

Дослідження та моделювання термічної обробки сталевих елементів металоформ для напівсухого вібропресування

В. І. Гордієнко¹ - ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9223-9013>

В. Ю. Васильченко¹ - ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-4062-7035>

О. О. Коваленко¹ - ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5073-3507>

Є. В. Хижняк¹ - ORCID: <https://orcid.org/0009-0000-8353-4240>

Received: 30 October 2025 / Revised: 2 December 2025 / Accepted: 24 December 2025

Анотація: В роботі досліджується процес повного циклу термічної обробки (цементация, загартування) елементів металоформ, що використовуються у виробництві бетонних виробів методом напівсухого об'ємного вібропресування. Високий абразивний знос робочих поверхонь металоформ вимагає оптимізації хіміко-термічної обробки. Традиційні методи не дозволяють точно спрогнозувати кінцевий фазовий склад та профіль твердості, особливо з урахуванням складного впливу концентрації вуглецю на кінетику загартування. Необхідна розробка чисельної моделі для прогнозування та контролю якості.

Розроблено та реалізовано пов'язану мультифізичну 2D-модель (дифузія, теплообмін, фазові перетворення) для сталевих зразків $100 \times 100 \times 20$ мм. Проведено моделювання цементации для двох початкових концентрацій вуглецю (0.08 та 0.2) з фінальним профілем насичення до 0.9 на поверхні. Після загартування у воді (типовий $h \approx 5000 \text{ Вт/(м}^2 \text{ К)}$), моделювання показало, що в цементованому шарі утворюється до 80–85 % мартенситу. Проте, у приповерхневій зоні зафіксовано підвищений вміст залишкового аустеніту (до 15–20 % масової частки).

Наявність залишкового аустеніту в цементованому шарі пояснюється значним зниженням температури початку мартенситного перетворення (M_S) через високу локальну концентрацію вуглецю. Це підтверджує, що навіть при високій швидкості охолодження ($h \approx 5000 \text{ Вт/(м}^2 \text{ К)}$), повне перетворення аустеніту в мартенсит не відбувається, що вимагає проведення додаткових термічних операцій.

Використання моделі Koistinen-Marburger з інтегрованою концентраційною залежністю $M_S(c)$ та застосуванням нерівномірної сітки дозволило точно визначити межі цементованого та загартованого шарів. Це забезпечило кількісну оцінку профілю кінцевого фазового складу, необхідну для прогнозування твердості.

Результати моделювання можуть бути використані інженерами-технологами для оптимізації режимів цементации (температура, час) та загартування (швидкість охолодження) з метою підвищення ресурсу сталевих металоформ, а також для обґрунтування необхідності проведення низького відпуску.

Ключові слова: забруднення навколишнього середовища, матриця, пуансон, металоформи, термообробка, цементация, гартування, верстати ЧПК, математичне моделювання.

Вступ

Останнім часом набули значного поширення у благоустрої міст бетонні тротуарні плитки та дорожні покриття, виготовлені методом напівсухого об'ємного вібропресування. Вироби, виготовлені з бетонних плиток, порівняно з асфальтобетонним покриттям, мають

більш естетичний вигляд, а також вирізняються більшою довговічністю та ремонтпридатністю.

Крім того, асфальтобетонне покриття виготовляється із суміші нафтових вуглеводнів отриманих із залишків нафтохімічного виробництва, та різних мінеральних речовин (щебеню, піску тощо). При використанні нафтових вуглеводнів в асфальтобетонному покритті, в навколишнє середовище викидаються токсичні сполуки, які шкодять здоров'ю населення, як при виробництві, укладанні так і при його експлуатації. Розвиток України в напрямку європейської інтеграції вимагає зниження максимально допустимого вмісту ток-

¹ Черкаський державний технологічний університет, Черкаси, Україна, <https://ror.org/01m54ds80>

✉ В. І. Гордієнко
v.hordienko@chdtu.edu.ua



сичних речовин в повітрі [1]. Тому виникає гостра потреба в заміні тротуарних та дорожніх покриттів на більш екологічні технології влаштування покриттів.

Конструктивним рішенням оптимального тротуарного та дорожнього покриттів є застосування бетонних тротуарних плиток виготовлених методом напівсухого об'ємного вібропресування [2]. Для виробництва бетонних виробів методом напівсухого об'ємного вібропресування використовується екологічна сировина з природних компонентів (пісок, щебінь, цемент, пластифікатор, вода та інші подрібнені компоненти).

Процес виготовлення бетонних виробів методом напівсухого об'ємного вібропресування складається з наступних етапів:

- приготування напівсухої суміші – склад приготування напівсухої суміші повинен відповідати державному стандарту України (ДСТУ) або технічним умовам України (ТУ) з урахуванням конкретних умов виробництва (цемент, гравій, щебінь, пісок, пластифікатор (неорганічні пігменти) [3];
- вібропресування – проводиться в формах на вібростолі верстату (бетонна суміші піддається вібраційному впливу для його ущільнення та статичного тиску);
- термообробка паром – забезпечує бетону не тільки швидке твердіння та високі фізико-механічні властивості якості;
- пакування – забезпечує захист тротуарної плитки від пошкоджень, що зберігає її якість під час транспортування та зберігання.

