

**132 МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО**

УДК 621.785.52:669.15-194

doi: 10.32782/2225-6733.43.2021.4

© Рябікіна М.А.<sup>1</sup>, Чеїлях О.П.<sup>2</sup>, Максимішина О.С.<sup>3</sup>**ВПЛИВ ЦЕМЕНТАЦІЇ ТА ЗАГАРТУВАННЯ СВЧ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИФУЗІЙНОГО ШАРУ СТАЛІ 25ХГТ**

У цій статті виконано дослідження структури та властивостей науглецьованих покриттів на сталі 25ХГТ, отриманих методами поверхневого зміцнення, а саме – газовою цементацією, загартуванням СВЧ від температур 800-1000°C та відпуском при 200°C. Вивчено особливості структури дифузійного шару, показано, що при всіх варіантах термічного зміцнення мікроструктура сталі 25ХГТ є сумішшю мартенситу, залишкового аустеніту і карбідів ( $M+A_{\text{зал.}}+K$ ). З підвищенням температури загартування в поверхневому шарі безструктурний мартенсит замінюється голчастим мартенситом. Максимальна кількість залишкового аустеніту ( $\approx 40\%$ ) спостерігається при температурах загартування 800 і 1000°C; структура серцевини – маловуглецевий мартенсит. Встановлено, що оптимальні властивості: мікротвердість поверхні  $HV=870$  МПа та коефіцієнт відносної зносостійкості  $\epsilon = 1,5$  – отримані загартуванням СВЧ від 1000°C і, можливо, обумовлені подальшим деформаційним перетворенням залишкового аустеніту на мартенсит. Випробування на твердість та знос представлені у графічній формі, обговорені результати та зроблені висновки. Рівнянням Фіка за допомогою функції помилок  $\text{erf}(x)$  визначено розрахункову концентрацію вуглецю по глибині шару сталі 25ХГТ після цементації в інтервалі 820-960°C. Моделюванням газової цементації в умовах машинобудівного підприємства «МАГМА», Маріуполь:  $t = 950^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 12$  годин, на поверхні дифузійного шару розрахункова концентрація вуглецю сягає 1,2%, дорівнює вихідній концентрації 0,25% на глибині  $X_D = 1,75$  мм. При цементації зазвичай контролюють ефективну товщину шару при 0,45% С (HRC50) –  $X_E = 1,25$  мм. Збільшення  $X_E$  підвищує міцність, контактну витривалість шестерень і термін служби трансмісійної системи в цілому, навпроти, занадто велика глибина науглецювання може призвести до зниження міцності зачеплення зубчастих передач внаслідок різної величини  $X_E$  зовнішньої та внутрішньої шестерень, зростання складності технологічного циклу. Розраховані параметри  $X_D$  і  $X_E$  корелюють з експериментальними кривими залежності мікротвердості сталі 25ХГТ від глибини шару.

**Ключові слова:** хіміко-термічна обробка, цементація, дифузійний шар, структура, залишковий аустеніт, твердість, зносостійкість.

**M.A. Ryabikina, O.P. Cheiliakh, O.S. Maksymyshyna. Influence of carburizing and HFC quenching on characteristics of diffusion layer of 25CrMnTi steel.** This article considers the structure and properties of carburized coatings on 25CrMnTi steel, obtained by surface hardening methods, namely, gas carburizing, HFC quenching from temperatures of 800-1000°C and tempering at 200°C. The features of the structure of the diffusion layer have been studied; it has been shown that for all variants of thermal hardening, the microstructure of 25CrMnTi steel is a mixture of martensite, retained austenite and carbides

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, [maruyna.ryabikina@gmail.com](mailto:maruyna.ryabikina@gmail.com)

<sup>2</sup> д-р техн. наук, професор, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, ORCID: 0000-0002-5794-9036

<sup>3</sup> магістр, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, [maksimishina.1999@gmail.com](mailto:maksimishina.1999@gmail.com)

( $M + A_{ret.} + C$ ). With the quenching temperature increase structureless martensite in the surface layer is replaced by acicular martensite. The maximum amount of retained austenite ( $\approx 40\%$ ) is observed at quenching temperatures of 800 and 1000°C; the core structure being low-carbon martensite. It has been established that the optimum properties, that is surface microhardness 870 HV and relative wear resistance coefficient  $\varepsilon = 1,5$  – were obtained by HFC quenching from 1000°C and, possibly, are due to the subsequent deformation transformation of retained austenite into martensite. Hardness and wear tests are presented in graphical form, results have been discussed and conclusions have been drawn. Through the use of the Fick's equation and the error function  $erf(t)$ , the calculated concentration of carbon in the depth of the steel layer 25CrMnTi after cementation in the range of 820-960°C has been determined. When modelling gas cementation under the conditions of the machine building enterprise «MAGMA», Mariupol:  $t = 950^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 12$  hours on the surface of the diffusion layer, the estimated carbon concentration reaches 1.2%, equal to the initial concentration of 0.25 % at a total case depth (TCD) = 1.75 mm. During cementation, the effective case depth (ECD) is usually controlled at 0.45% C (HRC50) – ECD = 1.25 mm. Increasing the ECD increases the strength, surface durability of gears and the service life of the transmission system as a whole; but on the contrary, too deep carburization depth can result in reduced gearing strength due to different ECD of external and internal gears, and greater complexity of the technological cycle. The calculated parameters of TCD and ECD correlate with the experimental curves of the microhardness of steel 25CrMnTi from the depth of the layer.

**Key words:** chemical heat treatment, carburizing, diffusion layer, structure, retained austenite, hardness, wear resistance.

