

УДК 621.791.927.55

ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ЗА ПЛАЗМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ

Ю. С. САМОТУГІНА

ДВНЗ "Приазовський державний технічний університет", Дніпро

Досліджено мікроструктуру, фазовий склад та параметри кристалічної будови високовуглецевих сталей (65Г, У8, У10) під час плазмового поверхневого модифікування. Виявлено, що після їх оброблення висококонцентрованим плазмовим струменем твердість збільшується у 3,5–4,5 рази порівняно з вихідним станом (нормалізацією) та на 150...200 НВ проти об'ємного гартування. Це зумовлено формуванням у модифікованій зоні високодисперсної мартенситно-карбідної структури з підвищеною щільністю дислокацій. Встановлено умови протікання цих фазових та структурних перетворень, які забезпечують оптимальний рівень експлуатаційних властивостей сталей.

Ключові слова: *високовуглецеві сталі, плазмове поверхнєве модифікування, твердість, високодисперсна мартенситно-карбідна структура, щільність дислокацій.*

The microstructure, phase composition and parameters of the crystalline structure of high-carbon steels (65G, U8, U10) during plasma surface modification were studied. It was established that after processing of steels with a highly concentrated plasma jet the hardness increases in 3.5–4.5 times compared to the initial state (normalization) and in 150...200 HV compared to volume quenching. This is due to the formation of a highly dispersed martensitic carbide structure with an increased density of dislocations in the modified zone. The conditions for such mechanisms of phase and structural transformations in steels during plasma modification, which ensure obtaining the optimal level of operational properties, are established.

Keywords: *high-carbon steels, plasma surface modification, hardness, highly dispersed martensitic-carbide structure, dislocation density.*

Вступ. Сутність плазмового поверхневого модифікування сталей полягає в локальному висококонцентрованому нагріванні поверхні струменем дугової плазми, швидкому природному охолодженні матеріалу внаслідок теплопровідності та гартування поверхневого шару, нагрітого до температури вище критичної. На сьогодні відомо чимало досліджень плазмового модифікування сталей різного складу. Однак відсутні загальноприйняті рекомендації щодо вибору такої його технології, яка забезпечить формування в модифікованій зоні структури з найоптимальнішим комплексом експлуатаційних властивостей для конкретних умов роботи виробу. З допомогою плазмового модифікування виготовляють сільсько-господарські і ґрунтообробні інструменти (плужні лемеші, ножі бульдозерів, зуби ковшів екскаваторів тощо) з доступних високовуглецевих сталей 65Г; У8 і У10. На практиці використовують достатньо велику кількість сталей з вмістом вуглецю від 0,65...1%, тому в кожному випадку необхідно корегувати технологію поверхневого зміцнення.

Відомо, що під час охолодження залізовуглецевих сплавів також можливі два типи $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення: флуктуаційний розпад аустеніту на феритно-карбідну

суміш та зсувне з утворенням мартенситу. За швидкості охолодження $W < 100^\circ\text{C/s}$ реалізується перший тип, а за $W > 10^4^\circ\text{C/s}$ – тільки другий. При $100^\circ\text{C/s} < W < 10^4^\circ\text{C/s}$ можливі обидва механізми. Аустеніт, отриманий під час нагріву ВКДН (висококонцентрованим джерелом нагріву), має низку особливостей (зокрема, малий розмір зерна та високу щільність дислокацій), що пришвидшують дифузію вуглецю межами зерен, яка сприяє його розпаду. Отже, критична швидкість охолодження під час гартування ВКДН повинна бути більшою, ніж за традиційних методів термооброблення сталі. Мета дослідження – встановити аналітичну залежність еволюції структури модифікованої зони під час плазмового модифікування високовуглецевих сталей.

