Metallophysics and Advanced Technologies
Металофіз. новітні технол.
Metallofiz. Noveishie Tekhnol.
2021, vol. 43, No. 5, pp. 629–653
https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0629
Reprints available directly from the publisher

© 2021 G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine
Published by license under
the G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics–
N.A.S. of Ukraine Publishers imprint.
Printed in Ukraine.

PACS numbers: 61.50.Ks, 61.66.Dk, 64.10.+h, 64.75.-g, 68.35.Dv, 68.35.Rh

Фізико-математичне моделювання процесу формування градієнтних метастабільних модифікацій навуглецьованих шарів конструкційних сталей

О. П. Чейлях, Н. Є. Мак-Мак, Я. О. Чейлях, М. А. Рябікіна, К. Шимізу*

Державний вищий навчальний заклад
«Приазовський державний технічний університет»,
вул. Університетська, 7,
87555 Маріуполь, Україна
**Muroran Institute of Technology,*
27-1 Mizumoto-cho,
050-8585 Muroran, Hokkaido, Japan

Розроблено алгоритм причинно-наслідкових зв'язків фізико-хімічних і структурних факторів з формуванням навуглецьованих метастабільних шарів та властивостей конструкційних сталей в процесі їх еволюції. Побудовано фізико-математична модель диференційовано-градієнтного розподілу Карбону та легуючих елементів по глибині навуглецьованого шару при цементації сталей 25ХГТ і 50Г за рахунок впливу на мартенситну точку $M_п$, що демонструє кількісний розподіл фазово-структурного складу та в особливості метастабільного залишкового аустеніту ($A_{зал}$). Від цього розподілу залежить ступінь метастабільності $A_{зал}$ та кінетика його деформаційного мартенситного $\gamma_{зал} \rightarrow \alpha'$-перетворення в процесі зношування (ДМПЗ), що позитивно впливає на показники зносостійкості та експлуатаційну довговічність сталей. Теоретично та експериментально встанов-

Corresponding author: Oleksandr Petrovych Cheiliakh
E-mail: cheylyakh_o_p@pstu.edu

State Higher Education Institute 'Pryazovskyi State Technical University',
7 Universytets'ka Str., UA-87555 Mariupol,
**Muroran Institute of Technology,*
27-1 Mizumoto-cho, 050-8585 Muroran, Hokkaido, Japan

Citation: O. P. Cheiliakh, N. E. Mak-Mak, Y. A. Cheylyakh, M. A. Ryabikina, and K. Shimizu, Physical and Mathematical Modelling of the Process of Formation of Gradient Metastable Modifications of Carburized Layers of Structural Steels, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 5: 629–653 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.05.0629.

лено розподіл положення точки $M_п$, кількості $A_{зал}$ та градієнтну зміну мікроструктури по глибині цементованого шару сталі 50Г після гартування від різних температур (від 800 до 1000°C). Одержано квадратичні поліноміальні рівняння регресії залежності точки $M_п$, вмісту Карбону та кількості $A_{зал}$ від глибини цементованого шару, які підтверджено експериментально. Встановлено закономірність розподілу зносостійкості по глибині навуглецьованого шару сталі 25ХГТ після плазмового гартування за 1200–1300°C, яка є достатньо високою ($\varepsilon_T = 6{,}2–5{,}3$) до глибини ~ 0,4 мм, коли кількість $A_{зал}$ складає 67–48%, та зменшується до $\varepsilon_T = 1{,}0–1{,}1$ на глибині 1,3–1,4 мм (коли $A_{зал}$ відсутній). Розроблений алгоритм і побудована фізико-математична модель процесів насичення Карбоном шарів конструкційних сталей при цементації з регулюванням градієнтного розподілу фазово-структурних модифікацій по їх товщині дозволяють ефективно використовувати метастабільні стани $A_{зал}$, що реалізують $\gamma_{зал} \to \alpha'$-ДМПЗ, за рахунок вибору технологій термічної обробки для підвищення експлуатаційного ресурсу металовиробів.

Ключові слова: цементація, гартування, фізико-математична модель, метастабільність аустеніту, зносостійкість.

An algorithm for cause-and-effects relations of physical-chemical and structural factors with formation of carburized metastable layers and properties of structural steels in the process of their evolution is developed. A physical and mathematical model of varied gradient distribution of carbon and alloying elements along the depth of the carburized layer at cementation of 25KhGT and 50G steels due to the influence on martensite point M_s is developed. It demonstrates the quantitative distribution of the phase and structural composition and especially metastable residual austenite (A_{res}). The degree of metastability of A_{res} and the kinetics of its deformation-induced martensite $\gamma_{res} \to \alpha'$ transformation at wear (DIMTW) depend on this distribution, it having a positive influence on wear resistance indices and steels service lives. The distribution of the M_s point, the amount of A_{res} and gradient change of the microstructure along the depth of the carburized layer of 50G steel after quenching from different temperatures (from 800 to 1000°C) are established theoretically and experimentally. The quadratic polynomial equations of regression of dependence of M_s point, carbon content and amount of A_{res} along the depth of the carburized layer are obtained and experimentally confirmed. In addition, the regularity of wear resistance distribution along the depth of the carburized layer of 25KhGT steel after plasma quenching at 1200–1300°C is established. The wear resistance is happened to be relatively high ($\varepsilon_T = 6.2–5.3$) until ~ 0.4 mm depth, when the amount of A_{res} is equal to 67–48%, and eventually diminishes to $\varepsilon_T = 1.0–1.1$ at 1.3–1.4 mm (when A_{res} is absent). The developed algorithm and constructed physical and mathematical model of the process of carbon saturation of structural steels layers at carburizing with regulation of the gradient distribution of phase and structural modifications along sample thickness allow efficient applying of A_{res} metastable states that realize $\gamma_{res} \to \alpha'$ DIMTW due to selection of the processes of heat treatment with the aim of increasing the life time of metal wares.

Key words: carburization, quenching, physical and mathematical model, austenite metastability, wear resistance.

(Отримано 24 липня 2020 р.; остаточн. варіант — 5 березня 2021 р.)

1. ВСТУП

Роль залишкового аустеніту в структурі навуглецьованих шарів багатьох конструкційних сталей в формуванні механічних і експлуатаційних властивостей досі залишається неоднозначною і дискусійною [1–3]. Тим часом, результати робіт [4–7], в т.ч. наших досліджень [8, 9], показують позитивне його значення, за умови оптимальних його кількості і метастабільності, що забезпечують ефект додаткового самозміцнення безпосередньо в процесі випробувань і експлуатації цементованих деталей за рахунок реалізації деформаційного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$-перетворення (ДМПЗ) в тонкому поверхневому шарі, що контактує. При цьому для розуміння особливостей протікання ДМПЗ по глибині навуглецьованого шару, що характеризується градієнтним розподілом Карбону, відповідного йому фазово-структурного складу, необхідні теоретичні і експериментальні дослідження, фізико-математичне моделювання і прогнозування. Літературні дані в цій області дуже обмежені [10, 11], а з урахуванням оцінки ступеня метастабільності аустеніту — взагалі відсутні, обмежуючись результатами робіт [8, 12]. Тому проведення теоретичних і експериментальних досліджень щодо фізико-математичного моделювання процесів формування градієнтних метастабільних навуглецьованих шарів в конструкційних сталях є актуальним завданням матеріалознавства, має певне практичне значення.

Метою цієї роботи є фізико-математичне моделювання процесу формування градієнтних метастабільних модифікацій навуглецьованих шарів для управління властивостями цементованих конструкційних сталей.

2. МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Дослідження проводилися на зразках конструкційної стандартної цементованої сталі 25ХГТ наступного хімічного складу в % мас.: 0,27 C, 0,36 Si, 0,9 Mn, 1,2 Cr, 0,14 Ni, 0,2 Cu, 0,095 Ti, 0,018 S, 0,014 P, а також сталі 50Г (в % мас.: 0,51 C, 0,32 Si, 0,9 Mn, 0,3 Cr) (що відповідає ГОСТ1050-2013). Зразки розміром $10\times10\times25$ мм^3, вирізані з прокату, піддавалися цементації в лабораторній камерній печі СНОЛ в твердому карбюризаторі (Березовський карбюризатор з додаванням 15% бури) за температур 930–950°C протягом 12 годин з охолодженням в коробі. Товщина цементованого шару

становила 1,2–1,3 мм.

Дослідження мікроструктури зразків проводили на мікрошліфах, отриманих шліфуванням і поліруванням за загальноприйнятою методикою з травленням 4% розчином азотної кислоти (HNO_3) в спирті на оптичних мікроскопах «Nikon Eclipse L150», «Neophot-21» і «Axiovert-40MAT» з приставкою аналізу зображення за допомогою персонального комп'ютера зі збільшенням в 800 разів, електронному скануючому мікроскопі JEOL JSM-5510LV, оснащеному EDS-системою. На поперечних мікрошліфах здійснювали панорамну зйомку мікроструктури від поверхні до серцевини зразків. Хімічний мікрорентґено-спектральний аналіз проводився з кроком 0,14 мкм на глибину до 1,7 мм від поверхні.