**Постановка проблеми.** Для деталей, що працюють при підвищених вібраціях і навантаженнях, необхідне поєднання високої міцності, пластичності, в'язкості, опору зношуванню, контактної витривалості. Підвищення цих властивостей можливо за рахунок поверхневого зміцнення – цементації і наступної термічної обробки. В результаті в поверхневому шарі сталевого виробу формується градієнтна структура, що складається із суміші ( $M_{гарт.} + A_{зал.} + K$ ). Роль і можливості залишкового аустеніту, поряд з іншими складовими, в формуванні комплексу властивостей модифікованого шару досі залишається об'єктом дослідження. Відомо, що залишковий аустеніт в структурі дифузійного шару конструкційних сталей є метастабільним і здатним до деформаційного перетворення в мартенсит  $\gamma_{зал.} \rightarrow \alpha'$  ДМПЗ, що підвищує опір зношуванню [1-6].

**Аналіз останніх досліджень і публікацій.** Цементация – це процес зміцнення поверхні сталевого виробу за рахунок утворення тонкого модифікованого шару на поверхні, при збереженні в'язкої серцевини. Цементация є економічно ефективним методом підвищення поверхневої твердості, зносостійкості, контактної витривалості елементів зубчастих передач. Виходячи з досвіду робіт [8-10], з метою отримання оптимальних властивостей поверхневого шару потребують уточнення деякі питання розподілу вуглецю та формування метастабільного залишкового аустеніту в градієнтних шарах цементованих низьковуглецевих сталей.

**Мета статті** – дослідити вплив термічної обробки на твердість та зносостійкість цементованої конструкційної сталі 25ХГТ. Методами математичного моделювання вивчити характер розподілу вуглецю по глибині цементованого шару та його вплив на послідовну трансформацію структури.

**Виклад основного матеріалу.** Конструкційна легована хромомарганцева сталь 25ХГТ використовується для виготовлення навантажених деталей з твердістю HRC  $\geq 59$  – зубчасті колеса, шестерні, інші вироби. Хімічний склад сталі наведений в таблиці 1. Зразки із сталі 25ХГТ піддавалися газової цементації, загартуванню СВЧ при температурах 800-1100°C протягом 20 хвилин і низькому відпуску при 200°C (1 год.) і з подальшим охолодженням на повітрі. Газова цементация виконувалася в умовах підприємства ТОВ «МАГМА» (м. Маріуполь), термічне відділення якого оснащено комплексом газової цементації Uttis, до якого входять піч для газової цементації, генератор газу, гартівна ванна.

Таблиця 1

Хімічний склад сталі 25ХГТ (ГОСТ 53-71)

Марка сталі	Вміст елементів, мас. %										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Mo	Cu	Ti
25ХГТ	0,22-0,29	0,17-0,37	0,80-1,10	≤0,025	≤0,025	1,00-1,30	≤0,30	≤0,11	≤0,11	≤0,30	≤0,11

Металографічний аналіз проводився на зразках розміром 10×15 мм на мікроскопі «ММТ-14Ц» зі збільшенням в ×100 – ×600 разів згідно з ГОСТ 5640, ГОСТ 5639-82, ГОСТ 10243.

Виміри твердості і мікротвердості – на «ТК Роквелла» з навантаженням 1500 Н (шкала С) згідно з ГОСТ 9012-59; на приладі NOVOTEST ТЗ-МКВ1 згідно з ГОСТ 9013-59.

Випробування на зношування проводилися на машині МІ-1М за схемою колодка (випробуваний зразок) – ролик (контрольне тіло) (рис. 2). Час зношування становив: між двома послідовними зважуваннями – 3 хв., загальний час – 21 хв. Зразки для зношування мали розміри 10×10×27 мм. Зразок випробовували за обраною схемою тертям об ролик, який обертається з числом оборотів 500 (окружна швидкість в зоні тертя  $\omega = 1,31$  м/с).

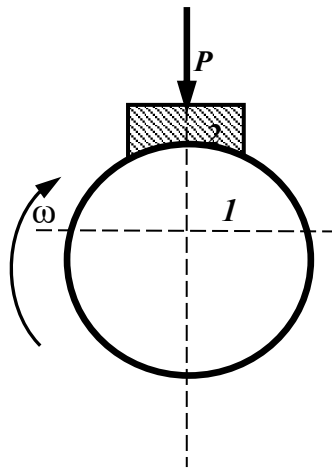


Рис. 1 – Схема випробувань зразків тертям ковзання: 1 – контрольне тіло (ролик), 2 – зразок

В процесі зношування оцінюється втрата ваги зразків. Зразки зважувалися до і після випробування з дискретністю вимірювання 0,0001 г. Перед зважуванням зразки протирали спиртом. Розраховували відносну зносостійкість за формулою:

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_e}{\Delta m_s}, \quad (1)$$

де  $\Delta m_e$ ,  $\Delta m_s$  – втрати маси еталона і зразка за однаковий час зношування. Як еталон використовувалась сталь 45 в загартованому стані з твердістю 58 HRC.