Матеріали та методика випроб. Особливості фазових та структурних перетворень під час плазмового модифікування досліджували для сталей 65Г, У8 та У10 у стані постачання (нормалізації). Модифікували, використовуючи плазмотрон непрямої дії зі секційованою міжелектродною вставкою [1]. Оптимальні режими, які забезпечать найвищу твердість без оплавлення поверхні, вибирали розрахунковим шляхом за відомою методикою [2] з подальшим експериментальним відпрацюванням. На мікрошліфах у перерізі, перпендикулярному напрямку оброблення, вимірювали твердість за Віккерсом і на оптичному мікроскопі Neophot-21 виконували металографічні дослідження (рис. 1). Для порівняння зразки піддавали також об'ємному гартуванню в печі за оптимальними для кожної марки сталі режимами (табл. 1). Охолоджували в оливі.

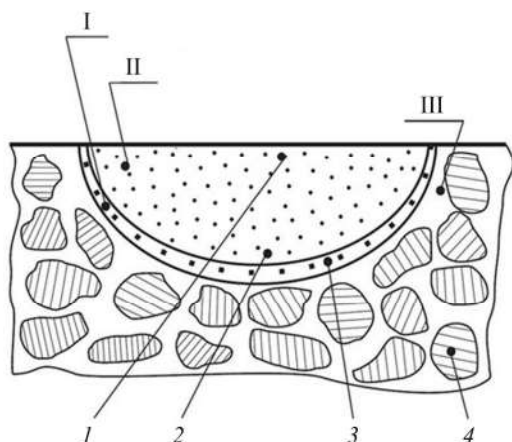


Рис. 1. Будова модифікованої зони вуглецевих сталей та точки (1–4) вимірів твердості та досліджень мікроструктури: I, II – перехідна та модифікована зони; III – вихідний метал.

Fig. 1. Structure of the modified zone of carbon steels and points (1–4) for hardness measurements and microstructure studies: I, II – transitional and modified zones; III – original metal.

Таблиця 1. Режими зміцнення та твердість сталей

Марка сталі	Режим об'ємного гартування	Режим плазмового модифікування*		Твердість HV		
	$T_{\text{hard}}, ^\circ\text{C}$	I, A	$V, 10^{-3}, ^\circ\text{C/s}$	у вихідному стані	після об'ємного гартування	після плазмового модифікування
65Г	850	400	7	200...225	690...705	835...850
У8	800	400	7	205...220	740...755	865...885
У10	800	400	7	205...225	715...735	870...885

* I – сила струму плазмового струменя; V – швидкість оброблення.

Одночасно виконували рентгеноструктурні дослідження на дифрактометрі ДРОН-3,0 у FeK_α -випромінюванні. Визначали фазовий склад, параметри криста-

лічних ґраток мартенситу, розмір блоків та щільність дислокацій (табл. 2). Мікроструктуру в різних точках зразків сталей подано на рис. 2–4.

Таблиця 2. Фазовий склад та параметри кристалічної будови сталей після об'ємного гартування та плазмового модифікування

Сталь	Варіант зміцнення	Фазовий склад, mass%			Розмір блоків D , 10^{-7} , м	Період ґратки мартенситу a , nm	Щільність дислокацій ρ , 10^{16} , m^{-2}
		мартенсит	аустеніт	карбиди			
65Г	Об'ємне гартування	83	12	5	0,514	0,2859	1,4
	Плазмове модифікування	78	17	5	0,183	0,2863	8,9
У8	Об'ємне гартування	79	15	6	0,572	0,2860	1,8
	Плазмове модифікування	73	22	5	0,192	0,2865	11,1
У10	Об'ємне гартування	78	16	6	0,591	0,2860	2,2
	Плазмове модифікування	76	18	6	0,210	0,2867	12,4

Аналіз результатів. У вихідному стані доєвтектоїдна сталь 65Г складається з пластинчастого перліту і фериту у вигляді суцільної або розірваної сітки (рис. 2d). Після об'ємного гартування містить переважно голчастий (пластинчастий) мартенсит (рис. 2e). У зоні плазмового модифікування переважає високодисперсний мартенсит (рис. 2a). Температура нагрівання та швидкість охолодження в різних точках модифікованої зони суттєво різні [2]. Однак, незважаючи на це, структура загартованої зони однорідна як за дисперсністю (рис. 2a, b), так і за твердістю. Отже, під час плазмового модифікування відбуваються і флуктуаційні, і зсувні фазові перетворення.

