

**ВПРОВАДЖЕННЯ В УЧБОВИЙ ПРОЦЕС РЕЗУЛЬТАТІВ  
НАУКОВИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ЩОДО СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ  
В ГЕТЕРОГЕННИХ СПЛАВАХ ПРИ ВИКЛАДАННІ  
ДИСЦИПЛІНИ «МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО  
ТА ТЕХНОЛОГІЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ»**

**Клочко О. Ю.**

**ВСТУП**

Сучасні тенденції соціально-економічного розвитку у розвинутих країнах світу характеризуються активізацією все більшою інтеграцією освіти, науки та промисловості. Треба визнати, що між освітньою, науковою та інноваційною діяльністю сьогодні у нас існують деякі розриви. Все це обумовлює пошук шляхів вирішення цієї проблеми, насамперед інтеграції наукових досліджень у навчальні плани з обов'язковим дотриманням їх актуальності і перспективності. В сучасному суспільстві для покращення якості життя, зменшення залежності від природних ресурсів, зниження негативного впливу на довкілля, потрібен якісно новий, заснований на знаннях, підхід до технологічних проблем, що призведе до значних змін у науці та технології. Безумовно, ці зміни значною мірою стосуються матеріалознавства, а також всіх галузей, що пов'язані з технологією матеріалів та їх використанням. Вкрай необхідним для створення базових технологій та для можливості управління механічними, термічними, хімічними та іншими властивостями багатокомпонентних сплавів, кераміки, композитів, матеріалів з нанорозмірними компонентами є подальше поглиблення наших уявлень про будову матеріалів та природу процесів, що в них відбуваються.

Враховуючи все це, світовою науковою спільнотою, під координацією Інституту металознавства Макса Планка (Max-Planck Institut für Metallforschung, Штутгарт, Німеччина) була видана «Біла книга з матеріалознавства» (European White Book on Fundamental Research in Materials Science)<sup>1</sup>, де були намічені основні напрями та тенденції розвитку науки о матеріалах у ближній та віддаленій перспективах, сфокусовано увагу на потребах суспільства в нових матеріалах, а також на сучасних можливостях їх “конструювання” та

---

<sup>1</sup> European white book on fundamental research in materials science. Handbook: editors M. Rühle et al. Stuttgart: Max-Planck-Gesellschaft, 2001, 326 str. ISBN 3-00-008806-7

розробки. Грунтуючись на цьому проєкті, координаційною радою України з пріоритетного спрямування «Нові речовини та матеріали» було розроблено систему перспективних дослідницьких цілей<sup>2</sup>. Сьогодні, з урахуванням усіх необхідних коректив та викликів, що постали перед нашим суспільством, загальні завдання та напрями подальшого розвитку матеріалознавства здебільшого зберігаються.

На кафедрі сервісної інженерії та технології матеріалів в машинобудуванні імені Державного біотехнологічного університету співробітниками та здобувачами вищої освіти проводяться наукові дослідження за темами, що відповідають багатьом зазначеним пріоритетним напрямом розвитку матеріалознавства. Отримані результати широко публікуються, проходять апробацію на різних конференціях, мають промислове впровадження. Також вони повною мірою інтегровані в навчальний процес, що має відображення в робочих програмах навчальних дисциплін кафедри<sup>3</sup>.

### **1. Виникнення передумов проблеми та формулювання проблеми**

Актуальною проблемою сучасного високотехнологічного машинобудування залишається питання підвищення експлуатаційної стійкості конструкційних матеріалів деталей і вузлів, виготовлених з гетерогенних хромовмісних залізовуглецевих сплавів, що працюють в умовах високих питомих тисків і різких змін, термоциклічного впливу і підвищеного зносу. Область застосування таких виробів досить широка і охоплює гірничорудну і нафтопереробну промисловість, металургію (валки гарячої прокатки, деталі печей та ін.); хімічне (відцентрові насоси, реакційні апарати, накладки на промислові змішувачі.); енергетичне (деталі газопоршневих агрегатів, покриття лопатей газових турбін) машинобудування; суднобудування (лопатки суднових турбін) і багато іншого. Такі зносостійкі конструкційні матеріали повинні мати низький рівень напружень, малу схильність до утворення тріщин і підвищений рівень напруцювання.

---

<sup>2</sup> Д. А. Левина, Л. І. Чернишев Тенденції розвитку сучасного матеріалознавства, «Вісник» УМТ, № 1 (1), 2008, С. 37–54. URL: <http://dspace.nbuv.gov.ua/bitstream/handle/123456789/15846/10-Levina.pdf?sequence=1>

<sup>3</sup> О.Ю. Клочко, О.С. Воронов. Впровадження результатів наукових досліджень при викладанні дисциплін на кафедрі сервісної інженерії та технології матеріалів в машинобудуванні ДБТУ. Матеріали Міжнародної науково-метод. конф. «Модернізація вищої освіти та забезпечення якості освітньої діяльності в умовах європейської інтеграції». Харків: ДБТУ, 18 жовтня 2024, С. 314–317. URL: <https://repo.btu.kharkov.ua/handle/123456789/58596>

Проведені дослідження в рамках кафедральної наукової тематики за темою «Розробка параметрів термічної обробки моделюванням характеристик для прогнозування структуроутворення в гетерогенних сплавах»<sup>4</sup>, повністю відповідають пріоритетним напрямам розвитку матеріалознавства: нові металеві матеріали та комп'ютерне конструювання перспективних матеріалів.

## **2. Аналіз існуючих методів вирішення проблеми**

Відповідно до історії розвитку сучасної науки і інженерних досліджень, відомо, що рівень службових властивостей конструкційних матеріалів визначається, в першу чергу, їх структурною будовою. Для підвищення комплексу властивостей необхідні інноваційні розробки технологій виготовлення виробів з таких матеріалів, зокрема, нових оптимальних режимів термічної обробки. Сьогодні емпіричний метод дослідження залишається основним при аналізі структури конструкційних матеріалів. Облік реальних змін структурного стану виробів в процесі експлуатації для оцінки їх властивостей утруднений, оскільки металографічні методи аналізу вимагають руйнування деталей<sup>5</sup>. Тільки експериментальний шлях досліджень вже не задовольняє вимогам сучасного матеріалознавства. Стає очевидним, що пошук інноваційних високотехнологічних процесів підвищення рівня властивостей, розробки нових конструкційних матеріалів з гарантованими властивостями залишається складним і наукомістким завданням. У широкому плані актуальна проблема підвищення рівня службових властивостей конструкційних матеріалів, контролю їх якості може ефективно вирішуватися шляхом створення і використання методики прогнозування структуроутворення, що враховує зміну енергетичних станів системи, внаслідок дифузійних процесів, що перебігають в результаті різних зовнішніх впливів, таких як термічна обробка. Новий підхід повинен базуватися на комплексному використанні методів класичного матеріалознавства, розрахунково-аналітичних дослідженнях металографічного зображення структури, з'єднаних з комп'ютерним моделюванням технологічних процесів

---

<sup>4</sup> А.К. Автухов, О.Ю. Ключко та інш. Звіт про науково-дослідну роботу «Розробка та впровадження технологічних процесів виготовлення, відновлення та зміцнення деталей машин з метою підвищення експлуатаційної стійкості, надійності та довговічності технічних об'єктів», Харків: ДБТУ, 2023, 138 с. URL: [https://repo.btu.kharkov.ua/bitstream/123456789/54292/1/ZVIT\\_Avtukhov\\_Klochko.pdf](https://repo.btu.kharkov.ua/bitstream/123456789/54292/1/ZVIT_Avtukhov_Klochko.pdf)

<sup>5</sup> ASTM E3-11(2017), Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017. URL: [www.astm.org](http://www.astm.org)

виготовлення виробу, що дозволяють прогнозувати структурний стан і рівень службових властивостей матеріалу.

Основним об'єктом прогнозування для хромовмісних сплавів обрані вироби, що працюють в складних умовах, зокрема, двошарові листопрокатні валки гарячої прокатки з таким робочим шаром. Для них важливі такі характеристики, як твердість, фазовий склад, неоднорідність структурного стану робочого шару, що впливають на експлуатаційну стійкість виробів<sup>6</sup>. Одним із суттєвих недоліків високохромистих чавунів, для таких виробів, є нестабільність їх властивостей при експлуатації через наявність значної частки залишкового аустеніту, оскільки режим термоциклічних навантажень викликає його перетворення, зі зміною лінійних розмірів структурних складових, що супроводжується зростанням напружень і руйнуванням робочого шару. Частково такий розпад відбувається на етапі кристалізації виливків при відцентровому литті в металевій формі. Однак, в умовах прискореного охолодження, не встигають пройти дифузійні процеси, спостерігається явище мікроліквації, коли окремі зони зерен аустеніту виявляються пересиченими вуглецем і хромом (до 7,0–14%Cr), що підвищує його стійкість. Причому, частка його виділень залежить не тільки від умов кристалізації виливка, а й від хімічного складу сплаву. Оскільки стабілізуюча дія таких компонентів, як нікель, додатково сприяє утворенню залишкового аустеніту.