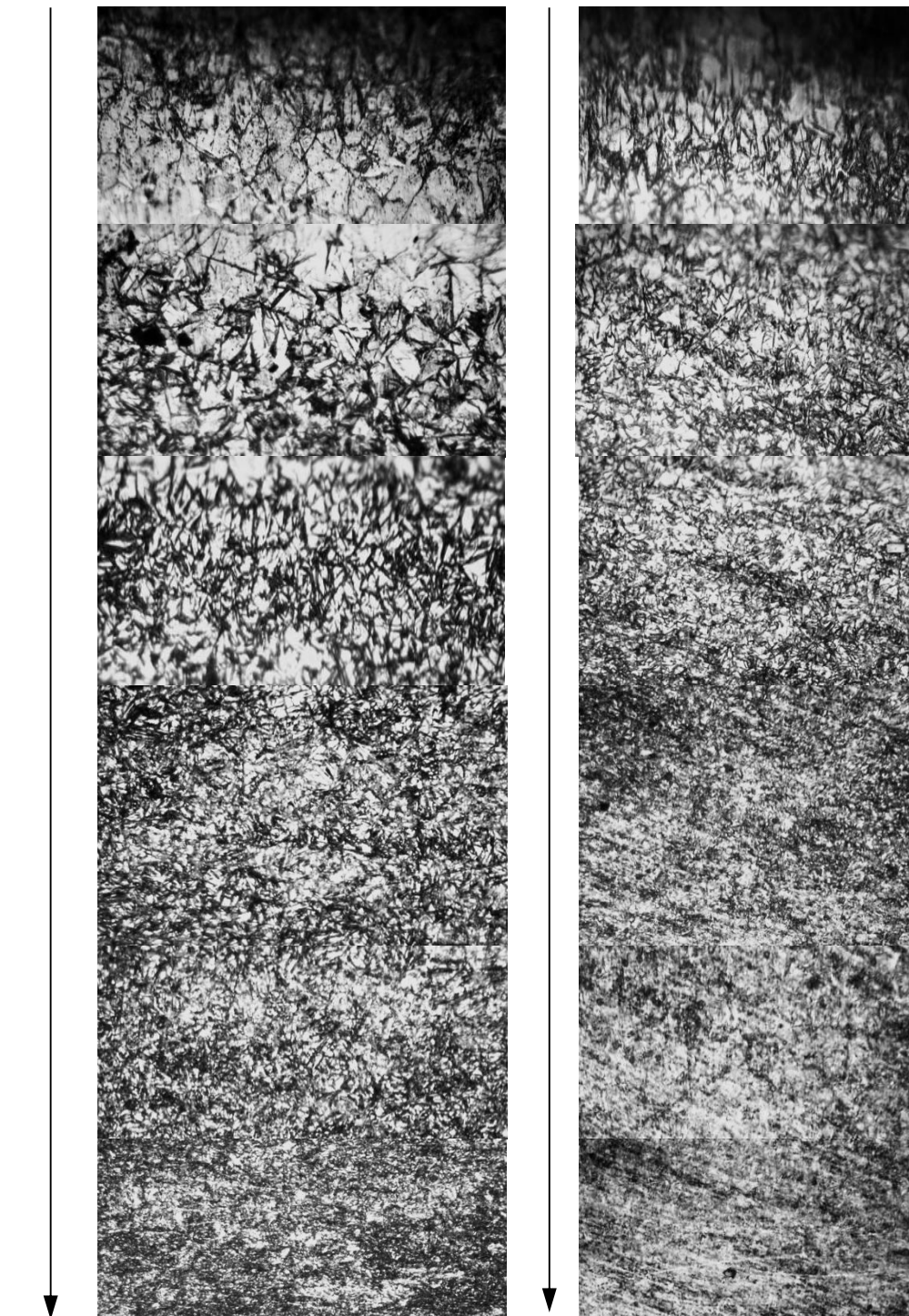
Товщина науглецьованого шару сталі 25ХГТ становила 1,2-1,3 мм. На рис. 2 представлені мікроструктури цементованої сталі 25ХГТ після загартування СВЧ з різних температур та низького відпуску. Після гарту з температур 800-1100°C мікроструктура сталі являє собою суміш М+А<sub>зал.</sub>+К. З підвищенням температури загартування, в структурі поверхневого шару безструктурний мартенсит (рис. 2, а) змінюється голчастим мартенситом (рис. 2, г). Перехідна зона складається з безструктурного мартенситу та невеликої кількості дрібних розподілених карбідів, також по всьому перетину виявляються грановані карбонітриди титану. Найбільша кількість залишкового аустеніту спостерігається на поверхні і зменшується в напрямку серцевини; структура серцевини – маловуглецевий мартенсит.

Відомо, що з підвищенням температури загартування в інтервалі 800-1100°C кількість та ступінь метастабільності залишкового аустеніту в поверхневому шарі зростають внаслідок його збагачення вуглецем та легуючими елементами, навпроти, кількість мартенситу загартування та карбідів зменшується [7, 8]. Але на практиці з рис. 2 видно, що найбільша кількість А<sub>зал.</sub>

спостерігається після гартування від 800°C і 1000°C. При 1100°C, ймовірно сталося вигорання вуглецю з поверхні, тому наявність в структурі зразків  $A_{\text{зал}}$  майже не спостерігається. За шкалою [11] в поверхневому шарі при 800°C –  $A_{\text{зал}} \approx 40\%$ , бал 4А; 900°C –  $A_{\text{зал}} \approx 20\%$ , бал 2А; 1000°C –  $A_{\text{зал}} \approx 40\%$ , бал 4А; 1100°C –  $A_{\text{зал}} \approx 15\%$ , бал 1А.

Вплив температури загартування СВЧ в інтервалі 800-1100°C на твердість та мікротвердість цементованої сталі 25ХГТ представлений на рис. 3-5.

