УДК 621.791.927.55

СТРУКТУРА І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ БІЛОГО ЧАВУНУ ПІСЛЯ ПЛАЗМОВОГО ПОВЕРХНЕВОГО МОДИФІКУВАННЯ

Ю. С. САМОТУГІНА [1], *Є. А. ТКАЧОВА* [2]

[1] *ДВНЗ "Приазовський державний технічний університет", Маріуполь;*
[2] *Маріупольський політехнічний професійний коледж ДВНЗ "ПДТУ"*

Досліджено вплив поверхневого модифікування висококонцентрованим плазмовим струменем на механізми кристалізації і фазових перетворень у наплавленому білому чавуні 300Х25Н3С3. Залежно від режимів плазмового нагріву обробляли без оплавлення та з мікро- або макрооплавленням. Показано, що на поверхні чавуну утворюється модифікована зона з високодисперсною структурою, яку прийнято називати тонким конгломератом фаз. Встановлено одночасне підвищення твердості, зносо- та тріщиностійкості білого чавуну після плазмового модифікування, при цьому оптимальною виявилась обробка чавуну без оплавлення або з мікрооплавленням.

Ключові слова: *білий чавун, плазмове модифікування, модифікований шар, зносостійкість, тріщиностійкість.*

The influence of surface modification by a highly concentrated plasma jet on the mechanisms of crystallization and phase transformations in welded white 300Х25Н3С3 cast iron is investigated. Depending on the change of plasma heating modes, the processing is possible without melting or with micro- and macro-melting. As a result of processing a modified zone with a highly dispersed structure is formed on the surface of cast iron. It is called a thin conglomerate of phases. The tests reveal a simultaneous increase of hardness, wear resistance and crack resistance of white cast iron after plasma modification. The best processing of cast iron is without melting or with micro-melting.

Keywords: *white cast iron, plasma modification, modified layer, wear resistance, crack growth resistance.*

Вступ. Розвиток сучасного промислового виробництва нерозривно пов'язаний з розширенням використання новітніх технологій обробки матеріалів висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН) – лазерним та електронним променями, плазмовим струменем. Висока потужність (10^5...10^7 W/cm^2) і можливість регулювати тривалість дії за використання ВКДН дають змогу отримувати такі властивості матеріалів, які не досяжні за відомих способів зміцнення. Найдоступнішим універсальним та економічним методом обробки ВКДН є плазмове поверхневе модифікування [1]. Високі технологічні властивості плазмового джерела нагріву (керованість, адаптованість) дозволяють інтегрувати нові технології поверхневого модифікування деталей та інструменту в існуюче виробництво на будь-якій стадії як виготовлення нових виробів, так і ремонту та відновлення (реновації). Новітні технології плазмового модифікування можуть бути легко сумісні (тобто реалізовані на однотипному устаткуванні) з методами електродугового наплавлення. Це дає можливість використати обидві технології і створювати шаруваті композиції, які мають комплекс підвищених властивостей: зносо- і тріщиностійкість, твердість і в'язкість [2].

Контактна особа: Ю. С. САМОТУГІНА, e-mail: samsamovna30@gmail.com

Перспективним об'єктом для впровадження таких технологій реновації є відновлення і зміцнення ґрунтообробного інструменту і робочих деталей сільськогосподарських машин. Для цих виробів широко застосовують наплавлення зносостійкими сплавами типу білих високохромистих чавунів (сплави сормайт) [3–5]. На сьогодні відомо про позитивний вплив лазерної обробки на структуру і властивості білих чавунів [6, 7], але відомості про можливість плазмового модифікування в літературі відсутні.

Характерною особливістю білих високохромистих чавунів є евтектики [8]. За вмістом хрому до 9% провідною фазою евтектичної кристалізації є легований хромом цементит $(Fe, Cr)_3C$. Він же утворює матрицю евтектичної колонії. Первинний аустеніт у доевтектичному чавуні має дендритну будову, а між гілками дендритів кристалізується ледебурит. Механічні властивості чавунів з карбідами цементитного типу значною мірою залежать від крихкості цементиту матричної фази в ледебуритній колонії. Кристалізація з утворенням тригональних карбідів типу $(Fe, Cr)_7C_3$ різко змінює структуру чавуну. Провідною фазою за кристалізації евтектики $A+(Fe, Cr)_7C_3$ залишається карбід, другою фазою – аустеніт. Евтектика має скелетну будову, матричною фазою є аустеніт, розгалуженою – карбід. Таку евтектику можна розглядати як природний композиційний матеріал. Цими особливостями аустенітно-хромистокарбідної евтектики визначається стрибкоподібна зміна властивостей білих чавунів з вмістом > 10...12% хрому [6]. Як і карбіди, визначальний вплив на властивості білих чавунів має також металева основа. Внаслідок додаткової об'ємної [8, 9] чи поверхневої [4–6] термічної обробки можливі істотні зміни складу і структури металевої основи в результаті виділення вторинних карбідів, поліморфного $\gamma\rightarrow\alpha$-перетворення, дифузійного розпаду γ-фази.