Постановка проблеми

Інтенсивний режим експлуатації та абразивний вплив суміші, що формується, створюють високі вимоги до зносостійкості та ресурсу технологічного оснащення – сталевих елементів металоформ (матриць, пуансонів).

Перший етап процесу виготовлення металоформ для виробництва бетонних виробів методом напівсухого об'ємного вібропресування починається з конструкторської розробки 3D-моделі майбутньої продукції (рис. 1).

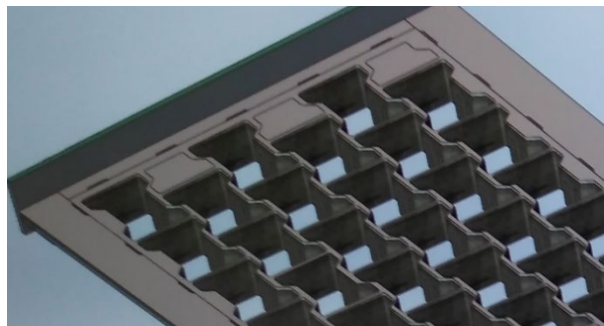


Рис. 1. Конструкторська розробка 3D-моделі оснащення для виробництва бетонних виробів методом напівсухого об'ємного вібропресування

Другий етап процесу виготовлення металоформ починається із нарізання заготовок з листів вуглецевої Сталі марок (08; 20) відповідно до ДСТУ або закордонного аналога сталі (таблиці 1–3) плазмовим різакон на верстаті плазмо-полуменевої різки з ЧПК (рис. 2) [5].

Таблиця 1. Марки сталі та їх закордонні аналоги

Марка сталі відповідно до ДСТУ	Закордонні аналоги вуглецевої сталі	
	Євросоюз	Китай
Сталь 08	2C10, C10E, DD13	08, 08F, 10
Сталь 20	1.1151, 2C22, C20E2C, C22, C22E	20, 20G, 20R, 20Z

Таблиця 2. Механічні властивості сталі

Марка сталі відповідно до ДСТУ	Межа плинності, МПа	Тимчасовий опір розриванню, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %
Сталь 08	196	320	33	60
Сталь 20	245	410	25	55

Таблиця 3. Хімічний склад сталі.

Хімічний склад сталі відповідно до ДСТУ 7809 2015	C, %	Si, %	Mn, %	Ni, %	P, %	S, %	Cr, %	Cu, %
Сталь 08	0,05–0,12	0,17–0,37	0,35–0,65	≤ 0,30	≤ 0,035	≤ 0,040	≤ 0,1	≤ 0,20
Сталь 20	0,17–0,24	0,17–0,37	0,35–0,65	≤ 0,30	≤ 0,035	≤ 0,040	≤ 0,25	≤ 0,30

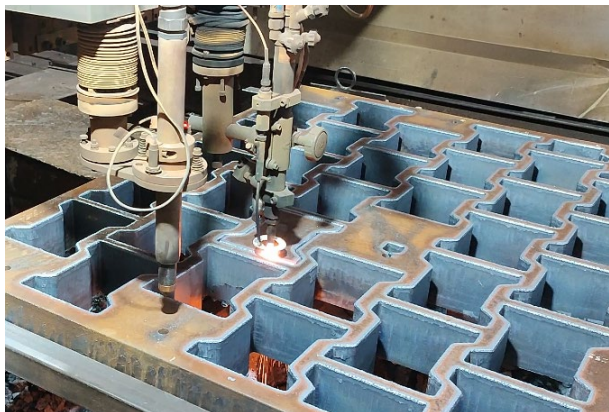


Рис. 2. Плазмо-полуменевий верстат з ЧПК для різки листових матеріалів

На третьому етапі проводиться механообробна обробка металоформ на фрезерному верстаті з ЧПК (рис. 3). На даному етапі досягається точність геометричних розмірів згідно (індексу точності ІТ, допустимі відхилення розмірів від номіналу, що забезпечують належну взаємодію з іншими частинами конструкції). Для важливих частин деталей металоформ допуски можуть бути на рівні ІТ7-ІТ9. Для менш відповідальних частин допуски можуть бути більш широкими, наприклад ІТ10-ІТ12. Точність форми як круглість – для деталей, що мають круглі форми (отвори), точність може бути до 0,01-0,02 мм. Плоскість – для поверхонь, що стикаються з іншими деталями, точність може бути до 0,05 мм. Коливання форми – для деталей, що виконують функцію прилягання, допустимі відхилення форми повинні бути мінімальними (до 0,05 мм).



Рис. 3. Фрезерна обробка металоформ на верстаті з ЧПК

Для зменшення зносу робочих поверхонь металоформ та отримання високої міцності та твердості на поверхні матриці і пуансона на четвертому етапі технологічного процесу проводиться хіміко-термічна обробка (сукупність операцій хімічного та термічного впливу з метою послідовного перетворення хімічного складу, мікроструктури та властивостей поверхневого шару сталі).