Під час плазмового нагрівання цієї сталі вище температури A_{c1} одночасно протікають два процеси: перетворення перліту в аустеніт та надлишкового фериту в аустеніт. Утворення аустеніту починається в перлітних ділянках внаслідок розчинення цементиту, а перетворення надлишкового фериту в аустеніт – з виникнення зародків аустеніту на міжфазній межі “надлишковий ферит–перліт”. У нижніх ділянках модифікованої зони це перетворення відбувається не повністю і в структурі (в т. зв. перехідній зоні) зберігається надлишковий ферит (рис. 2c). У верхніх, де температура нагріву і швидкість охолодження найвищі, $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення відбувається за механізмом зсуву. Але через надто високу швидкість нагрівання та охолодження, вкрай малу тривалість витримки аустеніт не встигає повністю гомогенізуватись [3] і зберігає певну хімічну неоднорідність за вуглецем.

Важливою особливістю плазмового модифікування доєвтектоїдних сталей є також уповільнення процесів рекристалізації та полігонізації. Це спричиняє додаткові джерела (зародки) утворення аустеніту (межами блоків) та дефекти кристалічних ґраток. Дрібні зерна аустеніту орієнтуються в межах вихідних зерен фериту (і, відповідно, колишнього аустенітного зерна). Межі між однаково орієнтованими зернами аустеніту в структурі модифікованої зони на доєвтектоїдній сталі металографічно не виявляються (рис. 2a, b).

Таким чином, під час плазмового модифікування доевтектоїдної сталі 65Г з пластинчастим перлітом можливий як зсувний (у верхніх шарах загартованої зони), так і флуктуаційний (у нижніх та в перехідній зоні) механізми $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу. Хоча зсувне перетворення не пов'язано з концентраційним перерозподілом вуглецю, але через можливе підвищення його вмісту у фериті перебіг $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення полегшується за цих умов. За лазерного зміцнення також виявили можливості реалізації обох механізмів перетворень.

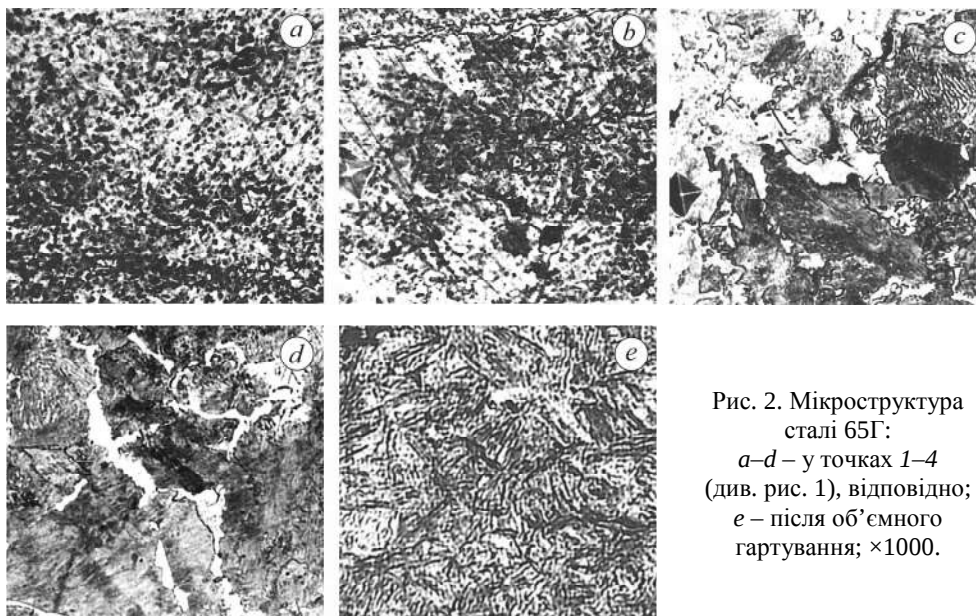


Рис. 2. Мікроструктура сталі 65Г:
а-д – у точках 1–4 (див. рис. 1), відповідно;
е – після об'ємного гартування; $\times 1000$.

