

- strushuvannya elektrofiltriv [Electroslag surfacing production of the impact part of the hammers of the shaking mechanism of electrostatic precipitators]. *Visnyk Pryazovskoho derzhavnoho tekhnichnoho universytetu. Serii: Tekhnichni nauky – Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, 2021, no. 42, pp. 14-21. doi:10.31498/2225-6733.42.2021.240566. (Ukr.)
9. Pimenov A.F. *Elektroshlakovaia naplavka* [Electroslag surfacing]. Moscow, Nauka i tekhnika Publ., 2001. 180 p. (Rus.)
 10. Medovar B.Y., Saenko V.Ya., Nahaevskiy Y.D., Chepurnoi A.D. *Elektroshlakovaia tekhnologiya v mashinostroenii* [Electroslag technology in mechanical engineering]. Kyiv, Tekhnika Publ., 1984. 215 p. (Rus.)
 11. Tylkyn M.A. *Spravochnik termista remontnoi sluzhby* [Repair service handbook of thermist's]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 647 p. (Rus.)
 12. Bazhenov Yu.V. *Osnovy teorii nadezhnosti detalei mashin* [Fundamentals theory of machine parts reliability]. Vladimir, Vladimirskii gosudarstvennyi universitet Publ., 2006. 158 p. (Rus.)

Рецензент: О.А. Мітяєв
д-р техн. наук, проф., НУ «Запорізька політехніка»

Стаття надійшла 04.10.2021

УДК 621.791.927.55

doi: 10.32782/2225-6733.43.2021.6

© Самогугіна Ю.С.¹, Безумова О.А.²

МЕТОДОЛОГІЯ УПРАВЛІННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯМ ПРИ ПЛАЗМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ ВУГЛЕЦЕВИХ ТА ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ

Для процесу плазмового поверхневого модифікування (наноструктурування) вуглецевих та інструментальних сталей і сплавів, згідно структурної теорії міцності, основний механізм зміцнення пов'язаний з утворенням перешкод або бар'єрів на шляху рухомих дислокацій. Цими бар'єрами можуть бути домішкові атоми, межі зерен, надлишкові дисперсні фази та інші. При цьому одночасно реалізується декілька механізмів. Розроблено методологію управління структуроутворенням в металах при плазмовому поверхневому модифікуванні і науково-методологічний комплекс для практичної реалізації.

Ключові слова: теорія міцності, механізми зміцнення, вуглецеві та інструментальні сталі, тверді сплави, плазмове модифікування (наноструктурування).

***Yu.S. Samotugina, O.A. Bezumova. Methodology of structure formation management in plasma modification of carbon and instrument steel and alloys.** One of the main tasks of modern mechanical engineering is the development of highly efficient resource-saving technologies for surface hardening (modification) of equipment and tool parts. Among the methods of surface modification of materials, plasma treatment has certain advantages. For a wide range of carbon and tool steels, cast irons and hard alloys on the basis of metallographic and X-ray structural studies, strengthening mechanisms are established, which to the greatest extent influence to the achieved level of hardness at various technological variants of plasma modification. It is established that the main mechanism of*

¹ канд. техн. наук, доцент, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, samotugina_u_s@pstu.edu

² канд. техн. наук, науковий співробітник, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь

hardening is associated with the formation of obstacles or barriers in the way of mobile dislocations. These barriers can be impurity atoms, grain boundaries, excess dispersed phases, and others. At the same time, several hardening mechanisms are implemented simultaneously. The basic provisions of the structural theory of strength in different technological variants of plasma modification of high-carbon and tool steels and alloys, as well as cast irons are of great practical importance because they allow to use the maximum number of reinforcing mechanisms and obtain a structure with high and ultrahigh properties. The greatest hardening effect can be achieved by implementing the maximum possible number of hardening mechanisms in a single process. For the practical implementation of the process of plasma modification (nanostructuring) and the use of modified products a block diagram of the scientific and methodological complex was developed, which includes a set of consecutive theoretical, experimental and technological studies aimed at obtaining a surface layer with a given level of structural hardening.

Key words: *strength theory, hardening mechanisms, carbon and tool steels, hard alloys, plasma modification (nanostructuring).*

Постановка проблеми. Одним з головних завдань сучасного машинобудування є розробка високоефективних ресурсозберігаючих технологій поверхневого зміцнення (модифікування) деталей обладнання та інструменту. Науковий підхід к вирішенню цього завдання пов'язаний з розробкою методології управління структуроутворенням в сталях і сплавах, яка включає [1] сукупність послідовних теоретичних, експериментальних і технологічних досліджень формування в поверхневому шарі структури з високим рівнем характеристик конструкційної міцності.

Серед методів поверхневого модифікування матеріалів певні переваги має плазмова обробка [2]. На теперішній час накопичено значний досвід досліджень впливу цього процесу на структуроутворення у високовуглецевих сталях та чавунах [3], інструментальних сталях [4-6] і твердих сплавах [7]. Плазмова обробка дозволяє при певних умовах і для виробів (інструменту) певних типорозмірів реалізувати процес поверхневого наноструктурування [4-7].

Однак процес плазмового зміцнення на практиці може мати цілий ряд специфічних особливостей, які треба враховувати при прогнозуванні експлуатаційної стійкості зміцнених виробів. Наприклад, зміцнення різьбонарізного інструменту має такі особливості [6]:

- 1) наявність «гострих» крайок, зубчастих поверхонь, що призводить до значного збільшення швидкості охолодження прилеглих до них об'ємів металу модифікованої зони;
- 2) змінна ступінь дисперсності структури і змінна твердість металу модифікованої зони і, як наслідок, змінна стійкість зміцненого інструменту після переточування.