Актуальність теми дослідження полягає у критичній ролі зносостійкості та ресурсу сталевих елементів (матриць, пуансонів) металоформ у технологічних процесах напівсухого об'ємного вібропресування. Інтенсивна абразивна дія бетонної суміші та високі динамічні навантаження вимагають від робочих поверхонь металоформ виняткової твердості та в'язкості серцевини. Хіміко-термічна обробка, зокрема цементация, є ключовим технологічним процесом для формування високотвердого приповерхневого шару.

Для забезпечення необхідної комбінації властивостей – високої твердості поверхневого шару 58–62 HRC та в'язкої серцевини – застосовується комплексний цикл термічної обробки. Ключовим процесом є хіміко-термічна обробка (ХТО), зокрема цементация, яка забезпечує формування насиченого вуглецем шару товщиною до 1,5–2 мм. Постійна потреба в підвищенні якості та зниженні виробничих витрат обумовлює актуальність розробки точних і ефективних методів контролю та прогнозування параметрів ХТО.

В світовій практиці існує досвід цементации сталі в машинобудуванні, автомобільній промисловості тощо. Загальна схема технології цементации проводиться з урахуванням хімічного складу сталі, а також умов роботи деталі. Цементацию сталі проводять в твердому або газовому середовищі за допомогою насиченої суміші (карбюризатора). Карбюризатор це суміш деревного вугілля у вигляді зерен розміром 3–7 мм (75–90 %) з вуглекислими солями (10–25 %) барію або натрію та газу (метан CH_4 , пропан C_3H_8 , оксид вуглецю CO).

Найпоширеніший спосіб цементации у твердому карбюризаторі (деревного вугілля) є дифузійне насичення виробів в герметичній конструкції при температурі 900–950 °C протягом кількох годин.

При газовій цементации процес здійснюють при 900–950 °C основним карбюризатором якого є природний газ. Перевага застосування цементации сталі в газовому середовищі в тому, що 2–3 рази скорочується час на вуглецювання, зростають можливості регулювання й контролю за процесом [4], [6]:

Традиційні емпіричні методики вибору режимів термообробки є тривалими та ресурсозатратними. Для перевірки забезпечення високої зносостійкості робочих поверхонь металоформ у виробництві тротуарної плитки та основних технологічних параметрів застосування термохімічної обробки: цементации, подальшого гартування та відпуску створено загальну методику випробувань (математичне моделювання). Дана методика дає можливість визначити доцільні значення насичуючої суміші (карбюризатора), структури та режимів цементации (температури та часу). Саме цей технологічний прийом у процесі виготовленні металоформ надає можливість сформувати твердий зносостійкий шар із мартенситною структурою на поверхні пластин та зберегти в'язку серцевину на робочій поверхні.

Використання чисельного моделювання дозволяє віртуально відтворити повний цикл (цементация, загартування) та оптимізувати режими з метою досягнення заданої глибини цементованого шару (ГЦШ) та необхідного профілю кінцевого фазового складу (частки мартенситу).

Мета та задачі

Мета роботи: Розробка та реалізація на базі програмного комплексу чисельної моделі для прогнозування розподілу концентрації вуглецю та кінцевого фазового складу сталевго елемента металоформи після повного циклу термообробки (цементация та загартування).

Задачі дослідження:

1. Обґрунтувати застосування 2D-моделі для опису процесів дифузії та теплообміну в геометрії зразка.
2. Сформулювати математичні моделі цементации (дифузія) та загартування (теплообмін та фазові перетворення) з урахуванням температурної та концентраційної залежності параметрів.
3. Провести моделювання процесу цементации для двох початкових концентрацій вуглецю ($CO = 0.08\%$ та $CO = 0.2\%$).
4. Провести моделювання етапу загартування, використовуючи кінетичні моделі для прогнозування утворення мартенситу та інших дифузійних фаз.
5. На основі розрахованого фазового складу кількісно оцінити профіль твердості та проаналізувати вплив режимів охолодження.

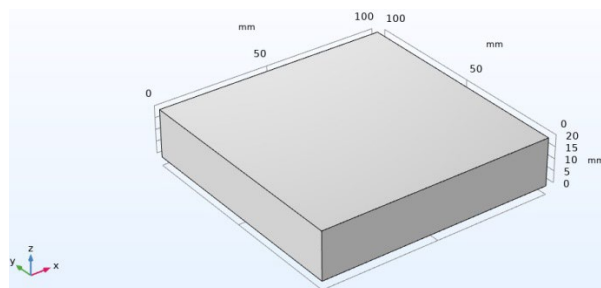
Методика дослідження та математичні моделі

Геометрична модель. Моделювання проводилось для зразка розміром $100 \times 100 \times 20$ мм з низьковуглецевої сталі (AISI 1020). Для зменшення обчислювального часу використовувалася двовимірна (2D) геометрія перерізу (100×20 мм).