Матеріал і методика досліджень. Досліджували на зразках з наплавленого чавуну марки 300Х25Н3С3. Наплавлювали порошковою стрічкою марки ПЛ-АН101 під флюсом АН-15М на підкладку зі сталі 20. Режим і технологія наплавлення відповідали загальноприйнятим рекомендаціям [10]. Вибирали оптимальні режими плазмової обробки без оплавлення та з мікро- і макрооплавленням поверхні аналогічно до обробки зразків з високоміцного чавуну за методикою [11, 12]. Діапазони регульованих параметрів режиму плазмового нагріву: струм плазмового струменя I = 320...400 А, швидкість переміщення плазмотрона V = 15...30 m/h. Плазмову обробку виконували без оплавлення, з мікрооплавленням поверхні (на глибину до 0,1 mm) і з макрооплавленням (на глибину до 1 mm) [1]. Товщина модифікованого шару в граничному випадку (за обробки з макрооплавленням) – 3...3,5 mm, що менше, ніж за обробки вуглецевих і легованих сталей [1]. Це можна пояснити зниженою теплопровідністю і низьким інтервалом температур гартування білого чавуну [8].

На зразках наплавленого металу розміром 10×10×55 mm, оброблених плазмовим струменем упоперек однієї з бічних граней, вимірювали твердість за Вікерсом за навантаження на індентор 490,5 N і виконували металографічні дослідження на оптичному мікроскопі "Neophot-21". Визначали ударну в'язкість KC і динамічну в'язкість руйнування K_{ID}. Досліджено три типи зразків: I – початковий стан, II – плазмове модифікування без оплавлення поверхні, III – плазмове модифікування з мікрооплавленням. Аналізували злами на растровому електронному мікроскопі РЕМ-10У.

Для оцінювання зносостійкості чавуну 300Х25Н3С3 після плазмової обробки використали методику випробувань, наведену на рис. 1. Тут до сталевого вала *3* під заданим вантажем P_1 притискається зразок *1* силою P_2. Зміцнена зона розташована посередині бічної грані зразка. Як абразив використали морський пісок з розміром частинок 0,5...1 mm, який подають спеціальним дозатором *2*. Для

кількісної характеристики зношування використали коефіцієнт зносостійкості $K_w = \Delta m/\Delta m_e$, де Δm і Δm_e – відповідно втрати у вазі досліджуваного зразка і зразка-еталону за тертя в заданих умовах і впродовж заданого часу. За еталон служили зразки аналогічних розмірів з чавуну 300Х25Н3С3 у початковому (незміцненому) стані. Випробовували впродовж 3 h з проміжним зважуванням зразків на аналітичних вагах через кожні 0,5 h випробувань.

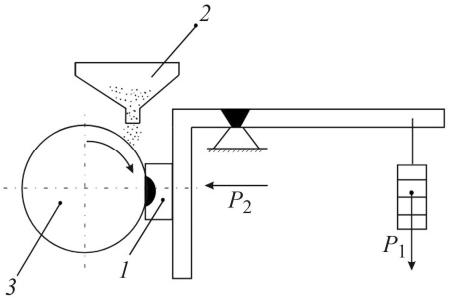

Рис. 1. Схема випробувань на зносостійкість: *1* – зразок; *2* – сталевий вал; *3* – дозатор.

Fig. 1. Scheme of wear resistance tests: *1* – specimen; *2* – compression shaft; *3* – dispenser.

Результати та їх обговорення. Розглядати структурно-фазові перетворення у високохромистому чавуні за плазмового нагріву найдоцільніше на зразках, оброблених з макрооплавленням поверхні. При цьому в модифікованому шарі спостерігаємо усі характерні зони, зафіксовані в чавуні за різних режимів обробки. На рис. 2 показана зміна твердості за товщиною модифікованого шару, а на рис. 3 – мікроструктури в її окремих ділянках.