Проводився кількісний рентґеноструктурний фазовий аналіз в монохроматичному мідному K_α-випроміненні на дифрактометрі Ultima IV (Rigaku) і на дифрактометрі ДРОН-3 в залізному K_α-випроміненні. Аналіз проводили в інтервалі кутів $2\theta = 30–90°$, перед розрахунком інтеґральних інтенсивностей відповідних дифракційних ліній їх поділ проводили методом Речінгера. Розрахунок кількості залишкового аустеніту в навуглецьованому шарі проводили за формулою:

$$A_{зал} = \frac{100\%}{1 + 0,72\,(I_\alpha / I_\gamma)}, \qquad (1)$$

де $A_{зал}$ — кількість залишкового аустеніту, %, I_α — інтеґральна інтенсивність лінії $(100)_\alpha$, I_γ — інтеґральна інтенсивність лінії $(111)_\gamma$.

Проводили пошаровий спектральний аналіз хімічного складу цементованих зразків на вакуумному спектрометрі «SPECTROMAX xLMM06» після послідовного шліфування цементованого шару з кроком 0,1 мм (до основного металу).

Твердість зразків вимірювали методом Роквела, мікротвердість структурних складових вимірювали на приладах NOVOTEST ТЗ-МКВ1, FM-300 tester (Future-Tech Corp.) по ГОСТ 2999-75. В якості індентора використовували правильну чотиригранну алмазну піраміду з кутом при вершині 136°, навантаження становило 100 г.

Випробування на адґезійне зношування при сухому терті ковзанні проводили на машині МІ-1М за схемою колодка (випробуваний зразок)–ролик (контрольне тіло), що обертався зі швидкістю 500 $с^{-1}$ (лінійна швидкість в зоні тертя 1,31 м/с).Час зношування становив: приватний — між зважуваннями — 3 хв, загальний — 30 хв. Зразки для зношування мали розміри $10\times10\times25$ $мм^3$. Твердість ролика зі сталі 45 дорівнювала 52 HRC. Зважування проводилося на аналітичних вагах з дискретністю ± 0,0001 г. Коефіцієнт відносної адґезійної зносостійкості визначали за формулою:

$$\varepsilon_T = \Delta m_е / \Delta m_{зр}, \qquad (2)$$

де $\Delta m_{е}$, $\Delta m_{зр}$ — відповідно втрата маси еталона і зразка (кг) за однаковий час зношування (30 хв.). Як еталон використовувався зразок відпаленої сталі 45 твердістю 180 НВ.

Обробку експериментальних даних, побудову фізико-математичної моделі, статистичні розрахунки, регресійний аналіз результатів досліджень проводили з використанням інженерно-наукового пакету Statistica 6.0, за допомогою якого виконувалася множинна нелінійна регресія (метод Levenberg–Marquardta з подвійною точністю) і в середовищі програмного пакету QBasic. Коефіцієнти парної апроксимації (R^2) між розрахунковими і експериментальними значеннями для всіх отриманих залежностей склали більш 0,9. Оцінка адекватності побудованої математичної моделі проводилася за критерієм Фішера.

3. ПОБУДОВА МОДЕЛІ, РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Представляла інтерес побудова фізико-математичної моделі формування цементованих шарів, що відрізняються, з точки зору створення градієнтних метастабільних фазово-структурних модифікацій. На підставі результатів попередніх досліджень [13, 14] з урахуванням даних роботи [15], запропонований алгоритм причинно-наслідкових взаємозв'язків основних фізико-хімічних і структурних факторів, що визначають побудову моделі формування зносостійкості в процесі еволюції метастабільних навуглецьованих шарів, який наведено на рис. 1. Умовно він розділений на наступні послідовні періоди: процес цементації; процес обробок; процес експлуатації. Розглянемо докладніше кожен з елементів алгоритму.

П. 1. Насичення поверхневого шару Карбоном (див. рис. 1), як відомо, ступінь і глибина якого визначаються природою насичуючих середовищ, вихідним хімічним складом сталі, температурно-часовими параметрами процесу, режимом термічної обробки після насичення [16].

Залежно від зазначених умов, при хіміко-термічній обробці (ХТО) може протікати, як відомо, атомна і реактивна дифузія [16]. В процесі атомної дифузії нові фази не утворюються, і концентрація елементу, що насичується, плавно зменшується від поверхні вглиб дифузійної зони. При реактивній або реакційній дифузії виникають нові фази. Концентрація Карбону буде залежите від граничної розчинності в аустеніті (атомна дифузія) і формування нових фаз (реактивна дифузія).

П. 2. Розподіл концентрації Карбону по товщині шару (див. рис. 1). Вивчали кінетику насичення Карбоном [8], виходячи з того, що в процесі атомної дифузії швидкість зміни концентрації елемента, що насичується в довільній точці дифузійної зони, яка знаходиться

на відстані x від поверхні, визначається другим законом Фіка [17]:

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = D\frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \tag{3}$$

де c — концентрація вуглецю на глибині x, %, τ — час насичення, с, x — відстань від поверхні, м, D — коефіцієнт дифузії, м^2/с.

Це є справедливим за умови, що коефіцієнт дифузії D не залежить від концентрації, чого зазвичай не спостерігається при її значних змінах. Спільного рішення цього рівняння не існує. Відомі частинні рішення для певних граничних умов на поверхні розділу середовища, що насичується, та металу. У найпростішому випадку вважається, що концентрація елементу, що насичує поверхню $C(0, \tau)$, практично миттєво досягає рівноважного (граничного) значення $C_{\text{гран.}}$ для даних умов. Це значення концентрації називають потенціалом атмосфери, що насичує. Для вирішення другого закону Фіка необхідно задати початкові і граничні умови, які визначаються з аналізу процесів, що відбуваються при ХТО. Початковий розподіл (при $\tau = 0$) концентрації елемента що дифундує в металі

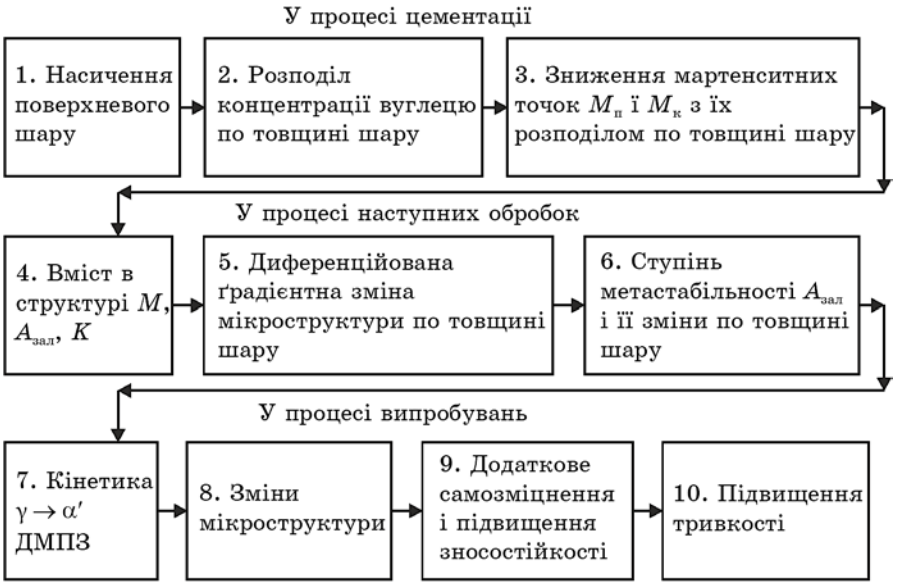


Рис. 1. Алгоритм причинно-наслідкових зав'язків фізико-хімічних і структурних факторів з формуванням навуглецьованих метастабільних шарів та властивостей конструкційних сталей в процесі їх еволюції.

Fig. 1. Algorithm of causal relationships of physicochemical and structural factors with the formation of carburized metastable layers and properties of structural steels in the process of their evolution.

визначається умовою: $C(x, 0) = C_0(x)$, а в разі постійної початкової концентрації:

$$C(x, 0) = C_0 = \text{const}, \tag{4}$$

де C_0 — нульова початкова концентрація Карбону, %.

Якщо зростання дифузійного шару контролюється дифузією в металі, то доцільно використовувати граничну умову 1-го роду:

$$C(0, \tau) = C_S(\tau), \tag{5}$$

де C_S — концентрація елемента на поверхні деталі, %.