Вказані особливості плазмового модифікування на прикладі різьбонарізного інструменту значно ускладнюють розробку оптимальних технологічних процесів для їх реалізації. Для оптимізації нових технологій поверхневого зміцнення в останній час все ширше використовують положення структурної теорії міцності і закономірності дислокаційної теорії [1, 2, 7]. Згідно структурної теорії міцності основний механізм зміцнення реальних металів пов'язаний з утворенням перешкод або бар'єрів на шляху рухомих дислокацій. Цими бар'єрами можуть бути домішкові атоми, дислокації, межі зерен і субзерен, залишкові дисперсні фази, мікронапруження та інші.

Як правило, в технічних металах і сплавах реалізуються одночасно декілька механізмів. І тоді загальний рівень зміцнення, який характеризується збільшенням межі текучості матеріалу σ_T в порівнянні з бездефектним ідеальним металом, визначається як сума внесків діючих механізмів [1, 8]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \sigma_z + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_\phi + \sigma_c, \quad (1)$$

де σ_0 – напруження тертя кристалічної ґратки або напруження, яке повинна подолати рухома дислокація в ґратці, вільній від будь яких перешкод; для сплавів заліза вважають $\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} \cdot G$, де $G = 84000 \text{ Н/мм}^2$ – модуль зсуву;

$\sigma_z, \sigma_p, \sigma_d, \sigma_\phi, \sigma_c$ – компоненти механізмів зміцнення, відповідно: зернограничного, твєрдо-розчинного, дислокаційного, дисперсійного та субструктурного. Для інструментальних матеріалів аналогом міцності вважають твердість [2].

Метою роботи є встановлення якісних і кількісних залежностей впливу механізмів зміцнення на твердість матеріалів при різних технологічних варіантах плазмового поверхневого модифікування.

Виклад основного матеріалу. Для широкого кола вуглецевих і інструментальних сталей, чавунів і твердих сплавів на підставі металографічних і рентгеноструктурних досліджень [3-7] встановлені механізми зміцнення, які в найбільшій мірі впливають на рівень твердості, що досягається при різноманітних технологічних варіантах плазмового модифікування (табл. 1). Дію окремих механізмів можна характеризувати наступним чином.

Зернограничний механізм. Дія цього механізму в певній мірі відбувається для багатьох досліджених матеріалів (рис. 1). При цьому механізмі приріст міцності (твердості) зумовлений опором меж зерен руху дислокацій. Двовірні межі зерен, які мають великі кути кристалографічного розорієнтування, є неподоланими бар'єрами руху дислокацій, оскільки на межах відбувається різкий поворот кристалографічних площин і напрямків. Зменшення розміру зерен знижує можливість утворення площинних скупчень дислокацій, відповідно, значних концентрацій напружень [1, 9].