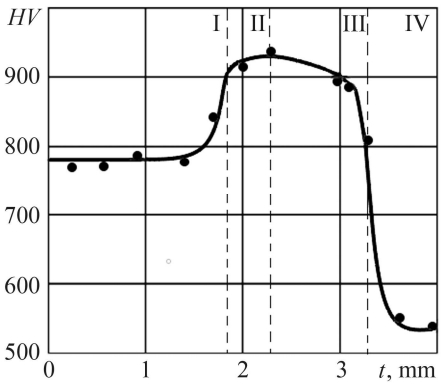

Рис. 2. Зміна твердості за товщиною модифікованого шару за плазмової обробки наплавленого металу 300Х25Н3С3:
I – зона макрооплавлення;
II – мікрооплавлення;
III – гартування в твердому стані;
IV – вихідний наплавлений метал.

Fig. 2. Hardness change in the thickness of the modified layer during plasma treatment of the 300Х25Н3С3 weld metal:
I – macro-melting zone; II – micro-melting zone; III – solid state quenching;
IV – original weld metal.

Дослідження показали, що в початковому стані (після наплавлення) структура білого чавуну 300Х25Н3С3 складається з великих включень карбідів $(Fe, Cr)_7C_3$, евтектики (суміші α-фази з високодисперсними карбідами) і залишкового аустеніту (рис. 3*a*). Наплавлення забезпечує високу якість завдяки мінімальному перемішуванню наплавленого металу з основним металом (сталь 20) і підвищеній швидкості охолодження за кристалізації. У результаті структура дисперсна і однорідна як всередині окремих наплавлених шарів (рис. 3*a*), так і на межі між ними (рис. 3*b*).

В результаті нерівномірного поширення тепла за концентрованого плазмового нагріву і неоднаковій швидкості охолодження в окремих точках, структура модифікованого шару, як і за лазерної обробки, неоднорідна і має чітко виражену шарувату будову. Безпосередньо біля поверхні розташована зона макрооплавлення, структура якої складається з квазіледебуриту (рис. 3*c*) і аналогічна як за плазмової обробки високоміцного чавуну [11]. У верхній частині зони макрооплав-

лення швидкість кристалізації була нижча, ніж в глибинних шарах, хоча і залишилася досить високою (~ 10^4 °C/s [1, 11]). Кристалізація аустеніту в цій ділянці пригнічується і увесь розплав твердіє квазіевтектично. У структурі спостерігаємо ділянки залишкового аустеніту зі слідами мартенситних голок, а також світлі карбідні частинки як пластинчатої (комірчастої) форми, так і голкоподібні, які мають гексагональне огранування. Первинні карбіди в зоні макрооплавлення повністю розчиняються, а карбіди, які виділяються за прискореної кристалізації, є вторинними. Вони утворюють несуцільний скелет, в якому вкраплені суто ледебуритні ділянки з характерними осередками аустеніту або продуктами його розпаду. Вглибині оплавленої зони швидкість кристалізації збільшується і великих комірчастих карбідних частинок не спостерігаємо. Присутні тільки сильно витягнуті голкоподібні частинки, орієнтовані строго у напрямі тепловідведення і оточені прошарками зі залишкового аустеніту з нерівномірно розподіленими ультрадисперсними частинками вторинних карбідів (рис. 3*d*).