Тобто концентрація елемента на поверхні деталі C_S (при $x = 0$) є функцією часу або в окремому випадку [17]:

$$C(0, \tau) = C_S(\tau) = \text{const}. \tag{6}$$

Концентрація елементу на поверхні деталі визначається, як правило, експериментальним шляхом.

Досить надійною моделлю, що адекватно відображає основні закономірності дифузійного насичення металів при ХТО, є лінійна модель з граничними умовами першого роду. Ця модель представляється диференціальним рівнянням в приватних похідних, граничними і початковими умовами згідно II закону Фіка (3), які можуть бути представлені такими співвідношеннями:

$$C = C_0 \text{ при } \tau = 0,\ 0 < \tau < \infty \text{ і } C = C_x \text{ при } x = 0,\ 0 < \tau < \infty, \tag{7}$$

де C_x — концентрація вуглецю на глибині x, %, C_0 — нульова початкова концентрація вуглецю, %.

Ці граничні умови визначають випадок, коли в процесі ХТО на поверхні виробу концентрація елемента, що насичується, постійна, а між газовою фазою і поверхнею досягнута рівновага. Останнє можливе при підвищених температурах, коли рівновага досягається дуже швидко. При цементації цієї концентрації можна співвіднести вуглецевий потенціал газового середовища. Загальне рішення дифузійної задачі призводить до відомого інтеграла помилок Гаусса. Для нього не існує аналітичного рішення. Його значення представлено в таблицях. Якщо провести інтегрування в межах від 0 до ∞, отримаємо:

$$\int_0^\infty e^{-\xi^2} d\xi = \frac{\sqrt{\pi}}{2}. \tag{8}$$

Рішення, відповідне граничним умовам при ХТО, можна отримати

відповідним вибором коефіцієнтів A і B. При $\tau = 0$ $C = C_x$ для $x \to \infty$; при $\tau = 0$ $C = C_0$ для $x = 0$.

Підставляючи умови, що визначають граничні і початкові значення рішення в загальне рівняння (8), визначимо постійні інтегрування:

$$C_x = A\sqrt{\pi}/2 + B. \tag{9}$$

Тоді

$$\begin{aligned} C_0 &= B, \\ A &= -2(C_0 - C_x)/\sqrt{\pi}. \end{aligned} \tag{10}$$

Поточне значення концентрації Карбону буде визначатися наступною залежністю:

$$C = C_0 - (C_0 - C_x)\frac{2}{\sqrt{\pi}} \int\limits_0^{x/(2\sqrt{Dt})} e^{-\xi^2} d\xi, \tag{11}$$

де $x / (2\sqrt{Dt}) = \text{const}$.

Таким чином, при дифузії в напівобмежений зразок ($0 < x < \infty$) з нульовою початковою концентрацією $C(x, 0) = C_0 = 0$ через поверхню ($x = 0$), на якій підтримується постійна концентрація C_S, що не залежить від часу $C(0, \tau) = C_S$, розподіл концентрації описується наступним рівнянням [17, 18]:

$$c(x, \tau) = c_S \left(1 - \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right), \tag{12}$$

де функція помилок erf визначається наступним рівнянням [17]:

$$\operatorname{erf} z = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int\limits_0^z e^{-\xi^2} d\xi. \tag{13}$$

Тоді основною розрахунковою формулою процесу дифузії при цементації буде залежність:

$$\frac{C_x - C_s}{C_0 - C_s} = \operatorname{erf}\left[\frac{x}{2(Dt)^{1/2}}\right]. \tag{14}$$

Гранична умова третього роду найбільш достовірно описує реальний процес переносу маси від поверхні металу при ХТО [17]:

$$-D\frac{\partial c}{\partial x} + k(C - C_S) = 0 \text{ для } x = 0. \tag{15}$$

де k — константа швидкості дифузійного процесу, що відбувається на поверхні деталі.

На прикладі цементації сталі 25ХГТ для розрахунків приймаємо концентрацію Карбону: $C_0 = 0{,}28\%$, що відповідає вмісту Карбону в сталі; на поверхні — $C_S = 1{,}24\%$, згідно результатів спектрометричного аналізу; C_x — концентрація Карбону на відстані x від поверхні; D — коефіцієнт дифузії Карбону у γ-металі; τ — час насичення — 12 годин (43200 с).

Для знаходження залежності ефективного коефіцієнта дифузії від температури використовували рівняння Арреніуса [17]:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \tag{16}$$

де D_0 — передекспоненційний коефіцієнт, що не залежить від температури, м/с^2, Q — енергія активації процесу дифузії, Дж/моль, T — абсолютна температура, К, R — універсальна газова постійна, рівна 8,31 Дж/(моль·К).

Отримуємо $D = 1{,}27557$ м^2/с при $T = 930°C = 1203$ К.

Для потенціалу середовища при $C = 1{,}24\%$ і часу витримки $\tau = 43200$ с (12 годин) розрахунковим шляхом за рівнянням (12) отримуємо зміну концентрації Карбону в сталі 25ХГТ після цементації в твердому карбюризаторі при $T = 930°C$ (рис. 2) по глибині цементованого шару [19].

За допомогою рівняння (14) розраховано кінетика утворення навуглецьованого дифузійного шару в сталі 25ХГТ для різних температур цементації від 920 до 980°С (рис. 3).

Як і слід було очікувати, чим вище температура цементації, тим швидше збільшується глибина цементованого шару. Наприклад, при температурі цементації 930°С глибина цементованого шару

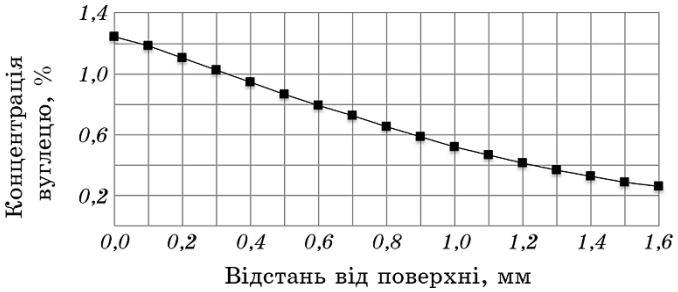


Рис. 2. Розрахунковий розподіл Карбону по глибині шару в сталі 25ХГТ після цементації в твердому карбюризаторі при 930°С, протягом 12 годин.

Fig. 2. Estimated distribution of carbon along the depth of the layer in steel 25KhGT after carburizing in a solid carburetor at 930°C for 12 hours.

~ 0,8 мм досягається за 11 годин, а при температурі 960°С відповідно за трохи більш ніж 8 годин.

Для підтвердження адекватності побудованої моделі формування дифузійного шару при цементації реального процесу насичення Карбоном, проведено пошаровий аналіз хімічного складу насиченого шару.

За допомогою пошарового хімічного кількісного аналізу цементованих зразків сталі 25ХГТ (шар знімався через кожні 0,1 мм) були отримані дані про реальний розподіл Карбону від поверхні до їх серцевини, криві яких приведені на рис. 4.

З графіка видно, що реальний вміст Карбону незначно відрізняється від розрахункового (на глибині 0,2–0,6 мм), причому наші експериментальні результати відповідають даним робіт [17, 18].

Підвищення вмісту Карбону призводить до зниження точки $M_п$ і зростання вмісту $A_{зал}$ в структурі цементованої сталі. При цьому $A_{зал}$ є високовуглецевим, що відбивається на високих показниках мікротвердості.

Мікротвердість корелює з експериментально визначеним вмістом вуглецю і плавно знижується по глибині шару з 7500 МПа (на поверхні) до 4600 МПа разом з його зменшенням з ~ 1,24% до 0,28%. Це пов'язано зі зменшенням концентрації Карбону в мартенситі і зменшенням в структурі частки карбідів.

Незначну відмінність в ході теоретичних і експериментальних кривих розподілу Карбону, можна пояснити більш високою швидкістю відновлення вуглецевого потенціалу на поверхні зразків з твердого карбюризатора. Іншою причиною може бути вплив легую-

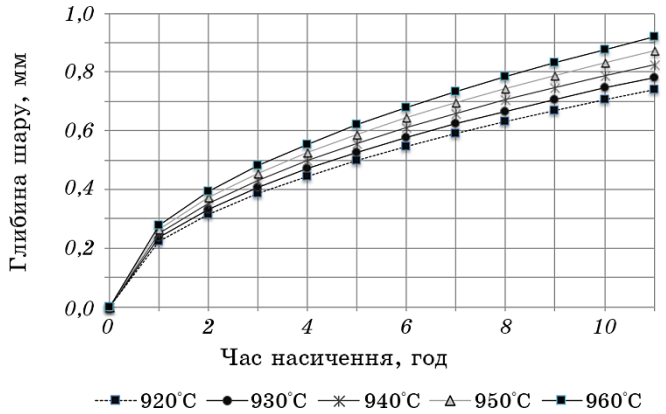


Рис. 3. Кінетика росту дифузійного шару при різних температурах цементації сталі 25ХГТ.

