

ХАРКІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
СІЛЬСЬКОГО ГОСПОДАРСТВА ІМЕНІ ПЕТРА ВАСИЛЕНКА  
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

Клочко Оксана Юріївна

УДК 669.1.017: 51-74

**ДИСЕРТАЦІЯ**

**ТЕОРЕТИЧНЕ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ МОДЕЛЮВАННЯ І  
ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ  
ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВІВ ТА ПОКРИТТІВ**

Спеціальність 05.02.01 – «Матеріалознавство»

(13 – Механічна інженерія)

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

\_\_\_\_\_ (О.Ю.Клочко)

Науковий консультант Скобло Тамара Семенівна,  
доктор технічних наук, професор, Лауреат Державної премії України

Харків – 2019

## АНОТАЦІЯ

**Клочко О.Ю. Теоретичне та експериментальне моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей хромовмісних сплавів та покриттів.** - Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – матеріалознавство (13 – Механічна інженерія). Харківський національний технічний університет сільського господарства імені Петра Василенка МОН України. Харків, 2019.

У дисертаційній роботі представлені нові науково обґрунтовані результати, які узагальнюють і забезпечують вирішення актуальної науково-технічної проблеми – теоретичного і експериментального моделювання і прогнозування основних факторів, що впливають на структуроутворення і властивості хромовмісних сплавів для коригування складу, технології виробництва, експлуатації виробів, що працюють в складних умовах тертя і зношення. На основі досліджень запропоновано загальний комплексний підхід оцінки впливу різних факторів виробництва на структуроутворення та властивості хромовмісних сплавів, який полягає в поєднанні сучасних методів дослідження з новими розробленими методиками оптико-математичного оцінювання фазового складу, що описують процеси дифузії, щільності фрагментів, та вони базуються на основних положеннях зміни енергетичного стану системи. Розроблено нові підходи до теоретичної оцінки структуроутворення хромовмісних сплавів і покриттів, що включають визначення поєднань фаз (умовних кольорів) і абсолютних значень лапласіана матриці (фрагмента зображення), через які досліджені неоднорідність сформованих фаз і їх дисперсність, структурна анізотропія, що утворилась при виготовленні та експлуатації виробів. Запропоновано принципово новий підхід для опису ступеня неоднорідності сформованої структури з використанням мінливості фаз (умовних кольорів) та їх поєднань, що оцінює мікроліквіацію хімічних компонентів, в тому числі, і в області дефектів кристалічної будови – дислокацій. Оптико-математичним методом через зміну енергетичного стану системи описано процеси дифузії при розпаді аустеніту і розвитку процесів локальної деформації. Показано, що інтенсифікація дифузійних процесів супроводжується зміною ступеня дисперсності структури, підвищенням щільності дислокацій, виділенням окремих фаз фериту, насичених вуглецем, а також бейніту, карбідів

нестехіометричного складу, а також їх взаємозв'язком. Встановлені чинники і оцінено характер деградації карбідної фази в валковому хромовмісному чавуні. Показано, що таку деградацію визначають процеси, пов'язані з формуванням дислокаційної структури і дифузії, при яких відбувається поява нових типів карбідних фаз нестехіометричного складу, квазікристалічного графіту, а також фериту та бейніту. Виявлено типи поєднань таких з'єднань. Для прогнозування структуроутворення розроблено новий підхід до моделювання за допомогою вперше визначених параметрів, що мають найбільший вплив на його зміну. Цей підхід ґрунтується на оцінках мінливості фаз (згідно умовних кольорів), отриманні гістограм їх розподілу та дисипації енергії в результаті розвитку процесів дифузії і зміни щільності аналізованих фрагментів. Розроблено методику визначення оптимальних параметрів і режимів термічної обробки масивних прокатних валків із хромовмісного сплаву математичним моделюванням за допомогою критеріїв, які найбільш повно відображають його структурний і енергетичний стан та визначають зв'язок з твердістю і коерцитивною силою. Проведена теоретична оцінка структурної неоднорідності хромовмісного зміцнюючого покриття, модифікованого наноалмазами за розробленою технологією, з дослідженням зміни абсолютного значення дивергенції, яке характеризує рельєф поверхні (створення зон стиснення і скидання), що формуються на поверхні тертя деталей при експлуатації. Практичне значення одержаних результатів полягає в тому, що згідно представлених нових науково обґрунтованих теоретичних та експериментальних результатів моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей, розроблені та узагальнені ефективні параметри кристалізації та термообробки. Отримані дані дозволяють з високою точністю оцінювати і прогнозувати вплив різних чинників на рівень властивостей робочого шару і експлуатаційну стійкість виробу в цілому, корегувати структуроутворенням і технологічним процесом виготовлення виробів. На основі розробок створені сучасні прогресивні технології, що дозволили забезпечити підвищення експлуатаційних властивостей масивних виробів з хромовмісних сплавів, які працюють в складних умовах зношення та тертя. Узагальнення результатів, отриманих при застосуванні електролітичного хромування покриттів з модифікуванням дисперсними алмазами для зміцнення робочої поверхні на деталях малого розміру (паливної апаратури машин), дозволило розробити спеціальну технологію їх нанесення. Це змінює умови кристалізації, в наслідок чого стає відсутнім

газовиділення, істотно зменшується неоднорідність і підвищується твердість (знижується коефіцієнт тертя) такого покриття.

На основі теоретичних і експериментальних досліджень виробництва хромовмісних сплавів і покриттів розроблені методи моделювання і встановлено внесок різних параметрів, що описують зв'язок структуроутворення зі споживчими властивостями виробів. Це дозволило прогнозувати і обґрунтувати параметри технологічного виробництва та відновлення виробів при експлуатації.

Наукова новизна одержаних результатів.

*Вперше:*

– запропоновано загальний комплексний підхід оцінки впливу різних факторів виробництва на структуроутворення та властивості хромовмісних сплавів та покриттів, який полягає в поєднанні сучасних методів дослідження структурного стану з новими розробленими методиками оптико-математичного опису фазового складу, а також процесів дифузії, щільності фрагментів, що формуються, оснований на дослідженнях зміни енергетичного стану системи;

– розроблено нові підходи до теоретичної оцінки структуроутворення хромовмісних сплавів і покриттів, що включають визначення поєднань умовних кольорів (фаз) і абсолютних значень лапласіана матриці умовних кольорів (фрагмента зображення), через які досліджено неоднорідність сформованих фаз і їх дисперсності, структурну анізотропію, що утворилась при виготовленні та експлуатації виробу;

– запропоновано принципово новий підхід для опису ступеня неоднорідності сформованої структури з використанням мінливості умовних кольорів (фаз) та їх поєднань, що оцінює мікроліквачію хімічних компонентів, в тому числі, і в області дефектів кристалічної будови - дислокацій.