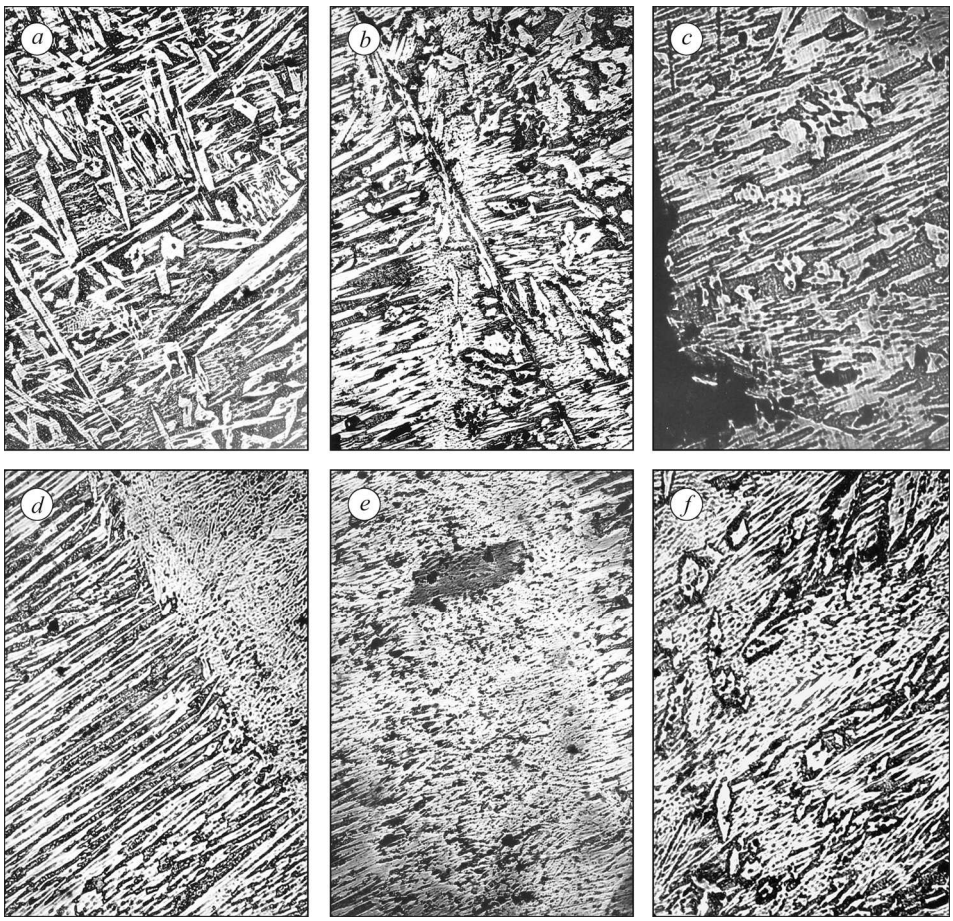

Рис. 3. Мікроструктура наплавленого металу 300Х25Н3С3 після плазмового модифікування: *a* – в початковому стані в центрі наплавленого шару; *b* – в початковому стані на межі шарів; *c* – на поверхні в зоні макрооплавлення; *d* – на межі зон макро- і мікрооплавлення; *e* – в зоні мікрооплавлення; *f* – в зоні гартування в твердому стані; ×500.

Fig. 3. Microstructure of the 300X25H3C3 weld metal after plasma modification: *a* – in the initial state in the center of the weld layer; *b* – in the initial state at the layers boundary; *c* – on the surface in the macro-melting zones; *d* – at the border of the zones of macro-melting and micro-melting; *e* – in the zone of micro-melting; *f* – in the quenching zone in the solid state; ×500.

Нижче зони макрооплавлення розташована зона мікрооплавлення з ультрадисперсною комірчастою структурою (рис. 3*e*). Швидкість охолодження на межі з підкладкою (роль якої відіграє зона гартування) максимальна ~ 10^6 °C/s [1, 11]. Це призвело до виродження дендритної структури і утворення плоского фронту зерен. Таку структуру прийнято називати тонким конгломератом фаз [1]. Твердість у зоні мікрооплавлення – максимальна (див. рис. 1). Між ділянками, які кристалізувалися за різними механізмами, спостерігаємо дуже різку межу (рис. 3*d*).

У зоні гартування в твердому стані відбувається часткове розчинення первинних карбідів за механізмом контактного плавлення, насичення аустенітної основи вуглецем і хромом, що під час подальшого γ→α-перетворення за швидкого охолодження супроводжується інтенсивним дисперсійним твердінням і насиченням матриці ультрадисперсними частинками вторинних карбідів. Первинні карбіди, які залишилися, мають оплавлені краї і не утворюють суцільного скелета (рис. 3*f*). Згідно з працею [8], дрібні коагульовані точкові карбіди, які виділяються з аустеніту, необхідно розглядати не як самостійну тверду фазу, а як елемент основи, який зміцнює і підвищує її здатність закріплювати більші евтектичні і первинні карбіди. Якісна зміна структури і властивостей матричної фази білого чавуну в результаті плазмової модифікації дає змогу зробити висновок про можливість реалізації інвертування структури відповідно до відомого принципу Шарпі [13, 14]. Водночас виділені карбіди в зоні гартування (рис. 3*f*) істотно більші, ніж в зоні мікрооплавлення (рис. 3*e*). Цим, ймовірно, і пояснюється незначне зниження твердості в зоні гартування, яка далі плавно знижується до початкової в шарі немодифікованого наплавленого металу (рис. 2). Між зоною гартування і початковим металом немає такої різкої межі, як між зонами макро- і мікрооплавлення (рис. 3*d*).

