї з бічних граней (рис. 2).

У разі вибору методу випробувань на зносостійкість виходили з того, що найбільш поширеним є абразивний знос, який представляє собою руйнування поверхні деталей у разі тертя ковзання і обумовлений наявністю в зоні тертя абразивного середовища мінерального або органічного типу. Залежно від умов взаємодії деталі з абразивними частинками руйнування металу може відбуватися в результаті мікрорізання, багаторазового пластичного деформування поверхні тертя і корозійно-механічного зношування. Відомо, [8] що механізм абразивного зношування визначається головним чином

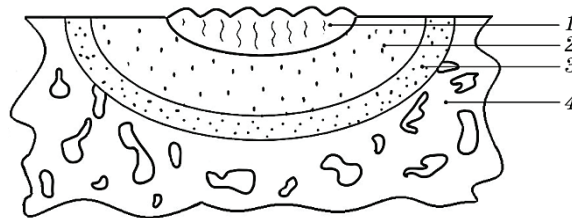


Рис. 1. Схема будови модифікованої зони у разі плазмової обробки: 1 — зона обтоплення; 2 — загартована зона; 3 — перехідна зона (зона неповного гартування); 4 — вихідна структура.

Fig. 1. Scheme of the structure of the modified zone during plasma treatment: 1—melting zone; 2—hardened area; 3—transition zone (zone of incomplete hardening); 4—initial structure.

співвідношенням значень твердості матеріалу H_m і твердості абразивних частинок H_a . Мікрорізання і інтенсивне пластичне деформування поверхонь тертя можуть спостерігатися за $H_m < H_a$. У разі більшої твердості металу (наприклад, у результаті поверхневого зміцнення) процес руйнування протікає в основному за рахунок корозійно-механічного зношування або крихкого викришування.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Дослідження проводили на високовуглецевих сталях і стопах: заевтектоїдній сталі У12, графітизованій сталі 150ХНМ, сірих чавунах СЧ18 і СЧ40, високоміцному чавуні ВЧ80 і литому білому високохромистому чавуні (натоплений метал) — 300Х25Н3С3, одержаному натопленням стрічкою ПЛ-АН-101 під флюсом АН-15М. Досліджено три типи зразків: I — початковий стан, II — плазмове модифікування без обтоплення поверхні, III — плазмове модифікування з мікрообтопленням, як метод одержання найбільш дисперсної структури [9]. Параметри режимів плазмової обробки вибирали відповідно до рекомендацій роботи [6]. На випробуваних зразках проводили заміри твердості HV і металографічні дослідження структури методами оптичної мікроскопії.

За кількісну характеристику використовували коефіцієнт зносостійкості: $K_z = \Delta m_0 / \Delta m_e$, де Δm_0 і Δm_e — відповідно втрати у вазі досліджуваного зразка і зразка-еталона у разі тертя в заданих умовах і протягом заданого часу. Як еталон використано зразки аналогічних розмірів у вихідному (незміцненому) стані (тип I). Випробування проводили протягом 3 годин з проміжним зважуванням зразків на аналітичних вагах через кожні 0,5 години випробувань.

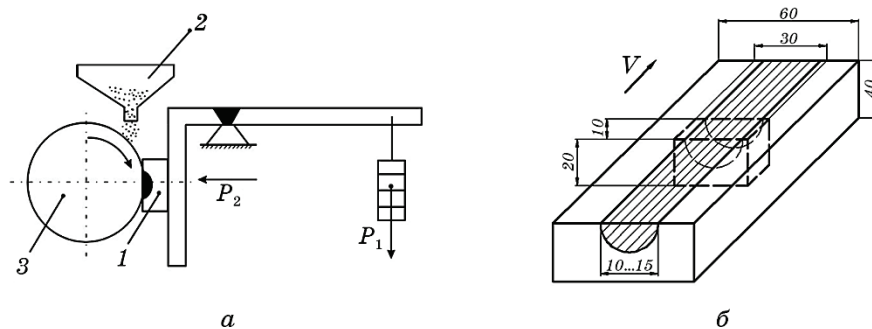


Рис. 2. Схема випробувань (а) і вирізки зразків (б); V — напрямок плазмової обробки.

Fig. 2. Test scheme (a) and sample clippings (b); V —direction of plasma treatment hardness and wear resistance parameters of high carbon alloys.

Мікроструктура зразків в окремих ділянках модифікованої зони показана на рис. 3–5, результати вимірів твердості і випробувань на зносостійкість — у табл. 1.