Fig. 3. Kinetics of growth of the diffusion layer at different temperatures of carburizing of steel 25KhGT.

чих елементів, особливо Хрому і Титану, в сталі 25ХГТ, які мають більшу спорідненість до Карбону, ніж залізо, і таким чином, зменшують його термодинамічну активність [20–22].

Зміну вмісту Карбону по глибині цементованого шару, визначену експериментальним шляхом, можна представити у вигляді квадратичного полінома, що апроксимує експериментальні залежності концентрації (з відповідним коефіцієнтом кореляції R):

$$C = -0{,}0005h^2 - 0{,}0653h + 1{,}3807,\ R^2 = 0{,}99, \qquad (17)$$

де C — концентрація вуглецю, %, h — глибина цементованого шару, мм.

Досить високий коефіцієнт кореляції R свідчить про найбільш близьку апроксимацію експериментальної залежності і розрахункової. Адекватність отриманої моделі (14) розраховували за допомогою критерію Фішера. Отримали $F_{\text{розр.}} = 59{,}5$, $F_{\text{табл.}} = 4{,}84$. Так як $F_{\text{розр.}} \geq F_{\text{табл.}}$, то модель є значущою і адекватною.

Представляло також інтерес дослідження реального розподілу легуючих елементів по глибині цементованого шару дослідженої сталі, так як це впливає на фазово-структурний склад, метастабільність аустеніту, що в свою чергу визначає показники зносостійкості.

Досліджено розподіл хімічних елементів за допомогою скануючих

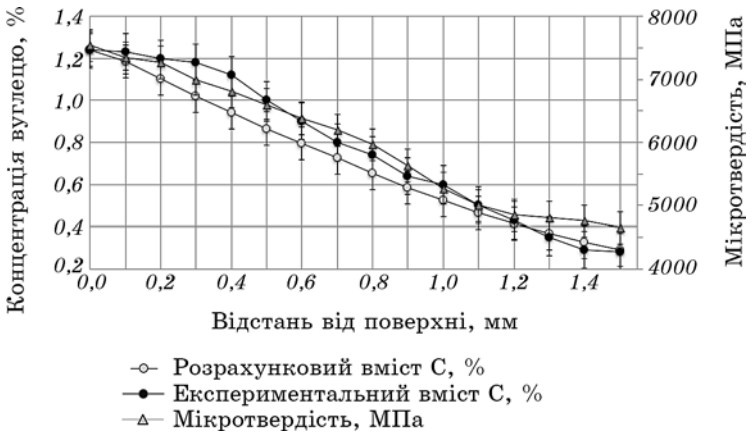


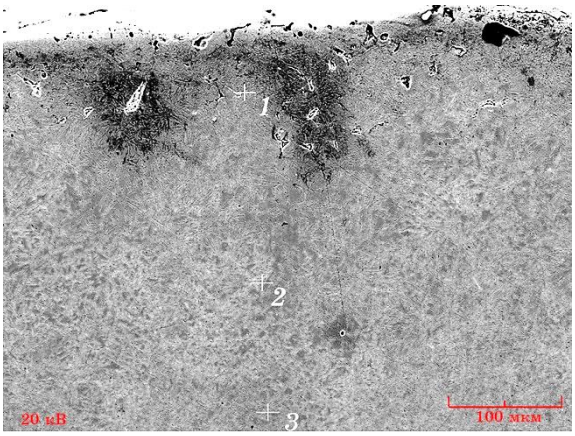
Рис. 4. Розрахунковий та експериментальний розподіл Карбону і мікротвердості по глибині насиченого шару зразків сталі 25ХГТ після цементації при 930–950°С протягом 12 годин і плазмового гартування від ~ 1200–1300°С.

Fig. 4. Calculated and experimental distribution of carbon and microhardness along the depth of the saturated layer of steel samples 25KhGT after carburizing at 930–950°C for 12 hours and plasma hardening from ~ 1200–1300°C.

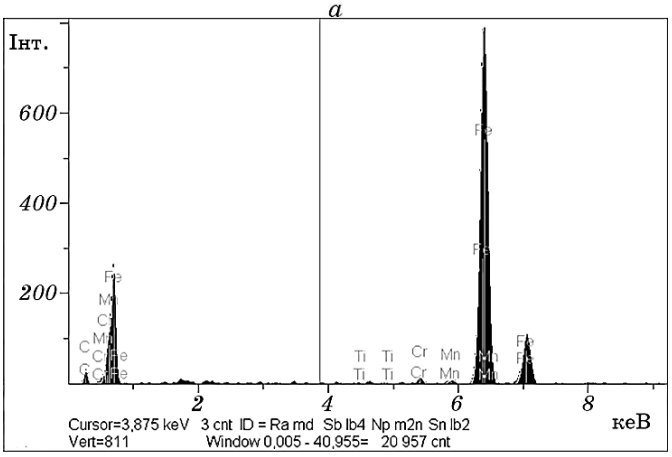
чого електронного мікроскопу JEOL JSM-5510LV по глибині цементованого шару сталі 25ХГТ після цементації при температурі 930°С протягом 12 годин та плазмового гартування при 1200–1300°С (рис. 5).

Цей аналіз показав, що на поверхні зразка, вміст легуючих елементів (Ti, Cr, Mn) трохи нижчий, ніж в глибині, на відстані 0,8–0,9 мм від поверхневого шару.

Це можна пояснити мікрооплавлюванням при плазмовому нагрі-



а



б

Рис. 5. Схема локального хімічного складу цементованого шару сталі 25ХГТ (*а*) і рентґенівський спектр хімічних елементів в точці *1* (*б*) після плазмового гартування при ~ 1200–1300°С.

Fig. 5. Scheme of the local chemical composition of the carburized layer of steel 25KhGT (*a*) and the X-ray spectrum of chemical elements at point *1* (*б*) after plasma hardening at ~ 1200–1300°C.

ванні при 1200–1300°С і можливим вигоранням або випаровуванням елементів.

Хімічний мікрорентґеноспектральний аналіз проводився з кроком 0,05 мм на глибину 1,0 мм від поверхні (рис. 6). Було визначено розподіл вмісту Карбону та легуючих елементів по глибині цементованого шару.

Підвищена температура плазмового нагріву під гартування (фактично з середнім оплавлюванням) використовувалася з метою отримати найбільшу кількість $A_{зал}$, який визначає метастабільність структури навуглецьованого шару. Від поверхні до глибини 0,3–0,4 мм в цементованій сталі 25ХГТ міститься 1,2–0,9% Карбону (див. рис. 6), що призводить до утворення після плазмової обробки підвищеної кількості $A_{зал}$ (60–67%) (рис. 7). Далі по глибині зміцненого шару вміст Карбону плавно знижується до 0,3–0,2%.

Як видно з рисунку 6, на поверхні зразка вміст легуючих елементів (Ti, Cr, Mn) трохи нижчий, ніж в глибині, на відстані 0,8–0,9 мм від поверхневого шару.

Мікроструктура цементованої і плазмово-зміцненої сталі вивчалася по глибині зміцненої зони в напрямку до незміцненої серцевини (див. рис. 7).

Методом січних визначали відсотковий вміст структурних складових, який наведено в табл. 1.

Наявність карбідної фази (6–7%) спостерігається тільки на поверхні і до глибини 0,4 мм, тому що там надлишок Карбону зв'язується у вигляді карбідів. Починаючи від глибини ~ 0,6 мм, вміст Карбону в цементованому шарі приблизно відповідає його розчинності в аустеніті при нагріванні під гартування, тому карбіди не утворюються, або розчинені.

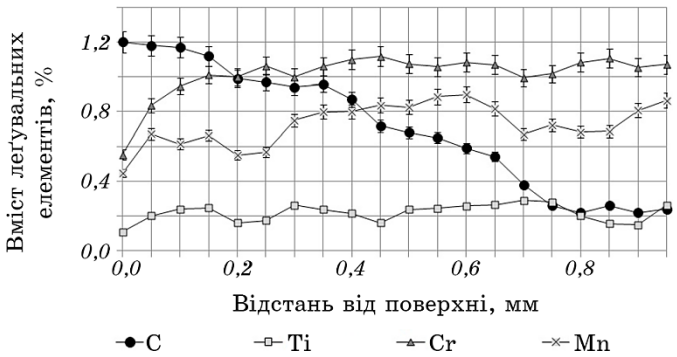


Рис. 6. Розподіл легуючих елементів і Карбону по глибині цементованого шару в сталі 25ХГТ після плазмового гартуванні при ~ 1200–1300°С.

Fig. 6. Distribution of alloying elements and carbon along the depth of the carburized layer in steel 25KhGT after plasma hardening at ~ 1200–1300°C.