Таким чином, плазмове поверхневе модифікування за оптимальних режимів забезпечує майже дворазове підвищення твердості наплавленого високохромистого чавуну. Оптимальною слід вважати обробку з плазмовим нагрівом до біля солідусних температур, коли відбувається гартування в твердому стані або мікрооплавлення поверхні. На практиці обробка з мікрооплавленням має, як і за лазерного зміцнення [15], певні технологічні труднощі, оскільки реалізується в дуже вузькому діапазоні зміни параметрів режиму обробки. Тому для практичного використання можна рекомендувати обробку без оплавлення за режимів, які забезпечують максимальну твердість (див. рис. 2).

Під час розробки нових технологій реновації виробів слід також мати на увазі, що за наплавлення високолегованих сплавів дуже гостро стоїть проблема технологічних тріщин (в основному кристалізаційних) [16, 17]. Запобігти їх утворенню, особливо за наплавлення великих деталей, дуже важко. Тому здебільшого деталі експлуатують з тріщинами в наплавленому шарі. Оскільки ці тріщини найчастіше не переходять в основний метал і мало впливають на зносостійкість і загальну роботоздатність виробів, цей дефект часто вважають допустимим [16]. Дослідження показали, що на відміну від лазерної, плазмова обробка зразків з білого чавуну за оптимальних режимів (без макрооплавлення) не призводить до утворення нових тріщин. Якщо ж за наплавлення і зміцнення масивних деталей така проблема виникне, то дуже ефективним методом підвищення тріщиностійкості може бути попереднє нагрівання (об'ємне або локальне) наплавленого металу безпосередньо перед поверхневою обробкою [16, 18, 19].

Встановлено (див. таблицю), що плазмове поверхневе модифікування чавуну 300Х25Н3С3 призводить до одночасного підвищення твердості (у 1,6–1,75 рази), зносо- (у 1,9–2,1 рази) і тріщиностійкості (*KC* – у 1,25–1,37 рази і K_{ID} – до 10%). Це зумовлено утворенням поверхневого модифікованого шару з високодисперсною структурою і, як наслідок, якісною зміною механізму руйнування – перехо-

дом від крихкого міжзеренного відколу (рис. 4*a*) до в'язкого крізьзеренного квазівідколу (рис. 4*b, c*). Оптимальними технологічними варіантами плазмового модифікування білого чавуну слід вважати обробку без оплавлення або з мікрооплавленням поверхні.

Механічні властивості чавуну 300Х25Н3С3

Варіант обробки	Твердість поверхні, *HV*	Коефіцієнт зносостійкості, K_w	Ударна в'язкість, MJ/m^3	Динамічна в'язкість руйнування K_{ID}, MPa$\sqrt{\text{m}}$
Вихідний стан	540...555	–	0,035	8,1
Модифікування без оплавлення	905...915	1,9	0,044	8,3
Модифікування з мікрооплавленням	930...945	2,1	0,048	8,7

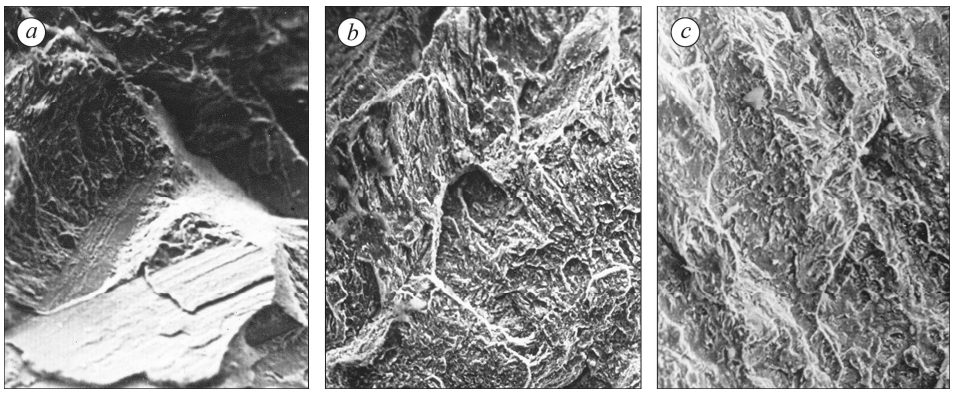

Рис. 4. Характер руйнування білого чавуну 300Х25Н3С3 у початковому стані (*a*), після плазмового модифікування без оплавлення (*b*) та з мікрооплавленням (*c*); ×500.