Fig. 2. Microstructure of 65G steel: a-d – at points 1-4 (see Fig. 1), respectively;
e – after quenching; $\times 1000$.

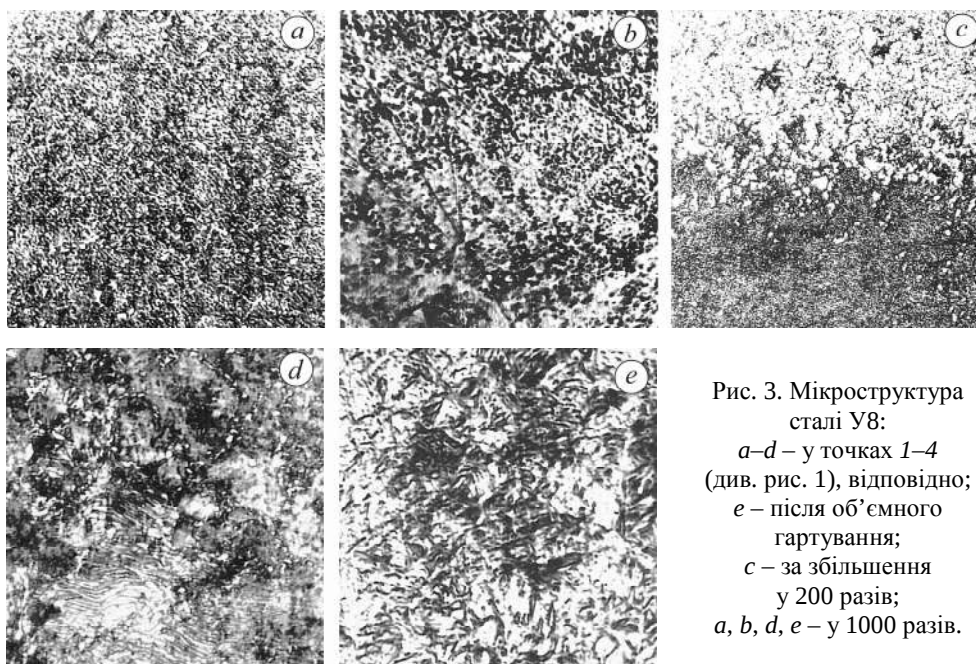


Рис. 3. Мікроструктура сталі У8:
а-д – у точках 1–4 (див. рис. 1), відповідно;
е – після об'ємного гартування;
с – за збільшення у 200 разів;
а, b, d, e – у 1000 разів.

Fig. 3. Microstructure of U8 steel: a-d – at points 1-4 (see Fig. 1), respectively;
e – after quenching; c – $\times 200$; a, b, d, e – $\times 1000$.

Структура сталі У8 у вихідному стані складається переважно зі зернистого перліту з окремими великими зернами пластинчастого перліту (рис. 3*d*). Після об'ємного гартування від стандартних температур вона набуває досить високої твердості і містить крупногальчастий мартенсит (рис. 3*e*). Плазмове модифікування призводить до формування високодисперсного пластинчастого мартенситу (рис. 3*a, b*) і вищої твердості проти об'ємного гартування (табл. 1).