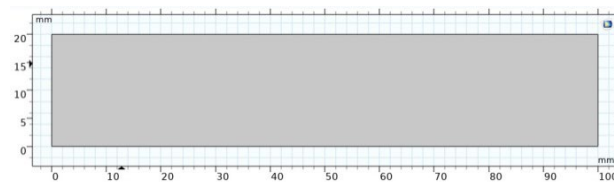
Обґрунтування використання 2D-моделі: Профіль насичення вуглецем та розподіл фазового складу в об'ємі деталі визначаються глибиною проникнення від насичуваних поверхонь (верхньої та бічних граней). Для деталі з великою довжиною (100 мм) порівняно з товщиною (20 мм) процеси дифузії та охолодження є домінуючими в площині перерізу. Застосовується припущення про узагальнену площинну деформацію, що дозволяє коректно врахувати теплові та фазові напруження у третьому вимірі, зберігаючи при цьому переваги 2D-моделі. На рис. 4 показані 3D модель деталі та її прийнята 2D геометрія.

Аналіз сітки (Mesh): Для забезпечення високої точності розрахунків, особливо в приповерхневому шарі (де існують найбільші градієнти концентрації вуглецю та температури), застосовувалася нерівномірна

сітка. Було використано 10 шарів із коефіцієнтом зростання $K = 1.2$ поблизу насичуваних поверхонь (граней). Це дозволило точно захопити профілі, що є критичним для визначення глибини цементованого та загартованого шарів. На рис. 5 показана створена скінченноелементна сітка геометрії моделі.



а



б

Рис. 4. 3D модель деталі (а) та її 2D геометрія (б)

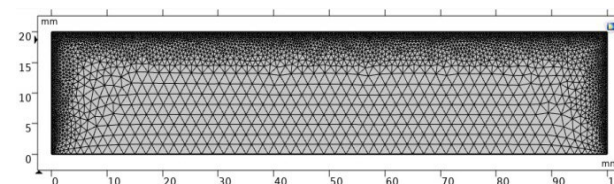


Рис. 5. Розбиття геометрії скінченноелементною сіткою

Модель процесу цементации. Процес цементации моделювався як нестационарна дифузія вуглецю в твердому тілі [7]–[9]. Динаміка концентрації вуглецю c описується другим законом Фіка:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \nabla \cdot (D(T) \nabla c)$$

де: ρ – густина сталі; c – масова частка вуглецю; t – час; $D(T)$ – коефіцієнт дифузії вуглецю, залежний від температури. Залежність D від температури деталі T описується класичним законом Арреніуса:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q_D}{RT}}$$

де: $D_0 = 2.3 \times 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$ (передекспоненційний фактор); $Q_D \approx 140000 \text{ Дж/моль}$ (енергія активації для вуглецю в аустеніті); R – універсальна газова стала.

Модель загартування та фазових перетворень. Етап загартування моделюється як пов'язана задача теплообміну та фазових перетворень [10]–[12].

Рівняння теплообміну:

$$\rho \cdot C_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(k \cdot \nabla T) + Q_{lat}$$

де: C_p – питома теплоємність; k – теплопровідність; Q_{lat} – джерело тепла, що генерується при фазових перетвореннях (прихована теплота кристалізації).

В кінетичній моделі фазових перетворення матеріал розглядається як композиційний і фактично використовується система кінетичних моделей для опису переходу аустеніту (η_A) в інші фази (η_M – мартенсит, $\eta_{P/B}$ – перліт/бейніт).

Мартенситне перетворення (бездифузійне) описується моделлю Койстінена-Марбургера (Koistinen-Marburger):

$$\eta_M = \eta_{A0} \left(1 - e^{-k_{KM}(M_S T)} \right).$$

Ключовий елемент: Температура початку мартенситного перетворення (M_S) залежить від локальної концентрації вуглецю c , отриманої за результатами цементації. M_S знижується при підвищенні c , що є критичним для розуміння утворення залишкового аустеніту.

Дифузійні перетворення (Перліт, Бейніт) описуються кінетичними моделями, заснованими на діаграмах Leblond-Devaux, які прогнозують утворення перліту та бейніту, якщо швидкість охолодження є недостатньою.

Початкові та граничні умови етапу цементації. Початковий вміст вуглецю в деталі – в залежності від марки сталі 0.08 % та 0.2 %. Концентрація вуглецю на поверхні 0.9 %. Постійна температура протягом усього часу цементації 1173.2 K (900 °C), машинний час цементації для обох матеріалів – 12 годин.

Початкові та граничні умови етапу загартування. Розподіл температури $T(x, y)$ та концентрації $c(x, y)$ береться з кінцевого кроку моделювання цементації. Охолодження зануренням у масло імітується граничною умовою – конвективний тепловий потік q на всіх зовнішніх поверхнях:

$$q = h(T)(T_{env} - T),$$

де: $h(T)$ – в загальному випадку залежний від температури коефіцієнт конвективного теплообміну, а T_{env} – температура оточуючого середовища (масла). Для моделювання гартування у воді необхідно відкоригувати коефіцієнт h , відповідно збільшивши його, оскільки процес загартування у воді більш інтенсивний.