Відомо, що підвищена твердість в хромистих чавунах досягається при формуванні бейнітної або мартенситної матриці, проте через високий ступінь легування аустеніту, його стабілізації і великої маси металу виливки прокатного валка (3-6т), в даному випадку таку структуру при литті отримати практично неможливо. Проблема підвищення якості і властивостей робочого шару таких виробів, крім вибору оптимального хімічного складу і створення умов для виділення вторинних карбідів в процесі кристалізації і подальшого охолодження сплаву, включає в себе необхідність застосування подальшої термічної обробки (ТО), яка є одним з ключових технологічних етапів виробництва виробів з хромовмісних сплавів різного призначення. Вона може бути, як проміжною операцією, так і остаточною – для формування необхідних властивостей виробу. При цьому встановлено<sup>7</sup>,

---

<sup>6</sup> Т.С. Скобло, А.І.Сідашенко та інші. Виробництво та застосування прокатних валків. Довідник: за ред. проф. Скобло Т.С. / Харків: ЦД № 1, 2013. 572 с. ISBN 968-617-7017-30-0.

<sup>7</sup> Ключко, О. Ю. Теоретичне та експериментальне моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей хромовмісних сплавів та покриттів: дис. на здобуття наук. ступеня д-ра техн. наук: за спец. 05.20.01 Матеріалознавство; 13 Механічна інженерія. Харків: ХНТУСГ, 2019. 404 с.

що склад сплаву і режими термічної обробки істотно впливають на експлуатаційну стійкість виробів.

У технологічному циклі виготовлення прокатних валків з робочим шаром з високохромистого чавуну ТО доцільно використовувати в якості остаточної операції для зменшення локальної неоднорідності структури і дестабілізації залишкового аустеніту, внаслідок інтенсифікації дифузійних процесів, виділення вторинних дисперсних спецкарбідів і досягнення регламентованої твердості. Мартенситна або трооститна структури можуть бути отримані тільки при гартуванні такого чавуну з нагріву до 1160–1200°C. При цій температурі можна забезпечити розчинення вторинних карбідів в  $\gamma$ -Fe і при подальшому гартуванні досягти формування мартенситу. Встановлено<sup>8</sup>, що найкращий комплекс властивостей в поєднанні з підвищеною твердістю, в високохромистих чавунах досягається після високотемпературної обробки (нагрів 1160–1190°C, гартування на повітрі, відпускання при 540–560°C). Така обробка дозволяє отримати мікроструктуру, що складається з троостита відпускання з рівномірно розподіленими вторинними карбідами (73HS, при загальному вмісті 17,0%Cr). Високотемпературна ТО найбільш ефективно забезпечує зменшення ступеня хімічної і структурної неоднорідності металевої матриці, зменшуючи макроліквацію, що формується внаслідок високої швидкості кристалізації. Такі операції дозволяють забезпечувати регламентовані показники твердості і надійно контролювати склад мікроструктури, забезпечуючи високу дестабілізацію аустеніту. Проте, при регламентованій твердості, що перевищує 80HS, досягти повного розпаду аустеніту, і при такій обробці, не є можливим<sup>9</sup>. Відповідна технологія не може бути застосована для масивних двошарових виливків прокатних валків з різнорідним матеріалом (робочого шару з високохромистого і серцевини з високоміцного або сірого чавунів), через додаткової схильності до графітизації осердя, а також тріф і шийок валка. Крім того, отримання структур трооститу або мартенситу в матриці практично неможливо через складність забезпечення високої швидкості охолодження (до 200°C/хв). В таких виробках структура робочого шару повинна складатися з дрібнодисперсної легованої ферито-карбідної ( $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_xC_y$ ) суміші і максимально низької частки залишкового аустеніту. Проведені дослідження різних режимів термообробки, спрямованих на розпад залишкового аустеніту,

---

<sup>8</sup> Guitar, M.A., Suárez, S., Prat, O. et al. J. of Mater Eng and Perform (2018) 27: 3877. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3347-1>

<sup>9</sup> J.-P. Breyer and W. Gisèle, "Metallurgy of High Chromium-Molybdenum White Iron and Steel Rolls," In: R. B. Corbett, Ed., Rolls for the Metalworking Industries, Warendale, Pittsburgh, 2002, pp. 29–40.

показали, що найбільш прийнятним для таких двошарових виробів є низькотемпературний циклічний відпал<sup>10</sup> в інтервалах температур магнітного перетворення карбідних фаз сплаву.

При розробці режимів термічної обробки, в першу чергу, прагнуть досягти заданих експлуатаційних властивостей виробів при забезпеченні уніфікації і технологічності їх конструкції. Важлива задача при цьому – скорочення термінів і зниження матеріальних і трудових витрат при постановці на виробництво нових виробів, поліпшення якості продукції. Однак, при розробці таких процесів на виробництві найчастіше доводиться виготовляти дослідні зразки і домагатися необхідних властивостей експериментальним шляхом, що не тільки збільшує час для визначення необхідного режиму ТО, але призводить до значного подорожчання продукції і можливим невідповідностям зі структуроутворенням масивних виливків при кристалізації. Особливо гостро це питання постає при пошуку оптимальних параметрів термічної обробки для таких масивних, як двошарові листові валки станів гарячої прокатки, через тривалість процесу, пов'язаного з низькими швидкостями нагрівання виливків.

Саме тому в сучасному виробництві досить актуальним є застосування комп'ютерного моделювання ТО, засноване на фізичних процесах, що дозволяють прогнозувати якісні показники і експлуатаційні властивості виробу. У зв'язку з цим, важливим і затребуваним завданням є створення методики прогнозування структуроутворення і рівня механічних властивостей металевих сплавів шляхом побудови комп'ютерних математичних моделей, заснованих на методи скінченних елементів.

### **3. Нові підходи до моделювання при визначенні параметрів процесу термічної обробки**

Побудова моделей технологічного процесу термічної обробки включає в себе кілька заходів, одним з яких є обчислювальний експеримент із застосуванням комплексних математичних підходів. Використання раніше розроблених методик<sup>11</sup> оптико-математичного аналізу металографічного зображення дозволило розробити критерії оцінки структури за допомогою показників, що оцінюють найбільший вплив в результаті температурної дії, і, відповідно, тісно пов'язаних з параметрами режимів попередньої термічної обробки. Використання таких характеристик дозволить шляхом побудови математичних моделей, вибрати оптимальні режими для технологічного процесу

---

<sup>10</sup> T.S. Skoblo, O.Yu. Klochko et al. Heat treatment of two-layer alloyed-iron rollers. *Steel Transl.* 43, 603–606 (2013). <https://doi.org/10.3103/S096709121309012X>

<sup>11</sup> Skoblo, T.S., Klochko, O.Yu., Belkin, E.L. Structure of high-chromium cast iron. *Steel Transl.* 42, 261–268 (2013). <https://doi.org/10.3103/S0967091212030151>

термообробки, які найбільш повно враховують перебіг дифузійних процесів, що забезпечують формування заданої структури сплаву і підвищення експлуатаційної стійкості виробів. Для розробки критеріїв, що найбільш повно характеризують процеси дифузії вуглецю, фазові перетворення, зміни дислокаційної структури внаслідок впливу температур, використовували 76 зразків, відібраних від робочого шару двошарових відцентроволитих листових валків для станів «1700» і «2000» гарячої прокатки виконання ЛПХ17Нд (леговані до 17%Cr і до 1,5%Ni зі спецкарбідами  $Me_7C_3$ ,  $Me_6C_{23}$  і  $Me_xC_y$  в основі).

На першому етапі в якості експерименту аналізували зразки, відібрані від робочого шару валків, в литому стані і оцінювали структуроутворення. Такі зразки піддавали дестабілізуючому відпаду для розпаду залишкового аустеніту з одиничним і циклічним нагріванням від низьких до підвищених температур за 17 режимами (приклади досліджуваних режимів 1-8) ТО наведено в табл. 1.

Ці режими і результати статистичної оцінки структуроутворення були використані для побудови моделей процесу термічної обробки. Аналізували металографічні зображення, що відрізнялися параметрами термічної обробки. Структуру оцінювали за розробленим оптико-математичним методом<sup>12</sup>, із застосуванням гідродинамічних аналогій, в результаті якого побудовані гістограми розподілу умовних кольорів, відповідних виявленому фазовому складу сплаву. Побудову моделей технологічного процесу термічної обробки проводили на базі обчислювального експерименту із застосуванням методів марематичного моделювання. Розробку проводили в декілька етапів.

На *першому етапі* моделювання було проведено уніфікування всіх параметрів експериментальних режимів, використаних для проведення обчислювального експерименту. На *другому етапі* – проведено обчислювальний експеримент, завданням якого було визначення факторів, що мають найбільший вплив на структуру і властивості сплаву в результаті термічної обробки з подальшим вибором параметрів для побудови моделі. На *третьому етапі* – проводили математичне моделювання режимів ТО, де в якості параметрів використовували дані, отримані на – попередньому. На *четвертому етапі* здійснювали перевірку адекватності розроблених математичних моделей на відповідність реальним експериментальним даним процесам ТО.