ТАБЛИЦЯ 1. Розподіл структурних складових по глибині цементованого шару сталі 25ХГТ після плазмового гартування при ~ 1200–1300°C.

TABLE 1. Distribution of structural components on depth of the carburized layer of steel 25KhGT after plasma hardening at ~ 1200–1300°C.

h, мм	0	0,4	0,8	1,2	1,6
$A_{зал}$, %	67	49	31	11	0
M, %	26	45	69	89	100
K, %	7	6	0	0	0

П. 3. Зниження мартенситних точок $M_п$ та $M_к$ під впливом Карбону і їх розподіл по товщині шару (див. рис. 1). Знаючи вміст Карбону і легуючих елементів по глибині цементованого шару, можна прогнозувати утворення різних фазово-структурних станів. Одним з показників здатності залишкового аустеніту ($A_{зал}$) перетворюватися в мартенсит, являється температура початку мартенситного перетворення (точка $M_п$) [23–25], яка, в свою чергу, визначається хімічним складом переохолодженого аустеніту [25–27]. Відомий ряд формул, які зв'язують положення точки $M_п$ і хімічний склад сталі. Згідно з даними роботи [28] залежність вмісту $A_{зал}$ в структурі гартованої сталі від положення мартенситної точки $M_п$ і температури $T_о$, до якої сталь охолоджується в процесі гартування, може бути представлена у вигляді рівняння Коістена–Марбургера:

$$A_{зал} = e^{-0,011(M_п - T_о)}. \quad (18)$$

Використовуючи рівняння (18), фактичний розподіл вмісту Карбону по глибині цементованого шару і легуючих елементів в твердому розчині (визначені за допомогою хімічного аналізу), а також емпіричну залежність температури $M_п$ від вмісту (% мас.) Карбону і легуючих елементів в твердому розчині [22, 26, 29]:

$$M_п = 520 - 320\%\mathrm{C} - 50\%\mathrm{Mn} - 30\%\mathrm{Cr} - 20\%(\mathrm{Ni} + \mathrm{Mo}) - 5\%(\mathrm{Cu} + \mathrm{Si}), \quad (19)$$

будували залежності вмісту залишкового аустеніту і мартенситу в структурі цементованої і плазмовозагартованої сталі 25ХГТ від концентрації Карбону з урахуванням впливу Cr, Mn, Ni і Cu в твердому розчині по глибині цементованого шару (рис. 8).

З побудованих моделей видно, що змінюючи температуру нагріву під гартування можна впливати на розчинення Карбону в аустеніті, положення точки $M_п$ і розподіл фазово-структурних складових по глибині цементованих шарів конструкційних сталей (рис. 9).

П. 4. Зміна вмісту фаз (M, $A_{зал}$, K) в структурі цементованого шару (див. рис. 1) після гартування з будь-якої температури, залежить

від повноти розчинення карбідних фаз і протікання мартенситного перетворення.

Для експериментального підтвердження отриманих залежностей розподілу Карбону і зазначених вище фаз на отриманих ділянках по глибині мікроструктури цементованого шару металографічним методом січних, визначалася кількість $A_{зал}$ (рис. 8, *б*).

Експериментально визначений вміст $A_{зал}$ виявився нижче розрахункового на 7% на поверхні, а після глибини 0,4 мм в 1,5–2 рази вище. Методом регресійного аналізу встановлено, що залежно по-

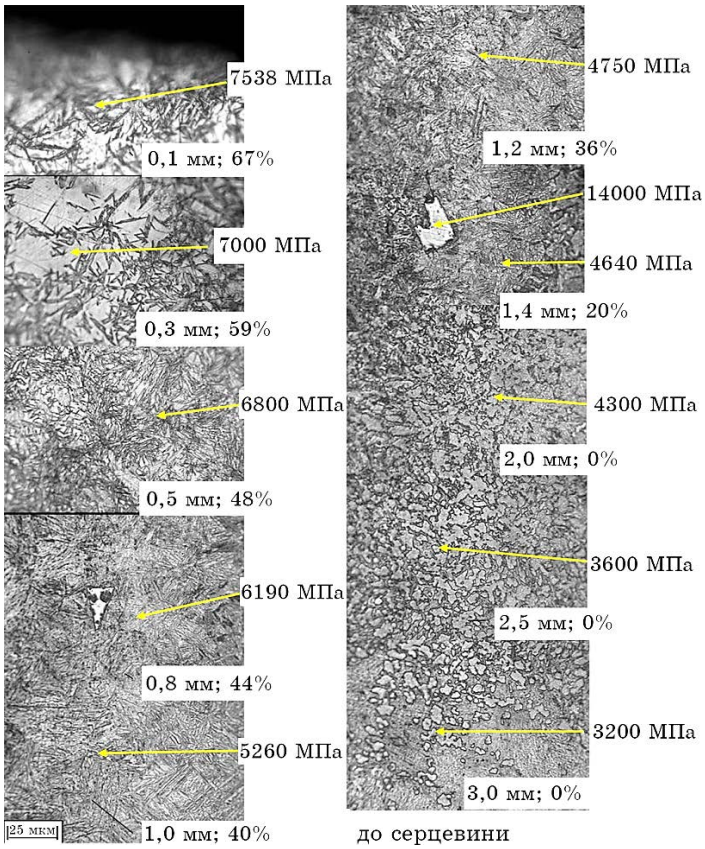


Рис. 7. Зміна мікроструктури і мікротвердості по глибині цементованого шару сталі 25ХГТ після плазмового гартування при ~ 1200–1300°С, ×800 (цифри на фотографіях показують глибину цементованого шару, в мм, зміст залишкового аустеніту, в %).

Fig. 7. Change of microstructure and microhardness on depth of the carburized layer of steel 25KhGT after plasma hardening at ~ 1200–1300°C, ×800 (figures in photos show depth of the carburized layer, in mm, and contain of residual austenite, %).

ложення точки $M_п$, вміст Карбону (С, %) і кількість $A_{зал}$ (%) по глибині цементованого шару (h, мм) (рис. 8) описуються наступними поліноміальними рівняннями регресії:

$$M_п = 0{,}1079h^2 + 16{,}645h + 29{,}18,\ R^2 = 0{,}9724, \quad (20)$$

$$C = -0{,}0003h^2 - 0{,}052h + 1{,}3026,\ R^2 = 0{,}9724, \quad (21)$$

$$A_{зал} = -0{,}5169h^2 + 3{,}3166h + 55{,}13,\ R^2 = 0{,}9237. \quad (22)$$

При цьому, спостерігається високий рівень адекватності результатів розрахунку реальних процесів насичення Карбоном і формування структури при цементації зразків, що характеризується високими коефіцієнтами кореляції $R^2 = 0{,}92–0{,}97$.

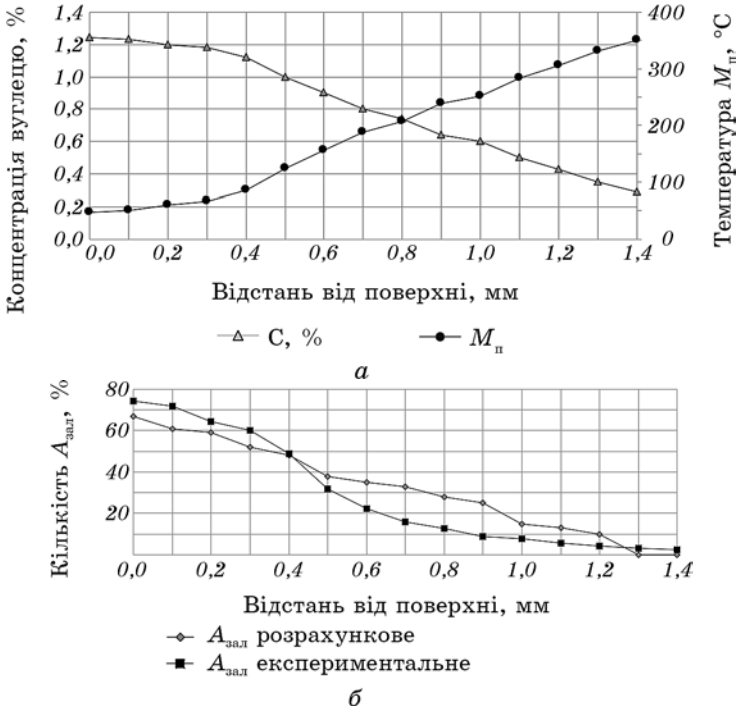
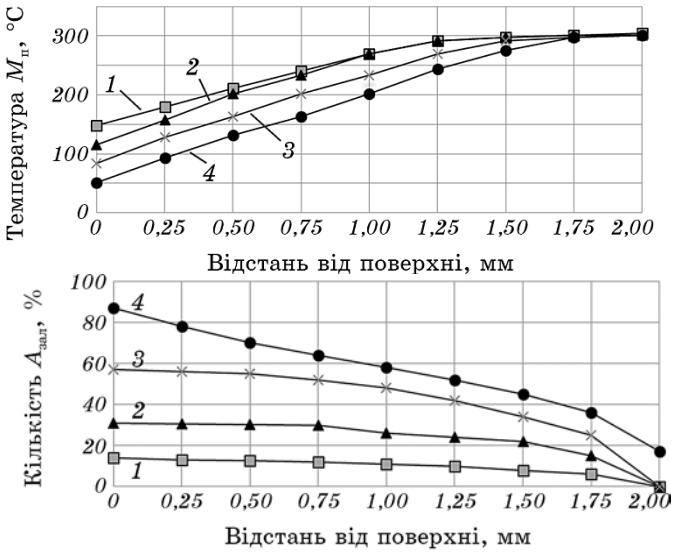


Рис. 8. Зміна положення точки $M_п$, вмісту Карбону (*а*) і вмісту $A_{зал}$, визначені розрахунковим і експериментальним шляхом (*б*) за глибиною цементованого шару в сталі 25ХГТ після плазмового гартування при ~1200–1300°С.