Результати чисельного моделювання

Результати чисельного моделювання процесів термохімічної обробки деталі (цементації та загартування) на базі описаної математичної моделі представлено у вигляді графічних залежностей (рис. 6–9).

На рис. 6 наведено кінцевий розподіл вуглецю по товщині дифузійного шару деталі (переміщення адсорбційних атомів всередині металу) для Сталі 08 та Сталі 20 після завершення процесу цементації, 12 годин.

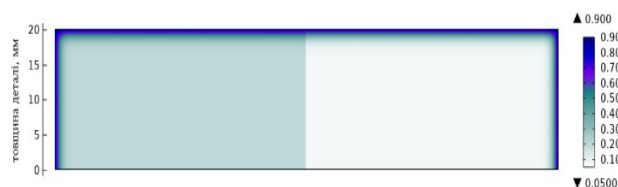


Рис. 6. Розподіл концентрації вуглецю по товщині деталі після цементації для Сталі 20 (а) та Сталі 08 (б)

Як і передбачалось, максимальне насичення вуглецем відбувається в поверхневому (робочому) шарі деталі, товщиною приблизно 3–3.5 мм. Оскільки така діаграма дає тільки якісну характеристику розподілу вуглецю, для чисельної характеристики зміни значень концентрації з часом по товщині, за результатами моделювання на рис. 7 побудовані графіки зміни концентрацій вздовж центральної вертикальної лінії з часом для двох матеріалів в заданих точках (точка 1 – верхня грань деталі, точка 2–0.1 мм нижче поверхні, точка 3–0.5 мм нижче поверхні, точка 4–1.0 мм нижче поверхні, точка 5–1.5 мм нижче поверхні, точка 6–2.0 мм нижче поверхні, точка 7–3.0 мм нижче поверхні, точка 8–4.0 мм нижче поверхні, точка 9–5.0 мм нижче поверхні).

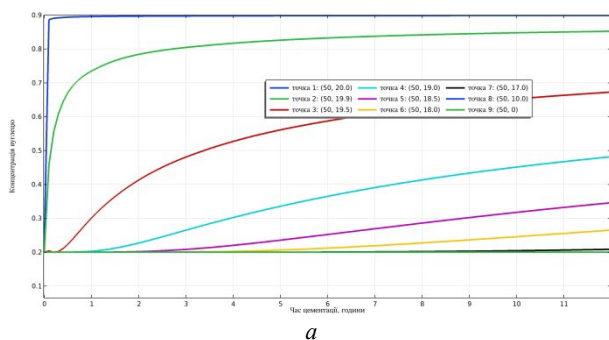


Рис. 7. Зміна концентрації вуглецю з часом в заданих точках по товщині деталі від час цементації для Сталі 20 (а) та Сталі 08 (б)

8–10.0 мм нижче поверхні, точка 9 – нижня грань деталі, яка не цементується).

На рис. 8 показані зміни концентрації вуглецю по товщині деталі вдовж вертикальної осі деталі для обох матеріалів (Сталь 20 та Сталь 08).

Через більший градієнт зміни концентрації для Сталі 08 порівняно зі Сталлю 20, цементация поверхневого шару для неї відбувається з більшою інтенсивністю. Тому в на початку цементації, в поверхневому шарі товщиною приблизно до 0.15–0.25 мм концентрації для двох матеріалів майже співпадають. Після 1.5–2 години цементації і до кінця процесу, різниця концентрацій вуглецю в середині деталі практично зберігає початкове значення на рівні 0.1.

На рис. 9 представлені результати моделювання процесу гартування, а саме динаміка розподілу фаз як в серцевині, так і в поверхневому шарі деталі. У зв'язку з тим, що початок і швидкість процесів перетворення фаз залежить від локальної концентрації аустеніту та температури і в динаміці температури серцевини і поверхні відрізняються, фазовий склад цих областей має

відмінності, що відображено на наведених на Рис. 9 графіках.

Обговорення

Отримані результати моделювання цементації та загартування сталевих елементів металоформ підтвердили, що застосування чисельного підходу дає можливість достовірно прогнозувати як профіль насичення вуглецем, так і кінцевий фазовий склад поверхневого шару. Для обох досліджуваних матеріалів (Сталь 08 та Сталь 20) встановлено, що протягом перших годин цементації формуються високі градієнти концентрації вуглецю, а подальший процес визначається переважно дифузійним проникненням у глибину при сталій концентрації на поверхні. Це узгоджується з класичними уявленнями про кінетику твердотільної дифузії.