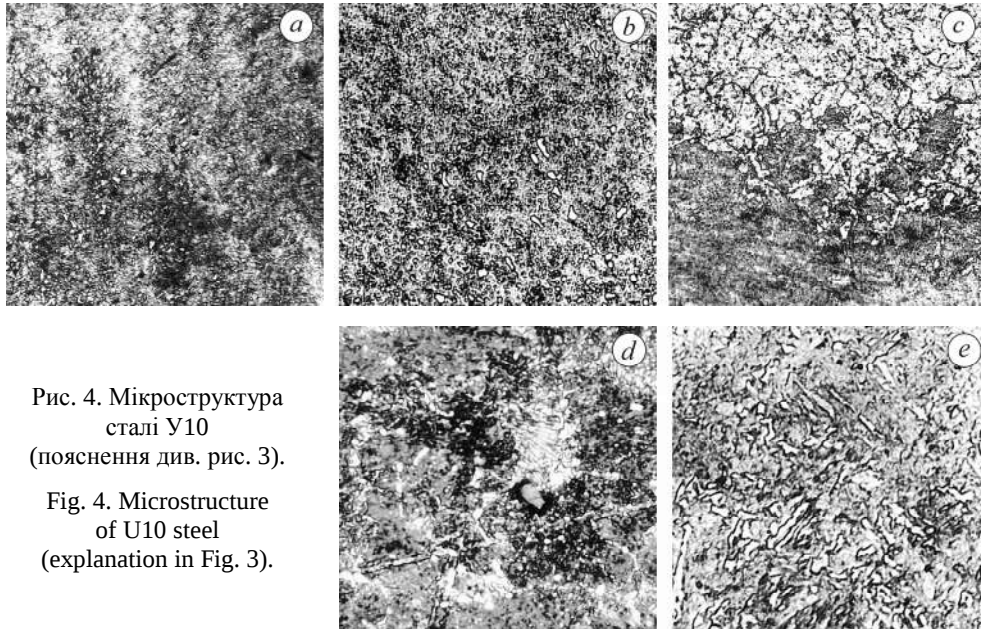


Рис. 4. Мікроструктура сталі У10 (пояснення див. рис. 3).

Fig. 4. Microstructure of U10 steel (explanation in Fig. 3).

Швидкісне плазмове нагрівання високовуглецевих сталей 65Г і У8 до температур, близьких до T_{mel} , зумовлює інтенсивніше, ніж за об'ємного гартування, розчинення первинних карбідів і додаткове насичення твердого розчину вуглецем і легувальними елементами. Це проявляється у збільшенні періоду кристалічної ґратки мартенситу (табл. 2). Через нетривалу витримку за високих температур процеси гомогенізації не встигають відбутись повністю, що призводить до концентраційної неоднорідності твердого розчину. Нагрівання до дуже високої температури за вкрай малої тривалості витримки (за розрахунковими оцінками $\sim 0,1...0,01$ s) не викликає зростання зерна аустеніту (як за об'ємного гартування з перегрівом): структура модифікованої зони на обох сталях високодисперсна та однорідна по всьому об'єму – аж до межі з вихідним металом (рис. 3*a, b*). Межі аустенітних зерен у структурі модифікованої зони металографічно не виявили. Під час охолодження в результаті самовідпуску з твердого розчину виділяються ультрадисперсні частинки вторинних карбідів, які рівномірно розподілені в мартенситній матриці (рис. 3*a, b*). Однак високі значення періоду ґратки мартенситу свідчать про гальмування самовідпуску на початковій стадії. Насичення мартенситної матриці ультрадисперсними карбідами – одна з причин суттєвого зміцнення під час плазмового модифікування проти об'ємного гартування.

Велика швидкість охолодження під час плазмового модифікування призводить до підвищення дефектності структури, оскільки посилюється фазовий наклеп, уповільнюються процеси відпочинку та рекристалізації і повніше успадковуються дефекти γ -фази. При цьому блоки подрібнюються, збільшується щільність дислокацій (табл. 2) та зростають мікронапруження $\Delta a/a$ у кристалічній ґратці. Слід зауважити, що збільшення тетрагональності ґратки мартенситу внаслідок його насичення вуглецем встановили раніше [4] під час імпульсно-плазмового

вого оброблення сталі 65Г, а подрібнення блоків субструктури – в праці [5] під час цієї обробки сталей 45 і У8.