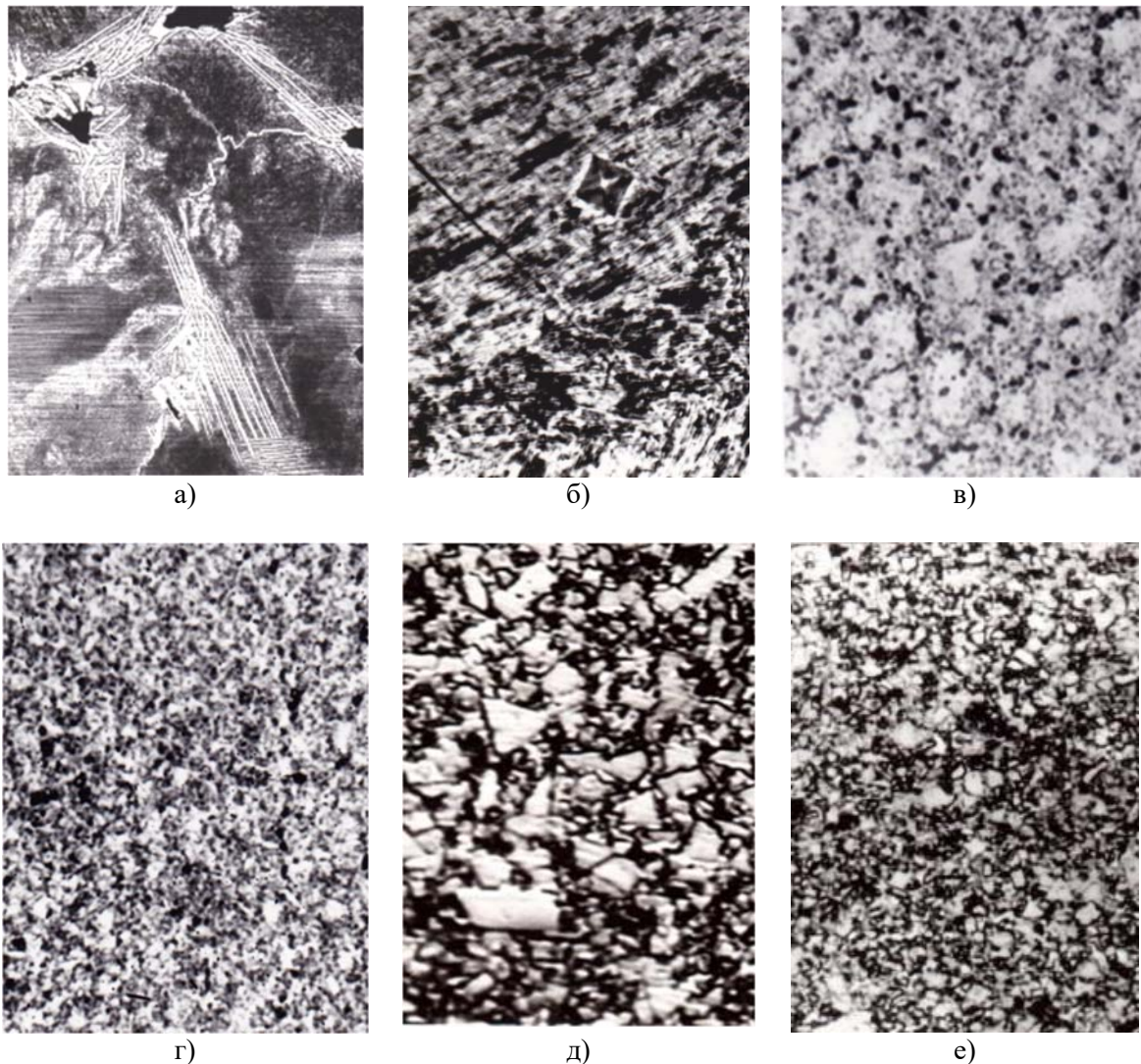


Рис. 1 – Мікроструктура досліджених матеріалів: а, в, д – вихідний стан; б – плазмове модифікування; г, е – плазмове наноструктурування; а, б – сталь 150 ХНМ; в, г – сталь Х12М; д, е – твердий сплав ВК8; а – $\times 200$; в – $\times 500$; решта – $\times 2000$

При кількісній оцінці використовують відому залежність Холла-Петча (табл. 1). Розрахунковий параметр d для різних типів структур може бути різним. Різним може бути і вплив цього

механізму. Наприклад, для гартованих сталей, згідно [10], основним структурним параметром при використанні залежності Холла-Петча є розмір мартенситних кристалів (пакетів) d_m . За даними металографічних досліджень [3-6] середній розмір кристалів пластинчатого мартенситу при об'ємному гартуванні високовуглецевих сталей складає $\overline{d_M^o} = 4 \dots 10$ мкм, а при плазмовому модифікуванні – $\overline{d_M^п} \approx 1$ мкм та наноструктуруванні – $\overline{d_M^н} \approx 0,1$ мкм. Таким чином, ефективність впливу зернограничного механізму зміцнення при плазмовому модифікуванні підвищується в $\sqrt{\overline{d_M^o}} / \sqrt{\overline{d_M^п}} = 2 \dots 3$ рази; а при наноструктуруванні, відповідно, в $\sqrt{\overline{d_M^o}} / \sqrt{\overline{d_M^н}} = 7$ разів. Це питання – стосовно наноструктуруваних матеріалів – потребує більш детального вивчення, оскільки відомо [11, 12], що для металів з нанокристалічною структурою залежність Холла-Петча не завжди виконується. Для швидкоріжучої та високохромистої сталей як після об'ємного гартування, так і плазмової обробки, мартенсит металографічними методами не виявляється [4-6] і основним візуальним структурним елементом є зерно аустеніту. Однак відомо [1], що діаметр аустенітних зерен майже не впливає на ефект зміцнення мартенситу за рахунок високої щільності дислокацій. Тому для високолегованих інструментальних сталей аналіз за залежністю Холла-Петча ускладнено. З іншого боку, у роботі [9] показано, що найбільш сильно зернограничний ефект зміцнення реалізується на міжфазних межах «матриця-включення». В зоні плазмового гартування відбувається розчинення карбідів і такі межі зникають, тим самим і частково ослаблюють ефект зміцнення.

Субструктурний механізм. Дія цього механізму зумовлена гальмуванням руху дислокацій такими елементами субструктури, як субзерна або чарунки [1, 2, 9]. Окремі кристали полікристалічного агрегату являють собою мозаїку з малих блоків, межі яких складаються з лінійних дислокацій, які, в свою чергу, відбудовуються в стінку. Границі блоків мозаїки (т. зв. областей когерентного розсіювання рентгенівських відображень) так саме, як і границі зерен, виконують роль бар'єрів для руху дислокацій [9] і стимулюють дію субструктурного зміцнення.

Дія цього механізму в найбільшій мірі спостерігається для високовуглецевих та інструментальних сталей (табл. 1). В роботі [1] показано, що рівень зміцнення межами субзерен завжди менший, ніж рівень зернограничного зміцнення. Утворення чарункової структури найбільш ефективно впливає при малих розмірах комірок: якщо середній розмір комірки $d_c < 0,1$ мкм, цей механізм є переважаючим. В наших дослідженнях це випадки плазмового модифікування з мікрооплавленням та, особливо, наноструктурування (табл. 1).

Таблиця 1

Механізми зміцнення та структурні параметри при плазмовому модифікуванні сталей та сплавів

Інструментальний матеріал	Варіант модифікування	Механізми зміцнення	Розрахункові залежності*	Контрольовані структурні параметри
Високовуглецеві низьколеговані інструментальні сталі (У10, У12, 90ХФ)	Без опалвлення; з мікрооплавленням	1. Твердорозчинний σ_p 2. Дислокаційний σ_d 3. Субструктурний σ_c 4. Зернограничний σ_z	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C^i$ $\sigma_d = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$ $\sigma_z = K_y \cdot d^{-1/2}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Щільність дислокацій (ρ); 3. Розмір блоків ($D \approx d_c$); 4. Середній розмір кристалів мартенситу (d)
Графітізовані сталі, сірі та високоміцні чавуни (150ХНМ, СЧ40, СЧ80, ВЧ60)	Без опалвлення; з мікрооплавленням	1. Твердорозчинний σ_p 2. Зернограничний σ_z 3. Субструктурний σ_c	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C^i$ $\sigma_z = K_y \cdot d^{-1/2}$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Середній розмір зерна (d); 3. Розмір блоків ($D \approx d_c$)