Порівняння матеріалів показало, що за однакових умов насичення Сталь 08 демонструє дещо більшу швидкість вирівнювання концентрації, що пояснюється меншим початковим вмістом вуглецю та відпо-

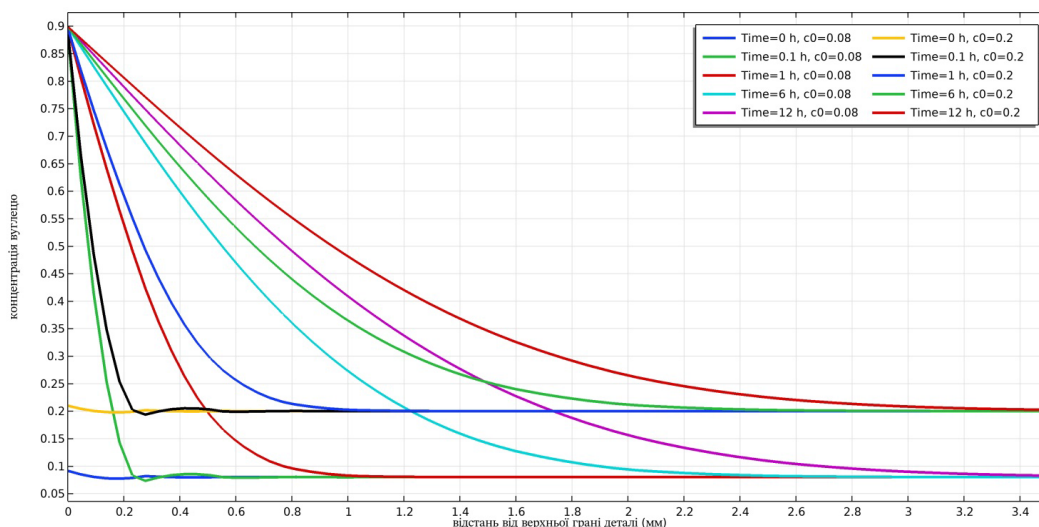


Рис. 8. Зміна концентрації вуглецю по товщині деталі вдовж вертикальної осі для обох матеріалів (Сталь 20 та 08)

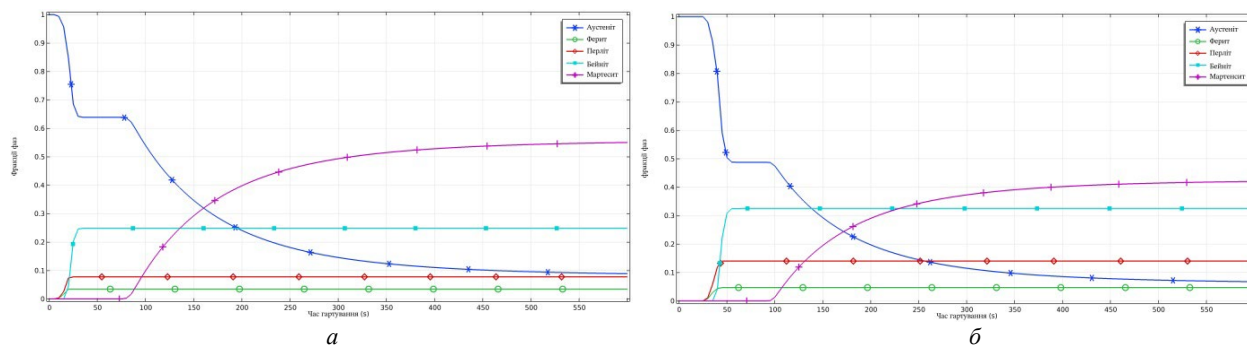


Рис. 9. Динаміка зміни розподілу фаз в процесі виконання гартування: на поверхні деталі (а) та в серцевині (б)

відно вищим локальним градієнтом $\partial c/\partial x$. Сталь 20 має нижчий градієнт і повільніше набирає концентрацію у приповерхневій зоні, що також добре співвідноситься з експериментальними даними, наведеними в літературі. При цьому кінцеві профілі концентрації для обох матеріалів мають подібну форму та різняться лише рівнем насичення в поверхневому шарі.

Моделювання загартування вказало на істотну нерівномірність фазових перетворень по товщині деталі. У приповерхневому шарі, насиченому вуглецем, утворення мартенситу частково пригнічується через зниження температури початку мартенситного перетворення M_s , що спричиняє наявність залишкового аустеніту. У серцевині, де концентрація вуглецю значно нижча, мартенситне перетворення розвивається інтенсивніше. Таким чином формується типовий профіль твердості з високими значеннями в цементованому шарі та збереженням в'язкої серцевини.

Слід зазначити, що гартування в даному дослідженні виконувалося у спрощеному вигляді. Зокрема, коефіцієнт конвективного теплообміну під час охолодження був прийнятий сталим та усередненим для всього процесу. Реальні значення коефіцієнта суттєво залежать від температури, швидкості охолодження, властивостей середовища та навіть локальної концентрації вуглецю, яка впливає на теплопровідність та фізичні властивості сталі. Таке спрощення дозволило уникнути надмірного ускладнення моделі на цьому етапі, але водночас визначило напрям подальших досліджень.