Поверхня



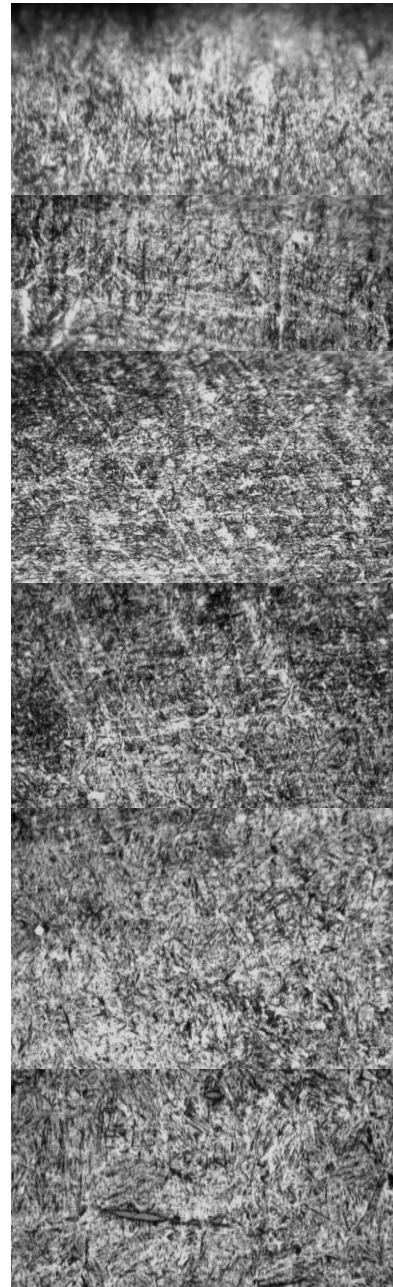
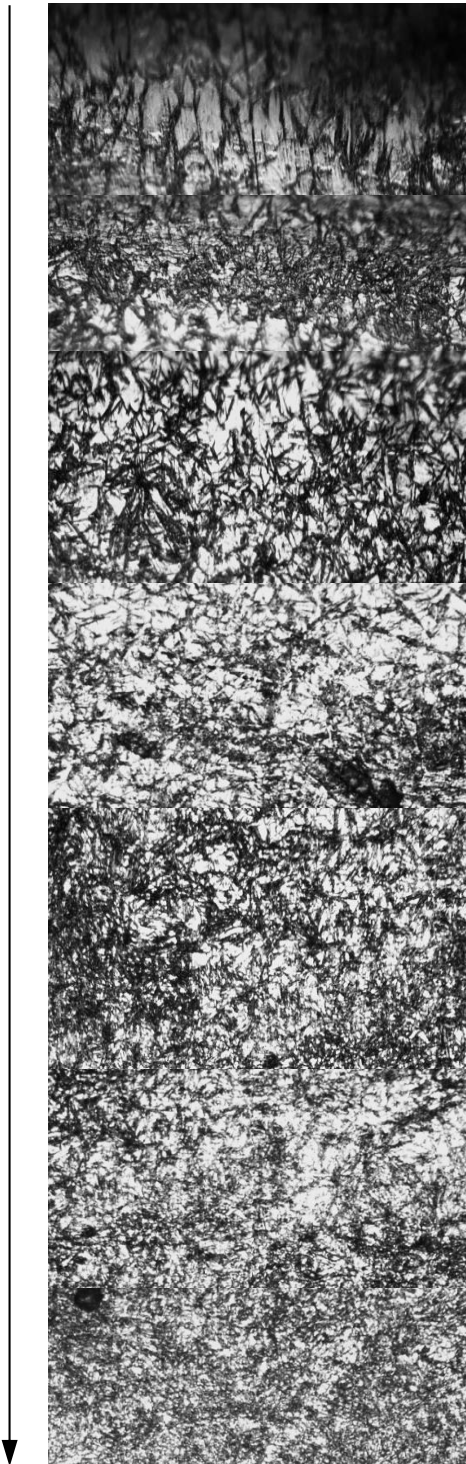
Серцевина

а)

б)

Продовження рис.2

Поверхня



Серцевина

в)

г)

Рис. 2 – Мікроструктура сталі 25ХГТ після загартування СВЧ з різних температур: а) 800°C; б) 900°C; в) 1000°C; г) 1100°C; та відпуску при температурі 200°C,  $\times 200$

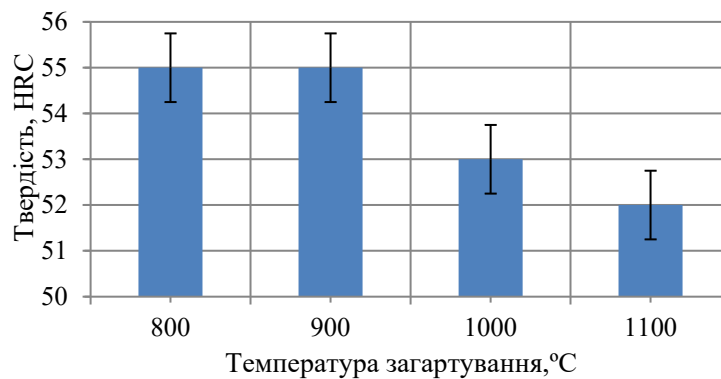


Рис. 3 – Вплив температури загартування СВЧ на твердість цементованої сталі 25XГТ

Видно плавне зменшення твердості сталі з підвищенням температури загартування.

Криві зміни мікротвердості сталі 25XГТ від поверхні до центру зразка наведені на рис. 4. Видно, що при температурі загартування 1000°C спостерігаються максимальні значення мікротвердості, що пов'язано з присутністю в структурі поверхневого шару голчастого мартенситу, рівномірно розподілених карбідів титану і хрому. Далі, в напрямку зменшення слідує мікротвердість зразків загартованих від 900 та 800°C. При температурі 1100°C рівень мікротвердості найменший і плавно знижується в напрямку серцевини зразка.