---

<sup>12</sup> Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І., Белкін О.Л. Теоретичні та експериментальні засади прогнозування структуроутворення, властивостей високовуглецевих легованих сплавів. Монографія. Х.: Діса плюс. 2019. 278 с. URL: <https://repo.btu.kharkov.ua/handle/123456789/8093>

Таблиця 1

**Параметри досліджуваних режимів термічної обробки**

k*	Часові 1 ( $\tau_k$ , год) и температурні 2 ( $T_k$ , °C) і параметри															
	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2
	Номер режиму ТО															
	1		2		3		4		5		6		7		8	
1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	50	0	0
2	1	750	0,67	700	0,67	700	0,5	500	1	450	0,5	450	48	750	0,5	500
3	2	750	1,67	700	1,67	700	1,5	500	2	450	1,5	450	51	750	1,5	500
4	23	80	22,7	70	2,34	80	23,5	80	14	80	23,5	50	67	50	24	60
5					3,67	500						24	450	94	500	
6					4,67	500						25	450	97	500	
7					20,7	80						47	50	127	50	

\* Де k – загальне число етапів процесу в кожному режимі ( $k = 1, \dots, n$ )

Відповідно першому етапу виконання завдання по уніфікуванню всіх параметрів експерименту, зважали на те, що при моделюванні процесів ТО об'єкта, використовували різні температурні і тимчасові режими. Для цього була розроблена і використана узагальнена методика розрахунку таких параметрів. При моделюванні в якості приведених (усереднених) параметрів розглядали температуру і швидкість процесу ТО. Розрахунки базувалися на відомому твердженні про те, що площа будь-якої як завгодно складної фігури можна замінити сумою – більш простих. При цьому, величина певного інтеграла, що є приведеною площею цієї фігури, не зміниться<sup>13</sup>. В даному випадку, така фігура є площею, наведеною під графіком режиму ТО, а її висота – приведені значення температури. Якщо в якості простої фігури прийняти прямокутник, то значення приведеної температури є відношення його площі до ширини основи. Як площу розглядали певний інтеграл, а інтервал інтегрування (загальний час процесу) – як ширину його основи. Тоді узагальненим поняттям приведеної температури є відношення середнього значення певного інтеграла (площі графіка режиму ТО), до загального часу процесу. Аналогічно, приведена (усереднена) швидкість процесу – це відношення значення інтегралу від похідної до загального часу.

<sup>13</sup> Boris Makarov, Anatolii Podkorytov, Real Analysis: Measures. Integrals and Applications. – Springer Science & Business Media, 2013. 772 p.



Для обчислення застосовували скінчено-різницеve представлення моделі, при якому в дискретному вигляді, швидкість процесу термообробки для кожного інтервалу температур розраховували за формулою:

$$v_k = \frac{T_k - T_{k-1}}{\tau_k - \tau_{k-1}}, \quad (1)$$

де  $v_k$  – швидкість кожного етапу процесу (інтервалу температур), обраного режиму ТО;  $k$  – загальне число етапів процесу в кожному режимі ( $k = \overline{1, n}$ );  $T_k$  – температура кожного етапу процесу;  $\tau_k$  – час кожного етапу процесу.

Приведена температура для всього процесу термообробки має вигляд:

$$T_{п1}^l = \frac{\sum_1^n (T_k + T_{k-1})}{k}, \quad (2)$$

де  $T_{п1}^l$  – приведена температура для всього  $l$ -го режиму ТО ( $l = \overline{1, 16}$ );  $T_k$  – температури кожного етапу процесу  $l$ -го режиму;  $k$  – загальне число етапів процесу в кожному режимі ( $k = \overline{1, n}$ ).

Аналогічно, обчислювали  $T_{п2}^l$  – приведену температуру тільки нагріву та витримки для  $l$ -го режиму ТО.

$$T_{п2}^l = \frac{\sum_1^n (T_k - T_{k-1})}{k}. \quad (3)$$

Відповідно, приведена швидкість для всього процесу термообробки:

$$v_{п1}^l = \frac{\sum_1^n v_k \cdot (\tau_k + \tau_{k-1})}{\tau_l}, \quad (4)$$

де  $v_{п1}^l$  – приведена швидкість для всього  $l$ -го режиму ТО ( $l = \overline{1, 16}$ );  $v_k$  – швидкість кожного етапу процесу  $l$ -го режиму;  $k$  – загальна кількість етапів процесу в кожному режимі  $k = \overline{1, n}$ ;  $\tau_k$  – час кожного етапу процесу;  $\tau_l$  – різниця за часом між закінченням і початком  $l$ -го режиму ТО (загальний час). Аналогічно формулі (6.3), обчислювали  $v_{п2}^l$  – приведену швидкість тільки нагріву і витримки для  $l$ -го режиму ТО.

$$v_{п2}^l = \frac{\sum_1^n v_k \cdot (\tau_k - \tau_{k-1})}{\tau_l}. \quad (5)$$

На прикладі режиму № 1 (див. табл. 1), розглянемо розрахунок приведених температур і швидкостей обробки. Значення наведених температур і швидкостей, за формулами (2) – (5), дорівнюють:  $T_{п1}^1 = 427,8^\circ\text{C}$ ;  $T_{п2}^1 = 562,5^\circ\text{C}$ ;  $v_{п1}^1 = 3,4^\circ\text{C}/\text{год}$ ;  $v_{п2}^1 = 375^\circ\text{C}/\text{год}$  відповідно.

Аналогічно, були розраховані приведені параметри для всіх експериментальних режимів ТО. Крім того, були додані додатково два циклічних режими ТО, які полягають в послідовному їх застосуванні – 1 + 4 (режим № 17) і – 2 + 4 (режим № 18). У подальшому, литий стан сплаву позначали як режим № 0.

Для спрощення позначили:  $T$  і  $\tau$  замість  $T_{п1}^l$  і  $\tau_l$  – середні температура і час всього процесу ТО;  $T_2$  замість  $T_{п2}^l$  – температура тільки нагріву та витримки;  $v$  замість  $v_{п1}^l$  – середня швидкість всього процесу ТО;  $v_2$  замість  $v_{п2}^l$  – швидкість тільки нагріву та витримки.

На етапі обчислювального експерименту, було проведено якісний і кількісний аналіз хромовмісного сплаву методом оптико-математичного аналізу і методами стандартного дослідження металографічної структури. Прогнозування структуроутворення і рівня властивостей металевих сплавів обов'язково має враховувати їх спадкові властивості. Під спадковістю властивостей в металевих сплавах прийнято розуміти сукупність закономірностей, що пояснюють залежність між особливостями і типом шихтових матеріалів, і одержуваного металу, зі збереженням будь-яких елементів структури після прямого (при охолодженні) і зворотного (при нагріванні) поліморфного перетворення<sup>14</sup>. Це поняття умовно можна розділити на металургійну і структурну спадковість литого металу. Поняття металургійної спадковості включає властивості і склад початкових шихтових матеріалів доменного, електроплавлення у властивостях продуктів кожного з наступних металургійних переділів. Виключення негативних наслідків спадковості в металургії базується на оцінці впливу шихти і технології виплавки на якість кінцевої продукції.

Спадковість структури литого металу, головним чином, проявляється в його кристалографічній орієнтації та забезпечується ступенем упорядкування розподілу фаз, а також розміром зерна – збереженням його хімічної неоднорідності (ізоляція домішок і включень на місці старих границь). Слід зауважити, що такий розподіл має досить умовний характер, оскільки в обох випадках стабільність

---

<sup>14</sup> В.С. Лучкін, Л.Г. Тубольцев та ін. Металургійна спадковість у рідкій сталі. Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії: Зб. наук. праць. Дніпропетровськ.: ІЧМ НАН України, 2007, Вип. 15. С. 130–140.

закладеної інформації визначається фізичними і хімічними властивостями елементів, що утворюють багатокомпонентний сплав. Численні дослідження<sup>15</sup> свідчать про різні фактори, що суттєво впливають, як в процесі металургійного виробництва, так і при виготовленні, а також експлуатації готового виробу. Структурна спадковість значно проявляється в легованих сплавах, для яких звичайні умови охолодження виливків часто не забезпечують повного розпаду аустеніту у верхній (перлітній) області.

Проте, жорсткі вимоги до механічних і технологічних властивостей робочих поверхонь високохромистих валків листопрокатних станів гарячої прокатки обумовлюють вузький інтервал хімічного складу робочого шару таких виробів: 16–18%Cr і 2.7–2.9%C. Виготовлення валків здійснюється на основі виливки і обробки заготовок. Кожен технологічний етап має свої особливості, що впливають на властивості металу, які можуть формуватися і зберігатися і в період експлуатації. Виготовлення великогабаритних виробів супроводжується формуванням напружено-деформованого стану, зміною фазового і структурного складу, вихідної геометричної форми, розвитком анізотропії властивостей і іншими факторами. Отже, значну увагу необхідно приділити впливу спадковості металу при кожному технологічному циклі виготовлення таких великогабаритних, багатошарових виробів, починаючи від кристалізації виливка, подальшої термічної і до механічної обробки.

В даному дослідженні, при розробці моделі процесу термічної обробки виробів з високохромистого чавуну, було оцінено фактори, що мають значний вплив на структуру сплаву на етапі виготовлення виробу. Оцінювали роль впливу на стабільність окремих фаз і всієї структури сплаву спадкових факторів, які визначали через показники, що характеризують структуроутворення в литому стані. Подальша експлуатаційна стійкість таких виробів, як масивні двошарові валки, багато в чому залежить від того, наскільки точно і адекватно враховуються всі істотні особливості, що характеризують стан структури металу робочого шару, оскільки їх габарити унеможливають суцільний контроль.

На основі проведених досліджень<sup>16</sup>, запропоновано характеристики структури хромовмісних сплавів, що є найбільш схильними до змін під впливом термічної обробки і мають значний вплив на

---

<sup>15</sup> D'yachenko, S.S. Heredity in phase transformations: Mechanism of the phenomenon and effect on the properties //Met Sci Heat Treat (2000) 42: 122–127.