Продовження таблиці 1

Інструментальний матеріал	Варіант модифікування	Механізми зміцнення	Розрахункові залежності*	Контрольовані структурні параметри
Білий чавун (300X25H3C3)	Без опалення; з мікроопаленням	1. Твердорозчинний σ_p 2. Дисперсійний σ_ϕ 3. Субструктурний σ_c	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C$ $\sigma_\phi = 0,84 \cdot M_o \cdot \frac{G \cdot b}{2\pi} \cdot K_g \cdot l_n \cdot \left(\frac{\lambda}{2b}\right)$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Відстань між частинками вторинних карбідів (λ); 3. Середній розмір кристалів ледебуриту (d)
Швидкорізальні сталі (Р6М5)	Без опалення	1. Твердорозчинний σ_p 2. Дислокаційний σ_d 3. Субструктурний σ_c	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C$ $\sigma_o = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Щільність дислокацій (ρ); 3. Розмір блоків ($D \approx d_c$)
	З мікроопаленням	1. Дисперсійний σ_ϕ 2. Дислокаційний σ_d	$\sigma_\phi = 0,84 \cdot M_o \cdot \frac{G \cdot b}{2\pi} \cdot K_g \cdot l_n \cdot \left(\frac{\lambda}{2b}\right)$ $\sigma_o = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$	1. Відстань між частинками вторинних карбідів (λ); 2. Щільність дислокацій (ρ)
	Наноструктурування - А	1. Твердорозчинний σ_p 2. Дислокаційний σ_d 3. Субструктурний σ_c	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C$ $\sigma_o = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Щільність дислокацій (ρ); 3. Розмір блоків ($D \approx d_c$)
	Наноструктурування - Б	1. Дисперсійний σ_ϕ 2. Дислокаційний σ_d	$\sigma_\phi = 0,84 \cdot M_o \cdot \frac{G \cdot b}{2\pi} \cdot K_g \cdot l_n \cdot \left(\frac{\lambda}{2b}\right)$ $\sigma_o = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$	1. Відстань між частинками вторинних карбідів (λ); 2. Щільність дислокацій (ρ)
Високохромисті інструментальні сталі (Х12М)	Без опалення;	1. Твердорозчинний σ_p 2. Дислокаційний σ_d 3. Субструктурний σ_c	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C$ $\sigma_o = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Щільність дислокацій (ρ); 3. Розмір блоків ($D \approx d_c$)
	З мікроопаленням	1. Дисперсійний σ_ϕ 2. Дислокаційний σ_d 3. Субструктурний σ_c	$\sigma_\phi = 0,84 \cdot M_o \cdot \frac{G \cdot b}{2\pi} \cdot K_g \cdot l_n \cdot \left(\frac{\lambda}{2b}\right)$ $\sigma_o = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$	1. Відстань між частинками вторинних карбідів (λ); 2. Щільність дислокацій (ρ); 3. Розмір блоків ($D \approx d_c$)

Продовження таблиці 1

Інструментальний матеріал	Варіант модифікування	Механізми зміцнення	Розрахункові залежності*	Контрольовані структурні параметри
Високохромисті інструментальні сталі (X12M)	Наноструктурування - А	1. Твердорозчинний σ_p 2. Дислокаційний σ_d 3. Субструктурний σ_c	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C_i$ $\sigma_o = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Щільність дислокацій (ρ); 3. Розмір блоків ($D \approx d_c$)
	Наноструктурування - Б	1. Дисперсійний σ_ϕ 2. Дислокаційний σ_d 3. Субструктурний σ_c	$\sigma_\phi = 0,84 \cdot M_o \cdot \frac{G \cdot b}{2\pi} \cdot K_g \cdot l_n \cdot \left(\frac{\lambda}{2b}\right)$ $\sigma_o = \alpha \cdot M_o \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$ $\sigma_c = \frac{K_c}{d_c^m}$	1. Відстань між частинками вторинних карбідів (λ); 2. Щільність дислокацій (ρ); 3. Розмір блоків ($D \approx d_c$)
Сплави типу ВК	Без оплавлення з перетворенням в карбідах і зв'язці	В зв'язці: 1. Твердорозчинний σ_p 2. Дисперсійний σ_ϕ В композиції: 3. Зерногранічний σ_z	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C_i$ $\sigma_\phi = 0,84 \cdot M_o \cdot \frac{G \cdot b}{2\pi} \cdot K_g \cdot l_n \cdot \left(\frac{\lambda}{2b}\right)$ $\sigma_z = K_y \cdot d^{-1/2}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Відстань між частинками вторинних карбідів (λ); 3. Середній розмір карбідів (d)
Сплави типу ТК	Без оплавлення з перетворенням в карбідах і зв'язці	В зв'язці: 1. Твердорозчинний σ_p В композиції: 2. Зерногранічний σ_z	$\sigma_p = \sum K_i \cdot C_i$ $\sigma_z = K_y \cdot d^{-1/2}$	1. Концентрація легуючого елемента (C_i); 2. Середній розмір карбідів (d)

* Позначення: σ_p , σ_d , σ_c , σ_ϕ , σ_z – компоненти підвищення міцності σ_T від дії механізмів зміцнення, відповідно: твердорозчинного, дислокаційного, субструктурного, дисперсійного, зерногранічного; K_i – коефіцієнт зміцнення α -Fe і-м легованим елементом; C_i – концентрація і-го елемента в α -Fe; G – модуль зсуву; b – постійна Бюргерса (0,25 нм); α і M_o – коефіцієнти (для α -заліза: $\alpha \cdot M_o = 0,5$); ρ – щільність дислокацій; K_y – постійна метала (для сталей $K_y = 20$ Н/мм^{3/2}); d – діаметр зерна; K_c , m – коефіцієнти (для сталей $m = 0,5 \dots 1$; при $m = 1$ – $K_c = 0,13$ Н/мм); d_c – розмір субзерна; K_g – коефіцієнт, який визначає тип дислокацій; λ – відстань між частинками зміцнюючої фази.