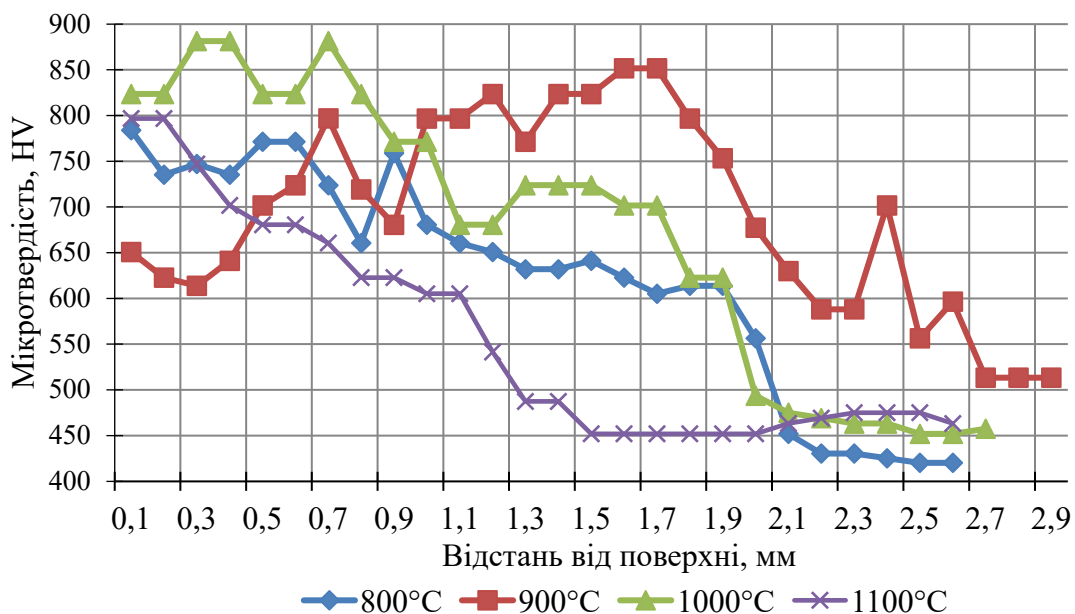


Рис. 4 – Зміна мікротвердості за глибиною цементованого шару сталі 25XГТ залежно від температури загартування

На рис. 5 наведена гістограма мікротвердості зразків на поверхні ( $X_H$ ) та на глибині цементованого шару 1,2-1,3 мм ( $X_{1,25}$ ). Видно, що гартування СВЧ при температурі 1000°C обумовило максимальну мікротвердість поверхні, а саме – 870 та 680 МПа.

Зміна зносостійкості при сухому терті (метал по металу) сталі 25XГТ залежно від температури загартування представлена на рис. 6.

Найбільш високі значення зносостійкості при сухому терті  $\varepsilon = 1,5$  відповідають температурі загартування СВЧ 1000°C і корелюють з мікротвердістю ( $HV = 850$  МПа), що можна пояснити оптимальним фазовим складом сталі, який складається з голчастого мартенситу, карбідів і залишкового аустеніту (~40%), здатного до деформаційного мартенситного  $\gamma_{зал} \rightarrow \alpha'$  перетворення.



Цементация зазвичай здійснюється при температурі від 820 до 960°C. Після загартування науглецьована поверхня набуває структури мартенситу з високою твердістю, зносостійкістю, опором втоми, рис. 7.

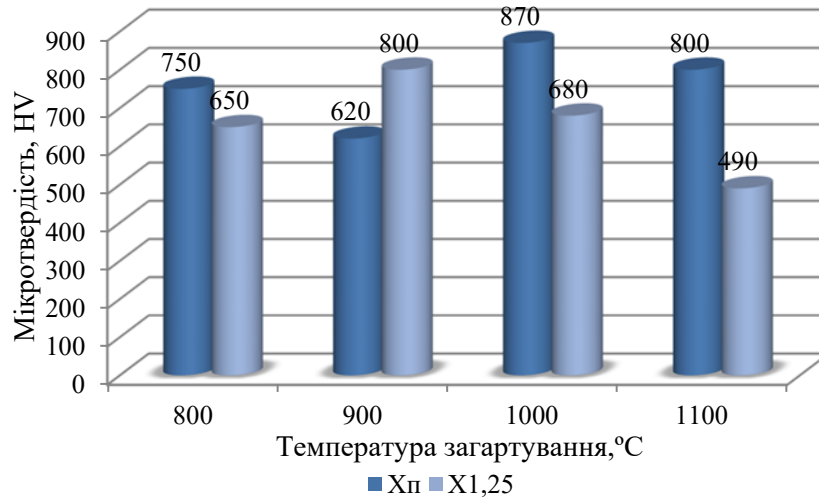


Рис. 5 – Гістограма мікротвердості зразків на поверхні (X<sub>II</sub>) та на глибині цементованого шару 1,2-1,3 мм (X<sub>1,25</sub>)

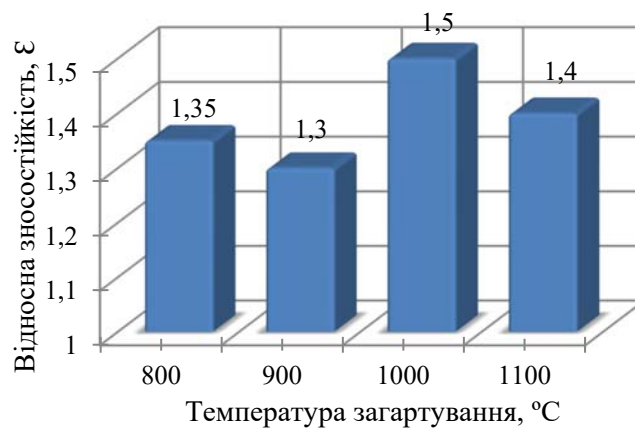


Рис. 6 – Залежність відносної зносостійкості цементованої сталі 25ХГТ від температури СВЧ загартування

**Вища механічна міцність;**  
**Поєднання міцності з втомною міцністю;**  
**Підвищена зносостійкість і довговічність;**  
**Вища стійкість до корозії;**  
**Підвищена твердість поверхні**

Якщо деталі асиметричні, різниця швидкості охолодження може викликати напругу та утворення тріщин. Цементация призводить до деяких змін розмірів, об'єму деталі приблизно +0,2 % та зростання зерна, як наслідок – витрати на механічну обробку

Рис. 7 – Переваги і недоліки цементации

Глибина дифузійного шару залежить від температури, часу та вуглецевого потенціалу на поверхні сталі, це відповідає другому закону дифузії Фіка [12]:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2)$$

Розв'язання цього диференціального рівняння:

$$\frac{(C(x,t)-C_0)}{C_S-C_0} = 1 - \operatorname{erf} \left[ \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right]. \quad (3)$$

Для розрахунків приймаємо  $C_0 = 0,25\%$ ;  $C_S = 1,2\%$ ;  $C_x$  – концентрація вуглецю на відстані  $x$  від поверхні;  $D$  – коефіцієнт дифузії в  $\gamma$ -залізі;  $\tau$  – час насичення.