<sup>16</sup> T.S. Skoblo, O.Yu. Klochko *et al.* New approaches in study of inhomogeneity of heterogeneous structures. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2018, 40(2), P. 255-280. <https://doi.org/10.15407/mfint.40.02.255>

властивості досліджуваного об'єкта. До них відносяться характеристики, які враховують фазовий склад; що оцінюють ступінь неоднорідності структури, в тому числі локальної; коерцитивна сила; твердість. Для отримання адекватних математичних моделей, близьких до реального процесу термообробки, обчислювальний експеримент проводили оцінкою статистично значущої кількості функцій, що описують такі характеристики. Такі характеристики можна умовно розділити на 4 групи:

*Група I* – характеристики, що обчислюються на основі гідродинамічних аналогій (рішенням рівняння Нав'є-Стокса), стосовно до процесів структуроутворення з оцінкою формованих фаз (враховує дифузійні процеси, зміну щільності фрагмента), в тому числі, при дисперсійному твердінні<sup>17</sup>. За об'єктами структури і процесам, що відбуваються при структуроутворенні, цю групу розділили на 8 підгруп. Де підгрупа 1.1 – відповідає характеристикам, що описують процеси дифузії ( $P_{1-16}$ ); підгрупа 1.2 – включає характеристики енергетичного стану системи ( $P_{17-23}$ ); підгрупа 1.3 – характеристики неоднорідності за оператором Лапласа та дивергенції ( $P_{24-30}$ ); підгрупа 1.4 – функція 1: структури фериту, ненасичені вуглецем (значення досліджуваних характеристик  $< 255$ ), без ураження дефектами – дислокаціями ( $P_{31-37}$ ); підгрупа 1.5 – функція 2: характеристики голчастих структур (значення досліджуваних характеристик  $\geq 255$ ) ( $P_{38-41}$ ); підгрупа 1.6 – функція 3, оцінює середнє відношення досліджуваних характеристик до умовного кольором ( $P_{42-46}$ ); підгрупа 1.7 – відображає ступінь дисперсності структури ( $P_{47-62}$ ); підгрупа 1.8 – представляє структурно-фазові характеристики сплаву ( $P_{63-78}$ ).

*Група II* – описує характеристики статистичного розподілу сусідніх пікселів (за певним умовним кольором) в локальних фрагментах зображення. Такі характеристики розглядали, як за поєднанням умовних кольорів ( $P_{79-86}$ ), так і за потужністю дисипації енергії в таких поєднаннях ( $P_{87-95}$ ).

*Група III* – узагальнює показники, що характеризують мінливість умовних кольорів в поєднаннях (для фрагмента зображення розміром  $3 \times 3$  пікселя), де під цією характеристикою представляли склад в одній конкретній точці фази в обраній області зображення. При оцінці брали кількість оточуючих точку фази пікселів з аналогічним кодом умовного

---

<sup>17</sup> Е.Л. Белкин, Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко. Обґрунтування застосування понять рівнянь гідродинаміки Нав'є-Стокса для аналізу металографічних зображень. Materiały VII Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji, V. 21, Przemysł. Nauka i studia. P. 94–96. URL: <http://athra.btu.kharkiv.ua/document/tr1/7916E30C-4EE4-4FC7-BD7B-E2225F189DCA>

кольору. Ці характеристики розглядали як за поєднанням умовних кольорів ( $P_{96-100}$ ), так і за потужністю дисипації енергії в таких поєднаннях ( $P_{101-106}$ ).

Група IV – включала характеристики, що описують механічні, фізичні і технологічні властивості. До них відносяться твердість, коерцитивна сила і глибина робочого шару (відповідно,  $P_{107-108}$ ). Для цих характеристик були побудовані кореляційні залежності з досліджуваних режимом термообробки. При розрахунку використовували усереднені параметри. Розраховано їх значущість і парні, а також множинні коефіцієнти кореляції. Внаслідок значного числа характеристик, що розраховуються, проводили корекцію коефіцієнтів при чинниках для кожної кореляційної залежності, шляхом додавання певного для кожного випадка значення. Отримані коефіцієнти використовували при побудові моделей процесу термообробки. Для завдання конкретної структури при побудові таких кореляційних залежностей, враховували фактор спадковості структурного стану сплаву через його литий стан. Для цього в рівняння кореляційної залежності введений параметр:

$$H_i = \frac{P_{i_{\text{то}}}}{P_{i_{\text{л}}}}, \quad (6)$$

де  $H_i$  – фактор спадковості металу для  $i$ -ї характеристики;  $P_{i_{\text{л}}}$  – величина оцінюваної характеристики в литому стані;  $P_{i_{\text{то}}}$  – величина оцінюваної характеристики після кожного досліджуваного режиму термообробки.

Для кожного з 18-ти проведених режимів термічної обробки, було отримано по п'ять значень фактору спадковості  $H_i$  (за кількістю розглянутих зразків) для аналізованих характеристик. На основі проведених розрахунків, оцінили кореляційну залежність між аналізованими характеристиками в литому ( $P_{i_{\text{л}}}$ ) і термообробленому станах ( $P_{i_{\text{то}}}$ ) методом найменших квадратів за лінійною моделлю. Аналіз отриманих результатів дозволив встановити, що зміна глибини робочого шару (параметр  $P_{109}$ ) впливає прямо пропорційно на ступінь дисперсності фаз, виняток становить фаза фериту, максимально насичена вуглецем ( $P_{48}$ ), що може бути пояснена дифузією вуглецю вглиб робочого шару під дією напружень при відцентровому литті і заливці металу серцевини, внаслідок розвитку високих питомих навантажень, які формуються за механізмом, аналогічним для різних хромовмісних сплавів<sup>18</sup>. Слід зауважити, що показники, що

---

<sup>18</sup> Skoblo, T., Klochko, O. *et al.* (2023). Modeling of Degradation Processes of Cast Iron Carbide Phase of Mill Rolls at Operation. In: *Advances in Mechanical and*

характеризують дифузію, щільність структури, а також енергетичні параметри обернено пропорційні зміні глибини (найбільші значення зафіксовані в поверхневому шарі, найменші – на глибині 57–60 мм, на межі з металом осердя), що відповідає відомим уявленням.

Шляхом побудови кореляційних моделей, була проведена оцінка ступеня впливу різних режимів термообробки, на аналізовані характеристики, за результатами для яких були відібрані моделі з максимальним коефіцієнтом кореляції. Проведений аналіз дозволив оцінити такі режими ТО (температурні параметри і швидкості процесу), що мають найбільший вплив на процеси структуроутворення. З отриманих результатів видно, що частка голчастих структур ( $P_{68}$ ) зменшується з ростом приведених температур, що можна пояснити підвищенням інтенсивності дифузійних процесів. При аналізі результатів, виявлено, що параметри температури і швидкості процесу термічної обробки можуть протилежно впливати на досліджувані показники, які характеризують однакові процеси структуроутворення сплавів. Це свідчить про необхідність, при побудові моделей процесу термічної обробки, в комплексі враховувати всі технологічні параметри аналізованих режимів, з урахуванням їх впливу на процеси структуроутворення в цілому.

В роботі за результатами аналізу факторів впливу спадковості, що описують твердість і ступінь неоднорідності структури високохромистого чавуну, було оцінено запропоновані режими ТО з метою прогнозування досягнення ефективної (мінімального ступеня неоднорідності і регламентованої твердості) структури сплаву. В якості критерію оптимізації було прийнято фактори спадковості за твердістю ( $H_{107}$ ) і неоднорідністю структури ( $H_{\Sigma}$ ). Останній оцінювали як середню суму відносин ступеня дисперсності (прогнозованої, розрахованої за кореляційною моделлю, щодо литої структури) для кожної складової сплаву за номером умовного кольору пікселя. Де  $H_{107}$  і  $H_{\Sigma}$  – фактори спадковості за твердістю і ступенем дисперсності структури кожного досліджуваного зразка. Проведені дослідження виявили необхідність обліку чинника спадковості при побудові моделі процесу ТО. Вплив на твердість і ступінь неоднорідності структури, а також дифузійні процеси слід враховувати.

При виконанні обчислювального експерименту також було проведено дослідження впливу параметрів процесу ТО на структурно-фазовий стан досліджуваних сплавів з оцінкою фазової локальної неоднорідності, що формується. Для виконання цього завдання

оцінювали ступінь дисперсності фазових складових досліджуваних зображень по мікрофотографіям (характеристики  $R_{47-62}$ ). Для обліку анізотропії властивостей, оцінку робили, беручи до уваги напрямки тепловідведення при кристалізації сплаву – горизонтальне і вертикальне (поперек і уздовж осей слабо виражених дендритів відповідно). Ступінь дисперсності структури визначали методом оптико-математичного аналізу металографічних зображень.

Кореляційним аналізом проведено дослідження впливу на показники, що характеризують структуру, параметрів різних режимів ТО, а також спадкового чинника литого металу за формулою (6). Встановлено, що фактори, які мають коефіцієнти кореляції, що  $\geq 0.5$ , для залежностей, як від температурних параметрів, так і від швидкостей обробок, відповідають твердості, ступеню дисперсності фаз, які мають наступні коди умовних кольорів: 01 (ферит), 10 (аустеніт), 14 (спецкарбіди) – в горизонтальному напрямку і 5, 6 (голчастий ферит), 10 (аустеніт), 11 (цементит) – у вертикалі. Введення фактору спадковості сприяє значному підвищенню коефіцієнта кореляції для всіх досліджуваних параметрів, крім твердості. Проте, при цьому в кореляційних залежностях між твердістю і режимами ТО, змінюється знак у параметра, що характеризує загальний час  $\tau$  процесу ТО. Це вказує на зниження твердості робочого шару зі збільшенням тривалості режиму термічної обробки і може бути пов'язано зі зменшенням напружень, а також дифузією компонентів при локальних структурних перетвореннях.