– описано оптико-математичним методом через зміну енергетичного стану системи процеси дифузії при розпаді аустеніту і деформації. Показано, що інтенсифікація дифузійних процесів в умовах локальних деформацій супроводжується зміною ступеня дисперсності структури, підвищенням щільності дислокацій, виділенням окремих фаз фериту насичених вуглецем, бейніту, карбідів нестехіометричного складу, а також їх взаємозв'язку;

– встановлено причини і оцінено характер деградації карбідної фази в валковому хромовмісному чавуні. Показано, що таку деградацію визначають процеси, пов'язані з формуванням дислокаційної структури і дифузії, при яких відбувається поява нових типів карбідних фаз нестехіометричного складу, квазікристалічного графіту, а також фериту та бейніту. Виявлено типи поєднань таких з'єднань, які також визначають нестабільність карбідної фази. Розроблено рекомендації щодо підвищення її стабільності;

– для прогнозування структуроутворення розроблено новий підхід до моделювання за допомогою вперше визначених параметрів, що роблять найбільший вплив на його зміну. Цей підхід ґрунтувався на мінливості умовних кольорів (фаз), отримання гістограм їх розподілу та оцінці дисипації енергії в результаті розвитку процесів дифузії і зміни щільності аналізованих фрагментів;

– розроблено методику визначення оптимальних параметрів і режимів термічної обробки масивних прокатних валків зі хромовмісного сплаву математичним моделюванням за допомогою розроблених критеріїв, які найбільш повно відображають його структурний і енергетичний стан та визначають зв'язок з твердістю і коерцитивною силою;

– проведена теоретична оцінка структурної неоднорідності хромовмісного зміцнювального покриття, модифікованого наноалмазами за розробленою технологією, з дослідженням зміни абсолютного значення дивергенції, яке характеризує рельєф поверхні (області стиснення і скидання), що формується в процесі тертя при експлуатації.

Удосконалено:

– на основі теоретичного та експериментального моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей хромовмісних сплавів за допомогою математичного підходу на основі рівнянь Нав'є-Стокса для опису процесів динаміки структуроутворення при аналізі металографічних структур розроблено метод експрес оцінки кількісного та якісного складу фаз і окремих локальних областей, що відрізняються хімічним складом;

– на основі комплексних досліджень отримані підходи, що дозволяють проводити найбільш повну оцінку структурного стану системи, яка характеризується локалізацією деформаційних станів і зміною внутрішньої енергії, дислокаційної структури і її щільності, що відображає фазову, в тому числі, локальну неоднорідність і сту-

пень анізотропії її зон.

На основі розроблених науково обґрунтованих комплексних підходів, отримані теоретичні та експериментальні результати, що, завдяки використанню процесів моделювання та прогнозування структуроутворення і властивостей, дозволило отримати та узагальнити шляхи підвищення експлуатаційних властивостей виробів, що виготовлені з використанням хромовмісних сплавів і покриттів, та працюють в складних умовах зношення та тертя.

Практичне значення отриманих результатів полягає у наступному.

Згідно представлених нових науково обґрунтованих теоретичних та експериментальних результатів моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей, розроблені та узагальнені параметри кристалізації та термообробки. Отримані дані дозволять з високою точністю оцінити і прогнозувати вплив різних чинників на рівень властивостей робочого шару і експлуатаційну стійкість виробу в цілому, управляти структуроутворення і коригувати технологічний процес виготовлення виробу. На основі яких створені сучасні прогресивні технології, що дозволили забезпечити підвищення експлуатаційних властивостей масивних виробів з хромовмісних сплавів, що працюють в складних умовах зношення та тертя.

Узагальнення результатів, отриманих при застосуванні електролітичного хромування покриттів з модифікуванням дисперсними алмазами для зміцнення робочої поверхні на деталях малого розміру (паливної апаратури машин), дозволило розробити спеціальну технологію його нанесення. Це змінює умови кристалізації, в наслідок чого стає відсутнім газовиділення, істотно зменшується неоднорідність і підвищується твердість (знижується коефіцієнт тертя) такого покриття. Отримана технологія дозволила прогнозувати і обґрунтувати параметри технологічного виробництва та відновлення масивних великогабаритних виробів при експлуатації.

Розробки захищені 8 патентами України та виконувались на ремонтному підприємстві «Дизельсервіс», м.Харків; в умовах ДП «ЛГНВВК», м. Лутугіно (до 2014р.) та кафедри технології матеріалів ХНТУСГ, де для використання нових технологій розроблені і затверджені спеціальні на їх базі технічні умови.

Економічний ефект від впровадження нових розробок, захищених патентами, на ТОВ «Дизельсервіс», м.Харків, складає 73,8 тис. грн при обсязі виробництва 57

одиниць. Очікуваний економічний ефект від впровадження нових технологій, захищених патентами, на вальцеливарних підприємствах складе 910 тис. грн. при обсязі виробництва 1300 т.

Розробки, які виконані в дисертаційній роботі, використовуються і в учбовому процесі: лекційних курсах для бакалаврів та магістрів за напрямками «Механічна інженерія», «Транспорт», «Аграрні науки та продовольство» та внесені у підготовлені методичні посібники (курси «Матеріалознавство», «Технологія конструкційних матеріалів», «Новітні технології в сучасному машинобудуванні»).

Основні результати дисертаційної роботи та наукові положення одержані автором особисто та участь у публікаціях в співавторстві складає від 40 до 100%. Вони включають теоретичні, експериментальні дослідження та промислові випробування. Результати розглядалися, обговорювалися на Міжнародних науково-практичних конференціях в Україні та закордоном.

**Ключові слова:** хромовмісні сплави, прогнозування структуроутворення, моделювання, оптико-математична оцінка, споживчі властивості, технологічні параметри, стабільність структури, неоднорідність

#### **Список публікацій здобувача.**

#### **Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:**

1. Скобло Т.С., Сидашенко О.І., Александрова Н.М., Белкин Е.Л., Власовець В.М., Клочко О.Ю., Мартиненко О.Д. Производство и применение прокатных валков. *Довідник*: Під ред. проф. Скобло Т.С. Х.: ЦД № 1. 2013. 572 с.

2. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І., Белкин Е.Л. Теоретические и экспериментальные основы прогнозирования структурообразования, свойств высокоуглеродистых легированных сплавов. *Монографія*: Під ред. проф. Т.С. Скобло. Х.: Діса плюс. 2019. 278с.

3. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Structure of high-chromium cast iron. *Steel in Translation*. 2012. 42 (3). P.261–268.

4. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko A.I., Sokolov R.G. Heat treatment of two-layer alloyed-iron rollers. *Steel in Translation*. 2013. 43 (9). P. 603-606.

5. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л., Сидашенко О.І. Новые подходы в исследовании неоднородности гетерогенных структур. *Металлофізика та новітні тех-*

нології. 2018. 40 (2). С.255-280.

6. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Исследование структуры высокохромистого комплекснолегированного чугуна с применением методов математического анализа. *Сталь*. 2012. №3. С.46-52.

7. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Применение компьютерного анализа металлографических изображений при исследовании структуры высокохромистого чугуна. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2012. 78(6). С.35-42.

8. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І., Соколов Р.Г. Разработка технологии термообработки двухслойных прокатных валков из легированных чугунов. *Сталь*. 2013. №9. С.77-80.

9. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Тришевський О.І. Разработка методов повышения эксплуатационной стойкости изделий из высокохромистого чугуна. *Автомобільний транспорт: зб. наук. праць*. Х.: ХНАДУ. 2012. Вип.31. С.136-146.

10. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І., Белкин Е.Л. и др. Оценка структурообразования при деформации в малоуглеродистых сталях. *Сталь*. 2014. №9. С.65-70.

11. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Математическая оценка особенностей структурообразования высоколегированных чугунов. *Материаловедение*. М.: Наука и технологии. 2014. №8. С.6-11.

12. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. та інші. Разработка методов оценки структуры рельсов, закаленных ТВЧ. *Сталь*. 2014. №3. С.74-82.

13. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Определение микротвердости структурных составляющих высокохромистых чугунов в результате математической обработки их изображений. *Х.: Вісник ХНТУСГ: Проблеми надійності машин та засобів механізації с/г виробництва*. Вип. 151. 2014. С.183-189.

14. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І., Белкин Е.Л. Особенности структурообразования в высокохромистых чугунах. *Х.: Вісник ХНТУСГ*. 2014. Вип.146. С. 186-191.

15. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І. та інші. Особенности износа деталей топливной аппаратуры современных дизельных двигателей. *Проблеми трибології*. 2014. №1. С.6-13.

16. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Исследование структуры высоколеги-



рованных сплавов математическим методом. М.: *Вестник МГАУ*. 2015. 69 (№5). С.31-36.

17.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сидашенко О.І. та інші. Исследование влияния УДА при восстановлении и упрочнении деталей узлов топливной аппаратуры. *Проблеми трибології*. 2015. 75 (№1). С. 106-112.

18.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л. та інші. Оценка степени неоднородности карбидов гетерогенных сплавов методом оптико-математического анализа при помощи изменчивости условных цветов. 2016. Х.: *Вісник ХНТУСГ*. Вип.168. С.174-186.

19.Ключко О.Ю. Применение методов оптико-математического анализа оценки дисперсности структуры высокоуглеродистых сплавов. *Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів*. 2016. №6. С.112-117.

20.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л., Сидашенко О.І. Исследование структуры высокохромистых чугунов. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2017. 83(№5). С.27-38.

21.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л., Сидашенко О.І. Математический анализ оценки дисперсности структуры легированных чугунов. *Сталь*. 2017. №2. С.51-54.

22.Ключко О.Ю. Оценка оптико-математическим методом локальной неоднородности высокоуглеродистых сплавов, образованной в результате РТО. Х.:*Вісник ХНТУСГ: Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві*. 2017. Вип. 183. С.20-30.

23.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л. Исследование локальной структурной неоднородности в сером чугуне оптико-математическим методом. *Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів*. 2017. №8. С.193-200.

24.Skoblo T., Klochko O., Belkin E., Sidashenko A. Effective Technological Process of Crystallization of Turning Rollers' Massive Castings: Development and Analysis. *International Journal of Mineral Processing and Extractive Metallurgy: NY, USA*. May 2017. 2(3). P.34-39.

25.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сидашенко О.І. та інші. Оценка локальной структурной неоднородности в отливках из серого чугуна. Научно-практический журнал: *Агротехника и энергообеспечение*. ФГБОУ ВО Орловский ГАУ. 2017. 17(№ 4). С.

141-150.

26.Ключко О.Ю. Новая методика оценки и исследования структур, моделированием их локальной неоднородности. *Х.: Вісник ХНАДУ*. 2018. Вип. 80. С.80-89.

27.Ключко О.Ю. Математичне моделювання металографічного зображення за допомогою рішення граничних задач для рівняння Лапласа. *Математичне моделювання*. 2018. 38 (№1). С124-133.

28.Спосіб оцінки стану зношення деталей інжекторів дизельних двигунів: *пат. 88376 Україна*: МПК F02M 65/00(2014.01) /Скобло Т.С., Шержуков І.Г., Ключко О.Ю. та інш.; № u201312592; заявл. 28.10.2013; опубл. 11.03.2014, Бюл.№ 5.

29.Спосіб оцінки зношення і залишкової товщини робочого шару деталей з плівковими покриттями: *пат. 99408 Україна*: МПК G01B 21/08 (2006.01) /Скобло Т.С., Плугатарьов А.В., Ключко О.Ю. та інш.; № u201406168; заявл.04.06.2014; опубл. 10.06.15, Бюл. № 11.

30.Спосіб одержання зносостійких електролітичних покриттів, зміцнених наночастинами *пат. 95887 Україна*: МПК C25D 15/00 (2015.01) /Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. та інш.; № u201408166; заявл.18.07.2014; опубл. 12.01.15., Бюл. № 1.

31.Зносостійкий високолегований чавун: *пат. 102160 Україна*: МПК C22C 37/00 (2015.01) /Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І.; № u201500809; заявл.02.02.2015; опубл. 26.10.15., Бюл. № 20.

32.Спосіб виробництва прокатних валків: *пат. 105761 Україна*: МПК B21B 27/00, B22D 23/00 (2015.01) /Скобло Т.С., Автухов А.К., Ключко О.Ю. та інш.; №u201507442; заявл.24.07.2015; опубл. 11.04.16, Бюл. № 7.

33.Спосіб виявлення неоднорідності фаз у високовуглецевих сплавах: *пат. 120043 Україна*: МПК C22C 38/00 (2017.01) /Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І., Белкін Й.Л.; № u201702695; заявл.22.03.2017; опубл. 25.10.17, Бюл. № 20.

34.Метод визначення гетерогенної структурної неоднорідності: *пат. Україна*: МПК C22C 38/00 (2019.01) /Скобло Т.С., Романюк С.П., Ключко О.Ю. та інш.; № u201805708; заявл.22.05.2018; висн. про видачу 1.08.2019.

35.Спосіб відновлення деталей зміцнюючим покриттям: *пат. Україна*: МПК F02M 65/00 (2019.06) /Скобло Т.С., Плугатарьов А.В., Ключко О.Ю. та інш.; №u201905575; заявл. 07.06.2019; висн. про видачу 22.10.2019.