Коефіцієнт дифузії визначається формулою:

$$D = D_0 \cdot \frac{-Q}{RT}, \quad (4)$$

де  $Q$  – енергія активації дифузії,  $T$  – температура газової цементації,  $K$  і  $R$  – універсальна газова постійна,  $R = 8,314$  Дж/моль.

Для потенціалу середовища  $C = 1,2\%$ , часу витримки  $\tau = 43200$  с (12 годин) отримуємо зміну концентрації вуглецю в сталі 25ХГТ після газової цементації, рис. 8.

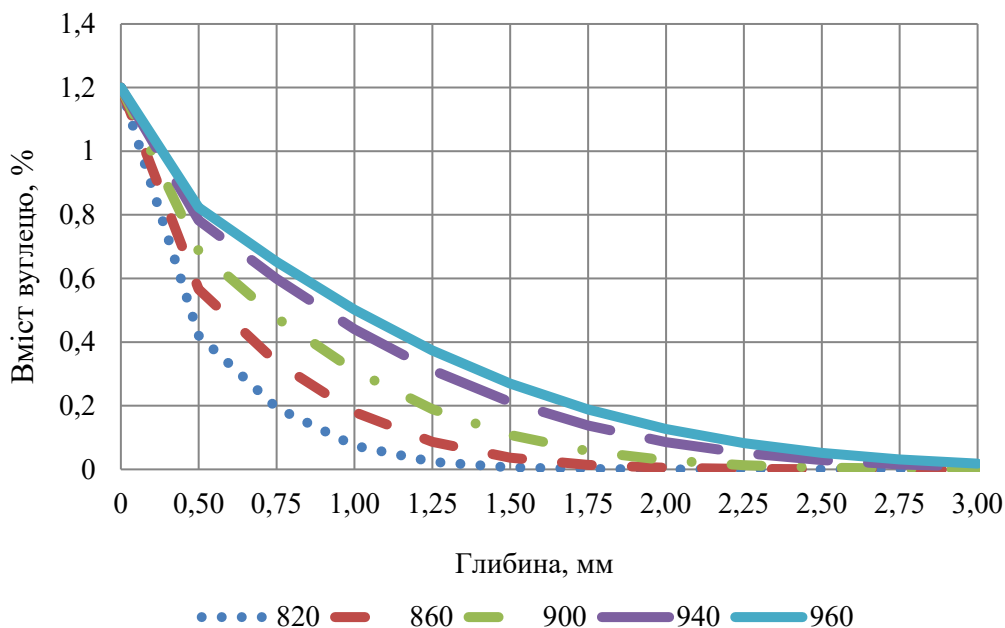


Рис. 8 – Розподіл вуглецю по глибині шару сталі 25ХГТ після цементації в інтервалі 820-960°C протягом 12 годин

Розрахуємо кінетику утворення дифузійного шару сталі 25ХГТ в нашому випадку, при 950°C протягом 12 годин цементації, рис. 9.

Розподіл вуглецю за перерізом цементованого шару істотно впливає на його властивості та властивості виробу загалом. Оптимальне поєднання зносостійкості, міцності при згинанні, міцності втомі досягається при вмісті вуглецю на поверхні 0,8-1,0% [12]. На поверхні розрахункова концентрація вуглецю сягає 1,2% і дорівнює вихідній концентрації – на глибині 1,75 мм. Ефективну товщину вибирають залежно від визначального або характерного розміру виробу, для шестерень – це модуль зубів  $m$ , рівний відношенню кроку зубів до  $\pi$ . Ефективній товщині  $X_E$  відповідає вміст вуглецю 0,45% на глибині 1,25 мм. Розрахункові значення  $X_D$  та  $X_E$  корелюють зі спадаючими кривими мікротвердості сталі 25ХГТ на рис. 4.



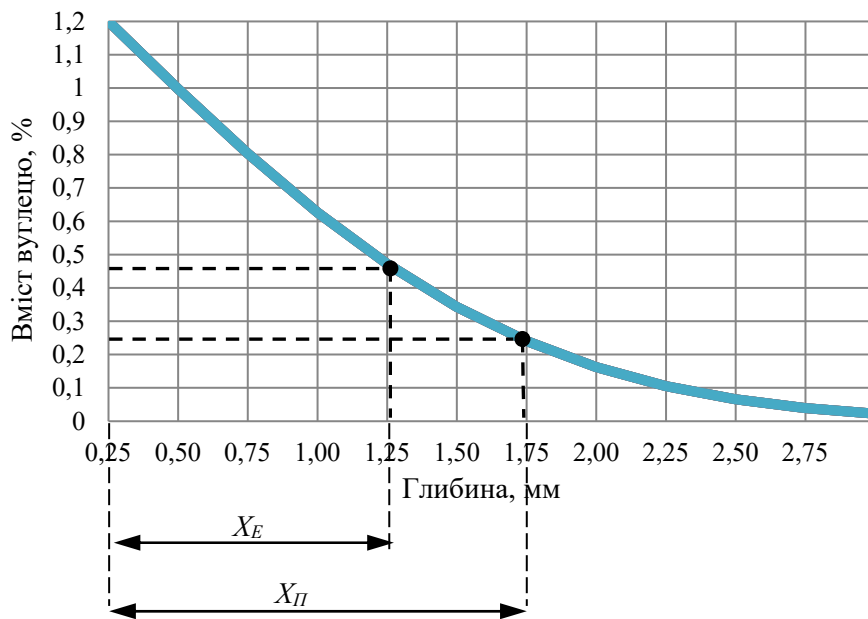


Рис. 9 – Параметри цементованого шару, що характеризують розподіл вуглецю за його перерізом (схема):  $X_E$  – ефективна товщина,  $X_D$  – повна товщина цементованого шару

### Висновки

1. З підвищенням температури загартування СВЧ в інтервалі 800-1100°C зростає ступінь розчинності карбідів в аустеніті, що обумовлює зниження температур мартенситного перетворення  $M_n - M_k$  і, як наслідок, збільшення кількості залишкового аустеніту та ступеню його метастабільності. При цьому твердість та опір зношуванню зазнають немонотонну зміну.