Побудовано парні кореляційні залежності характеристик, що описують мікроструктуру досліджуваних сплавів, які використовували для визначення зв'язку між фазами. Встановлено, що між характеристиками, що описують дифузійні процеси, пов'язані зі зміною енергетичного стану системи, існує дуже тісний зв'язок (коефіцієнти парної кореляції  $r$  в більшості випадків перевищують 0,75). Це свідчить про прямо пропорційний вплив зміни внутрішньої енергії системи на процеси дифузії.

Для виконання подальшого етапу моделювання процесу термічної обробки, було досліджено вплив структурної неоднорідності на рівень твердості. В цьому випадку неоднорідність оцінювали відповідно до ступеня дисперсності фаз в литому стані і після ТО. При дослідженні впливу даних характеристик, розглядали внесок різних сполучень фаз, виявлених при оптико-математичному аналізі металографічних зображень. Для аналізу відбирали показники з найбільш тісними зв'язками ( $R_{\min} > 0,73$ ). Встановлено, що найбільший вплив на твердість ( $R_{\min} = 0,78$ ) надає структурна неоднорідність, яка визначається фазовими складовими під номерами 8, 12, 14 і 16. Де 8 і

16 – це горизонтальний і вертикальний ступень дисперсності умовного кольору 5 (ферит, насичений вуглецем – голчасті структури) відповідно. У це поєднання також входять показники за вертикальним напрямком на зображенні структури (вздовж осей дендритів) зі ступенем дисперсності: середнє для всіх фаз (номер 22) та спецкарбіда з номером коду умовного кольору 15 (номер 21). Вплив вертикальної складової узгоджується зі значним впливом напряму тепловідведення на структуроутворення при кристалізації.

Проведені дослідження впливу структурної неоднорідності на твердість гетерогенного сплаву при побудові моделі процесу ТО, показують необхідність врахування поєднання одночасно кількох груп фаз, виявлених за допомогою оптико-математичного аналізу, з урахуванням анізотропії їх структури, що формується в процесі кристалізації і при ТО масивної виливки. Аналогічно проведено дослідження впливу на твердість поєднань інших характеристик по 3-м і 4-м факторам. Вибірку проводили за всіма характеристиками, що описують структуру. Серед отриманих трьох факторних кореляційних залежностей, найбільший вплив на твердість ( $R_{\text{мн}}=0,729$ ) надає поєднання характеристик  $P_{15}$ ,  $P_{19}$  і  $P_{29}$ , що описують дифузію, потужність дисипації енергії і неоднорідність структури у вертикальному напрямку за тепловідводом при кристалізації (уздовж осі дендритів). Найбільший вплив (з негативним знаком) на твердість надає третій фактор – характеристика, що описує частку потужності дисипації енергії. Чим більше розсіюється енергії, тим інтенсивніше відбуваються дифузійні процеси і зміни структури, наприклад, розпад залишкового аустеніту, що призводить до зниження твердості. При чотирьох-факторному кореляційному аналізі розглядали тільки ті поєднання характеристик, при яких  $R_{\text{мн}} > 0.8$ .

Аналізуючи отриману статистику, було виявлено 43 поєднання факторів, що суттєво впливають на рівень твердості сплаву ( $R_{\text{мн}} > 0.9$ ) після ТО. Встановлено, що близько 56% від загальної кількості досліджуваних показників доводиться на характеристики ступеня дисперсності ( $P_{47}-P_{62}$ ). Причому, з цих 56%, на ступінь дисперсності карбідних фаз ( $P_{51}-P_{53}$ ,  $P_{59}-P_{61}$ ) припадає 23%; аустеніту ( $P_{50}$ ,  $P_{58}$ ) – 21%; фаз фериту, насичених вуглецем ( $P_{48}$ ,  $P_{56}$ ) – 2%.

Для порівняння, аналогічні дослідження для валкового хромонікелевого чавуну виявили близько 31% характеристик ступеня дисперсності, з них: ступінь дисперсності карбідних фаз ~ 12.5%; аустеніту – 10.5%; груп фаз фериту (умовні кольори 5 і 2) – 5%. Отримані дані свідчать про більший вплив характеристик дисперсності для високохромистого чавуну в порівнянні з хромонікелевим, через дисперсійне твердіння при кристалізації і ТО в умовах тривалого



перебігу цих процесів. Крім того, 16% виявлених сполучень, включають в себе показники, що характеризують неоднорідність структури по мінливості умовних кольорів в поєднаннях ( $P_{96} - P_{100}$ ). Для хромо-нікелевих чавунів кількість сполучень з такими характеристиками досягає 49%, що свідчить про їх більш високу фазову неоднорідність, ніж – високохромистих, через наявність легованого ледебуриту, який істотно впливає на твердість таких сплавів.

Встановлено, що в процесі термічної обробки на твердість найбільший вплив мають, в порядку зниження (для високохромистого і хромо-нікелевого чавунів відповідно), характеристики: ступеня дисперсності фаз (до 56 і 36% випадків); неоднорідність структури за мінливістю умовних кольорів в поєднаннях (до 16 і 49%); функції потужності дисипації енергії (до 9%); показання коерцитивної сили (3 і 2%). Оскільки на твердість високохромистих сплавів в більшості впливають характеристики, що описують неоднорідність структури (ступень дисперсності), корисно оцінити взаємозв'язок таких факторів. Розглянули роль факторів, що характеризують ступінь дисперсності фазових складових (їх умовних кольорів) – з урахуванням анізотропії, що формується щодо направлення відведення тепла в період кристалізації сплаву ( $P_{i=47...62}$ ); вплив дифузійних процесів на формування голчастих структур ( $P_{02}$ ). Одержано кореляційні залежності з усіма аналізованими характеристиками, що описують особливості структуроутворення.

Перебором було обрано комбінації з найбільшим коефіцієнтом кореляції. Це дозволило відібрати характеристики, що є найбільш залежними від факторів, які описують ступінь дисперсності ( $P_{i=47...62}$ ) та дифузійний процес ( $P_{02}$ ). Встановлено, що характеристики мінливості ( $P_{96}$ ), а також ті, що задані статистичним розподілом типів фаз ( $P_{79}$ ), одного умовного кольору в локальній зоні, мають максимальну тісноту зв'язку ( $R_{\text{мн}} = 0.98$ ) з факторами, які оцінюють ступінь їх дисперсності. Відповідно середнім значенням, аналізували в горизонтальному і вертикальному напрямках при кристалізації сплаву вплив поєднань кодів умовних кольорів, які відповідають: 1 – нелегованому фериту, 6 – голчастому фериту, 15 – спецкарбідам. Виявлено суттєвий зв'язок, між факторами, які оцінюють ступінь дисперсності структури з характеристиками, що описують дифузійні процеси при структуроутворенні ( $P_{i=05, 07, 09, 11, 13, 17, 19, 21}$ ).

Грунтуючись на проведених дослідженнях з аналізу факторів, що найбільш повно характеризують дифузійні процеси структуроутворення сплаву і впливають на властивості, був проведений *третій етап математичного моделювання режимів ТО*. Підхід в проведенні такого моделювання полягав у вирішенні оптимізаційної задачі визначення

оптимальних параметрів процесу термічної обробки, що описують структурний стан сплаву, з використанням розробленого алгоритму.

На першій стадії використання алгоритму випадковим чином призначали параметри термічної обробки. Це параметри технологій ТО: середня температура і час всього процесу ( $T, \tau$ ) і тільки нагрівання і витримки ( $T_2, \tau_2$ ), значення яких перебували в межах приведених (усереднених) величин для всіх експериментальних режимів. Далі, за розробленою моделлю розраховували всі вибрані значення аргументів (характеристик  $P_i$ ) для кожного заданого режиму термічної обробки, де в якості фактору спадковості брали значення характеристики для сплаву в литому стані. Після першого етапу обчислень для кожного значення аргументу ( $P_i$ ) було отримано 3 гістограми з урахуванням трьох значень фактору спадковості ( $H_i$ , мінімального, середнього і максимального). Кожну таку гістограму умовно розбивали рівномірно на  $n-1$  інтервалів, що включали  $n$  значень, розрахованих характеристик  $P_i$ . Отримані інтервали відповідали моделям режимів термічної обробки (де  $n$ -номер режиму).

Оскільки отримані кореляційні залежності лінійні і графік кожної розрахованої гістограми можливо уявити тільки одним з 4-х певних видів кривих, можна стверджувати, що можливий тільки один перегиб кривої, що є екстремальним значенням функції характеристики  $P_i$ . Відповідно до цього, в отриманих гістограмах за аргументами функції ( $P_i$ ) проводили відбір максимальних/мінімальних значень, що знаходяться в одному з  $n-1$  інтервалів, відповідних досліджуваного  $n$ -му режиму ТО.

На другій стадії досліджень за розробленим алгоритмом проводили пошук оптимальних параметрів процесу термічної обробки ( $T, \tau, T_2, \tau_2$ ), шляхом поступового звуження інтервалів їх значень. При моделюванні в якості фактору спадковості брали значення характеристик  $P_i$  (7), визначених при виконанні 1-го етапу за трьома гістограми для значень  $H_i$ . Температурні і часові параметри всього процесу ( $T$  і  $\tau$ ) задавали у вигляді функцій генератором випадкових чисел в інтервалі (0,1).

$$P_i = a_0 + a_1 \cdot T + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot (b_0 + b_1 \cdot T) + a_4 \cdot (c_0 + c_1 \cdot \tau) + a_5 \cdot P_{i_1}, \quad (7)$$

де  $a_0, a_1, a_2, a_3, b_0, b_1, a_4, c_0, c_1, a_5$  – розраховані за експериментальними даними коефіцієнти кореляції, що не залежать (постійні) від переходу режиму до режиму;  $P_i$  – розрахункове значення аргументу функції, що характеризує структурний стан сплаву при режимах ТО, що задаються;  $P_{i_1}$  – відібрані значення аргументу функції з попереднього розрахунку (фактор спадковості);  $T$  – середня температура для всього  $l$ -го режиму термообробки;  $\tau$  – загальний час режиму ТО.