### Праці апробаційного характеру:

36. Klochko O. The predicting methods for the structural state of heterogeneous alloy. Book of Abstracts: *10th Interdisciplinary Conference Nature-Human-Culture* with the Statement of the Polish ASAP Chapter. Wydawnictwo Uniwersytetu Pedagogicznego. Poland, Kraków, 2019. [Електронний ресурс]. Режим доступу: [https://www.researchgate.net/publication/333648370\\_Book\\_of\\_Abstracts](https://www.researchgate.net/publication/333648370_Book_of_Abstracts)

37. Скобло Т.С., Ключко О.Ю. та інші. Особенности износа ножей для переработки сахарной свеклы. *Сб. трудов Междун. научно-практич. конф., посвящ. 70-летию ЮКГУ им. М. Ауэзова* (Казахстан, м. Шимкент, 1-9 липня 2013р.). Шимкент, 2013. С.185-197.

38. Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л. Исследование особенностей структурообразования высокоуглеродистых легированных сплавов методом математического описания. *Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: материалы XXII Уральской школы металловедов-термистов*. Оренбург, 2014. С.139-142.

39. Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Тимченко В.А. Исследование влияния графитизирующих добавок на повышение технологичности валковых высокохромистых чугунов. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2019. 75 (№3). С. 52-56.

40. Скобло Т.С., Сідашенко О.І., Ключко О.Ю. та інші. Неразрушающие методы контроля качества валков. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2017. 56 (№7). С. 53-58.

41. Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. та інші. Разработка технологии повышения стойкости листопрокатных валков. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2017. 59 (№10). С. 53-58.

42. Ключко О.Ю., Шевченко Е.В. Методы выявления дислокаций, для определения неоднородности фаз. *Нові і нетрадиційні технології в ресурсо- та енергозбереженні: матеріали міжн. наук.-техн. конф.* (м. Одеса, ОНПУ 26–29 вересня 2018р.). Одеса, 2018. С.69-71.

43. Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л., Тришевський О.І. Исследования микроструктур гетерогенных сплавов методом математического анализа при помощи

сочетаний условных цветов и абсолютных значений лапласианов. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2015. 31 (№7). С.52-56.

44.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л. Новые подходы описания гетерогенной структуры высокоуглеродистых сплавов математическим методом. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в Фокусе*. 2014. №2. С.46-50.

45.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. Структура и свойства термообработанных заэвтектоидных сталей для прокатных валков. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 45 (№8). 2016. С.56-58.

46.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. Новый сплав для изделий, работающих в условиях повышенного износа и высоких циклических механических и температурных нагрузок. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2015. 36 (№12). С. 56-58.

47.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л. та інш. Исследование особенностей структурообразования в гетерогенных сплавах. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2016. №3. С.53-58.

48.Скобло Т.С., Плугатарьев А.В., Ключко О.Ю. та інш. Способ определения износа деталей инжекторов дизельных двигателей. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в Фокусе*. 2013. №12. С.52-54.

49.Т.С.Скобло, О.Ю.Ключко, Р.Г.Соколов Анализ эксплуатационной стойкости рабочих прокатных валков широкополосных станов из высокохромистого чугуна. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в Фокусе*. 2013. №5. С.54-56.

50.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Плугатарьев А.В. та інш. Особенности износа деталей топливной аппаратуры с пленочным покрытием. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2015. 25(№1). С.57-58.

51.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. та інш. Особенности структурной деградации в отливках из серых чугунов, работающих в условиях нагружения. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 41(№4). 2016. С.55-57.

52.Ключко О.Ю. Исследование энергетического состояния микроструктуры рельсовой стали при помощи оптико-математического анализа. *Инф.-аналитич. межд.*

*технич. журнал: Промышленность в фокусе.* 2018. 68 (№7). С.57-58.

53.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. Хромосодержащие покрытия, виды, применение и технологии получения. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе.* 2019. 74 (№2). С. 52-56.

54.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Й.Л. Исследование зависимости микро-твердости структурных составляющих легированных чугунов оптико-математическим анализом. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе.* 2018. 71(№10). С.54-57.

55.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. та інші. Особенности износа деталей топливной аппаратуры двигателей внутреннего сгорания. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе.* 2019. 77 (№5). С. 56-58.

**Праці, які додатково відображають наукові результати дисертації:**

56.Ключко О.Ю., Скобло Т.С. та інші. Анализ температурных полей отливок прокатных валков при кристаллизации. *Ежемесячн. промышл. журнал: Промышленность. Focus Plus.* Харьков: Полиарт. 2012. №8. С.38-44.

57.Скобло Т.С., Безлюдько Г.Я., Ключко О.Ю. та інші. Влияние пластической деформации на структуру и свойства стали 20. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в Фокусе.* 2013. №11. С.25-30.

58.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. та інші. Расчет контактных напряжений в прокатных валках, возникающих при эксплуатации. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе.* 2017. 52(№3). С.54-58.

59.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. та інші. Разработка нового методического подхода к выявлению дефектных структур в рельсовых сталях *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе.* 51(№2). 2017. С.53-58.

## SUMMARY

**Klochko O.Y. Theoretical and experimental modeling and prediction of the structure formation and properties of chromium-containing alloys and coatings.** - Qualification scientific work (manuscript).

Dissertation for the degree of Doctor of Technical Sciences by specialty 05.02.01 - Material Science. – Petro Vasylenko Kharkiv National Technical University of Agriculture, Kharkiv, 2019.

The Thesis presents the new scientifically substantiated results that summarize and provide solution of the actual scientific and technical problem: theoretical and experimental modeling and prediction of the main factors which affect structure formation and properties of chromium-containing alloys. This study is applicable for correction of composition, manufacturing process and production operations under the difficult conditions of friction and wear. On the basis of the studies presented in my Thesis, the general complex approach of the influence estimation of various factors of production on the structure formation and chromium-containing alloys properties is offered. This approach consists in combination of modern research methods with newly developed methods of optical-mathematical estimation of phase composition, which describe processes of diffusion, fragments density, and are based on the estimates of change of the system energy state. The new approaches to theoretical estimation of the structure formation of chromium-containing alloys and coatings have been developed, including specification of phases combinations (conventional colors) and absolute values of the Laplacian matrix (image fragment), through which we have studied the heterogeneity and dispersion of the formed phases, as well as structural anisotropy that has appeared during the production and service. We propose a fundamentally new approach to describe the degree of heterogeneity of the formed structure. Do so, the data on phase variability (conditional colors) and combinations of phases is used followed by the evaluation of chemical components coring, in the vicinity of crystalline structure defects (dislocations), included. Taking to account energy state change of the system, we apply our optical-mathematical method to describe diffusion processes in the decay of austenite and development of local deformation processes. It has been shown that the intensification of diffusion processes is accompanied by change in the degree of structure dispersion, increase in the dislocation density and by separation of individual carbon-saturated ferrite, bainite and non-stoichiometric carbide phases, and by their interconnection. We determine factors and