Дослідження показали як загальні закономірності впливу плазмового модифікування на структуру і зносостійкість високовуглецевих стопів, так і відмінні риси.

Сталь У12 в початковому стані має структуру перліт + вторинний цементит у вигляді несучільної сітки по межах зерен перліту (рис. 3, *а*). За швидкісного плазмового нагрівання заевтектоїдної сталі У12 до температури A_{c1} і вище одночасно йдуть два процеси [1, 5]: перетворення перліту в аустеніт ($\Pi \rightarrow A$) і розчинення надлишкового цементиту, яке починається на його межі з перлітним феритом. Це, своєю чергою, може призводити до деякого пришвидшення перетворення $\Pi \rightarrow A$.

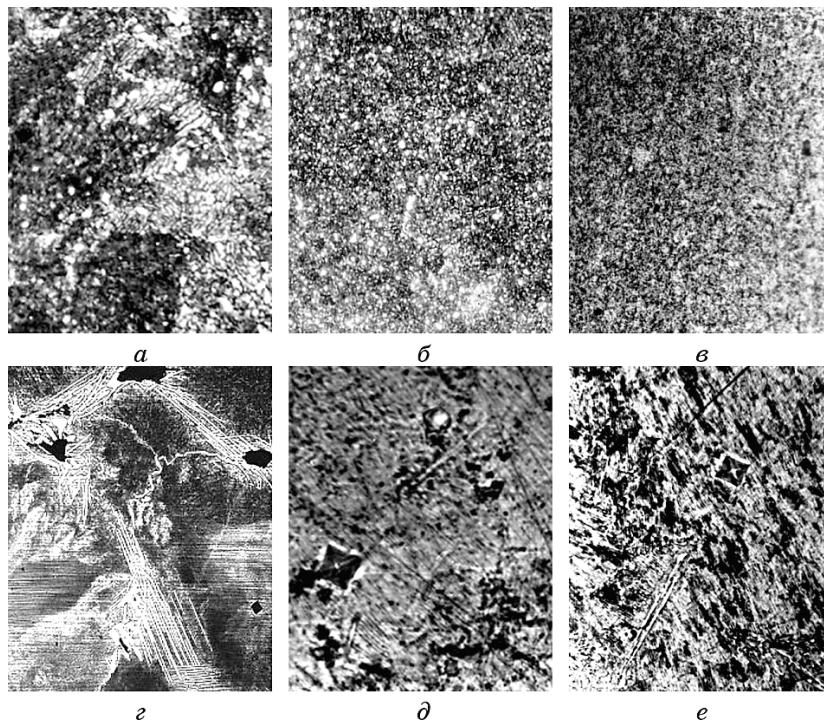


Рис. 3. Мікроструктура високовуглецевих сталей після плазмового модифікування: *а-в* — У12; *г-е* — 150ХНМ; *а, г* — вихідна; *б, д* — модифікування без обтоплення; *в, е* — модифікування з обтопленням; *а-г* — $\times 200$; *д, е* — $\times 1000$.

Fig. 3. Microstructure of high-carbon steels after plasma modification: *а-в* — У12; *г-е* — 150KhNM; *а, г* — initial; *б, д* — modification without melting; *в, е* — modification with melting; *а-г* — $\times 200$; *д, е* — $\times 1000$.

Після завершення перетворення та вирівнювання концентрації вуглецю по колишньому перлітному зерну процес розчинення надлишкового цементиту пришвидшується [10]. Збільшення температури плазмового нагріву аж до $T_{пл}$ призводить до практично повного розчинення надлишкового цементиту (окремі фрагменти цементитних частинок глобулярної форми, які не до кінця розчинилися, зберігаються лише в нижніх шарах модифікованої зони — поблизу вихідного металу — рис. 3, б). Твердий розчин додатково насичується вуглецем і характеризується високою концентраційною неоднорідністю — з огляду на вкрай малу тривалість витримки гомогенізація аустеніту сповільнюється.

За відсутності цементитних частинок зростання зерна аустеніту у разі нагрівання не відбувається — структура модифікованої зони характеризується високим ступенем дисперсності (рис. 3, б). Додаткове зміцнення досягається за рахунок часткового розпаду (самовідпускання) мартенситу і виділення субмікроскопічних частинок вторинних карбідів, рівномірно розподілених в мартенситній матриці.

ТАБЛИЦЯ 1. Твердість і параметри зносостійкості високовуглецевих сталей.

TABLE 1. Hardness and parameters of wear resistance of high-carbon alloys.