Випадкові функції  $T$  і  $\tau$ , що характеризують модельований режим термообробки, задавали за наступними залежностями:

$$T = T_{min} + (T_{max} - T_{min}) \cdot R_1, \quad (8)$$

$$\tau = \tau_{min} + (\tau_{max} - \tau_{min}) \cdot R_2, \quad (9)$$

де  $T_{min}$  і  $T_{max}$  – мінімальне і максимальне значення середньої температури режиму, що задаються;  $R_1, R_2$  – випадкові рівномірно розподілені на відрізку  $(0,1)$  числа, що генеруються;  $\tau_{min}$  і  $\tau_{max}$  – мінімальне і максимальне значення загального часу режиму, що задаються.

Оскільки середні температури тільки нагріву і витримки тісно пов'язані з середніми температурами всього режиму з урахуванням охолодження печі, то температуру  $T_2$  і час  $\tau_2$  нагріву, витримки для модельованих режимів ТО виражали:

$$T_2 = b_0 + b_1 \cdot T, \quad (10)$$

$$\tau_2 = c_0 + c_1 \cdot \tau, \quad (11)$$

де  $b_0, b_1$  і  $c_0, c_1$  – коефіцієнти, що розраховуються за кореляційними залежностями між середніми температурами і часом всього процесу нагріву, а також витримки відповідно, при максимальному значенні коефіцієнта кореляції  $R_{mn} = 0.927$ , розрахованого для різних режимів.

З отриманих в результаті обчислень значень параметрів режимів ТО (для кожної з 3-х гістограм, відповідно першій стадії використання алгоритму) вибирали ті значення, що відповідали розрахованим оптимальним аргументів функцій аналізованих характеристик  $P_i$ . Далі проводили новий цикл обчислення другої стадії алгоритму, задаючи нові параметри для кореляційної залежності, за формулою (7), для відповідних режимів процесу термічної обробки з урахуванням фактору спадковості, відкидаючи в отриманій гістограмі інтервали з мінімальним значенням аргументів функції, що оптимізується, так, щоб не погіршити функцію мети і обмеження.

Виконання другої стадії обчислення за алгоритмом проводили доти, поки не було отримано максимально вузький інтервал значень параметрів режимів ТО, де мали місце екстремуми аргументів функцій характеристик, що описують структурний стан сплаву. При побудові даних математичних моделей процесу вибирали кількість згенерованих випадкових чисел  $R1$  і  $R2$ , рівних кількості циклів, кожен з яких відповідав би певному режиму термічної обробки. Всього кількість циклів дорівнювала 1000. Відповідно були отримані гістограми розподілу значень  $P_i$  в залежності від величини параметрів для режимів термічної обробки в кожному з циклів. Для трьох варіантів гістограм

отримували відповідні значення з різними спадковими факторами. На завершення з отриманих гістограм вибирали режими ТО, що відповідали їх оптимальним значенням.

Оскільки, відповідно нормативним документам, вимоги до твердості і фазового складу є головними для виробів, що виготовляються з досліджуваних хромовмісних сплавів, в роботі вирішували оптимізаційну задачу для функцій, що характеризують показники твердості ( $P_{107}$ ); частки аустеніту ( $P_{72}$ ) і голчастого фериту ( $P_{68}$ ); а також структурної неоднорідності через мінливості поєднання умовних кольорів ( $P_{99}$  і  $P_{100}$ ). Таке завдання вирішували, використовуючи функцію потужності дисипації енергії при змінах дислокаційної структури. Аналіз проводили за поєднанням 5-ти умовних кольорів ( $P_{106}$ ) для областей зображень розміром  $3 \times 3$  пікселі, що забезпечувало підвищення точності виявлення змін в локальних зонах. Побудову математичної моделі режимів процесу термічної обробки – дестабілізуючого відпау для розпаду залишкового аустеніту проводили для виробів з високохромистого чавуну.

За результатами обчислювальний експеримент отримано гістограми розподілу аргументів оптимізованих функцій (відповідні мінімального, середнього і максимального значення фактору спадковості  $H_i$ ). Отримані показники характеризують структурний стан досліджуваного сплаву після експериментальних режимів дестабілізуючого відпау. Кожну гістограму розбивали на 9 інтервалів, що включали 10 значень, розрахованих характеристик  $P_i$ , відповідних 10 режимам термічної обробки ( $n =$  від 2 до 11). В якості додаткового режиму ( $n = 1$ ) брали литий стан сплаву. Оскільки на твердість сплаву, крім карбідної фази, впливає структура металевої матриці, було проведено дослідження фактору режимів термічної обробки, за яких формуються голчасті структури, котрі максимально сприяють її підвищенню.

При моделюванні процесу термічної обробки для виробів із сплавів, в яких під час експлуатації можуть відбуватися фазові перетворення (за умов високих питомих тисків, циклічних температурних змін, тертя тощо), що призводять до дестабілізації структури, необхідно враховувати фактор наявності метастабільної фази залишкового аустеніту. Враховуючи це, було проведено дослідження щодо впливу режимів термічної обробки на розпад залишкового аустеніту з урахуванням фактору спадковості структури литого металу.

Оскільки забезпечення надійної роботи і підвищення експлуатаційної стійкості таких виробів визначається ступенем деградації металу з розвитком неоднорідності фаз, їх пошкоджуваності, що пов'язано з накопиченням деформацій і розвитком дифузійних процесів при

експлуатації<sup>19</sup>, представляється необхідним включення в математичну модель характеристик, що описують зміну дислокаційної структури і ступеня неоднорідності не тільки поруч розташованих зерен, але локальних зон – в межах одного зерна. Фазові перетворення, що відбуваються в результаті дестабілізуючої термічної обробки в хромовмісних сплавах, викликають підвищення інтенсивності дисипації вільної енергії (як функції потужності) і зміни дислокаційної структури. Це призводить до її рухливості, часткової анігіляції і зменшення неоднорідності. Тому, в якості оптимального критерію для опису зміни дислокаційної структури, використовували максимальне значення функції потужності дисипації енергії. Відповідно, проведено дослідження щодо впливу режимів ТО на локальну фазову неоднорідність, а також зміни потужності дисипації енергії при розвитку структурних напружень з урахуванням різного ступеня впливу фактора спадковості. Це дозволило вибрати оптимальні значення величин  $P_i$ , що характеризують твердість, частку залишкового аустеніту і голчастих структур, ступінь їх неоднорідності після першої стадії виконання алгоритму, з урахуванням всього інтервалу цих величин в литому стані (мінімального, середнього і максимального показників).

Для всіх отриманих гістограм розподілу досліджуваних характеристик, ненульові їх значення в обраних інтервалах параметрів ТО, припадають лише на обмежене число режимів (~ 2–3 значення). Це вказує на необхідність побудови моделі процесу ТО шляхом пошуку компромісних режимів, що є оптимальними значеннями всіх розглянутих функцій. Отримані гістограми дозволяють виявити режими термообробки при яких можливе отримати максимальні показники твердості, частки голчастих структур, мінливості поєднань 4-х і 5-ти умовних кольорів на фрагментах зображень 3×3 пікселя, а також потужності дисипації енергії і мінімального значення частки залишкового аустеніту. За результатами моделювання побудовано 3 гістограми розподілу розглянутих характеристик при мінімальному, середньому і максимальному значеннях фактору спадковості литого металу на структуру відповідно. Встановлено режимами термообробки з оптимальними значеннями розглянутих характеристик. При аналізі першої гістограми (за мінімальному значенні фактору спадковості) оптимальні значення характеристик структури отримано для: режиму ТО № 5 – твердість ( $P_{107Л}$ ) і частка голчастих структур ( $P_{68Л}$ ); режиму № 4 – частка залишкового аустеніту ( $P_{72Л}$ ); режимів № 8 і № 6 –

---

<sup>19</sup> Skoblo, T.S., Klochko, O.Y., Sidashenko, O.I. *et al.* Signs of Degradation of Carbide Phases in Chromium-Nickel Cast Iron at the Operating Temperatures of Forming Rolls. *Mater Sci* (2021). <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00494-6>

мінливість поєднань умовних кольорів ( $P_{99}$  і  $P_{100}$ ), режиму № 11 – ( $P_{106}$ ) показник потужності дисипації енергії. За гістограмою 2 (середнє значення фактору спадковості), з урахуванням твердості і частки голчастих структур, характеристики близькі до режиму № 6; частка залишкового аустеніту мінімальна при ТО за режимом № 4; мінливість поєднання умовних кольорів ( $P_{99}$  і  $P_{100}$ ) і потужність дисипації енергії ( $P_{106}$ ) оптимальні за режимом № 11. За гістограмою 3 (максимальнє значення фактору спадковості) твердість і частка голчастих структур оптимальні при режимі № 7; частка залишкового аустеніту при режимі № 5; мінливості поєднання умовних кольорів ( $P_{99}$  і  $P_{100}$ ) і потужності дисипації енергії ( $P_{106}$ ) – за режимом № 11. Вибрані режими ТО використовували при виконанні 2-го періоду розрахунків за алгоритмом.