2. Максимальні мікротвердість (870 HV) та зносостійкість ( $\epsilon = 1,5$ ) цементованої сталі 25ХГТ досягається після гартування СВЧ від 1000°C, коли в структурі зберігається ~40% метастабільного  $A_{зал.}$ , що зазнає  $\gamma_{зал.} \rightarrow \alpha$  ДМПЗ.

3. За допомогою другого рівняння Фіка розрахований розподіл вуглецю по глибині шару сталі 25ХГТ після газової цементації в інтервалі 820-960°C протягом 12 годин. При 950°C на поверхні дифузійного шару розрахункова концентрація вуглецю досягає 1,2% і дорівнює вихідній концентрації – на глибині 1,75 мм. Розрахункові значення  $X_D$  та  $X_E$  корелюють зі спадаючими кривими мікротвердості сталі 25ХГТ.

### Перелік використаних джерел:

1. Малинов Л.С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии : монография / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов; Харьковский физико-технический ин-т. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2007. – 346 с.
2. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии : монография / А.П. Чейлях; Приазовский государственный технический университет. – Мариуполь : ПГТУ, 2009. – 483 с.
3. Influence of carbon in the phase-structural composition of carburized 18CrMnTi steel / O.P. Cheiliakh, N.E. Karavaieva, M.A. Ryabikina, J. Mikula // Innovative, cost effective and eco-friendly fibre-based materials for construction industry. – 2015. – Pp. 131-140.
4. Лыгденев Б. Д. Фазовые превращения в сталях с градиентными структурами, полученными химико-термической и химико-термоциклической обработкой: дис. ... канд. техн. наук: 01.04.07 / Лыгденев Бурьял Дондокович. – Новокузнецк, 2004. – 226 с.
5. Мак-Мак Н. Є. Створення метастабільних станів та зміцнення конструкційних сталей способами термічної та хіміко-термічної обробки: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Мак-Мак Наталя Євгенівна. – Мариуполь, 2019. – 235 с.
6. Фізико-математичне моделювання процесу формування градієнтних метастабільних

- модифікацій науглецьованих шарів конструкційних сталей / О.П. Чейлях, Н.С. Мак-Мак, М.А. Рябікіна, К. Шимідзу // *Металлофізика і новітні технології*. – 2021. – Вип. 43, № 5. – С. 629-653. – Режим доступу: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0629>.
7. Счастливец В.М. Остаточный аустенит в легированных сталях / В.М. Счастливец, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина. – Екатеринбург, 2014. – 236 с.
  8. Иванов А.С. Особенности формирования структуры науглероженного слоя в процессе цементации низкоуглеродистой мартенситной стали 12Х2Г2НМФТ / А.С. Иванов, С.А. Коковьякина, Е.Н. Козлова // *Физика металлов и металловедение*. – 2009. – Т. 107, № 5. – С. 1-8.
  9. Иванов А.С. Структура и свойства науглероженных покрытий с ревертированным аустенитом на низкоуглеродистых мартенситных сталях / А.С. Иванов, С.А. Коковьякина, А.С. Перцев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2010. – № 11. – С. 51-56.
  10. Сагарадзе В.С. Повышение надежности цементуемых деталей / В.С. Сагарадзе. – М. : Машиностроение, 1975. – 216 с.
  11. Кальнер В.Д. Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей: справочник / В.Д. Кальнер. – М. : Машиностроение, 1984. – 384 с.
  12. Goldstein J.I. Diffusion Modeling of the Carburization Process / J.I. Goldstein, A.E. Moren // *Metallurgical Transactions A*. – 1978. – Vol. 9A, no. 11. – Pp. 1515-1525.