features of carbide phase degradation in roll chromium-containing cast iron. It is shown that such degradation is determined by the processes associated with the formation of dislocation structure and diffusion, in which occur the new types of carbide phases of non-stoichiometric compositions, quasicrystalline graphite, ferrite and bainite. The types of combinations of such compounds are identified. To predict structure formation, a new approach to modeling has been developed using the parameters first defined by the Author that have the greatest impact on changing it. This approach is based on estimations of phase variability (according to conventional colors), obtaining histograms of their distribution and energy dissipation as a result of the development of diffusion processes and analyzed fragments density changes. We have carried out a technique for determining the optimal parameters and modes of heat treatment of massive rolling rolls of chromium-based alloy by mathematical modeling and using the criteria that to the fullest extent possible reflects its structural and energy state and determine the relation between hardness and coercive force. A theoretical estimation of the structural heterogeneity of chromium-containing nano-diamond modified coating has been made. Besides, the change in the absolute value of the divergence that characterizes surface relief (formation of compression and dropping areas) formed on the friction surface of the parts during operation has been evaluated. The practical importance of the obtained results is that according to the newly presented scientifically substantiated theoretical and experimental results of modeling and prediction of structure formation and properties, effective crystallization and heat treatment parameters are developed and generalized. The obtained data allow one to estimate and predict with high accuracy the influence of various factors on the properties level of the working layer and the operational stability of the product as a whole, to adjust the structure formation and technological process of manufacturing the products. On the basis of our implementations, the modern advanced technologies have been created allowing one to increase the operational properties of massive articles of chromium-containing alloys, which operate in difficult conditions of wear and friction. Generalization of the results obtained through the use of electrolytic chromium coating with modification of dispersed diamonds to strengthen the working surface on small-sized parts (fuel equipment of machines), allow one to develop a special technology for coating application. This changes the crystallization conditions, resulting in the absence of outgassing, significant reduce of the heterogeneity and hardness increase (with friction coefficient reduction) of such a coating.

On the basis of theoretical and experimental studies of the production of chromium-

containing alloys and coatings, simulation methods have been developed. Also, the contribution of various parameters that describe the relations between structure formation and product consumer properties has been evaluated. This made it possible to predict and substantiate the manufacturing process parameters and restoration of products while operating.

Scientific novelty of the obtained results.

*For the first time ever,*

- we propose a generalized integrated approach of estimation of influence of various production factors on the structure formation and properties of chromium-containing alloys. Our approach consists in the combination of modern techniques of structural condition studies with the newly developed methods of optical-mathematical description of the phase composition, diffusion processes and density of the formed fragments, based on the determined changes on the system energy state;

- the new approaches to the theoretical estimation of the structure formation of chromium-containing alloys and coatings have been developed. The latter include the determination of conditional colors (phases) combinations and absolute values of the conditional colors Laplacian matrix (image fragment), through which the heterogeneity, structural dispersion and product operation of the formed phases are studied;

- a fundamentally new approach is proposed to describe the degree of heterogeneity of the formed structure, based on the variability of conditional colors (phases) and their combinations. Our approach helps one to estimate the chemical components microlocation, including the field of defects in the crystalline structure (dislocations);

- the diffusion processes in the deformation and austenite decay are described with the usage of the optical-mathematical method, based on the estimation of the change of the system energy state. We show that the intensification of diffusion processes under conditions of local deformations is accompanied by change in the degree of structure dispersion, increase in the dislocations density, separation of ferrite carbonate saturated individual phases, bainite, carbides of non-stoichiometric composition, and relations between all of them;

- we make an estimation of the causes of the carbide phase degradation in the chromium-containing cast iron roll. We also show that this kind of degradation is defined by the processes associated with the formation of dislocation structure and diffusion, in which the new types of carbide phases of non-stoichiometric composition, quasicrystalline graphite,



ferrite and bainite occur. The ways such compounds combine with each other are identified (the latter determines the instability of the carbide phase). Recommendations for improving its stability have been developed;

- a new modeling approach has been developed to predict structure formation with the help of the predefined parameters that have the greatest impact on structure formation change. This approach is based on the variability of the conditional colors (phases). In the end, the histograms of phases distribution and estimate of energy dissipation are obtained. The latter happens in the result of diffusion evolution and changes in the analyzed fragments density;

- a new technique for determining the optimal parameters and modes of heat treatment of chromium-containing alloyed massive mill rolls has Our technique involves the usage of mathematical modeling that most fully reflects structural and energy states and determines the relations between hardness and coercive force;

- theoretical estimation of structural heterogeneity of chromium-containing reinforcing coating modified with nano-diamonds by the developed technology is carried out. Also, we provide here the results of the study of variability of the absolute value of divergence which which the surface relief (compression and dropping areas) taking place during friction in operation is characterized.

The Thesis contains description of the following brand new improvements:

- a method of express estimate of quantitative and qualitative composition of phases and separate local regions with differing chemical composition. The method developed on the basis of theoretical and experimental modeling and prediction of structure formation and properties of chromium-containing alloys with the implementation of mathematical approach based on Navier-Stokes equations. Thus, processes of structure formation dynamics via the analysis of the images of metallographic structures are described;

- on the basis of a full-scale study, we have developed a series of methods for the most complete estimation of the following properties: system structural state that characterized with the localization of deformation states and change of internal energy, dislocation structure and density that the reflect the phase local heterogeneity and anisotropy degree.

Based on the developed scientifically substantiated complex approaches, theoretical and experimental results are obtained. Thanks to the use of modeling and forecasting

processes of structure formation and properties, our methods allow one to obtain and generalize ways of increasing the operational properties of the products made of chromium-containing alloys and working in the environments of high wear and friction.

Below, we describe the practical value of the obtained results.

According to the presented new scientifically substantiated theoretical and experimental results of modeling and prediction of structure formation and properties, crystallization and heat treatment parameters have been studied and generalized. The obtained data allows with high accuracy to estimate and predict the influence of various factors on the level of working layer properties and the operational stability of the product as a whole, to control the structure formation and to adjust the technological process of the product manufacturing. On bases of all the above-stated, the modern advanced technologies have been created, which allow one to increase the operational properties of massive products made of chromium-containing alloys operating in difficult conditions of wear and friction.

The results of the presented Thesis are obtained using the electrolytic chromium plating with modification of dispersed diamonds to strengthen the work surface on small-sized parts (fuel equipment of machines); all this allowed us develop a special technology of coating. This changes the crystallization conditions, resulting in the absence of gassing, significantly reduces the heterogeneity and increases the hardness (with coefficient of friction decreased) of such a coating. The obtained technology makes it possible to predict and substantiate the parameters of technological production and restoration of massive large-sized products during operation.