Марка сталі або стопу	Тип зразків*	Твердість, <i>HV</i>	Коефіцієнт зносостійкості K_z
У12	I	215–230	—
	II	825–840	3,6
	III	845–855	3,2
150ХНМ	I	285–300	—
	II	865–880	2,7
	III	895–910	2,5
СЧ18	I	170–185	—
	II	515–530	2,2
	III	535–550	2,5
СЧ40	I	200–220	—
	II	620–640	1,9
	III	625–645	2,3
ВЧ80	I	235–255	—
	II	795–810	3,5
	III	825–840	2,8
300Х25Н3С3	I	540–555	—
	II	905–915	1,9
	III	930–945	2,1

*I — вихідний стан; II — плазмове модифікування без обтоплення; III — плазмове модифікування з мікрообтопленням.

Твердість сталі У12 після плазмового модифікування підвищується в 4 рази (табл. 1), а зносостійкість — в 3,6 рази.

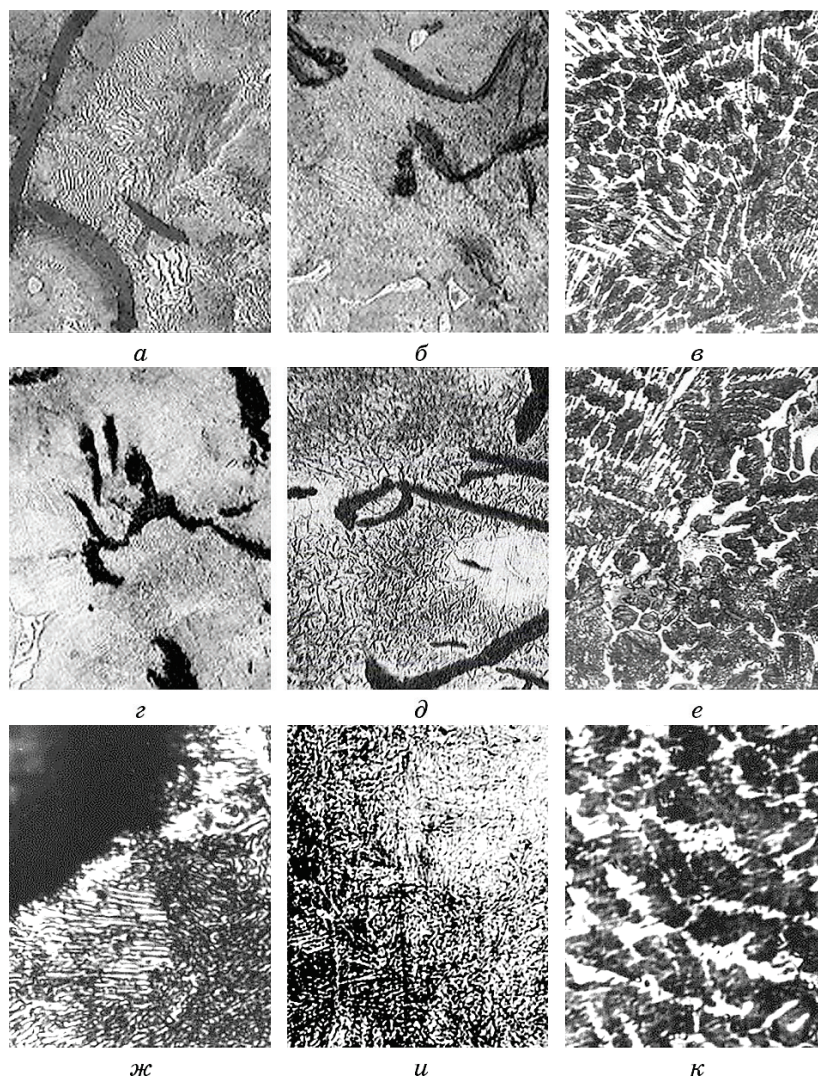


Рис. 4. Мікроструктура чавунів після плазмового модифікування: *а-в* — СЧ18; *г-е* — СЧ40; *ж-к* — ВЧ80; *а, г, ж* — початковий стан; *б, д, и* — модифікування без обтоплення; *в, е, к* — модифікування з мікрообтопленням; *ж, и, к* — $\times 1000$; інші — $\times 500$.

Fig. 4. Microstructure of cast irons after plasma modification: *а-в*—SCh18; *г-е*—SCh40; *ж-к*—VCh80; *а, г, ж*—initial state; *б, д, и*—modification without melting; *в, е, к*—modification with micro-melting; *ж, и, к*— $\times 1000$; others— $\times 500$.