Аналогічно було виконано 1000 циклів обчислень. Для зручності аналізу, розраховані значення параметрів режимів термічної обробки відсортовували послідовно за зростанням відповідно часу та середньої температури нагріву і витримки; та загального часу і температури режиму відповідно. Приклад розрахованих гістограм, за отриманою моделлю режимів процесу термічної обробки (при яких коефіцієнт кореляції  $> 0.9$ ) з оптимізації аргументу функції твердості ( $P_{107}$ ) представлено в табл. 2.

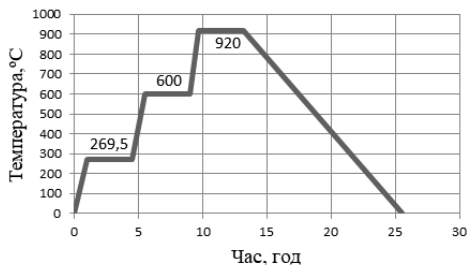
В отриманих моделях вказано приведені (усереднені) температурні і часові параметри обробки, де  $T$  і  $\tau$  – середня температура і загальний час для всього  $n$ -го режиму термообробки;  $T_2$  і  $\tau_2$  – температура, час нагріву і витримки. Далі такі приведені режими ТО співвідносили з реальними параметрами шляхом вирішення системи рівнянь за формулами (2) і (3) для кожного етапу обробки даних (табл. 2).

Аналізуючи отримані математичні моделі з найбільшими коефіцієнтами кореляції, встановлено, що найбільші значення для оцінюваних характеристик  $P_{68}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$ ,  $P_{106}$ , що описують ступінь неоднорідності структури досліджуваних сплавів після їх термічної обробки, відповідають 3-х ступінчастому високотемпературному режиму нагріву (з аустенізацією) і швидким охолодженням при нормалізації від 920°C (режим, відповідний наведеним розрахунковим параметрам:  $T = 439.6^\circ\text{C}$ ,  $T_2 = 596.5^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 25.5\text{год}$ ,  $\tau_2 = 13.2\text{год}$ ). Схема реального температурного режиму, параметри якого перераховані, за формулами (2) і (3), представлена на рис. 1.

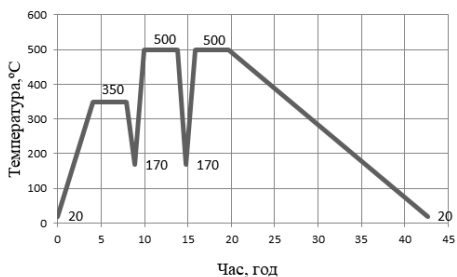
Проте, такий режим термічної обробки не відповідає оптимальним значенням частку залишкового аустеніту (мінімальному значенню  $R_{72}$ , що дорівнює 4.3–4.8) та не забезпечує достатнього зв'язку твердості з литим станом (коефіцієнт кореляції менше заданого рівня). Також цей режим при досить тривалій витримці, в разі різномірних біметалевих валків, може сприяти інтенсифікації графітизації металу осердя, деформації шийок і зниження експлуатаційної стійкості виробів в цілому.

Математичні моделі режимів процесу термічної обробки, отримані при оптимізації аргументу функції твердості ( $P_{107}$ )

Гістограма 1 $n=5, P_{107max} = 64$ HS						Гістограма 2 $n=6, P_{107max} = 67.5$ HS						Гістограма 3 $n=3, P_{107max} = 71$ HS							
$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{107}, HS$	$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{107}, HS$	$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{107}, HS$	$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{107}, HS$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
337.4	042.7	342.8	17.8	63.4	337.5	042.7	343.0	18.6	67.3	337.4	042.6	342.8	17.6	69.2	337.4	042.6	342.8	17.6	69.2
162.1	43.8	256.7	4.8	64.0	159.6	47.4	253.6	5.1	67.5	145.1	50.0	235.9	5.3	71.0	145.1	50.0	235.9	5.3	71.0
159.6	47.4	253.6	5.1	64.1	159.0	45.7	252.9	5.0	67.5	144.0	47.8	234.5	5.1	71.0	144.0	47.8	234.5	5.1	71.0
159.0	45.7	252.9	5.0	64.1	157.8	40.4	251.5	4.5	67.5	140.9	48.9	230.8	5.2	71.1	140.9	48.9	230.8	5.2	71.1
111.3	27.0	194.5	3.4	65.4	111.3	27.0	194.5	3.4	68.8	111.3	27.0	194.5	3.4	71.8	111.3	27.0	194.5	3.4	71.8
110.3	41.7	193.3	4.6	65.6	110.3	41.7	193.3	4.6	69.0	110.3	41.7	193.3	4.6	72.0	110.3	41.7	193.3	4.6	72.0
110.1	31.5	193.0	3.7	65.5	110.1	31.5	193.0	3.7	68.9	110.1	31.5	193.0	3.7	71.9	110.1	31.5	193.0	3.7	71.9



**Рис. 1. Схема режиму ТО, в результаті якої отримані максимальні значення характеристик  $P_{68}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$  і  $P_{106}$**

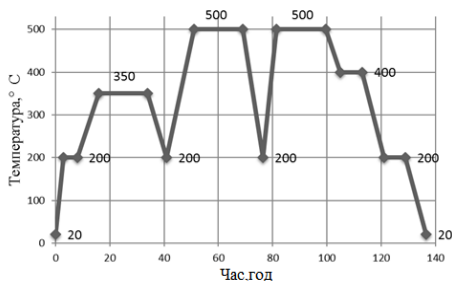


**Рис. 2. Рекомендована схема режиму ТО, що забезпечує отримання оптимальних характеристик  $P_{68}$ ,  $P_{72}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$ ,  $P_{106}$  і твердості ( $P_{107}$ )**

За результатами моделювання, в якості компромісного рішення, було визначено ефективний режим термічної обробки (рис. 2) з характеристиками ( $P_{68}$ ,  $P_{72}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$ ,  $P_{106}$ ,  $P_{107}$ ), що забезпечують найменше зниження твердості (~ на 1–1.5%) в порівнянні з литим станом (див. табл. 2), формування мінімальних частки залишкового аустеніту і ступеня локальної неоднорідності структурних складових. Перераховані, за формулами (2) і (3), параметри такого режиму ТО, відповідають низькотемпературному відпалу з трьома циклами нагріву до температур 350°C, 500°C і 500°C відповідно, і охолодженнями після 1- та 2-го циклів до 170°C, а після третього – до кімнатної температури (що відповідає розрахунковому приведенню режиму, див. табл. 2,  $T=337.6^\circ\text{C}$ ,  $T_2=343.1^\circ\text{C}$ ,  $\tau=42.6\text{год}$ ,  $\tau_2=17.7\text{год}$ ). За результатами такої ТО, досягнуті характеристики структурного стану, аналізованого високохромистого чавуну, з урахуванням чинника спадковості, знаходяться в інтервалі значень: твердість ( $P_{107}$ ) від 63.4HS до 69.2HS (середнє – 67.5HS); частка голчастих структур фериту ( $P_{68}$ ) від 14.3% до 19.4% (середнє – 16.9%); частка залишкового аустеніту ( $P_{72}$ ) не перевищує 1.8%; мінливість поєднання умовних кольорів на фрагментах зображень розміром 3×3 пікселя ( $P_{99}$  і  $P_{100}$ , від 3.6 до 7.9, середнє – 5.4 пікселя, і від 0.6 до 1.8, середнє – 1.3 пікселя, відповідно);



потужність дисипації енергії ( $P_{106}$ ) змінюється від 397.3 до 1215.0 (середнє значення 709.0).



**Рис. 3. Схема циклічного режиму низькотемпературної обробки високохромистих валків, що дестабілізує аустеніт, з нагрівом в області магнітного перетворення легованого цементиту і спецкарбідів**

Разом з тим, при використанні такої технології термічної обробки, охолодження до 170°C, в умовах відсутності витримки, є не достатньою для повного розпаду аустеніту з утворенням дисперсних карбідів легованого цементиту. Отримані в результаті математичного моделювання оптимальні температурні параметри режиму ТО високохромистого чавуну (рис. 2) практично збігаються з параметрами експериментального виробничого режиму низькотемпературної циклічної обробки металу аналогічного складу з нагрівом і охолодженням в області магнітних перетворень спецкарбідів. В результаті чого утворюються локальні напруження і спостерігається найбільш повний розпад залишкового аустеніту, а також значне зменшення ступеня неоднорідності структури (визначали за рівнем коерцитивної сили і оптико-математичним методом). Схема такої обробки приведена на рис. 3.

На завершальному етапі моделювання була перевірена адекватність розроблених математичних моделей на відповідність реальним процесам термічної обробки через порівняння результатів теоретичних розрахунків з експериментальними даними. Оцінювали тісноту зв'язку характеристик ( $P_i$ ), отриманих на основі використання структур-прототипів валкових чавунів після термічної обробки в умовах виробництва за експериментальними режимам (табл. 1) з характеристиками, розрахованими при моделюванні. Проведений аналіз дозволяє коригувати параметри термічної обробки при моделюванні процесу для отримання найбільш достовірних результатів при виборі технологічного процесу. Використання комп'ютерного математичного моделювання за розробленою методикою показало, що коефіцієнти кореляції між характеристиками структурного стану високохромистого сплаву в литому вигляді і, отримані при моделюванні, мають збіг з аналогічними даними експерименту в виробничих умовах, в середньому, на 78%. Ефект зниження кореляційних коефіцієнтів в запропонованих

моделях, в порівнянні з – експериментальними даними, можна пояснити не повним урахуванням характеристик, що описують структурний стан сплаву. Отримані результати свідчать про те, що при моделюванні облік факторів, що характеризують стан структури в результаті проведення тільки процесу термічної обробки, призводить до похибки ~ 23.5%. Можна припустити, що крім спадковості литого стану, істотний вплив на структурний стан сплаву після ТО, грають дифузійні процеси, пов'язані з неповним зняттям напружень, які додатково можуть впливати в процесі їх зняття при вилежуванні і механічній обробці. Проте, в цілому, збіжність результатів моделювання можна визнати задовільною.

