



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **110163** (13) **U**
(51) МПК (2016.01)
C21D 1/00
C21D 1/06 (2006.01)

ДЕРЖАВНА СЛУЖБА
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ
УКРАЇНИ

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ

(21) Номер заявки: u 2016 03567	(72) Винахідник(и): Єфременко Василь Георгійович (UA), Чабак Юлія Геннадіївна (UA), Федун Віктор Іванович (UA), Зурнаджи Вадім Іванович (UA), Білозерцева Надія Михайлівна (UA)
(22) Дата подання заявки: 04.04.2016	
(24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: 26.09.2016	
(46) Публікація відомостей про видачу патенту: 26.09.2016, Бюл.№ 18	(73) Власник(и): ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД "ПРИАЗОВСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ", вул. Університетська, 7, м. Маріуполь, 87500 (UA)

(54) СПОСІБ ПОВЕРХНЕВОЇ ПЛАЗМОВОЇ МОДИФІКАЦІЇ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ ЧАВУНІВ

(57) Реферат:

Спосіб поверхневої плазмової модифікації високолегованих чавунів, що включає нагрів постійним плазмовим струменем, який відрізняється тим, що попередньо виконують об'ємне загартування з досягненням максимальної твердості чавуну, а плазмову обробку проводять, забезпечуючи нагрів поверхні до 1000-1200 °С.

UA 110163 U

Корисна модель належить до машинобудування і призначена для зміни механічних властивостей приповерхневих шарів деталей машин та інструменту за рахунок модифікації структури металу.

Високохромисті сплави з карбідною евтектикою (білі чавуни та інструментальні сталі ледебуритного класу) широко використовуються як інструмент та деталі машин, які працюють в умовах інтенсивного абразивного, ерозійного, адгезійного та інших видів зношування. Це пов'язано з присутністю в їх структурі значної кількості карбідних фаз, які забезпечують сплавам високий опір зношуванню. Важливим фактором також є структура металевої матриці, яка повинна складатися з мартенситу або метастабільного аустеніту, що перетворюється в мартенсит деформації при зношуванні. Подальше підвищення їх експлуатаційної довговічності можливе за рахунок модифікування поверхні висококонцентрованими джерелами енергії (електронні та іонні пучки, лазерний промінь, потоки плазми). При модифікуванні відбувається зміна мікроструктурного та субструктурного стану металевої матриці у приповерхневих шарах виробів, в результаті чого вони набувають підвищеної твердості та зносостійкості.

Відомою є обробка високохромистого чавуну лазерним променем [1]. Вона дозволяє суттєво підвищити стійкість деталей дробоочисного обладнання. Недоліком цієї технології є складність та дороговизна обладнання та низька продуктивність обробки.

Більш високу продуктивність має метод обробки з використанням постійного плазмового струменя [2]. Генерація плазмового струменя забезпечується за допомогою плазмотрона непрямої дії [3], який утворює зону плазмового нагріву діаметром 6 мм. При використанні струму силою 230-250 А від джерела живлення з напругою 220-300 В при швидкості обробки 0,2-0,6 м/с на металевій поверхні, що обробляється, досягається температура від 800 до 1550 °С. Цей метод широко використовується для поверхневого модифікування конструкційних та інструментальних сталей твердих сплавів, тощо [4]. В залежності від режиму плазмова обробка може вестись як без оплавлення, так і з оплавленням поверхні.

Найбільш близьким до корисної моделі є застосування нагріву з використанням постійного плазмового струменя по відношенню до сірих та високоміцних чавунів (в структурі яких присутній графіт). В цьому випадку максимальну ефективність забезпечує обробка з оплавленням, яка підвищує твердість поверхні до 750 HV за рахунок формування квазіледебуритної структури, що складається з цементиту, мартенситу, бейніту, залишкового аустеніту і продуктів дифузійного розпаду аустеніту [4]. Формування такої структури є можливим за рахунок розчинення графіту в рідині, що насичує її вуглецем. При швидкому охолодженні кристалізація рідини відбувається за метастабільною діаграмою "Fe-C", тобто, замість графіту утворюється карбідна евтектика ледебуритного типу, яка завдяки високій твердості цементитної складової забезпечує зростання твердості і зносостійкості поверхні чавуну. Втім, як було встановлено авторами даної заявки, по відношенню до високолегованих білих чавунів (систем легування Cr-Mn, Cr-Mn-Ti, Cr-Mn-Mo, Cr-V-Mn, V-Mn) режим з оплавленням не є ефективним, оскільки його реалізація призводить до утворення на поверхні повністю аустенітної структури матриці (за відсутністю мартенситу або бейніту), що різко знижує твердість чавуну і його опір зношуванню. Таким чином, плазмова обробка високолегованих чавунів повинна проводитись в режимі без оплавлення поверхні.

В основу корисної моделі поставлена задача вдосконалити спосіб поверхневої плазмової модифікації високолегованих чавунів, в якому за рахунок вибору попередньої термічної обробки та режиму плазмової обробки досягається можливість ефективного поверхневого модифікування високолегованих білих чавунів, що забезпечує підвищення абразивної зносостійкості.