У разі плазмової обробки сталі У12 в режимі мікрообтоплення [1] в структурі обтопленої зони утворюється високодисперсний мартенсит пластинчастої (двійникованої) морфології (рис. 3, в), відбувається повне розчинення вторинного цементиту і додаткове насичення твердого розчину вуглецем. Це сприяє зниженню температури початку мартенситного перетворення і збільшенню вмісту залишкового аустеніту [1]. Підвищення ступеня легування мартенситної і аустенітної фаз призводить до додаткового підвищення твердості (табл. 1), але не сприяє підвищенню зносостійкості. Крихкість металу в обтопленому шарі вище, ніж в загартованому в твердому стані (що пояснюється переважно міжзеренним характером руйнування литого металу [5]). Зносостійкість сталі У12 у разі обробки з мікрообтопленням навіть незначно знижується порівняно з обробкою без обтоплення (табл. 1). З урахуванням зниження ударної в'язкості під час обтоплення [5] можна зробити висновок, що для заевтектоїдних сталей типу У12 більш привабливим є плазмове модифікування без обтоплення поверхні.

Заевтектоїдна графітизована сталь 150ХНМ є вельми перспективним матеріалом для виготовлення прокатних валків [11, 12]. За опірності абразивному зношуванню вона близька до валкових чавунів, а за співвідношенням міцності і в'язкості значно їх перевершує. У сталі 150ХНМ в вихідному (нормалізованому) стані надлишковий цементит зберігається у вигляді суцільної сітки і окремих голчасто-пластинчастих колоній, всередині яких вкраплені частинки графіту пластинчастої форми (рис. 3, г). Матрицею сталі є крупнозернистий пластинчастий перліт. Плазмове модифікування цієї сталі призводить до утворення в структурі високодисперсної мартенситно-аустенітної суміші (рис. 3, д). Сітка і голчасті частинки цементиту і графіт практично повністю розчинюються, твердий розчин сильно пересичується вуглецем і, як наслідок, підвищується твердість (в 3 рази) — табл. 1.

Сталь 150ХНМ має досить високу зносостійкість навіть в початковому стані, тому ступінь впливу плазмового модифікування на її зносостійкість нижче, ніж для нелегованої сталі У12 (табл. 1). Після плазмового модифікування без обтоплення зносостійкість сталі 150ХНМ підвищується в 2,7 рази.

Плазмова обробка сталі 150ХНМ з мікрообтопленням призводить до повного розчинення цементитної і графітної фаз і утворення високодисперсної литої структури, основною складовою якої є голчастий мартенсит (рис. 3, е). Твердість у порівнянні з модифікуванням без обтоплення незначно підвищується (табл. 1), а зносостійкість незначно знижується. За аналогією зі сталлю У12 можна зробити висновок, що для заевтектоїдної графітизованої сталі плазмове модифікування краще виконувати без обтоплення поверхні.

Важливе практичне значення має розробка технології поверхне-

вого модифікування висококонцентрованими джерелами нагріву (лазерний промінь, плазмовий струмінь) виробів з високоміцних і сірих чавунів. Незважаючи на більш ніж 30-річний період досліджень цих процесів і наявність великого числа опублікованих робіт, ряд питань залишаються не до кінця вивченими, і навіть дискусійними.

Одним з таких принципових питань є перевага використання чавунів того чи іншого типу і марки (фазовий склад і структура матриці, форма графітних включень) для виготовлення деталей, що піддаються поверхневому зміцненню.

У ранніх роботах по лазерному зміцненню [13] було встановлено, що у разі обробки в режимі обтоплення чавуни з компактними формами графіту (високоміцні і особливо ковкі феритні) менш технологічні (сприйнятливі до лазерного зміцнення), тому що процеси розчинення глобулярного і пластинчастого графіту в розтопленому металі і насичення вуглецем матриці протікають менш інтенсивно. Це призводить до утворення в обтопленій зоні аустенітно-мартенситних структур з меншою кількістю ледебуриту, ніж в чавунах з пластинчастим графітом (сірих чавунах). Відповідно знижується і твердість зміцненої зони. На думку авторів монографії [14] з цим висновком не можна погодитися повною мірою. У разі використання CO_2 -лазерів з потужністю до 5 кВт чавуни з компактними формами графіту за технологічністю не поступаються чавунам з пластинчастим графітом. У роботі [15] також встановлено, що ефективність термозміцнення у разі обробки CO_2 -лазером потужністю до 1,2 кВт вища для високоміцного чавуну, ніж для сірого чавуну внаслідок кращих теплових властивостей високоміцного чавуну.