The research described in the Thesis is covered by 8 patents of Ukraine and have been implemented at the "DieselService" repair company in Kharkiv, at Lutugino Research & Production Roll Company (until 2014) and Department of Technology of Materials in KhNYUA, where the special conditions have been developed and approved for the use of our technology. According to the manufacturer, the economic effect of the results introduces is 73.800UAH with the volume of production 57 units. The expected economic impact from the introduction of out technology is 910.000UAH with the volume of production 1300t.

Developments introduces in the Thesis are also used in the educational process: lectures for bachelors and masters in the fields of "Mechanical Engineering", "Transport", "Agrarian Sciences and Food" and are included into the prepared methodical manuals ("Materials Science", "Materials Science", "Technology of structural materials", "The latest

technologies in modern mechanical engineering " university courses).

The main results of the Thesis and the scientific provisions obtained by the Author personally and as a co-author in various collaborations ranges from 40 to 100% from all the Author's published results. These include theoretical and experimental research, and industrial testing. The results have been discussed at the International scientific practical conferences in Ukraine and abroad.

**Keywords:** chromium-containing alloys, structure forming prediction, modeling, optical-mathematical estimation, consumer properties, technological parameters, structure stability, heterogeneity

**Publications of the doctoral candidate.**

**Proceedings containing the main scientific results of the Thesis:**

1. Skoblo T.S., Sidashenko A.I., Aleksandrova N.M., Belkin E.L., Vlasovets V.M., Klochko O.Yu., Martynenko O.D. Production and use of cast rolls. *Hand Book* ed. prof. Skoblo T.S. Kh.: TsD No 1. 2013. 572 p.

2. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I., Belkin E.L. Theoretical and experimental framework for prediction of structure formation and high-carbon doped alloys properties. *Monograph* ed. prof. T.S. Skoblo. Kh.: Disa plus. 2019. 278 p.

3. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Structure of high-chromium cast iron. *Steel in Translation*. 2012. 42 (3). P.261–268.

4. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko A.I., Sokolov R.G. Heat treatment of two-layer alloyed-iron rollers. *Steel in Translation*. 2013. 43 (9). P. 603-606.

5. Skoblo T.S., Klochko O.Y., Belkin E.L., Sidashenko O.I. New approaches in the study of inhomogeneity of heterogeneous structures. *Metallophysics and the advanced technologies*. 2018. 40 (2). PP. 255-280.

6. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Study of the structure of high-chromium complex alloyed cast iron with methods of mathematical analysis. *Steel*. 2012. No 3. PP. 46-52.

7. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Implementation of computer analysis for metallographic images in the study of structure of high-chromium cast iron. *Factory laboratory. Materials Diagnostics*. 2012. 78(6). PP. 35-42.

8. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I., Sokolov R.G. Development of technology for heat treatment of double-layer cast rolls of alloyed cast irons. *Steel*. 2013.

No 9. PP. 77-80.

9. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Trishevsky O.I. Formulization of methods to increase the operational stability of high-chromium cast iron products. *Motor transport: coll. of sc. w. Kh.:* KhNADU. 2012. No 31. PP. 136-146.

10. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I., Belkin E.L. et al. Estimate of structure formation at deformation in mild steels. *Steel*. 2014. No 9. PP. 65-70.

11. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Mathematical estimate of the structural features of highly alloyed cast irons. *Materials Science*. M.: Science and Technology. 2014. No 8. PP. 6-11.

12. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. et al. Development of methods for assessing the structure of rails hardened with HFC. *Steel*. 2014. No 3. PP. 74-82.

13. Skoblo T.S., Klochko O.Y., Belkin E.L. Determination of microhardness of high-chromium cast iron structural components with image mathematical processing. *Kh. : Bulletin of KhNYUA: Problems of machines reliability and mechanization of agricultural production*. No. 151. 2014. PP. 183-189.

14. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I., Belkin E.L. Features of structure formation in high-chromium cast irons. *Kh.: KhNYUA Annals*. 2014. No 146. PP. 186-191.

15. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al. Wear features of fuel components of modern diesel engines. *Problems of Tribology*. 2014. No 1. PP. 6-13.

16. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Study of the structure of superalloys with a mathematical method. *M.: MGAU Annals*. 2015. 69 (No.5). PP.31-36.

17. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al. Study of DND influence at restitution and hardening of fuel equipment assemblies parts. *Problems of Tribology*. 2015. 75 (No. 1). PP. 106-112.

18. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. et al. Evaluation of the carbide level of heterogeneous alloys by the method of optical-mathematical analysis with variability of conventional colors. 2016. *Kh.: KhNYUA Annals*. No 168. PP. 174-186.

19. Klochko O.Yu. Application of the optical-mathematical methods of dispersion estimation of high-carbon alloys structures. *Technical service of agro-industrial, forest and transport complexes*. 2016. No 6. PP. 112-117.

20. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L., Sidashenko O.I. High-chromium cast irons structure. *Factory laboratory. Diagnostics of materials*. 2017. 83 (No 5). PP. 27-38.

21. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L., Sidashenko O.I. Mathematical analysis of estimation of the dispersion structure of alloyed cast irons. *Steel*. 2017. No 2. PP. 51-54.

22. Klochko O.Yu. Estimation of local inhomogeneity of high-carbon alloys formed as a result of RTS with optical-mathematical method. Kh.: KhNYUA *Annals: Resource-saving technologies, materials and equipment in repair production*. 2017. Vol. 183. PP. 20-30.

23. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Estimation of local structural inhomogeneity in gray iron via optical-mathematical method. *Technical service of agro-industrial, forest and transport complexes*. 2017. No 8. PP. 193-200.

24. Skoblo T., Klochko O., Belkin E., Sidashenko A. Effective Technological Process of Crystallization of Turning Rollers' Massive Castings: Development and Analysis. *International Journal of Mineral Processing and Extractive Metallurgy: NY, USA*. May 2017. 2(3). P.34-39.

25. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al. Estimation of local structural heterogeneity in gray iron castings. Scientific and practical journal: *Agrotechnics and energy supply*. FSBEI HE Orlovsky GAU. 2017. 17 (No 4). PP. 141-150.

26. Klochko O.Yu. A new methodology for assessing and structures studies under modeling their local heterogeneity. Kh.: KhNADU *Annals*. 2018. No 80. PP. 80-89.

27. Klochko O.Yu. Mathematical modeling of metallographic images by solving boundary value problems of the Laplace equation. *Mathematical modeling*. 2018. 38 (No 1). PP. 124-133.

28. The method of assessing wear condition of parts of diesel engine injectors: Pat. No 88376 Ukraine: IPC F02M 65/00 (2014.01) /Skoblo T.S., Sherzhukov I.G., Klochko O.Yu. et al.; No u201312592; dek. 10/28/2013; publ. 03/11/2014, Issue # 5.