Для рішення поставленої задачі в способі поверхневої плазмової модифікації високолегованих чавунів, що включає нагрів постійним плазмовим струменем, відповідно до корисної моделі, попередньо виконують загартування чавуну з досягненням його максимальної твердості, а плазмову обробку проводять, забезпечуючи нагрів поверхні до 1000-1200 °С.

Для суттєвого підвищення зносостійкості високолегованих білих чавунів за рахунок плазмової обробки сплави повинні мати певну мікроструктуру металевої матриці. Оскільки швидкість нагріву плазмовим струменем перевищує 10^3 - 10^4 К/с і час взаємодії струменя з поверхнею не перевищує кілька секунд, при нагріві не встигають пройти процеси розчинення або виділення вторинних карбідів хрому. Це пов'язано з тим, що оскільки вторинні карбіди є спеціальними карбідами хрому (або ванадію чи молібдену), вони вміщують до 50 % легуючого елемента, а тому для їх утворення чи розчинення потребується значний час, необхідний для дифузії атомів легуючих компонентів. Якщо вихідна структура матриці чавуну є аустенітом (тобто чавун є в литому стані або після високотемпературного загартування), то обробка не призводить до її суттєвої зміни, оскільки з аустеніту не встигнуть виділитись вторинні карбіди і

він залишиться насиченим вуглецем та карбідоутворюючими елементами. Коли вихідна структура металевої матриці чавуну складається з фериту і вторинних карбідів (внаслідок проведення відпалу), то вторинні карбіди не встигнуть розчинитися, тобто аустеніт не насититься вуглецем, що необхідно для перетворення в високовуглецевий (твердий) мартенсит при охолодженні.

Перед плазмовою обробкою матриця повинна вміщувати мартенсит (або "мартенсит + залишковий аустеніт") з включеннями вторинних карбідів, при цьому вона повинна забезпечувати максимальну твердість чавуну. Така структура досягається шляхом загартування чавуну від оптимальної температури, при якій досягається необхідний рівень насичення твердого розчину вуглецем. При такій вихідній структурі при плазмовому нагріві без оплавлення відбудеться зміна мікроструктурного стану мартенситної фази (подрібнення зерна, підвищення викривлень кристалічної ґратки, підвищення рівня стискаючих напруг), яка призведе до зростання мікротвердості та зносостійкості поверхні. Вторинні карбіди в цьому випадку не будуть приймати більш-менш значимої участі в формуванні структури модифікованих шарів, тобто швидкість їх розчинення (виділення) не буде істотно впливати на фазово-структурні перетворення в нагрітому шарі чавуну.

Якщо при попередньому загартуванні не буде досягнуто максимальної твердості чавуну, це означатиме, що насичення твердого розчину вуглецем не сягнуло оптимального рівня. При плазмовому нагріві цей рівень не буде отримано внаслідок дуже високих швидкостей нагріву і охолодження, які різко гальмують дифузійні процеси розчинення/виділення карбідів. Коли твердість після загартування нижча від максимальної, то це означає, що або 1) в процесі нагріву під загартування вторинні карбіди виділилися з аустеніту в недостатній кількості, а тому аустеніт залишився в структурі у великій кількості, або 2) не пройшло розчинення необхідної кількості вторинних карбідів, внаслідок чого недосичений вуглецем аустеніт перетворився в низько вуглецевий "м'який" мартенсит.

Якщо температура поверхні при плазмовій обробці є нижчою від 1000 °С, то не досягається необхідний ступінь перегріву металу поверхні. Це призводить до того, що не відбувається повний перехід критичної точки A_{c1} (яка різко підвищується у випадку нагріву з великою швидкістю) з утворенням великої кількості зародків аустеніту, які при охолодженні формують наддрібнозернистий мартенсит з високою мікротвердістю. Тобто твердість в результаті такої обробки може не тільки підвищитися, але й погіршитися. У випадку, коли температура поверхні перевищує 1200 °С, можливо її оплавлення, що призведе до формування аустеніту та суттєвого зниження твердості і зносостійкості.

Приклад здійснення способу у відповідності до пункту формули.

Модифікуванню піддавали білий високохромистий чавун хімічного складу 2,6 % С, 2,0 % Мп, 1 % Si, 0,9 % Ni, 14,6 % Cr, 0,4 % Мо, 0,4 % V, 0,1 % Ti. Попередня термічна обробка становила загартування від 950 °С з витримкою при цій температурі впродовж 2 год. та охолодженням в маслі. Режим вибирали, згідно з даними, наведеними в [5]. Загартування забезпечило досягнення максимальної твердості чавуну - 61 HRC.

Після попередньої термообробки провели плазмову обробку з використання плазмотрону непрямої дії [2-4] за режимом: плазмоутворюючий газ - аргон, витрата газу 1-3 м³/год., тиск води в системі охолодження - 0,15-0,40 МПа, діаметр сопла плазмового генератора - 6 мм, довжина дуги - 150 мм, напруга - 220-300 В, струм - 230-250 А, швидкість обробки - 0,40-0,45 м/хв. Такий режим забезпечив досягнення на поверхні температури ~ 1000-1200 °С (по показанням оптичного пірометра). Для порівняння використали такий же режим, але зі швидкістю обробки 0,30 м/хв. (~1350 °С), який призвів до оплавлення поверхні.