У сталях зі структурою зернистого перліту аустеніт зароджується на міжфазних межах “цементит–ферит” і “карбід–ферит”, а зростання його зерен лімітує дифузія вуглецю. Зі збільшенням концентрації дефектів пришвидшуються дифузійні процеси: ділянки α -фази можуть збагачуватись вуглецем через його дифузію дислокаціями. Насичення фериту ним може полегшувати перебіг $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення за механізмом зсуву, що свідчить про взаємозв'язок двох шляхів перетворень. Кінетику розчинення зернистого цементиту на ранньому етапі контролює дифузія вуглецю: у нижній частині загартованої зони на сталі У8 (рис. 3с) поблизу вихідного металу видно окремі зерна перліту та карбідів, які не встигли розчинитися під час швидкісного плазмового нагрівання.

Важливою особливістю плазмового модифікування, як і інших методів зміцнення ВКДН, є підвищений вміст у загартованій зоні залишкового аустеніту (табл. 2), якого на сталях 65Г і У8 в 1,5 раза більше, ніж за об'ємного гартування, що можна пояснити так. Швидкісне плазмове нагрівання відбувається за вищих, ніж об'ємне гартування, температур, що сприяє повнішому розчиненню карбідної фази і насиченню аустеніту вуглецем і легувальними елементами. Вміст вуглецю в залишковому аустеніті, визначений за розташуванням центра ваги дифракційної лінії (311) γ , становить 0,84% для сталі 65Г і 0,91% – для сталі У8, що перевищує його середню концентрацію. Це пов'язано з концентраційною неоднорідністю твердого розчину, гальмуванням гомогенізаційних процесів та дифузії вуглецю. Перенасичений вуглецем неоднорідний твердий розчин стає стійкішим до $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення: зменшується температурний інтервал $M_n - M_k$ та збільшується частка залишкової γ -фази. Цьому сприяє також подрібнення зерна, фазовий наклеп та ріст щільності дислокацій (табл. 2).

Привертає увагу плазмове модифікування вуглецевих сталей заевтектоїдного складу. Сталь У10 у нормалізованому стані має структуру дрібнопластинчастого перліту з розірваною сіткою та окремими великими частинками цементиту (рис. 4d). Для таких сталей оптимальним вважають гартування з нагріванням до температур міжкритичного інтервалу – на 50...70°C вище за A_{c1} . У результаті сталь містить мартенсит і цементит (рис. 4e) та володіє досить високою твердістю (див. табл. 1). Нагрів до температур вище A_{c1} призводить до повнішого розчинення цементиту, зростання зерна і збільшення вмісту залишкового аустеніту, що не сприяє підвищенню твердості і різко збільшує крихкість.

За швидкісного плазмового нагрівання сталі У10 до температури A_{c1} і вище одночасно відбуваються $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення, як для евтектоїдної сталі, і розчинення надлишкового цементиту, яке починається на його межі з перлітним феритом. Це може призводити до деякого пришвидшення $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення. Після перлітно-аустенітного перетворення та вирівнювання концентрації вуглецю розчинення надлишкового цементиту активізується. З підвищенням температури плазмового нагріву аж до T_{hard} надлишковий цементит практично повністю розчиняється (окремі фрагменти цементитних частинок, які не розчинилися, зберігаються лише в нижніх шарах модифікованої зони – поблизу вихідного металу; рис. 4b). Твердий розчин додатково насичується вуглецем і стає концентраційно неоднорідним. Через вкрай малу тривалість витримки гомогенізація аустеніту уповільнюється. За відсутності цементитних частинок зерно аустеніту під час перегріву не зростає: структура зони плазмового модифікування характеризується високим ступенем дисперсності (рис. 4a). Додатковому зміцненню сприяють частковий розпад (самовідпуск) мартенситу та виділення субмікроскопічних частинок вторинних карбідів, які рівномірно розподілені у мартенситній матриці. Твердість сталі У10 після плазмового модифікування значно вища, ніж за об'єм-

ного гартування (табл. 1). Отже, плазмове модифікування заєвтектоїдних сталей з пластинчастим або зернистим надлишковим цементитом за кінетикою фазових і структурних перетворень і досягненими властивостями аналогічне обробленню сталі евтектоїдного складу.