Fig. 8. The change in the position of the point $M_п$, the carbon content (*a*) and the content of $A_{зал}$, determined by calculation and experimentally (*б*) by the depth of the carburized layer in steel 25KhGT after plasma hardening at ~1200–1300°C.

Чим вище температура нагрівання під гартування, тим більше Карбону переходить у γ-твердий розчин, отже, точка початку мартенситного перетворення $M_п$ знижується в більшому ступені, а кількість залишкового аустеніту в структурі сталі зростає. При плазмовому гартуванні зразків від 1200–1300°С γ-твердий розчин цементованого шару характеризується найбільшим ступенем насичення Карбоном, за рахунок повного розчинення карбідів цементитного типу. У поверхні спостерігається утворення максимальної (до ~60%) кількості залишкового аустеніту. За глибиною шару вміст



$T_{гарт}$, °С	HRC	Фазово-структурні складові, %			
800	58	$M+A_{зал}+K$ 68+14+18	$M+A_{зал}+K$ 80+12+8	$M+A_{зал}$ 90+10	$M_{низьковугл}$+Ф 82+18
850	59	$M+A_{зал}+K$ 66+31+3	$M+A_{зал}+K$ 68+30+2	$M+A_{зал}$ 78+22	$M_{низьковугл}$ 82+18
900	49	$A_{зал}+M$ 57+43	$A_{зал}+M$ 55+45	$M+A_{зал}$ 66+34	$M_{низьковугл}$ 100
1000	45	$A_{зал}+M$ 87+13	$A_{зал}+M$ 64+36	$M+A_{зал}$ 55+45	$M_{низьковугл}+A_{зал}$ 64+17

Рис. 9. Розподіл положення точки $M_п$, кількості $A_{зал}$ та градієнтна зміни мікроструктури по глибині цементованого шару сталі 50Г після гартування від різних температур: *1* — 800°С, *2* — 850°С, *3* — 900°С, *4* — 1000°С.

Fig. 9. Distribution of the position of the point $M_п$, the amount of $A_{зал}$ and the gradient change of the microstructure along the depth of the carburized layer of steel 50Г after hardening from different temperatures: *1*—800°С, *2*—850°С, *3*—900°С, *4*—1000°С.

залишкового аустеніту закономірно зменшується.

П. 5. Диференційована градієнтна зміна мікроструктури по товщині шару (див. рис. 1). Зміна вмісту Карбону, що визначає зміну точки $M_п$, викликає диференційовану градієнтну зміну мікроструктури по товщині цементованого шару. Воно полягає в зосередженні Карбону безпосередньо біля поверхні і монотонному зменшенні вмісту $A_{зал}$ від максимального значення 60–67% до 0% при збільшенні кількості мартенситу гарту від 26% на поверхні до 100% на глибині 1,6 мм (рис. 7).

Пп. 6 и 7. Ступінь метастабільності $A_{зал}$ і кінетика його $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ (див. рис. 1). У свою чергу, як надійно встановлено для легованих сталей з різним співвідношенням мартенситу гарту і $A_{зал}$ [14], від цього співвідношення залежить ступінь метастабільності $A_{зал}$, яка визначає кінетику $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ. Однак, стосовно до градієнтної зміни кількості $A_{зал}$ по товщині цементованого шару, ступінь його метастабільності визначатиме можливість і обсяг протікання $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ при зношуванні по мірі просування фронту зносу по товщині. Звичайно, що процес самозміцнення буде посилюватися

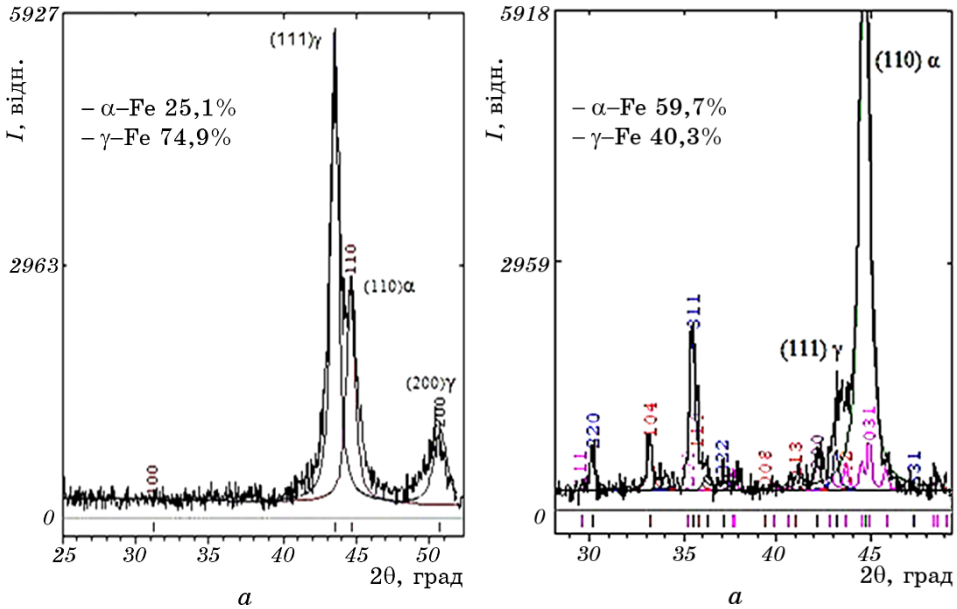


Рис. 10. Рентґенівські дифрактограми і фазовий склад вихідної (*а*) і зношеної (*б*) поверхонь зразків цементованої сталі 25ХГТ після плазмового гартування ~ 1200–1300°С.

Fig. 10. X-ray diffraction patterns and phase composition of the original (*a*) and worn (*б*) surfaces of carburized steel samples 25KhGT after plasma hardening ~ 1200–1300°C.

наклепом $A_{зал}$ і мартенситу гарту при мікропластичній деформації мікрооб'ємів металу, а також перерозподілу напружень в зв'язку з утворенням мартенситу деформації. Ці чинники представляються позитивними в ефекті самозміцнення і підвищенні зносостійкості в процесі зношування, які його доповнюють [5].

П. 8. Зміна мікроструктури металу, що зношується (див. рис. 1). Всі описані вище процеси і, перш за все, протікання $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ істотно змінюють мікроструктуру цементованого шару в зоні зношування, перш за все, збільшуючи вміст мартенситу деформації, що поступово утворюється. Це підтверджено експериментальними дослідженнями, наведеними в роботах [9, 12, 19, 29, 30]. Слід зауважити, що мартенсит деформації значно відрізняється від мартенситу гарту більш високою дисперсністю, більшою величиною мікронапруг, щільністю дислокацій і твердістю [5, 14]. Сам процес $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ супроводжується релаксацією мікронапруг, що так само сприяє підвищенню зносостійкості. Раніше в роботах [14, 15, 23, 31] було встановлено, що на $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ витрачається значна частина механічної енергії, що підводиться і менша її частка залишається на руйнування. Все це в сукупності викликає додаткове самозміцнення і підвищення опору зношування і зносостійкості (рис. 1, П. 9) і, як результат, підвищення довговічності виробів (рис. 1, П. 10).

По мірі зношування, паралельно з описаними вище процесами позитивної зміни структури цементованого шару відбувається поступове просування фронту зносу вглиб шару, хоча і зі значно меншою швидкістю, ніж в стабільних фазово-структурних станах, з огляду на реалізації описаних вище ефектів самозміцнення і релаксації напружень. В результаті, в описані вище процеси втягуються нові мікрооб'єми метастабільного металу, і процес деформаційного самозміцнення і підвищення зносостійкості багаторазово повторюються. Хоча, слід очікувати деяке уповільнення розвитку $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ в зв'язку зі зменшенням кількості $A_{зал}$ та його наклепом, що підвищує ступінь його стабільності. Тим часом, в цілому описані вище позитивні процеси суттєво збільшують експлуатаційний ресурс цементованих деталей.