Fig. 4. Character of the fracture of white 300X25H3C3 cast iron in the initial state (*a*), after plasma modification without melting (*b*) and with micro-melting (*c*); ×500.

ВИСНОВКИ

Зміцнення білого високохромистого чавуну за плазмового модифікування пов'язане з дисперсійним твердінням матричної фази в результаті виділення ультрадисперсних частинок карбідів (Fe, Cr)$_7$C$_3$ завдяки частковому або повному розчиненню первинної карбідної фази. При цьому за швидкої кристалізації оплавленого шару виділяються дисперсніші карбіди, ніж під час плазмового гартування в твердому стані. Нанесення поверхневого модифікованого шару призводить до одночасного підвищення твердості, зносо- та тріщиностійкості білого чавуну, що зумовлене суттєвим підвищенням ступеня дисперсності структури і зміною механізму руйнування.

1. *Самотугин С. С.* Плазменное упрочнение инструментальных материалов. – Донецк: Новый мир, 2002. – 338 с.
2. *Самотугин С. С.* Особенности торможения разрушения в слоистых композиционных материалах, полученных наплавкой или поверхностной закалкой // Физика и химия обработки материалов. – 1998. – № 1. – С. 64–69.

3. *Ткачев В. Н.* Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин. – М.: Машиностроение, 1971. – 264 с.
4. *Chien L. Yen, Fu Je Chen, and Yung Ning Pan*. Research on the wear resistance of high-chromium white cast iron and multi-component white cast iron // Adv. Mat. Res. – **859**. – P. 64–69.
5. *Wear* resistance and dynamic fracture toughness of hypoeutectic high-chromium white cast iron alloyed with niobium and vanadium / M.Filipovic, Z. Kamberovic, M. Korac, and Z. Andic // Mat. and Techn. – 2014. – № 48. – P. 343–348.
6. *Сафонов А. Н.* Изучение структуры и твердости поверхности железоуглеродистых сплавов после их оплавления лазерным лучом // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – № 1. – С. 7–10.
7. *Wear* behavior of composite strengthened gray cast iron by austempering and laser hardening treatment / Bingxu Wang, Yuming Pan, Yu Liu, Gary C. Barber, Feng Qiu, and Ming Hu // Mat. Res. Techn. – 2020. – **2**, № 9. – P. 2037–2043.
8. *Цыпин И. И.* Белые износостойкие чугуны. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
9. *Можарова Н. М.* Вторичная твердость хромистых чугунов // 6-ая Междунар. научн.-техн. конф. “Инженерия поверхности и реновация изделий”. – Киев, Ялта, 2006. – С. 122–124.
10. *Тылкин М. А.* Справочник термиста ремонтной службы. – М.: Металлургия, 1981. – 618 с.
11. *Самотугина Ю. С., Иванов Е. И., Ляшенко Б. А.* Выбор оптимальных режимов плазменного поверхностного упрочнения деталей металлургического оборудования из высокопрочного чугуна // Металл и литье Украины. – 2005. – № 7–8. – С. 79–83.
12. *Самотугин С. С., Ковальчук А. В., Соляник Н. Х.* Структура и вязкость разрушения высокопрочного перлито-цементитного чугуна после плазменной обработки // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1996. – № 4. – С. 2–6.
13. *Сильман Г. И.* Белые легированные чугуны с композиционной структурой // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 1. – С. 94–100.
14. *Жуков А. А., Эпштейн Л. З., Сильман Г. И.* Структура стали и чугуна и принцип Шарпи // Изв. АН СССР. Металлы. – 1971. – № 2. – С. 145–152.
15. *Лихошва В. П.* Металлургические особенности лазерного оплавления чугунов // Процессы литья. – 2004. – № 2. – С. 14–22.
16. *Грабин В. Ф.* Металловедение сварки плавлением. – К.: Наук. думка, 1982. – 416 с.
17. *Лещинский Л. К., Самотугин С. С., Горицкий В. М.* Структура и трещиностойкость наплавленного металла 18Х6ГМФС после плазменного упрочнения // Автомат. сварка. – 1996. – № 8. – С. 31–35.
18. *Самотугина Ю. С.* Методы повышения трещиностойкости высокопрочного чугуна // Защита металлургических машин от поломок. – 2005. – Вып. 8. – С. 232–236.
19. *Сулима А. М., Шулов В. А., Ягодкин Ю. Д.* Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. – М.: Машиностроение, 1988. – 240 с.

Одержано 21.07.2021