Структура та властивості перехідної зони у деяких випадках також можуть впливати на роботоздатність модифікованих виробів. Загалом її слід вважати як об'єм металу, який нагрівається до температур міжкритичного інтервалу $A_{c1}...A_{c3}$ або $A_{c1}...A_{cm}$. Структура цієї зони відповідає неповному гартуванню сталей (з міжкритичного інтервалу): у доевтектоїдних поряд з мартенситом зберігається надлишковий ферит (рис. 2с), а в заєвтектоїдних – надлишковий цементит (рис. 4с). Для евтектоїдних міжкритичний інтервал відсутній і перехідна зона практично не утворюється: межа між зоною повного гартування та вихідним металом дуже чітка (рис. 3с). У всіх випадках зона плазмового впливу, як і лазерного, межує з вихідним металом. Тому композиційні матеріали, модифіковані плазмовим струменем, можна вважати шаруватими. Встановили [6], що на межі модифікованої зони і вихідного металу залишкові напруження стрибкоподібно змінюють знак – переходять від стискальних до розтягальних і виникають додаткові дотичні напруження. Це призводить до гальмування тріщини під час динамічного навантаження за механізмом розгалуження траєкторії [7], а отже, сприяє додатковому підвищенню роботоздатності інструменту з поверхневим модифікованим шаром.

ВИСНОВКИ

Металографічні та рентгеноструктурні дослідження вуглецевих сталей з вмістом вуглецю 0,65...1% засвідчили, що плазмове поверхнєве модифікування – високоєфективний метод термічного зміцнення, під час якого твердість сталей підвищується у 3,5–4,5 рази порівняно з нормалізованим станом і на 150...200 HV – проти об'ємного гартування. Це пов'язано зі зміною структурних та субструктурних характеристик: збільшенням ступеня насиченості твердого розчину вуглецем і легувальними елементами; підвищенням внутрішніх мікронапружень і спотворенням кристалічних ґраток; виділенням субмікроскопічних частинок вторинних карбідів, рівномірно розподілених у мартенситній матриці. Але найвідчутніше на додаткове підвищення твердості сталі за плазмового модифікування впливає подрібнення загартованої структури і збільшення щільності дислокацій. Тому його можна рекомендувати замість об'ємного гартування для ґрунтообробного інструменту з вуглецевих сталей, глибина допустимого зношування якого під час експлуатації не перевищує глибини модифікованого шару.

1. Гриднев В. Н., Мешков И. Я., Ошкадеров С. П. Физические основы электротермического упрочнения стали. – К.: Наук. думка, 1973. – 336 с.
2. Samotugin S. S., Pirch I. I., and Mazur V. A. Optimising the design of plasma torches for surface hardening of materials // *Welding Int.* – 2003. – 1, № 5. – P. 404–406.
3. Optimisation of plasma treatment conditions of tools / S. S. Samotugin, O. Y. Nesterov, A. G. Yarmitskii, V. P. Ivanov // *Welding Int.* – 1999. – 13, № 1. – P. 67–70.
4. Батраченко А. В. Влияние импульсно-плазменной обработки на микроструктуру и свойства стали 65Г // *Problems of Tribology.* – 2014. – № 3. – P. 86–92.
5. Особливості модифікації приповерхневого шару вуглецевих сталей імпульсним лазером / О. І. Дудка, О. Д. Хращевський, В. Ю. Пулковський, М. О. Єфімов, К. О. Єфімова, М. І. Даниленко // *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів: Сб. науч. тр.* – К.: ІПМ НАН України, 2016. – Вип. 22. – С. 51–57.
6. Samotugin S. S. and Mazur V. A. Residual stresses in tool steels after plasma hardening with melting of the surface // *Welding Int.* – 2007. – 21, № 1. – P. 59–63.
7. Fracture toughness of layered materials with a hardened surface layer / S. S. Samotugin, B. A. Lyashenko, V. P. Lavryk, Y. S. Samotugina, and O. O. Bezumova // *Strength of Mater.* – 2021. – 53, № 6. – P. 909–917.

Одержано 01.05.2024