Сприйнятливість різних типів чавунів до плазмового зміцнення досліджена в роботі [16]. Встановлено, що краща якість зміцненого шару досягається в високоміцному чавуні: шорсткість поверхні мінімальна, дефектів в ледебуритному і перехідному шарах не спостерігається.

Загалом, узагальнивши результати досліджень [13–16], одержані з використанням концентрованих джерел нагріву обмеженої потужності (в межах 5 кВт), можна погодитися з авторами [14] у тому, що на сприйнятливості чавунів до поверхневого зміцнення з обтопленням переважний вплив має тип матриці і її дисперсність. Саме ці чинники визначають швидкість і повноту $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення. Чим вище дисперсність початкової феритно-карбідної матриці, тим менше шлях дифузії вуглецю за $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення і більше протяжність міжфазових меж ферит–карбід, на яких зароджуються кристали аустеніту. Форма графіту має другорядне значення, а у разі обробки без обтоплення не відіграє ніякої ролі [14]. На нашу думку, таке припущення має бути більш справедливим у разі використання надпотужних джерел нагріву (зокрема, плазмового струменя по-

тужністю 30 кВт), коли об'єм перетопленого металу збільшується у декілька разів і відповідно збільшується товщина зміцненої зони. Проте даних про сприйнятливість різних марок чавунів до зміцнення надпотужними джерелами нагріву нині в літературі відсутні.

Дослідженнями встановлено, що поверхнева обробка надпотужним концентрованим плазмовим струменем є ефективним методом зміцнення чавунів незалежно від типу матриці і форми графіту. Проте міра впливу поверхневого зміцнення на властивості для різних варіантів і режимів обробки може бути різною.

У разі плазмової обробки без обтоплення поверхні перлітна основа матриці (рис. 4, а, г, ж) перетворюється на високодисперсний дрібногочастий мартенсит (рис. 4, б, д, и) внаслідок нагріву до гартівних температур і подальшого швидкого охолодження. З причини дуже малої тривалості витримки за високої температури міра розчинення графіту в твердій матриці незначна, структура по усій товщині зміцненої зони однорідна. Окрім мартенситу в структурі зміцненої зони на сірих чавунах є присутнім ферит (рис. 4, б, д), а на високоміцному чавуні — окремі пластинки структурно-вільного цементиту (рис. 4, и), які не розчинилися. Відсутність в структурі м'якої феритної складової і наявність твердої цементитної складової і обумовлює досягнення більш високих значень твердості і зносостійкості у разі плазмової обробки високоміцного чавуну порівняно з обробкою сірих чавунів (табл. 1). Форма графіту у разі цього варіанту обробки не робить впливу на сприйнятливість чавунів до поверхневого зміцнення і досягнений рівень експлуатаційних властивостей. Такий висновок в принципі узгоджується з наведеним вище висновком авторів роботи [14] стосовно лазерного зміцнення.

У разі обробки досліджених чавунів надпотужним плазмовим струменем з мікрообтопленням поверхні відбувається розчинення графіту в розтопі і утворення після швидкого охолодження шару білого чавуну. Твердіння йде по метастабільній діаграмі «залізо–вуглець» без виділення вільного графіту з утворенням дисперсної аустенитно-цементитної евтектики — квазіледебуриту (рис. 4, в, е, к) [5]. Твердість обтопленої зони на сірих чавунах трохи вища, а на високоміцному чавуні нижча, ніж у разі обробки без обтоплення (табл. 1). Міра дисперсності квазіледебуриту залежить від швидкості охолодження розтопу, яка своєю чергою залежить від режиму обробки.

За даними рентгеноструктурного аналізу в металі обтопленого шару на усіх досліджених чавунах у разі усіх режимів обробки стабільно присутніми є три фази: аустеніт, цементит і мартенсит. Водночас на сірих чавунах структура квазіледебуриту менш однорідна із-за наявності ділянок структурно-вільного фериту, оскільки зважаючи на дуже малу тривалість витримки і високу швидкість охолодження розтопу насичення вуглецем матриці протікає менш ін-

тенсивно. Наявність м'якої і пластичної феритної фази в обтопленому шарі на сірих чавунах сприяє досягненню більш високої абразивної зносостійкості у разі обробки з мікрообтопленням в порівнянні зі зміцненням в твердому стані. Але для високоміцного чавуну у разі плазмової обробки з мікрообтопленням абразивна зносостійкість знижується (табл. 1), що пояснюється підвищеною крихкістю квазіледебуриту і крихкими мікроруйнуваннями поверхні обтопленого шару під дією абразивних часток.