Наноструктурування – А: об'ємна термообробка + плазмове модифікування;

Наноструктурування – Б: об'ємна термообробка + плазмове модифікування + об'ємний відпуск.

Дислокаційний механізм. Плазмове модифікування високовуглецевих та інструментальних сталей сприяє значному збільшенню щільності дислокацій (табл. 1) [2-6]. Це відбувається за рахунок фазового наклепу – деформаційного зміцнення під час перетворення високотемпературної модифікації γ -Fe в низькотемпературну модифікацію α -Fe. Фазовий наклеп відрізняється від механічного багаточисельністю деформацій в процесі поліморфного перетворення, оскільки деформація відбувається від кожного центру кристалізації нової фази. Пластичні зсуви при цьому відбуваються в різних напрямках, що призводить до накопичення дислокацій в усіх можливих системах ковзання. Це, в свою чергу, сприяє утворенню сітки і роздробленню і розорієнтуванню блоків мозаїки [2, 9]. При плазмовому модифікуванні, як і при обробці іншими висококонцентрованими джерелами енергії, факторами, що сприяють збільшенню щільності дислокацій, є надзвичайно великі значення швидкості нагріву і охолодження, дуже мала тривалість витримки у

високотемпературній області, роздріблення аустенітного зерна, зсувний механізм прямого і зворотного ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-перетворення [2].

Твердорозчинний механізм. Дія цього механізму має особливо важливе значення при плазмовому модифікуванні легованих інструментальних сталей і твердих сплавів (табл. 1). При обробці як без оплавлення, так і, особливо, з мікрооплавленням, відбувається розчинення вихідних карбідів і насичення твердого розчину вуглецем і легуючими елементами [2, 4-6]. Легуючі елементи зміцнюють сталь завдяки неоднорідним пружним деформаціям кристалічної ґратки $\Delta a/a$, які гальмують рух дислокацій і, тим самим, збільшують опір пластичній деформації. Найбільш сильні викривлення ґратки відбуваються в твердих розчинах впровадження, яким є мартенсит. Однак слід враховувати [1], що підвищення міцності і твердості мартенситу може викликати різке зниження опору крихкому руйнуванню, особливо при утворенні двійникового (пластинчатого) мартенситу. Крихкість мартенситу пов'язують також з утворенням атмосфер з атомів вуглецю і з утворенням великих внутрішніх напружень в процесі мартенситного перетворення.

В інструментальних твердих сплавах при плазмовому модифікуванні [7] відбувається розчинення вихідних карбідів за механізмом контактного плавлення міжфазних меж «карбід-зв'язка» і насичення зв'язки вольфрамом і вуглецем – утворюється твердий розчин (W, C)Co. Твердість композиції підвищується.

Твердорозчинний механізм зміцнення викликає підвищення твердості модифікованих матеріалів як самостійно, так і, що особливо важливо, утворює умови для ефективної дії іншого механізму – дисперсійного.

Дисперсійне зміцнення. Дія цього механізму пов'язана з наявністю в матриці включень другої фази – карбідів, нітридів та інших. Зміцнююча дія дисперсних включень [2, 9] зумовлена тим, що дислокації при проходженні через включення повинні вигнутись таким чином, щоб пройти проміж двох сусідніх включень. Чим менша відстань проміж включень λ (табл. 1), тим менший радіус дуги вигину дислокації і тим більші дотичні напруження τ_{max} , які необхідні для проходження дислокації проміж включеннями (рівняння Орована):

$$\tau_{max} = \frac{G \cdot b}{\lambda}. \quad (2)$$

Крім того [1, 9], включення гальмують дислокації далекодіючими полями напружень, які утворюються через різницю щільності частинок і матриці.

При плазмовому модифікуванні високолегованих інструментальних сталей (Р6М5, Х12М) відбувається розчинення вихідної карбідної фази. Високодисперсний мартенсит пластинчастої морфології, який утворюється при цьому, є достатньо стійким до розпаду [4-6] – самовідпуск зупиняється в початковій стадії. Дисперсійне зміцнення безпосередньо в процесі плазмового модифікування не реалізується. При модифікуванні з мікрооплавленням ступінь розчинення вихідних карбідів збільшується і виділення вторинних карбідів починає відбуватись вже на стадії природного охолодження модифікованого металу [9, 10, 13]. Але в найбільшій мірі дисперсійне зміцнення реалізується при комплексному зміцненні, яке включає плазмове модифікування з наступним об'ємним відпуском (табл. 1) [4-6]. У високодисперсній мартенситній матриці виділяються і високодисперсні рівномірно розподілені вторинні карбіди. Особливо важливу роль вторинні карбіди грають у разі виконання плазмового наноструктурування [4-6, 13] – вони не тільки зміцнюють модифікований метал, а й стримують зростання кристалів мартенситу, тобто грають роль бар'єрів (рис. 2). Цей ефект відомий в матеріалознавстві як бар'єрний ефект [14].