З дифрактограм зразків цементованої сталі 25ХГТ (рис. 10) видно, що співвідношення інтенсивностей рентґенівських ліній аустеніту (γ-фази) і мартенситу (α-фази) в результаті зношування змінюється на користь мартенситу, що свідчить про розвиток в поверхневому шарі $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ.

Приріст кількості мартенситу в поверхневому шарі при цьому досягає $\approx 35\%$. Це пояснюється тим, що залишковий аустеніт, що утворюється в цементованій сталі при подальшому гартуванні, є метастабільним і в процесі зношування зазнає $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ, що викликає додаткове і, вельми істотне, самозміцнення і сприяє підви-

ТАБЛИЦЯ 2. Зміна кількості залишкового аустеніту, мікротвердості, вмісту Карбону і зносостійкості по глибині цементованого шару сталі 25ХГТ після плазмового гартування при 1200–1300°С.

TABLE 2. Change in the amount of retained austenite, microhardness, carbon content and wear resistance to the depth of the carburized layer of steel 25KhGT after plasma hardening at 1200–1300°C.

Глибина шару, мм	$A_{зал}$, %	C, % мас.	Мікротвердість, МПа	Зносостійкість ε_T
0,0	67	1,24	7538	6,2
0,1	61	1,23	7340	6,0
0,2	59	1,20	7269	5,8
0,3	52	1,18	7000	5,6
0,4	48	1,12	6807	5,3
0,5	38	1,00	6600	4,2
0,6	35	0,90	6384	3,1
0,7	33	0,80	6192	2,8
0,8	28	0,74	5961	2,6
0,9	25	0,64	5630	2,1
1,0	15	0,60	5269	2,0
1,1	13	0,50	5000	1,2
1,2	10	0,43	4846	1,1
1,3	-	0,35	4807	1,1
1,4	-	0,29	4753	1,0
1,5	-	0,28	4646	1,0

щенню зносостійкості [8, 32, 33].

Представляло інтерес вивчити зміну зносостійкості по глибині цементованого і плазмозміцненого шару, в залежності від градієнтної зміни фазово-структурного стану і, зокрема, кількості $A_{зал}$. При цьому враховували той факт, що ступінь метастабільності $A_{зал}$, в свою чергу, також істотно залежить від його кількості, як це показано в роботі [14].

Для цього, після шліфування кожних 0,1 мм цементованого шару, проводили випробування ε_T в однакових умовах і параметрах зношування. Одночасно визначався вміст Карбону (спектральним аналізом) та кількість $A_{зал}$ (методом січних).

З таблиці 2 видно, що закономірно по глибині цементованого шару знижується мікротвердість $A_{зал}$, оскільки зменшується вміст Карбону в ньому. Відповідно, знижується ε_T (від 6,2 на поверхні до 1,0 в серцевині), що можна пояснити зменшенням вмісту Карбону по

глибині шару, вмісту вуглецю в $A_{зал}$ і, відповідно, в мартенситі деформації, що утворився з $A_{зал}$ внаслідок $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ. При цьому, до глибини ~ 0,4 мм ε_T достатньо висока (див. табл. 2), що зазвичай відповідає глибині робочої частини цементованого шару для багатьох видів експлуатації цементованих деталей машин.

Таким чином, розроблений алгоритм причинно-наслідкових взаємозв'язків і побудована фізико-математична модель процесів насичення Карбоном шарів низьковуглецевих конструкційних сталей при цементації і регулювання градієнтного розподілу фазово-структурних модифікацій по їх товщині, дозволяють використовувати їх метастабільні стані $A_{зал}$, що реалізують $\gamma \to \alpha'$-ДМПЗ, за рахунок вибору технологій термічної обробки для підвищення експлуатаційного ресурсу металовиробів.

4. ВИСНОВКИ

1. Створений, теоретично і експериментально обґрунтований алгоритм причинно-наслідкових зв'язків фізико-хімічних і структурних факторів, отриманих механічних і експлуатаційних властивостей в процесі еволюції метастабільних навуглецьованих шарів конструкційних сталей при обробках та експлуатації.
2. Розроблено фізико-математична модель процесу формування диференційовано-градієнтних фазово-структурних метастабільних модифікацій і комплексів в цементованих шарах в результаті використання розроблених способів об'ємно-поверхневих комплексних обробок для підвищення зносостійкості та експлуатаційної довговічності деталей машин.
3. Показано позитивна роль метастабільного аустеніту диференційовано розташованого в навуглецьованих шарах в підвищенні зносостійкості конструкційних сталей.
4. Встановлена закономірність зміни зносостійкості по глибині цементованого шару сталі 25ХГТ, додатково зміцненого плазмовим струменем, в залежності від кількості метастабільного $A_{зал}$ і вмісту Карбону в ньому.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Y. Shen, S. Moghadam, F. Sadeghi, K. Paulson, and R. Trice, *Int. J. Fatigue*, **75**: 135 (2015).
2. A. Walvekar and F. Sadeghi, *Int. J. Fatigue*, **95**: 264 (2017).
3. М. А. Смирнов, В. М. Счастливцев, Л. Г. Журавлев, *Основы термической обработки стали* (Москва: Наука и технологии: 2002).
4. А. Л. Геллер, В. Н. Юрко, *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, № 6: 66 (1991).
5. Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, *Экономнолегированные сплавы с*

мартенситными превращениями и упрочняющие технологии (Харьков: ННЦ «ХФТИ»: 2007).
6. A. Emamian, *Materials Sciences and Applications*, **3**, No. 8: 519 (2012).
7. М. Н. Брыков, В. Г. Ефременко, А. В. Ефременко, *Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании* (Херсон: Гринь: 2014).
8. O. P. Cheiliakh., N. E. Karavaieva, M. A. Ryabikina, and J. Mikula, *Innovative, Cost Effective and Eco-Friendly Fibre-Based Materials for Construction Industry* (Krakow: Politechnika Krakowska im. Tadeusza Kostuuszki: 2015), p. 131.
9. O. P. Cheiliakh, Y. A. Cheiliakh, N. E. Karavaieva et al., *Treatamientos Termicos (Heat Treatment of Metals)*, No. 143: 35 (part 1); No. 144: 25 (part 2) (2014).
10. В. А. Малиновская, *Распределение азота и углерода, фазовая структура градиентных слоев и механические свойства стали 20Х2Н4А после нитроцементации* (Дисс. … канд. техн. наук) (Томск: 2006).
11. Б. Д. Лыгденов, *Фазовые превращения в сталях с градиентными структурами, полученными химико-термической и химико-термоциклической обработкой* (Автореферат дисс. … канд. техн. наук) (Новокузнецк: 2004).
12. Н. Є. Мак-Мак, *Створення метастабільних станів та зміцнення конструкційних сталей способами термічної та хіміко-термічної обробки* (Автореферат дис. … канд. техн. наук) (Маріуполь: 2019).
13. O. P. Cheiliakh and I. V. Kolodyazhna, *1st Mediterranean Conference on Heat Treatment and Surface Engineering (Dec. 1–3, 2009)* (Sharm El-Sheikh: 2009).
14. А. П. Чейлях, *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии* (Мариуполь: ПГТУ: 2009).
15. B. Bhushan, *Introduction to Tribology* (New York: John Whiley and Sons: 2001).
16. Л. И. Рослякова, И. Н. Росляков, *Упрочняющие технологии и покрытия*, № 4: 32 (2014).
17. W. D. Callister, *Materials Science and Engineering: an Introduction* (Wiley: 2007).
18. С. Е. Крылова, *Оптимизация состава и режимов термической обработки среднелегированной стали для условий сложного износа* (Дисс. … канд. техн. наук) (Орск: 2009).
19. А. П. Чейлях, М. А. Рябикина, Н. Е. Караваева, *Міжнародна науково-технічна конференція «Університетська наука-2014»* (Маріуполь: ДВНЗ «ПДТУ»: 2014), т. I, с. 241.
20. Ю. И. Густов, *Триботехника строительных машин и оборудования* (Москва: Московский государственный строительный университет: 2011).
21. А. А. Анохин, *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, № 5: 10 (2003).
22. К. В. Жигунов, *Машиностроитель*, № 1: 26 (2004).
23. С. В. Щетинин, В. И. Щетинина, Ю. В. Сергиенко, В. И. Федун, А. В. Будыка, А. Г. Белик, *Захист металургійних машин від поломок*, вип. 8: 179 (2005).
24. В. М. Счастливцев, М. А. Филиппов, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 1: 6 (2005).
25. Р. А. Куликовский, *Проблемы трибологии*, № 4: 49 (2012).