Дослідження поверхні зношування випробуваних зразків високоміцного чавуну за допомогою оптичної металографії дозволили пояснити характер впливу зміцнення на абразивну зносостійкість. На поверхні зразків в початковому стані спостерігаються сліди схоплювання, окисні плівки, вириви, поглиблення — сліди часток графіту, що відокремилися. Більш гладка поверхня зношування спостерігається на зразках після плазмової обробки без обтоплення. У разі обробки з мікрообтопленням і утворенням поверхневого відбіленого шару із структурою квазіледебуриту зносостійкість знижується порівняно з обробкою без обтоплення і тим більшою мірою, чим нижче дисперсність структури квазіледебуриту і вище зміст залишкового аустеніту. Дослідження поверхонь зношування зразків з обтопленим шаром, а також зіставлення з результатами випробувань на динамічну тріщиностійкість [5] дозволили зробити висновок, що зниження зносостійкості обтопленого шару із структурою квазіледебуриту в порівнянні зі зносостійкістю шару із структурою загартування в твердому стані обумовлено зниженням в'язкості руйнування, утворенням великої кількості мікротріщин у

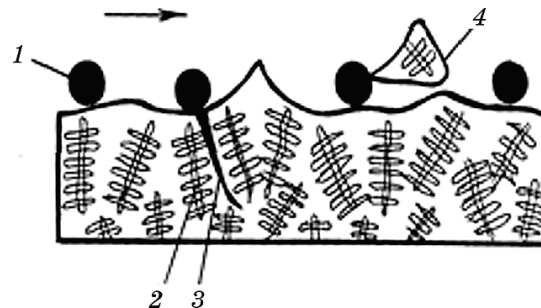


Рис. 5. Характер мікроруйнувань поверхні обтопленого шару під дією абразивних часток: 1 — абразивні частки; 2 — кристали квазіледебуриту; 3 — мікротріщини; 4 — частки металу обтопленої зони, що відокремилися; стрілкою вказаний напрям зношування.

Fig. 5. The nature of micro-destruction of the surface of the molten layer under the action of abrasive particles: 1—abrasive particles; 2—crystals of quasi-ledeburite; 3—microcracks; 4—separated metal particles of the melted zone; the arrow indicates the direction of wear.

основі виступів обтопленої поверхні (які є концентраторами напружень) і крихкими мікроруйнуваннями цих виступів під впливом абразивних часток. Наступні абразивні частки дещо згладжують поверхню зношування, проте, початкова мікрогеометрія поверхні обтопленого шару після випробувань на зношування значною мірою зберігається. Найбільш вірогідними осередками утворення мікротріщини в основі виступів обтопленої поверхні під дією абразивних часток є ділянки, в яких вектор сколювального напруження збігається з міждендритною межею сусідніх кристалів квазіледебуриту (рис. 5).

У процесі зношування сірих чавунів після обробки з мікрообтопленням наявні в структурі обтопленої зони ділянки фериту, мабуть, відіграють роль «м'яких прошарків» і стримують розвиток мікротріщин, показаних на рис. 5. Для таких чавунів зносостійкість після мікрообтоплення вища, ніж у разі обробки без обтоплення (табл. 1).

Не менш важливе значення має і розробка технологій поверхневого модифікування для виробів з натопленим шаром білого високохромистого чавуну (тип G по класифікації Міжнародного інституту зварювання). Із стопів цього типу обрано один з найбільш поширених — 300X25H3C3, який одержали наптопленням порошковою стрічкою ПЛ-АН-101.

Дослідженнями встановлено, що в початковому стані (після натоплення) структура чавуну 300X25H3C3 складається з великих включень карбідів $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$, евтектики (суміші α -фази з дрібними карбідами) і залишкового аустеніту (рис. 6, а). У разі плазмового модифікування без обтоплення відбувається часткове розчинення

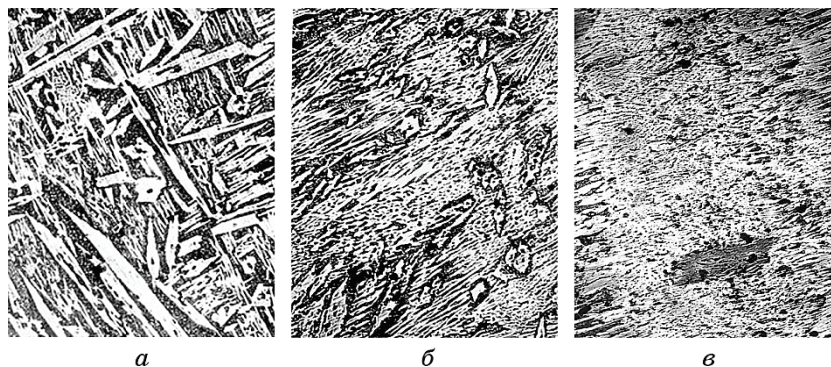


Рис. 6. Мікроструктура натопленого металу 300X25H3C3 після плазмового модифікування: а — початкова структура; б — після модифікування без обтоплення; в — після модифікування з мікрообтопленням; $\times 500$.