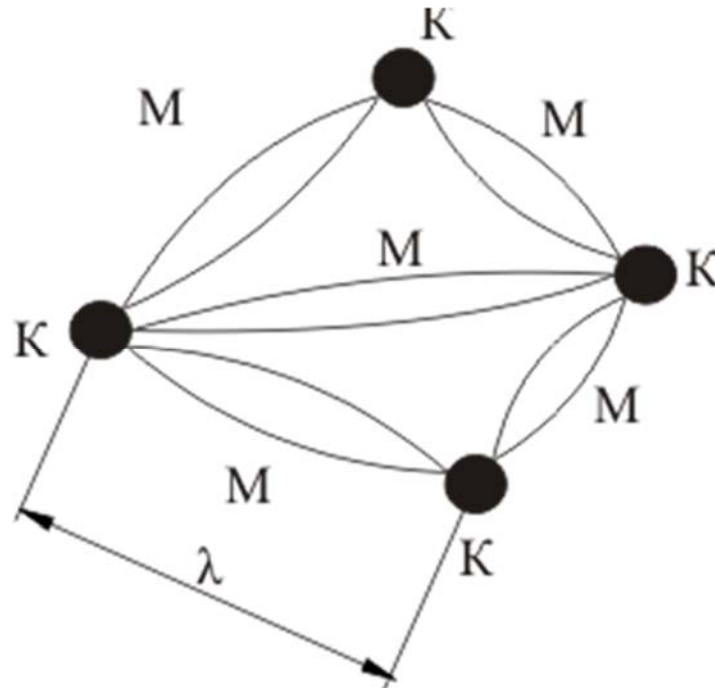


Рис. 2 – Схема реалізації бар'єрного ефекту при плазмовому наноструктуруванні: λ – середня відстань між зміцнюючими частинками; К – частинки карбідів; М – частинки мартенситу [4-6, 13]

При плазмовому модифікуванні твердих сплавів типу ВК [7] відбувається розчинення вихідних карбідів за механізмом контактного плавлення на межах «карбід-зв'язка» на стадії нагріву і розпад пересиченого твердого розчину W і С в Со-зв'язці з виділенням наддисперсних ($\overline{d_k} \approx 100$ нм) вторинних карбідів – на стадії охолодження. Дисперсійний механізм зміцнення – один з головних чинників підвищення твердості спечених твердих сплавів ВК при плазмовому модифікуванні (табл. 1). Сплави типу ТК характеризуються неповним змочуванням компонентів в умовах контактного плавлення і це не дозволяє в повній мірі реалізувати дисперсійне зміцнення зв'язуючої фази в цих сплавах при плазмовому модифікуванні.

Наведені вище базові положення структурної теорії міцності при різних технологічних варіантах плазмового модифікування високовуглецевих та інструментальних сталей і сплавів, а також чавунів, мають велике практичне значення, оскільки дозволяють цілеспрямовано задіяти максимальну кількість зміцнюючих механізмів і отримувати структуру з високими та надвисокими властивостями. Найбільший ефект зміцнення може бути досягнений при реалізації максимально можливої кількості зміцнюючих механізмів в єдиному технологічному процесі. Подібні підходи в останній час все більше використовуються дослідниками при розробці оптимальних технологій зміцнення матеріалів, наприклад, 12-% хромистих феритно-мартенситних сталей [15] або інструментальних твердих сплавів при електронно-променевому модифікуванні [16].

На підставі виконаних досліджень розроблено науково-методологічний комплекс управління процесом плазмового модифікування, який показано на прикладі різьбонарізного інструменту на рис. 3. Для практичної реалізації процесу плазмового модифікування і використання модифікованих виробів розроблені принципи системного підходу [17] і адаптивного управління технологічними процесами [18].

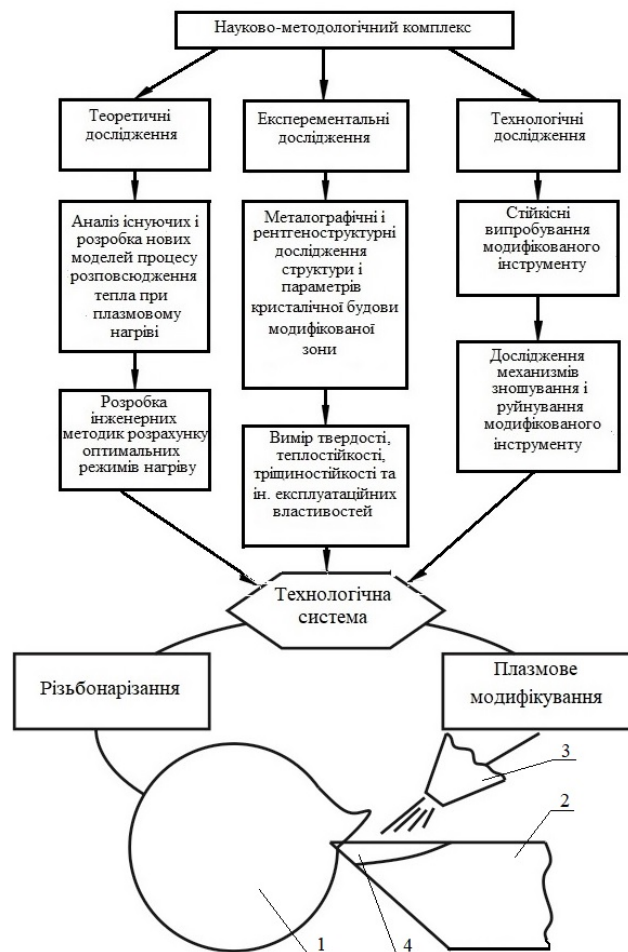


Рис. 3 – Структурна схема науково-методологічного комплексу для плазового наноструктурування різьбонарізного інструменту: 1 – деталь; 2 – інструмент; 3 – плазмотрон; 4 – зона обробки

Висновки

1. На підставі комплексу теоретичних і експериментальних досліджень структури, фазового складу і параметрів кристалічної будови проаналізовано вплив різних механізмів зміцнення на підвищення міцності (твердості) високовуглецевих та інструментальних сталей, твердих сплавів, чавунів при плазовому поверхневому модифікуванні (наноструктуруванні).