26. В. Д. Садовский, Е. А. Фокина, *Остаточный аустенит в закаленной стали* (Москва: Наука: 1986).
27. Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов, *Вестник машиностроения*, № 8: 79 (2015).
28. Dorien De Knijf, Roumen Petrov, Cecilia Föjer, and Leo A. I. Kestens, *Materials Science and Engineering A*, **615**: 107 (2014).
29. А. П. Чейлях, Н. Е. Караваева, *10-ая научно-практическая конференция «Кадры для региона — современная металлургия нового тысячелетия»* (Липецк: ЛГТУ: 2013), часть II, с. 64.
30. O. P. Cheiliakha and N. E. Karavaieva, *Science and Education a New Dimension: Natural and Technical Science*, Iss. 8: 35 (2015).
31. В. С. Попов, Н. Н. Брыков, М. И. Андрущенко, *Трение и износ*, **12**, № 1: 163 (1991).
32. Y. A. Cheylyakh, O. P. Cheiliakh, N. E. Mak-Mak, and Sh. Kazumichi, *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова*, **14**, № 2: 76 (2016).
33. O. P. Cheiliakh, Y. A. Cheiliakh, and N. E. Mak-Mak, *International Scientific and Methodological Conference 'University science-2016'* (Mariupol: Pryazovskyi State Technical University: 2016), p. 90.

REFERENCES

1. Y. Shen, S. Moghadam, F. Sadeghi, K. Paulson, and R. Trice, *Int. J. Fatigue*, **75**: 135 (2015).
2. A. Walvekar and F. Sadeghi, *Int. J. Fatigue*, **95**: 264 (2017).
3. M. A. Smirnov, V. M. Schastlivtsev, and L. G. Zhuravlev, *Osnovy Termicheskoy Obrabotki Stali* [Basics of Heat Treatment of Steel] (Moscow: Nauka i Tekhnologii: 2002) (in Russian).
4. A. L. Geller and V. N. Yurko, *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedeniy. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 66 (1991) (in Russian).
5. L. S. Malinov and V. L. Malinov, *Ekonomnolegirovannye Splavy s Martensitnymi Prevrashcheniyami i Uprochnyayushchie Tekhnologii* [Economically Doped Alloys with Martensitic Transformations and Hardening Technologies] (Kharkiv: NNTs 'KhFTI': 2007) (in Russian).
6. A. Emamian, *Materials Sciences and Applications*, **3**, No. 8: 519 (2012).
7. M. N. Brykov, V. G. Efremenko, and A. V. Efremenko, *Iznosostoykost Staley i Chugunov pri Abrazivnom Iznashivanii* [Abrasion Resistance of Steels and Cast Irons] (Kherson: Grin': 2014) (in Russian).
8. O. P. Cheiliakh., N. E. Karavaieva, M. A. Ryabikina, and J. Mikula, *Innovative, Cost Effective and Eco-Friendly Fibre-Based Materials for Construction Industry* (Krakow: Politechnika Krakowska im. Tadeusza Kostuuszki: 2015), p. 131.
9. O. P. Cheiliakh, Y. A. Cheiliakh, N. E. Karavaieva et al., *Treatamientos Termicos (Heat Treatment of Metals)*, No. 143: 35 (part 1); No. 144: 25 (part 2) (2014).
10. V. A. Malinovskaya, *Raspredelenie Azota i Ugleroda, Fazovaya Struktura Gradientnykh Sloev i Mekhanicheskie Svoystva Stali 20Kh2N4A posle Nitrotsementatsii* [Distribution of Nitrogen and Carbon, Phase Structure of

Gradient Layers and Mechanical Properties of 20Kh2N4A Steel after Nitrocarburizing] (Disser. for PhD Tech. Sci.) (Tomsk: 2006) (in Russian).
11. B. D. Lygdenov, *Fazovye Prevrashcheniya v Stalyakh s Gradientnymi Strukturami, Poluchennymi Khimiko-Termicheskoy i Khimiko-Termotsiklicheskoy Obrabotkoy* [Phase Transformations in Steels with Gradient Structures Obtained by Chemical-Thermal Treatment and Chemical-Thermal Cycling] (Thesis of Disser. for PhD Tech. Sci.) (Novokuznetsk: 2004) (in Russian).
12. N. Ye. Mak-Mak, *Stvorennya Metastabil'nykh Staniv ta Zmitsnennya Konstruktsiynykh Staley Sposobamy Termichnoyi ta Khimiko-Termichnoyi Obrobky* [Creation of Metastable States and Strengthening of Structural Steels by Methods of Thermal and Chemical-Thermal Processing] (Thesis of Disser. for PhD Tech. Sci.) (Mariupol: 2019) (in Ukrainian).
13. O. P. Cheiliakh and I. V. Kolodyazhna, *1st Mediterranean Conference on Heat Treatment and Surface Engineering (Dec. 1–3, 2009)* (Sharm El-Sheikh: 2009).
14. A. P. Cheylyakh, *Ekonomnolegirovannye Metastabil'nye Splavy i Uprochnyayushchie Tekhnologii* [Economically Doped Metastable Alloys and Hardening Technologies] (Mariupol: PGTU: 2009) (in Russian).
15. B. Bhushan, *Introduction to Tribology* (New York: John Whiley and Sons: 2001).
16. L. I. Roslyakova and I. N. Roslyakov, *Uprochnyayushchie Tekhnologii i Pokrytiya*, No. 4: 32 (2014) (in Russian).
17. W. D. Callister, *Materials Science and Engineering: an Introduction* (Wiley: 2007).
18. S. E. Krylova, *Optimizatsiya Sostava i Rezhimov Termicheskoy Obrabotki Srednelegirovannoy Stali dlya Usloviy Slozhnogo Iznosa* [Optimization of the Composition and Heat Treatment Modes of Medium-Doped Steel for Severe Wear Conditions] (Disser. for PhD Tech. Sci.) (Orsk: 2009) (in Russian).
19. A. P. Cheylyakh, M. A. Ryabikina, and N. E. Karavaeva, *Mizhnarodna Naukovo-Tekhnichna Konferentsiya 'Universytets'ka nauka-2014'* (Mariupol: DVNZ 'PDTU': 2014), vol. I, p. 241(in Russian).
20. Yu. I. Gustov, *Tribotekhnika Stroitel'nykh Mashin i Oborudovaniya* [Tribotechnics of Construction Machines and Equipment] (Moscow: Moskovskiy Gosudarstvennyy Stroitelnyy Universitet: 2011) (in Russian).
21. A. A. Anokhin, *Vostochno-Evropeyskiy Zhurnal Peredovykh Tekhnologiy*, No. 5: 10 (2003) (in Russian).
22. K. V. Zhigunov, *Mashinostroitel*, No. 1: 26 (2004) (in Russian).
23. S. V. Shchetinin, V. I. Shchetinina, Yu. V. Sergienko, V. I. Fedun, A. V. Budyka, and A. G. Belik, *Zakhyst Metalurhiynykh Mashyn vid Polomok*, vol. 8: 179 (2005) (in Russian).
24. V. M. Schastlivtsev and M. A. Filippov, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 1: 6 (2005) (in Russian).
25. R. A. Kulikovskiy, *Problemy Tribologii*, No. 4: 49 (2012) (in Russian).
26. V. D. Sadovskiy, E. A. Fokina, *Ostatochnyy Austenit v Zakalennoy Stali* [Residual Austenite in Hardened Steel] (Moscow: Nauka: 1986) (in Russian).
27. Yu. M. Dombrovskiy and M. S. Stepanov, *Vestnik Mashinostroeniya*, No. 8: 79 (2015) (in Russian).
28. Dorien De Knijf, Roumen Petrov, Cecilia Föjer, and Leo A. I. Kestens, *Materials Science and Engineering A*, **615**: 107 (2014).

29. A. P. Cheylyakh and N. E. Karavaeva, *10-aya Nauchno-Prakticheskaya Konferentsiya «Kadry dlya Regiona—Sovremennaya Metallurgiya Novogo Tysyacheletiya»* (Lipetsk: LGTU: 2013), part II, p. 64 (in Russian).
30. O. P. Cheiliakha and N. E. Karavaieva, *Science and Education a New Dimension: Natural and Technical Science*, Iss. 8: 35 (2015).
31. V. S. Popov, N. N. Brykov, and M. I. Andrushchenko, *Trenie i Iznos*, **12**, No. 1: 163 (1991) (in Russian).
32. Y. A. Cheylyakh, O. P. Cheiliakh, N. E. Mak-Mak, and Sh. Kazumichi, *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G. I. Nosova*, **14**, No. 2: 76 (2016).
33. O. P. Cheiliakh, Y. A. Cheiliakh, and N. E. Mak-Mak, *International Scientific and Methodological Conference 'University science-2016'* (Mariupol: Pryazovskyi State Technical University: 2016), p. 90.