Для порівняння такі само режими плазмової обробки застосували для чавуну, загартованого від 1100 °С, що знизило його твердість до 45 HRC.

По завершенні обробки вимірювали твердість на обробленій плазмою поверхні (за методом Роквелла) та проводили випробування на абразивне зношування за схемою "tree-body-abrasion" [6] напівзакріпленим абразивом (електрокорунд). По результатах випробувань розраховували коефіцієнт відносної зносостійкості (ε):

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{\text{ет}}}{\Delta m_{\text{зр}}},$$

де $\Delta m_{\text{ет}}$ і $\Delta m_{\text{зр}}$ - втрата маси еталона (відомий режим) і експериментального зразка, відповідно.

Режими обробки і результати випробувань наведені в таблицях 1 і 2.

Таблица 1

Режими термообробки та результати випробувань зразків чавуну, попередньо загартованого на максимальну твердість

№ варіанта	Твердість після об'ємного загартування, HRC	Плазмозна обробка		Твердість після плазмової обробки, HRC	ε
		Швидкість обробки, м/хв.	Температура нагріву, °C		
1	61	0,40	1200	63	1,25
2	61	0,43	1150	64	1,30
3	61	0,45	1100	63	1,26
4	61	0,32	1350	50	1,05
5	61	0,53	1000	58	1,15
Відомий	61	0,25	1500	47	1,00

Таблица 2

Режими термообробки та результати випробувань зразків чавуну, попередньо загартованого на низьку твердість

№ варіанта	Твердість після об'ємного загартування, HRC	Плазмозна обробка		Твердість після плазмової обробки, HRC	ε
		Швидкість обробки, м/хв.	Температура нагріву, °C		
6	45	0,40	1200	46	1,05
7	45	0,43	1150	47	1,05
8	45	0,45	1100	46	1,05
9	45	0,32	1350	47	1,00
10	45	0,53	1000	45	0,95
Відомий	45	0,25	1500	45	1,0

Аналіз даних таблиць показує, що у випадку реалізації заявлених параметрів режиму (№№ 1-3) було отримано максимальний комплекс твердості і абразивної зносостійкості поверхні (зносостійкість зростає по відношенню до відомого способу на 25-30 %). У випадках пониженої твердості після попереднього об'ємного загартування (варіанти 6-10) або при плазмовій обробці з опаленням поверхні (варіант 9) твердість та зносостійкість були на рівні відомого способу. Таким чином, режим за варіантами №№ 1-3 слід вважати оптимальним.

Джерела інформації:

1. Гуреев Д.М. Влияние лазерной и термической обработки на структуру и свойства высокохромистого чугуна / Д.М. Гуреев, А.Е. Зайкин, С.В. Ямщиков // МиТОМ. - 1985. - № 11. - С. 6-9.

2. Samotugin S.S. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals / S.S. Samotugin, V.I. Lavrinenko, E.V. Kudinova, Yu.S. Samotugina. // Journal of Superhard Materials. - 2011. - Vol. 33. - Iss. 3. - P. 200-207.

3. Патент RU 1815067. МКП B23D 10/00. Плазмотрон / В.А. Петруничев, Г.Г. Псарас, С.С. Самотугин, И.И. Пирч, заявлено 29.12.90 г., опубл. 15.05.93 г.

4. Самотугин С.С. Плазменное упрочнение инструментальных материалов / С.С. Самотугин, Л.К. Лещинский. - Донецк: Новый мир, 2002. - 338 с.

5. Efremenko V.G. Kinetic Parameters of Secondary Carbide Precipitation in High-Cr White Iron Alloyed by Mn-Ni-Mo-V Complex / V.G. Efremenko, Yu. G. Chabak, M.N. Brykov // Journal of Materials Engineering and Performance. - 2013. - Vol. 22. - P. 1378-1385.

6. Inthidech S. Two-body and three-body types abrasive wear behavior of hypoeutectic 26 mass% Cr cast irons with molybdenum / S. Inthidech, A. Chooprajong, P. Sricharoenchai, and Y. Matsubara // Materials Transactions, 53 (2012). - P. 1258.

ФОРМУЛА КОРИСНОЇ МОДЕЛІ

- 5 Спосіб поверхневої плазмової модифікації високолегованих чавунів, що включає нагрів постійним плазмовим струменем, який **відрізняється** тим, що попередньо виконують об'ємне загартування з досягненням максимальної твердості чавуну, а плазмову обробку проводять, забезпечуючи нагрів поверхні до 1000-1200 °С.

Комп'ютерна верстка Г. Паяльніков

Державна служба інтелектуальної власності України, вул. Урицького, 45, м. Київ, МСП, 03680, Україна

ДП "Український інститут промислової власності", вул. Глазунова, 1, м. Київ – 42, 01601