У подальшій роботі доцільно розглянути моделі теплообміну з температурно-залежним коефіцієнтом, а також порівняти різні режими гартування – водяне, масляне, полімерне охолодження або ступінчасте охолодження. Це дозволить більш точно відтворювати реальні умови, а також оцінювати вплив вибраного середовища на інтенсивність мартенситного перетворення та рівень залишкових напружень. Окрім того, перспективним є моделювання відпуску після гартування, оскільки навіть низькотемпературний відпуск (150–200 °C) може суттєво впливати на стабілізацію мартенситу та зменшення об'єму залишкового аустеніту. Порівняльний аналіз різних варіантів термічної обробки дозволить би обґрунтувати оптимальну послідовність операцій для конкретних типорозмірів металоформ.

Таким чином, проведене дослідження сформувало базу для подальшої оптимізації технологічного процесу та створення розширених моделей, які здатні повніше описувати складні тепломеханічні та фазові явища, характерні для цементації й загартування сталевих деталей.

Окрему увагу слід приділити оцінці прогнозованої твердості після гартування. Розрахована кількість мартенситу та його розподіл по товщині дозволили отримати прогноз профілю твердості, характерний для цементованих сталей: максимальні значення у приповерхневому шарі та поступове зниження у напрямку до серцевини. Для області з високою концентрацією вуг-

лецю розрахункова твердість відповідає типовим значенням HRC 58–64, що властиво високовуглецевому мартенситу. У серцевині, де концентрація вуглецю нижча, твердість очікувано є меншою та формується за рахунок помірновуглецевого мартенситу та феритно-мартенситної структури. Порівняння отриманих результатів із відомими експериментальними даними свідчить про коректність обраних моделей та параметрів. Такий підхід дозволяє ще на етапі проєктування оцінити, чи досягнуто необхідні експлуатаційні характеристики металоформ, а також обґрунтувати доцільність корекції тривалості цементації або проведення низького відпуску для підвищення стабільності структури.

Висновки

Показано, що застосування двовимірної моделі для опису процесів дифузії вуглецю та теплообміну є обґрунтованим для сталевого зразка з великим співвідношенням довжини до товщини. Проведений аналіз показав, що основні градієнти концентрації та температури формуються саме в площині перерізу, а вплив третього виміру проявляється вищою мірою у механічних напруженнях, що було враховано через використання припущення узагальненої площинної деформації.

Сформульовані та реалізовані математичні моделі цементації й загартування дозволили комплексно описати як температурно-залежну дифузію вуглецю (з урахуванням закону Арреніуса), так і фазові перетворення при охолодженні, включно з моделлю Koistinen–Marburger та концентраційною залежністю температури початку мартенситного перетворення M_s . Це забезпечило підвищену точність при визначенні кінцевого фазового складу.

Моделювання цементації для двох початкових концентрацій вуглецю (0,08 % та 0,2 %) показало, що висока різниця початкових концентрацій суттєво впливає на кінетичну картину процесу. Для Сталі 08, завдяки вищим початковим градієнтам, формування насиченого шару відбувається інтенсивніше. Водночас кінцевий профіль насичення для обох сталей має подібну форму, що вказує на аналогічну глибину цементованого шару при заданих параметрах часу та температури.

Отримані результати загартування вказують на нерівномірність фазових перетворень по товщині деталі. У приповерхневому шарі, насиченому вуглецем, утворення мартенситу частково пригнічується через зниження M_s , що спричиняє наявність залишкового аустеніту на рівні 15–20 %. У серцевині, де концентрація вуглецю нижча, мартенсит формується майже повністю. Дана особливість визначає характерну форму профілю твердості та потребу в проведенні відпуску.

На основі розрахованого фазового складу визначено залежність твердості від локальної концентрації вуглецю та частки мартенситу. Максимальні значення твердості прогнозуються у приповерхневих зонах, що

відповідає вимогам щодо зносостійкості робочих поверхонь металоформ. Аналіз режимів охолодження підтвердив, що для сталей із високим вмістом вуглецю в поверхневому шарі недоутворення мартенситу можливе навіть при інтенсивному гартуванні, що обґрунтовує необхідність застосування низького відпуску для стабілізації структури та зняття термічних напружень.

Конфлікт інтересів

Автори заявляють, що вони не мають жодного конфлікту інтересів щодо цього дослідження, включаючи фінансові, особисті, авторські або будь-якого іншого характеру, які могли б вплинути на дослідження та його результати, представлений в цій статті.

Використання штучного інтелекту

Автори підтверджують, що не використовували технології штучного інтелекту при створенні даної роботи.