Fig. 5. Microstructure of the weld metal 300Kh25N3S3 after plasma modification: а—initial structure; б—after modification without melting; в—after modification with micro-melting; $\times 500$.

первинних карбідів за механізмом контактного топлення, насичення аустенітної основи вуглецем і хромом, що в процесі подальшого $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення за швидкого охолодження супроводжується інтенсивним дисперсійним твердненням і насиченням матриці високодисперсними частками вторинних карбідів. Первинні карбіди, що залишилися, мають обтоплені краї і не утворюють суцільного скелету (рис. 6, б).

У разі плазмового модифікування чавуну 300X25H3C3 з мікроопаленням утворюється ультрадисперсна комірчаста структура (рис. 6, в). Із-за надзвичайно високої швидкості охолодження відбувається виродження дендритної форми кристалізації і утворення плоского фронту зерен. Таку структуру прийнято називати тонким конгломератом фаз [14].

Дослідження показали (табл. 1), що плазмове модифікування литого білого чавуну (натоплений метал 300X25H3C3) призводить до підвищення твердості, що викликає підвищення зносостійкості в 1,9 рази у разі обробки без обтоплення і в 2,1 рази у разі обробки з мікрообтопленням. Дещо менше, але значною мірою підвищується до того ж і ударна в'язкість, і в'язкість руйнування [5]. Це дозволяє зробити висновок про ефективність застосування плазмового модифікування для підвищення комплексу експлуатаційних характеристик білого зносостійкого чавуну.

Таким чином, дослідження показали, що плазмове поверхнєве модифікування високовуглецевих сталей і стопів є ефективним методом підвищення зносостійкості. Вибір найбільш прийнятних варіантів технології (обробка без обтоплення і з мікрообтопленням) залежить від складу і типу структури оброблюваного матеріалу.

4. ВИСНОВКИ

1. Плазмове поверхнєве модифікування заевтектоїдних сталей призводить до підвищення їхньої твердості і зносостійкості в 2,5–3,5 рази, що обумовлено формуванням у модифікованій зоні ультрадисперсної структури швидкісного загартування (обробка без обтоплення) або швидкісної кристалізації (обробка з мікрообтопленням). Водночас у разі обробки з мікрообтопленням твердість трохи вища, а зносостійкість нижча, ніж у разі обробки без обтоплення.
2. Сприйнятливість сірих і високоміцних чавунів до поверхневої обробки надпотужним концентрованим плазмовим струменем і рівень експлуатаційних властивостей (твердості і зносостійкості), які досягаються за цих обставин, визначається типом і фазовим складом матриці і не залежить від форми графітових включень. У разі плазмового модифікування високоміцного чавуну найбільш висока зносостійкість досягається у разі обробки без обтоплення поверхні, а деталей з сірого чавуну — з мікрообтопленням поверхні.