## **ВИСНОВКИ**

1. Для обґрунтування і розробки ефективних параметрів термічної обробки валків листових станів гарячої прокатки з хромовмісних сплавів запропоновано комплексний підхід оцінки їх структуроутворення на основі використання спеціальних експериментальних і теоретичних досліджень мінливості фазового складу і його впливу на властивості (твердість і коерцитивну силу) при пошуку оптимальних параметрів. Це дозволяє прогнозувати фазовий склад і оцінювати локальну неоднорідність, а також структурний стан складних гетерогенних сплавів. Здійснити таку оцінку вдалося на основі моделювання зміни енергетичного стану системи, що враховує дифузійні процеси, що протікають, не вдаючись до застосування руйнівних методів досліджень. Використання таких моделей дозволяє розробляти нові високотехнологічні процеси підвищення рівня експлуатаційних властивостей, одночасно сприяючи скороченню термінів і зниженню матеріальних і трудових витрат при постановці на виробництво виробів з нових матеріалів і технологічних процесів. Ґрунтуючись на накопиченому досвіді, проведених численних досліджень, розроблено оціночні критерії, які найбільш повно характеризують структурний і енергетичний стан системи, дозволяють прогнозувати структурно-фазовий склад, рівень твердості.

2. Визначено оптимальні температурні параметри циклічної термообробки (нагрів до 350°C і двох ступенів при 500°C), що підтверджені промисловим режимом такої обробки валків. Ефект досягнутий в результаті нагрівання в областях магнітних перетворень легованого цементиту і спецкарбідів хрому.

3. Результати і методологія проведення досліджень, з використанням розробленого методу комп'ютерного аналізу металографічних зображень структур, було впроваджено в робочі плани викладання дисципліни Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів.

## АНОТАЦІЯ

Проведені дослідження в рамках кафедральної наукової тематики за темою «Розробка параметрів термічної обробки моделюванням характеристик для прогнозування структуроутворення в гетерогенних сплавах», повністю відповідають пріоритетним напрямкам розвитку матеріалознавства: нові металеві матеріали та комп'ютерне конструювання перспективних матеріалів. Для обґрунтування і розробки ефективних параметрів термічної обробки валків листових станів гарячої прокатки з хромовмісних сплавів запропоновано комплексний підхід оцінки їх структуроутворення на основі використання спеціальних експериментальних і теоретичних досліджень. Це дозволяє прогнозувати фазовий склад і оцінювати локальну неоднорідність, а також структурний стан складних гетерогенних сплавів. Здійснити таку оцінку вдалося на основі моделювання зміни енергетичного стану системи, що враховує дифузійні процеси, що протікають, не вдаючись до застосування руйнівних методів досліджень. Використання таких моделей дозволяє розробляти нові високотехнологічні процеси підвищення рівня експлуатаційних властивостей, одночасно сприяючи скороченню термінів і зниженню матеріальних і трудових витрат при постановці на виробництво виробів з нових матеріалів і технологічних процесів. Результати і методологія проведення досліджень, з використанням розробленого методу комп'ютерного аналізу металографічних зображень структур, було впроваджено в робочі плани викладання дисципліни Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів.

## ЛІТЕРАТУРА

1. European white book on fundamental research in materials science. Handbook: editors M. Rühle et al. Stuttgart: Max-Planck-Gesellschaft, 2001, 326 str. ISBN – 3-00-008806-7
2. Д. А. Левина, Л. І. Чернишев. Тенденції розвитку сучасного матеріалознавства, «Вісник» УМТ, № 1 (1). 2008. С. 37–54. URL: <http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/15846/10-Levina.pdf?sequence=1>
3. О.Ю. Клочко, О.С. Воронов. Впровадження результатів наукових досліджень при викладанні дисциплін на кафедрі сервісної інженерії та технології матеріалів в машинобудуванні ДБТУ. Матеріали Міжнародної науково-метод. конф. «Модернізація вищої освіти та забезпечення якості освітньої діяльності в умовах європейської інтеграції». Харків: ДБТУ, 18 жовтня 2024. С. 314–317. URL: <https://repo.btu.kharkov.ua/handle/123456789/58596>

4. А.К. Автухов, О.Ю. Клочко та інш. Звіт про науково-дослідну роботу «Розробка та впровадження технологічних процесів виготовлення, відновлення та зміцнення деталей машин з метою підвищення експлуатаційної стійкості, надійності та довговічності технічних об'єктів», Харків: ДБТУ, 2023, 138 с. URL: [https://repo.btu.kharkov.ua/bitstream/123456789/54292/1/ZVIT\\_Avtukhov\\_Klochko.pdf](https://repo.btu.kharkov.ua/bitstream/123456789/54292/1/ZVIT_Avtukhov_Klochko.pdf)

5. ASTM E3-11(2017), Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, URL: [www.astm.org](http://www.astm.org)

6. Т.С. Скобло, А.І. Сідашенко, Н.М. Александрова та інш. Виробництво та застосування прокатних валків. Довідник: за ред. проф. Скобло Т.С. Харків: ЦД № 1, 2013. 572 с. ISBN 968-617-7017-30-0.

7. Клочко, О. Ю. Теоретичне та експериментальне моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей хромовмісних сплавів та покриттів: дис. на здобуття наук. ступеня д-ра техн. наук: за спец. 05.20.01 Матеріалознавство; 13 Механічна інженерія / О. Ю. Клочко; Харків. нац. техн. ун-т сіл. госп-ва ім. П. Василенка. Харків, 2019. 404 с.

8. Guitar, M.A., Suárez, S., Prat, O. et al. *J. of Materi Eng and Perform* (2018) 27: 3877. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3347-1>

9. J.-P. Breyer and W. Gisèle, “Metallurgy of High Chromium-Molybdenum White Iron and Steel Rolls,” In: R. B. Corbett, Ed., *Rolls for the Metalworking Industries*, Warendale, Pittsburgh, 2002, pp. 29-40.

10. T.S. Skoblo, O.Yu. Klochko et al. Heat treatment of two-layer alloyed-iron rollers. *Steel Transl.* 43, 603–606 (2013). <https://doi.org/10.3103/S096709121309012X>

11. Skoblo, T.S., Klochko, O.Yu., Belkin, E.L. Structure of high-chromium cast iron. *Steel Transl.* 42, 261–268 (2013). <https://doi.org/10.3103/S0967091212030151>

12. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І., Белкін Е.Л. Теоретичні та експериментальні засади прогнозування структуроутворення, властивостей високовуглецевих легованих сплавів. Монографія. Х.: Діса плюс. 2019. 278 с. URL: <https://repo.btu.kharkov.ua/handle/123456789/8093>

13. Boris Makarov, Anatolii Podkorytov, *Real Analysis: Measures, Integrals and Applications*. – Springer Science & Business Media, 2013, 772 p.

14. В.С. Лучкін, Л.Г. Тубольцев та ін. Металургійна спадковість у рідкій сталі. Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії: Зб. наук. праць. Дніпропетровськ.: ІЧМ НАН України, 2007. Вип. 15. С. 130–140.

15. D'yachenko, S.S. Heredity in phase transformations: Mechanism of the phenomenon and effect on the properties. *Met.Sci.Heat.Treat.* (2000) 42: p.p. 122–127.

16. T.S. Skoblo, O.Yu. Klochko *et al.* New approaches in study of inhomogeneity of heterogeneous structures. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii.* 2018, 40(2), P. 255–280. <https://doi.org/10.15407/mfint.40.02.255>

17. Е.Л. Белкін, Т.С. Скобло, О.Ю. Ключко. Обґрунтування застосування понять рівнянь гідродинаміки Нав'є-Стокса для аналізу металографічних зображень. *Матеріали VII Міжнародowej naukowo-praktycznej konferencji, V. 21, Przemysł. Nauka i studia,* 2011, P. 94–96. URL: <http://athra.btu.kharkiv.ua/document/tr1/7916E30C-4EE4-4FC7-BD7B-E2225F189DCA>

18. Skoblo, T., Klochko, O. *et al.* (2023). Modeling of Degradation Processes of Cast Iron Carbide Phase of Mill Rolls at Operation. In: *Advances in Mechanical and Power Engineering. CAMPE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering.* Springer, Cham., p. 771–778. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-18487-1\\_13](https://doi.org/10.1007/978-3-031-18487-1_13)

19. Skoblo, T.S., Klochko, O.Y., Sidashenko, O.I. *et al.* Signs of Degradation of Carbide Phases in Chromium-Nickel Cast Iron at the Operating Temperatures of Forming Rolls. *Mater Sci* (2021). <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00494-6>

**Information about the author:**

**Klochko Oksana Yuriivna,**

Doctor of Technical Science, Professor

Professor at the Department of Service Engineering and Materials

Technology in Mechanical Engineering

State Biotechnological University

44, Alchevskih St, Kharkiv, 61002, Ukraine