References

- [1] Yu. F. Hutarevych, D. V. Zerkalov, A. H. Hovorun, A. O. Korpach and L. P. Merzhyievska, *Ekolohiia ta avtomobilnyi transport*, [Ecology and Automotive Transport], Kyiv, Ukraine: Aristei, 2006, 292 p. Available: https://www.logistics-gr.com/index.php?option=com_content&id=5179&c=72&Itemid=99.
- [2] L. Y. Dvorkin, *Budivne materialoznavstvo*, [Building Materials Science], Rivne, Ukraine: NUWM, 2017, 355 p. Available: https://ep3.nuwm.edu.ua/7473/1/MATERIALS%20STRUCTURE_A4_zah.pdf.
- [3] V. O. Kahanov, "Trends in the implementation of modern vibropressing technologies for ultra-stiff concrete mixtures in the industrial production of Ukraine," *Bulletin of NUWM. Technical Sciences*, no. 2(98), pp. 49–58, 2022. Available: <https://ep3.nuwm.edu.ua/24916/>.
- [4] O. A. Kuzin, R. A. Yatsiuk, *Metal Science and Heat Treatment of Metals*, Lviv, Ukraine: Afisha, 2002, 304 p. ISBN 966-7760-36-7. Available: http://www.kgemt.org.ua/pdf/about_colege/library_fund/Кюзін%20О.А.%20-%20Металознавство%20та%20термічна%20обробка%20металів.pdf.
- [5] Metinvest Holding, "Steel grades," 2024. Available: <https://metinvestholding.com/ua/products/steel-grades/08>.
- [6] V. V. Khilchevskiy, S. Ye. Kondratiuk, V. O. Stepanenko and K. H. Lopatko, *Materials Science and Technology of Structural Materials*, Kyiv, Ukraine: Lybid, 2002, 327 p. Available: <http://zpl.in.ua/wp-content/uploads/2021/06/Хільчевський-Матеріали-і-технологія-конструкційних-матеріалів.pdf>.
- [7] D.-Y. Ju, C. Liu and T. Inoue, "Numerical modeling and simulation of carburized and nitrided quenching process," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 143–144, pp. 880–885, 2003, doi: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00378-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00378-9).
- [8] E. J. Mittemeijer, "Fundamentals of Nitriding and Nitrocarburizing," in *ASM Handbook*, Vol. 4A: Steel Heat Treating Fundamentals and Processes. Materials Park, OH, USA: ASM International, 2013, pp. 619–646. doi: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v04a.a0005818>.
- [9] S. Ben Ayed, Y. Charles and L. Daniel, "Finite Element modeling of the carburizing-quenching process in steels," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 39, pp. 3103–3114, 2025. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.10.031>.
- [10] P. Lasne, P. Bristiel and N. Poulain, "Numerical Simulation of Full Carburizing Process of an Automotive Gear," in *Proceedings of the ASM Heat Treating Conference HT2021*, Paper no. ht2021exabp0071, pp. 71–75, 2021. doi: <https://doi.org/10.31399/asm.cp.ht2021exabp0071>.
- [11] H. J. M. Geijselaers, *Numerical Simulation of Stresses due to Solid State Transformations: The Simulation of Laser Hardening*, PhD dissertation, University of Twente, Enschede, The Netherlands, 2003. ISBN 90-365-1962-4.
- [12] J.-B. Leblond, "Mathematical modelling of transformation plasticity in steels. II: Coupling with strain hardening phenomena," *International Journal of Plasticity*, Vol. 5, no. 6, pp. 573–591, 1989. doi: [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90002-8](https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90002-8).

Research and Simulation of Heat Treatment of Steel Elements of Metal Molds for Semi-Dry Vibrocompression

Valentin Hordiienko¹ • Viktor Vasylenko¹ • Oleksandr Kovalenko¹ • Ievgen Khyzhniak¹

¹ Cherkasy State Technological University, Cherkasy, Ukraine

Abstract: This work investigates the full cycle of heat treatment (carburizing and quenching) of steel elements of metal molds used in the production of concrete products manufactured by the semi-dry vibrocompression method.

Severe abrasive wear of the working surfaces of metal molds necessitates the optimization of chemical–heat treatment. Traditional methods do not allow accurate prediction of the final phase composition or hardness profile, particularly considering the complex influence of carbon concentration on quenching kinetics. Therefore, a numerical model for process prediction and quality control is required. A coupled multiphysics 2D model (diffusion, heat transfer, and phase transformations) was developed and implemented for a steel specimen with dimensions 100 × 100 × 20 mm. Carburizing simulations were performed for two initial carbon concentrations (0.08 and 0.2 wt.%) achieving a final surface concentration of up to 0.9 wt.%. After water quenching (typical heat-transfer coefficient $h \approx 5000 \text{ W/(m}^2\text{K)}$), the simulations demonstrated the formation of 80–85 % martensite in the carburized layer. However, an increased content of retained austenite (15–20 %) was observed in the near-surface region. The presence of retained austenite in the carburized layer is explained by the significant reduction of the martensite-start temperature (M_S) due to high local carbon enrichment. This confirms that even at high cooling rates ($h \approx 5000 \text{ W/(m}^2\text{K)}$), complete martensitic transformation does not occur, indicating the need for additional heat-treatment operations. The use of the Koistinen–Marburger model with concentration-dependent $M_S(c)$ and a locally refined mesh enabled accurate determination of the boundaries of the carburized and quenched layers. This provided a quantitative evaluation of the final phase composition profile, which is essential for hardness prediction. The simulation results can be applied by process engineers to optimize carburizing parameters (temperature and duration) and quenching conditions (cooling rate) to increase the service life of steel metal molds, as well as to justify the necessity of low-temperature tempering.

Keywords: environmental pollution, matrix, punch, metal molds, heat treatment, carburizing, quenching, CNC machining, mathematical modeling.