2. Для практичної реалізації процесу плазового модифікування (наноструктурування) і використання модифікованих виробів розроблено структурну схему науково-методологічного комплексу, яка включає сукупність послідовних теоретичних, експериментальних і технологічних досліджень, спрямованих на отримання в поверхневому шарі структури із заданим рівнем конструктивної міцності.

Перелік використаних джерел:

1. Чудина Л.Г. Прогнозирование уровня упрочнения металлов и сплавов на основе методологии управления структурообразованием / Л.Г. Чудина, О.В. Петрова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – № 7. – С. 3-11.
2. Самотугин С.С. Плазменное упрочнение инструментальных материалов / С.С. Самотугин, Л.К. Лещинский. – Донецк: Новый мир, 2002. – 338 с.
3. Ляшенко Б.А. Структура и вязкость разрушения высокоуглеродистых сплавов с поверхностным модифицированным слоем / Б.А. Ляшенко, Ю.С. Самотугина // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2018. – Том 14, № 4. – С. 161-167.
4. Нанесение модифицированных слоев с нанокристаллической структурой на холоднодеформирующий инструмент / С.С. Самотугин, В.И. Лавриненко, Ю.С. Самотугина,

- О.А. Христенко, О.Н. Шичева, А.А. Пономаренко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2021. – № 1. – С. 37-44. – Режим доступа: <https://doi.org/10.36652/1813-1336-2021-17-1-37-43>.
5. Плазменное субмикро- и наноструктурирование инструмента из стали Х12М / С.С. Самотугин, Ю.С. Самотугина, О.А. Христенко, Т.К. Ткаченко, В.И. Лавриненко // Технология машиностроения. – 2020. – № 5. – С. 42-52.
 6. Самотугин С.С. Нанотехнологии в машиностроении: плазменное модифицирование резьбо-нарезного инструмента / С.С. Самотугин, О.А. Христенко // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2018. – Вип. 37. – С. 105-114. – (Серія: Технічні науки). – Режим доступа: <https://doi.org/10.31498/2225-6733.37.2018.160266>.
 7. Самотугин С.С. Повышение стойкости твердосплавных резьбовых резцов плазменным поверхностным модифицированием / С.С. Самотугин, В.И. Лавриненко, О.А. Христенко, Ю.С. Самотугина // Надтверді матеріали. – 2019. – № 2. – С. 83-90.
 8. Симонов Ю.Н. Физика прочности и механические испытания металлов / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов. – Пермь: из-во ПНИПУ, 2020. – 199 с.
 9. Мороз Л.С. Механика и физика деформации и разрушения материалов / Л.С. Мороз. – Л. : Машиностроение, 1984. – 224 с.
 10. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Д.М. Утевский, Р.И. Энтин. – М. : Наука, 1977. – 236 с.
 11. Гусев А.И. Эффекты нанокристаллического состояния в компактных металлах и соединениях / А.И. Гусев // Успехи физических наук. – 1998. – Т. 168, № 1. – С. 55-83.
 12. Яковлева С.П. Роль наноструктурирования в повышении механических свойств низколегированных сталей / С.П. Яковлева, С.Н. Макарова // Наука и образование. – 2014. – № 1. – С. 28-34.
 13. Самотугин С.С. Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей / С.С. Самотугин, В.А. Мазур // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 4. – С. 29-37.
 14. Гуляев А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М. : Metallurgy, 1986. – 544 с.
 15. Поляхина М.А. Механизмы упрочнения 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей в зависимости от режима их термической обработки / М.А. Поляхина, И.Ю. Литовченко // Вестник Тамбовского университета. – 2016. – Т.2. – Вып. 3. – С. 1246-1249. – (Серия: Естественные и технические науки).
 16. Иванов Ю.Ф. Механизмы упрочнения поверхностного слоя твердого сплава TiC-NiCrAl при облучении электронным пучком / Ю.Ф. Иванов // Известия Томского университета. – 2008. – Т. 313, № 3. – С. 93-95.
 17. Самотугин С.С. Анализ технологической системы «Процесс резьбонарезания инструмента, прошедшим плазменное модифицирование» / С.С. Самотугин, О.А. Христенко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2019. – № 3. – С. 134-138.
 18. Самотугина Ю.С. Система адаптивного управління плазмовим модифікуванням великогабаритних чавунних виробів / Ю.С. Самотугина, В.О. Джелалі // Наука і виробництво. – 2020. - № 23. – С. 423-427. – Режим доступа: <https://doi.org/10.31498/2522-9990232020241272>.

References:

1. Chudina L.G. Prognozirovaniye urovnya uprochneniya metallov i splavov na osnove metodologii upravleniya strukturoobrazovaniyem [Forecasting the level of hardening of metals and alloys based on the methodology of structure formation control]. *Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya – Strengthening technologies and coatings*, 2007, no. 7, pp. 3-11. (Rus.)
2. Samotugin S.S., Leshchinsky L.K. *Plazmennoye uprochneniye instrumentalnykh materialov* [Plasma hardening of instrumental materials]. Donetsk, Novy Mir Publ., 2002. 338 p. (Rus.)
3. Lyashenko B.A., Samotugina Yu.S. Struktura i vyazkost' razrusheniya vysokouglerodistykh splavov s poverkhnostnym modifitsirovannym sloyem [Structure and viscosity of destruction of high-carbon alloys with a surface modified]. *Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya – Strengthening technologies and coatings*, 2018, vol. 14, no. 4, pp. 161-167. (Rus.)
4. Samotugin S.S., Lavrinenko V.I., Samotugina Yu.S., Khristenko O.A., Shicheva O.N., Ponomarenko A.A. Naneseniye modifitsirovannykh slojev s nanokristallicheskoj strukturoy na kholodnodeformiruyushchiy instrument [Deposition of modified layers with a nanocrystalline structure on