3. Плазмове модифікування сприяє підвищенню твердості і зносостійкості білого високохромистого чавуну, що пов'язано з дисперсійним твердінням матричної фази в результаті виділення ультрадисперсних часток вторинних карбідів завдяки частковому (у разі модифікування без обтоплення) або повному (у разі модифікування з мікрообтопленням) розчиненню первинної карбідної фази. Водночас у разі швидкісної кристалізації обтопленого шару виділяються більш дисперсні карбіди, ніж у процесі загартування в твердому стані, як наслідок, твердість і зносостійкість у разі мікрообтоплення вищі.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. С. С. Самотугин, А. В. Ковальчук, Н. Х. Соляник, А. В. Пуйко, *МиТОМ*, № 4: 2 (1996).
2. С. С. Самотугин, А. В. Пуйко, Н. Х. Соляник, Е. Б. Локшина, *МиТОМ*, № 5: 2 (1997).
3. А. Н. Сафонов, *Вестник машиностроения*, № 4: 20 (1999).
4. И. В. Доронин, В. И. Булавин, В. И. Антипов, *Физика и химия обработки материалов*, № 3: 141 (1991).
5. Б. А. Ляшенко, Ю. С. Самотугина, *Упрочняющие технологии и покрытия*, № 4: 161 (2018).
6. Ю. С. Самотугина, Е. И. Иванов, Б. А. Ляшенко, *Металл и литье Украины*, № 7–8: 79 (2005).
7. С. С. Самотугин, О. Ю. Нестеров, А. Г. Ярмицкий, В. П. Иванов, *Сварочное производство*, № 7: 12 (1998).
8. А. М. Сулима, Ю. Д. Шулов, В. А. Ягодкин, *Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин* (Москва: Машиностроение: 1988).
9. С. С. Самотугин, В. А. Мазур, *Упрочняющие технологии и покрытия*, № 4: 29 (2013).
10. А. Г. Григорьянц, А. Н. Сафонов, *Методы поверхностной лазерной обработки* (Москва: Высшая школа: 1987).
11. С. И. Рудюк, И. В. Михайлова, Ю. С. Томенко, *МиТОМ*, № 4: 21 (1990).
12. С. С. Самотугин, *Автоматическая сварка*, № 12: 39 (2000).
13. С. С. Самотугин, Л. К. Лещинский, *Плазменное упрочнение инструментальных материалов* (Донецк: Новый мир: 2002).
14. П. А. Леонтьева, Н. Т. Чеканова, М. Г. Хан, *Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1986).
15. С. С. Самотугин, Л. С. Малинов, Ю. С. Самотугина, *Вісник Приазовського державного технічного університету*, вип. 12: 76 (2002).
16. Л. С. Малинов, Ю. С. Самотугина, *Сб. тез. докл. IX региональной научно-технической конференции* (Мариуполь: 2002), с. 53.

REFERENCES

1. S. S. Samotugin, A. V. Koval'chuk, N. H. Soljanik, and A. V. Pujko, *MiТОМ*,

- No. 4: 2 (1996) (in Russian).
2. S. S. Samotugin, A. V. Pujko, N. H. Soljanik, and E. B. Lokshina, *MiTOM*, No. 5: 2 (1997) (in Russian).
3. A. N. Safonov, *Vestnik Mashinostroeniya*, No. 4: 20 (1999) (in Russian).
4. I. V. Doronin, V. I. Bulavin, and V. I. Antipov, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 3: 141 (1991) (in Russian).
5. B. A. Ljashenkko and Ju. S. Samotugina, *Uprochnyayushchie Tekhnologii i Pokrytiya*, No. 4: 161 (2018) (in Russian).
6. Ju. S. Samotugina, E. I. Ivanov, and B. A. Ljashenko, *Metall i Lityo Ukrainy*, No. 7–8: 79 (2005) (in Russian).
7. S. S. Samotugin, O. Ju. Nesterov, A. G. Jarmickij, and V. P. Ivanov, *Svarochnoe Proizvodstvo*, No. 7: 12 (1998) (in Russian).
8. A. M. Sulima, Ju. D. Shulov, and V. A. Jagodkin, *Poverkhnostnyy Sloy i Ekspluatatsionnye Svoystva Detaley Mashin* (Moscow: Mashinostroenie: 1988) (in Russian).
9. S. S. Samotugin and V. A. Mazur, *Uprochnyayushchie Tekhnologii i Pokrytiya*, No. 4: 29 (2013) (in Russian).
10. A. G. Grigor'janc and A. N. Safonov, *Metody Poverkhnostnoy Lazernoy Obrabotki* (Moscow: Vysshaya Shkola: 1987) (in Russian).
11. S. I. Rudjuk, I. V. Mihajlova, and Ju. S. Tomenko, *MiTOM*, No. 4: 21 (1990) (in Russian).
12. S. S. Samotugin, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 12: 39 (2000) (in Russian).
13. S. S. Samotugin and L. K. Leshhinskij, *Plazmennoe Uprochnenie Instrumental'nykh Materialov* (Donetsk: Novyy Mir: 2002) (in Russian).
14. P. A. Leont'eva, N. T. Chekanova, and M. G. Han, *Lazernaya Poverkhnostnaya Obrabotka Metallov i Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
15. S. S. Samotugin, L. S. Malinov, and Ju. S. Samotugina, *Visnyk Pryazovskoho Derzhavnogo Tekhnichnogo Universytetu*, Iss. 12: 76 (2002) (in Russian).
16. L. S. Malinov and Ju. S. Samotugina, *Sb. Tez. Dokl. IX Region'noy Nauchno-Tekhnicheskoy Konferentsii* (Mariupol': 2002), p. 53 (in Russian).