#### References:

1. Malinov L.S., Malinov V.L. *Ekonomnolegированные сплавы с мартенситными превращениями и усовершенствованные технологии : монография* [Economically alloyed alloys with martensitic transformations and hardening technologies: monograph]. Kharkiv, NNTs KhFTI Publ., 2007. 346 p. (Rus.)
2. Cheiliakh A.P. *Ekonomnolegированные метастабильные сплавы и усовершенствованные технологии : монография* [Economically alloyed metastable alloys and hardening technologies: monograph]. Mariupol, PSTU Publ., 2009. 483 p. (Rus.)
3. Cheiliakh O.P., Karavaieva N.E., Ryabikina M.A., Mikula J. Influence of carbon in the phase-structural composition of carburized 18CrMnTi steel. *Innovative, cost effective and eco-friendly fibre-based materials for construction industry*, 2015, pp. 131-140.
4. Lygdenov B.D. *Fazovye превращения в сталях с градиентными структурами, полученными химико-термической и химико-термотермической обработкой*. Diss. kand. techn. nauk [Phase transformations in steels with gradient structures obtained by chemical-thermal and chemical-thermal cycling. Cand. tech. sci. diss.]. Novokuznetsk, 2004. 226 p. (Rus.)
5. Mak-Mak N.E. *Stvorennia metastabil'nikh staniv ta zmitsnennia konstruktsiynikh stalei sposobami termichnoi ta khimiko-termichnoi obrobki*. Diss. kand. techn. nauk [Creation of metastable states and strengthening of structural steels by means of thermal and chemical-thermal processing. Cand. tech. sci. diss.]. Mariupol, 2019. 235 p. (Ukr.)
6. Cheiliakh O.P., Mak-Mak N.E., Ryabikina M.A., Shimidzu K. Fiziko-matematichne modeliuвання protsesu formuvannya gradientnikh metastabil'nikh modifikatsii navuglets'ovanykh shariv konstruktsiynikh stalei [Physical and mathematical modeling of the process of formation of gradient metastable modifications of carburized layers of structural steels]. *Metallofizika i novitni tekhnologii – Metallophysics and advanced technologies*, 2021, vol. 43, № 5, pp. 629-653. doi: **10.15407/mfint.43.05.0629**. (Ukr.)
7. Schastlivtsev V.M., Kaletina Iu.V., Fokina E.A. *Ostatochnyi austenit v legirovannykh staliakh* [Retained austenite in alloy steels]. Ekaterinburg, 2014. 236 p. (Rus.)
8. Ivanov A.S., Kokoviakina S.A., Kozlova E.N. Osobennosti formirovaniia struktury nauglerozhennogo sloia v protsesse tsementatsii nizkouglerodistoi martensitnoi stali 12Kh2G2NMFT [Features of the formation of the structure of the carburized layer in the process of carburizing of low-carbon martensitic steel 12Kh2G2NMFT]. *Fizika metallov i metallovedenie – Physics of Metals and Metallography*, 2009, vol. 107, № 5, pp. 1-8. (Rus.)
9. Ivanov A.S., Kokoviakina S.A., Pertsev A.S. Struktura i svoistva nauglerozhennykh pokrytii s revertirovannym austenitom na nizkouglerodistykh martensitnykh staliakh [Structure and properties of carburized coatings with reversed austenite on low-carbon martensitic steels]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2010, № 11, pp. 51-56. (Rus.)

10. Sagaradze V.S. *Povyshenie nadezhnosti tsementuemykh detalei* [Improving the reliability of cemented parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 216 p. (Rus.)
11. Kal'ner V.D. *Kontrol' kachestva termicheskoi obrabotki stal'nykh polufabrikatov i detalei: spravochnik* [Quality control of heat treatment of steel semi-finished products and parts: reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984. 384 p. (Rus.)
12. Goldstein J.I., Moren A.E. Diffusion Modeling of the Carburization Process. *Metallurgical Transactions A*, 1978, vol. 9A, no. 11, pp. 1515-1525.

Рецензент: Л.С. Малінов  
д-р техн. наук, проф., ДВНЗ «ПДТУ»

Стаття надійшла 29.10.2021

УДК 669.187.56

doi: 10.32782/2225-6733.43.2021.5

© Білоник І.М.<sup>1</sup>, Капустян О.Є.<sup>2</sup>, Береговенко М.М.<sup>3</sup>, Білоник Д.І.<sup>4</sup>,  
Шумикін С.О.<sup>5</sup>, Губарь Є.Я.<sup>6</sup>

#### ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ МОЛОТКІВ МЕХАНІЗМУ СТРУШУВАННЯ ЕЛЕКТРОФІЛЬТРІВ, ВИГОТОВЛЕНИХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ УДАРНОЇ ЧАСТИНИ

Отримано дослідну партію молотків з ударною частиною, наплавленою матеріалом, близьким до складу металу електродів ОЗН-300М (310-320 НВ), %: 0,10 С; 3,00 Мп; 1,30 Si; 0,02 S; 0,03 P. Хвостовик – Сталь 20, твердість 160 НВ. Досліджено механічні властивості, а також опірність пластичній деформації в умовах, близьких до реальних умов експлуатації. Встановлено наступні характеристики наплавленого металу: міцність ( $\sigma_s = 660$  МПа,  $\sigma_m = 480$  МПа), пластичність ( $\delta = 19\%$ ,  $KCU = 85$  Дж/см<sup>2</sup>), твердість 310-320 НВ. Ударні випробування молотків, отриманих з використанням електрошлакового наплавлення, проводили на спеціально розробленому ударному стенді, який забезпечує енергокінематичні параметри удару молотка по балці струшування, аналогічні промислового електрофільтру. В якості контртіла застосовували ковадла зі сталі 40Х, загартовані на твердість 40-42 HRC. У випробуваннях, в яких максимальна кількість ударних навантажень складала  $400 \times 10^3$  циклів, що відповідало нормативній тривалості експлуатації електрофільтру, довели, що властивості обраного матеріалу забезпечили мінімальну і незмінну площу ударного контакту молотка з ковадлом балки струшування протягом усього циклу експлуатації. Руйнування зміцнених молотків в процесі ударних випробувань не було і, тим самим, показана висока надійність і підтверджена можливість їх промислового застосування. Приведені рекомендації для промислового впровадження молотків із зміцненою ударною частиною. Отримані результати можуть бути використані на виробництві, при проектуванні технологічних процесів

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент, Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, ORCID: 0000-0002-3873-5307, [bilonikelena@gmail.com](mailto:bilonikelena@gmail.com)

<sup>2</sup> канд. техн. наук, доцент, Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, ORCID: 0000-0002-8979-8076, [aek@zntu.edu.ua](mailto:aek@zntu.edu.ua)

<sup>3</sup> директор ТОВ КаЗБеГ, м. Кривий Ріг, [aek@zntu.edu.ua](mailto:aek@zntu.edu.ua)

<sup>4</sup> аспірант, Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, ORCID: 0000-0003-3274-0604, [bilonikelena@gmail.com](mailto:bilonikelena@gmail.com)

<sup>5</sup> канд. техн. наук, доцент, Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, ORCID: 0000-0003-3407-2507, [Shusa1958@ukr.net](mailto:Shusa1958@ukr.net)

<sup>6</sup> канд. техн. наук, професор, Черкаський державний технологічний університет, м. Черкаси, ORCID: 0000-0001-9266-1137, [aek@zntu.edu.ua](mailto:aek@zntu.edu.ua)