- a cold working tool]. *Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya – Strengthening technologies and coatings*, 2021, no. 1, pp. 37-44. doi: 10.36652/1813-1336-2021-17-1-37-43. (Rus.)
5. Samotugin S.S., Samotugina Yu.S., Khristenko O.A., Lavrinenko V.I., Tkachenko T.K. Plazmennoye submikro- i nanostrukturirovaniye instrumenta iz stali X12M [Plasma submicro- and nanostructuring of a tool made of steel X12M]. *Tekhnologiya mashinostroyeniya – Mechanical engineering technology*, 2020, no. 5, pp. 42-52. (Rus.)
 6. Samotugin S.S., Samotugina Yu.S., Khristenko O.A. Nanotekhnologii v mashinostroyenii: plazmennoye modifitsirovaniye rez'bonareznogo instrumenta [Nanotechnologies in mechanical engineering: plasma modification of thread-cutting tools]. *Visnik Priazovs'kogo derzhavnogo tekhnichnogo universitetu. Seriya: Tekhnichni nauki – Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, 2018, no. 37, pp. 105-114. doi: 10.31498/2225-6733.37.2018.160266. (Rus.)
 7. Samotugin S.S., Lavrinenko V.I., Khristenko O.A., Samotugina Yu.S. Povysheniye stoykosti tverdospлавnykh rez'bovykh reztsov plaz-mennym poverkhnostnym modifitsirovaniyem [Increase of resistance of hard-alloy thread cutters by plasma surface modification]. *Nadtverdi materiali – Superhard materials*, 2019, no. 2, pp. 83-90. (Rus.)
 8. Simonov Yu.N., Simonov M.Yu. *Fizika prochnosti i mekhanicheskiye ispytaniya metallov* [Physics of Strength and Mechanical Testing of Metals]. Perm', Iz-vo PNIPU Publ., 2020. 199 p. (Rus.)
 9. Moroz L.S. *Mekhanika i fizika deformatsii i razrusheniya materialov* [Mechanics and physics of deformation and fracture of materials]. Leningrad, Mashinostroyeniye Publ., 1984. 224 p. (Rus.)
 10. Kurdyumov G.V., Utevskiy D.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow, Nauka Publ., 1977. 236 p. (Rus.)
 11. Gusev A.I. Effekty nanokristallicheskogo sostoyaniya v kompaktnykh metallakh i soyedineniyakh [Effects of nanocrystalline state in compact metals and compounds]. *Uspekhi fizicheskikh nauk – Advances in physical sciences*, 1998, vol. 168, no. 1, pp. 55-83. (Rus.)
 12. Yakovleva S.P., Makarova S.N. Rol' nanostrukturirovaniya v povyshenii mekhanicheskikh svoystv nizkolegированных сталей [The role of nanostructuring in improving the mechanical properties of low-alloy steels]. *Nauka i obrazovaniye – Science and Education*, 2014, no. 1, pp. 28-34.
 13. Samotugin S.S., Mazur V.A. Plazmennoye mikro- i nanostrukturirovaniye poverkhnosti instrumental'nykh staley [Plasma micro- and nanostructuring of the surface of tool steels]. *Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya – Strengthening technologies and coatings*, 2013, no. 4, pp. 29-37. (Rus.)
 14. Gulyayev A.P. *Metallovedeniye* [Metal Science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 544 p. (Rus.)
 15. Polyakhina M.A., Litovchenko I.Yu. Mekhanizmy uprochneniya 12 %-nykh khromistykh ferritno-martensitnykh staley v zavisimosti ot rezhima ikh termicheskoy obrabotki [Mechanisms for hardening 12% chromium ferritic-martensitic steels depending on the mode of their heat treatment]. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Yestestvennyye i tekhnicheskiye nauki – Tambov University Reports. Series: Natural and Technical Sciences*, 2016, vol. 2, iss. 3, pp. 1246-1249. (Rus.)
 16. Ivanov Yu.F. Mekhanizmy uprochneniya poverkhnostnogo sloya tverdogo splava TiC-NiCrAl pri obluchenii elektronnyim puchkom [Mechanisms of hardening of the surface layer of the TiC-NiCrAl hard alloy under electron beam irradiation]. *Izvestiia Tomskogo universiteta – Bulletin of Tomsk University*, 2008, vol. 313, no. 3, pp. 93-95. (Rus.)
 17. Samotugin S.S., Khristenko O.A. Analiz tekhnologicheskoy sistemy «Protsess rez'bonareznaniya instrumenta, proshedshim plazmennoye modifitsirovaniye» [Analysis of the technological system «Process of threading of a tool that has undergone plasma modification»]. *Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya – Strengthening technologies and coatings*, 2019, no. 3, pp. 134-138. (Rus.)
 18. Samotuhina Yu.S., Dzhelali V.O. Systema adaptivnoho upravlinnya plazmovym modyfikuvannam velykohabarytnykh chavunnykh vyrobiv [System of adaptive control of plasma modification of large cast iron products]. *Nauka i vyrobnytstvo – Science and Production*, 2020, no. 23, pp. 423-427. doi: 10.31498/2522-9990232020241272. (Ukr.)

Рецензент: О.Г. Бєлік
д-р техн. наук, доцент, ДВНЗ «ПДТУ»

Стаття надійшла 22.10.2021