29. The method for estimating wear and residual thickness of working layer of film coated parts: Pat. No 99408 Ukraine: IPC G01B 21/08 (2006.01) /Skoblo T.S., Plugataryov A.V., Klochko O.Yu. et al.; No u201406168; dek. 04.06.2014; publ. 06/10/15, Issue # 11.

30. Method of producing wear-resistant electrolytic coatings strengthened with nanoparticles of pat. 95887 Ukraine: IPC C25D 15/00 (2015.01) /Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al.; No u201408166; dek. 8/18/2014; publ. 01/12/15, Issue # 1.

31. Wear-resistant high-alloy cast iron: Pat. No 102160 Ukraine: IPC C22C 37/00 (2015.01) /Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I.; No u201500809; dek. 02/02/2015; publ. 10/26/15, Issue # 20.

32.Method of mill rolls production: Pat. No 105761 Ukraine: IPC B21B 27/00, B22D 23/00 (2015.01) / Skoblo T.S., Avtukhov A.K, Klochko O.Yu. et al.; No u201507442; dek. 24.07.2015; publ. 04/11/16, Issue # 7.

33.Method for detection of phase heterogeneity in hgh carbon alloys: Pat. No 120043 Ukraine: IPC C22C 38/00 (2017.01) /Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I., Belkin Yu.L.; No u201702695; dek. 22.03.2017; publ. 10.25.17, Issue # 20.

34.Method for determining heterogeneous structural inhomogeneity: Pat. Ukraine: IPC C22C 38/00 (2019.01) /Skoblo T.S., Romaniuk S.P., Klochko O.Yu. et al.; No u201805708; dek. 22.05.2018; issuance conclusion 1.08.2019.

35.Method for restoring parts by reinforcing coating: Pat. Ukraine: IPC F02M 65/00 (2019.06) /Skoblo T.S., Plugataryov A.V., Klochko O.Yu. et al.; No 201905575; dek. 07.06.2019; issuance conclusion 22.10.2019.

#### **Approbational proceedings:**

36.Klochko O. The predicting methods for the structural state of heterogeneous alloy. 2019. Book of abstracts: *10th Interdisciplinary Conference on Nature – Human – Culture*. Wydawnictwo Uniwersytetu Pedagogicznego. Poland, Kraków, 2019. [El.resource]. Access mode: [https://www.researchgate.net/publication/333648370\\_Book\\_of\\_Abstracts](https://www.researchgate.net/publication/333648370_Book_of_Abstracts)

37.Skoblo T.S., Klochko O.Yu. et al. Features of knives wear for sugar beet processing. Proceedings of the Intern. Scientific and Practical Conf. 70th Anniversary of M. Auezov SKSU (Kazakhstan, Shymkent, 1-9 July 2013). Shymkent, 2013. PP. 185-197.

38.Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Structural features of high-carbon doped alloys with mathematical description method. Actual problems of physical metallurgy of steels and alloys: materials of the XXII Ural school of metal experts-thermists. Orenburg, 2014. PP. 139-142.

39.Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Timchenko V.O. Investigation of the effect of graphitizing additives on increasing the manufacturability of high-chrome cast iron rolls. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2019. (No. 3). PP. 52-56.

40.Skoblo T.S., Klochko O.Yu. et al. Non-destructive methods of quality control of rolls. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2017. 56 (No.7). PP. 53-58.

41.Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al. Development of a new methodical approach for detection of defective structures in rail steels *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2017. 59 (No 10). PP. 53-58.

42. Klochko O.Yu., Shevchenko E.V. Methods of dislocation detection to determine phase heterogeneity. New and unconventional technologies in resource and energy saving: materials of the Intern. Scientific-Technical Conf. (Odesa, ONPU 26-29 September 2018). Odesa, 2018. P. 69-71.

43. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L., Trishevsky O.I. Studies of the heterogeneous alloys microstructure with the method of mathematical analysis using combinations of conventional colors and absolute values of Laplacians. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2015. 31 (No. 7). PP. 52-56.

44. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. The new approaches to the description of the heterogeneous structure of high-carbon alloys with the mathematical method. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2014. No 2. PP. 46-50.

45. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. Structure and properties of heat-treated hypereutectoid steels for mill rolls. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 45 (No 8). 2016. PP. 56-58.

46. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. The new alloy for products operating under conditions of increased wear and high cyclic mechanical and temperature loads. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2015. 36 (No. 12). PP. 56-58.

47. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. et al. Structure formation features in heterogeneous alloys. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2016. No3. PP. 53-58.

48. Skoblo T.S., Plugatariov A.V., Klochko O.Yu. et al. Method for determining the wear of diesel engine injector parts. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2013. No 12. PP. 52-54.

49. T.S. Skoblo, O.Yu.Klochko, R.G. Sokolov, Analysis of the operational stability of rolling broadband mill rolls made of high-chromium cast iron. *Inf. & Analytic. Int. Tech. Journal: Industry in Focus*. 2013. No 5. PP. 54-56.

50. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Plugatariov A.V. et al. Features of wear of parts of the fuel equipment with a film covering. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2015. 25 (No 1). PP. 57-58.

51. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al. Features of structural degradation in cast iron formings operating under load conditions. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 41 (No 4). 2016. PP. 55-57.

52. Klochko O.Yu. Study of the energy state of the microstructure of rail steel with

optical-mathematical analysis. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2018. 68 (No 7). PP. 57-58.

53.Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. Chromium-containing coatings, types, applications and production technologies. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2019. 74 (No 2). PP. 52-56.

54.Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin Y.L. Investigation of microhardness dependence of structural components of alloyed cast iron with optical-mathematical analysis. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2018. 71 (No 10). PP. 54-57.

55.Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al. Features of wear of parts of fuel equipment of internal combustion engines. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2019. 77 (No 5). PP. 56-58.

**Proceedings in which the Thesis scientific results are additionally reflected:**

56.Klochko O.Yu., Skoblo T.S. et al. Analysis of the temperature fields of the mill rolls castings when crystallized. *Monthly Journal: Industry. Focus Plus*. Kharkiv: Polyart. 2012. No 8. PP. 38-44.

57.Skoblo T.S., Bezlyudko G.Ya., Klochko O.Yu. et al. Influence of plastic deformation on steel No 20 structure and properties. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2013. No 11. PP. 25-30.

58.Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al. Evaluation of contact stresses in mill rolls happening during operation. *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 2017. 52 (No 3). PP. 54-58.

59.Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko O.I. et al. Development of a new methodical approach for detection of defective structures in rail steels *Inf.&Analytic.Int.Tech.Journal: Industry in Focus*. 51 (No 2). 2017. PP. 53-58.



## ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	2
ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ	29
РОЗДІЛ 1 ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВІВ ТА ПОКРИТТІВ. ЇХ ВПЛИВ НА ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ВИРОБІВ	38
1.1. Области застосування хромовмісних сплавів і покриттів	38
1.1.1. Хромовмісні покриття, їх типи, технології отримання і застосування	38
1.1.2. Використання хромовмісних сплавів в прокатному виробництві	47
1.2. Особливості структури та властивостей хромовмісних сплавів і покриттів	51
1.2.1. Особливості структуроутворення хромовмісних покриттів валків гарячої прокатки	51
1.2.2. Вплив хрому на структуру легованих сплавів	52
1.2.3. Структуроутворення хромовмісних чавунів робочого шару валків гарячої прокатки	53
1.3. Аналіз експлуатаційної стійкості виробів, виготовлених із хромовмісних сплавів	56
1.3.1. Вплив легування на експлуатаційну стійкість	57
1.3.2. Деградація структури та властивостей металу	62
1.3.3. Застосування термічної обробки для підвищення експлуатаційної стійкості	67
1.3.4. Прогнозування рівня властивостей хромовмісних сплавів моделюванням технологічних процесів їх виготовлення	69
1.4. Мета та завдання досліджень	73
ВИСНОВКИ	75
РОЗДІЛ 2 МЕТОДОЛОГІЯ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ	78
2.1. Методологія проведення досліджень	78

2.2.	Методи та матеріали досліджень	81
2.3.	Нові методи оцінки структури робочого шару прокатних валків з чавуну і покриттів методом математичного аналізу металографічного зображення	83
	<b>ВИСНОВКИ</b>	85
<b>РОЗДІЛ 3</b>	<b>РОЗРОБКА НОВИХ ПІДХОДІВ ДО ТЕОРЕТИЧНОЇ ОЦІНКИ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВАХ</b>	88
3.1.	Особливості фазового складу хромовмісних сплавів	88
3.1.1.	Спосіб оцінки мікроструктури на основі поєднань і абсолютного значення лапласіана матриці умовних кольорів	89
3.1.2.	Дослідження структуроутворення при низькотемпературній термоциклічній обробці	94
3.2.	Застосування методів оптико-математичного аналізу оцінки дисперсності структури	101
3.2.1.	Новий підхід до оцінки дисперсності структури	101
3.2.2.	Оцінка впливу різних факторів на структуроутворення	108
3.3.	Спосіб виявлення мінливості фаз в хромовмісних сплавах	113
3.3.1.	Математичний опис мінливості структур	113
3.3.2.	Дослідження структуроутворення при магнітному перетворенні карбідних фаз високохромистого чавуну	131
3.3.3.	Дослідження причин і характеру деградації карбідної фази в хромонікелевих чавунах при експлуатації виробів	138
	<b>ВИСНОВКИ</b>	147
<b>РОЗДІЛ 4</b>	<b>НОВІ ТЕОРЕТИЧНІ ПІДХОДИ ДО МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ОЦІНКИ ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ, РІВНЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВІВ</b>	152
4.1.	Моделювання структуроутворення у хромовмісних сплавах	152
4.2.	Методики моделювання металографічних структур	152
4.2.1.	Статистичне моделювання металографічних структур	154

4.2.1.1. Статистичне моделювання структур перестановкою пікселів зображення	154
4.2.1.2. Статистичне моделювання структур шляхом перестановки фрагментів пікселів	165
4.2.2. Математичне моделювання структури хромовмісних сплавів. Обґрунтування оптимальних граничних умов	171
4.3. Прогнозування зв'язку фазовий склад - твердість	182
4.3.1. Особливості структуроутворення та експериментальна оцінка твердості хромовмісних сплавів	182
4.3.2. Теоретична оцінка мікротвердості фаз хромовмісних сплавів	184
4.3.3. Прогнозування зміни локальної неоднорідності, під впливом різних технологічних параметрів, і оцінка її впливу на твердість хромовмісних сплавів	192
ВИСНОВКИ	209
РОЗДІЛ 5 ОЦІНКА ЛОКАЛЬНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВІВ ЗА ВИЯВЛЕННЯМ І ЗМІНОЮ ДИСЛОКАЦІЙНОЇ СТРУКТУРИ	213
5.1. Вплив характеру дислокаційної структури на властивості хромовмісних сплавів	213
5.2. Дослідження локальної структурної неоднорідності хромовмісних сплавів при радіаційно-термічній обробці	214
5.3. Дослідження локальної структурної неоднорідності, що сформована при кристалізації та пластичній деформації робочого шару виробів	224
ВИСНОВКИ	231
РОЗДІЛ 6 РОЗРОБКА ПАРАМЕТРІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ МОДЕЛЮВАННЯМ ХАРАКТЕРИСТИК ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВАХ	233

6.1. Нові підходи моделювання при визначенні параметрів процесу термічної обробки	236
6.1.1. Уніфікування параметрів експериментальних режимів	238
6.1.2. Обчислювальний експеримент	240
6.1.3. Моделювання режимів термічної обробки	256
6.2. Аналіз адекватності розроблених математичних моделей	268
ВИСНОВКИ	271
РОЗДІЛ 7 ПРОМИСЛОВА АПРОБАЦІЯ РОЗРОБОК І ОЦІНКА ЇХ ЕФЕКТИВНОСТІ	275
7.1. Дослідження та розробка нового технологічного процесу кристалізації масивних виливків прокатних валків	275
7.2. Дослідження та розробка технологічного процесу підвищення зносостійкості покриттів при експлуатації виробів в умовах великих навантажень при терті і абразивному зносі	279
7.2.1. Особливості зношення виробів з хромовмісними покриттями	280
7.2.2. Дослідження та розробка нового технологічного процесу отримання зносостійких електrolітичних покриттів, зміцнених наноалмазами	289
7.2.3. Оцінка структуроутворення поверхні тертя деталей, відновлених хромовмісним покриттям, після експлуатації	294
7.3. Оцінка технічної та економічної ефективності розробок	302
7.3.1. Економічна ефективність відновлення деталей паливної апаратури дизельних двигунів хромуванням зі зміцненням покриття	302
7.3.2. Економічна ефективність нового технологічного процесу кристалізації масивних виливків прокатних валків	306
ВИСНОВКИ	310
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	313
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	318
ДОДАТКИ	346

## ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

**Актуальність теми.** Підприємства машинобудування і чорної металургії України на даний час переорієнтуються на ринок високих технологій, які характерні для країн ЄС, що вимагає у вітчизняному виробництві розробки нових, сучасних способів отримання продукції [1,2]. У зв'язку з цим стає актуальним пошук нових шляхів забезпечення підвищення рівня показників, які відповідають сучасним вимогам. Це особливо важливо для виробів, які працюють в умовах високих питомих тисків, ударних навантажень, тертя і зношення, а також підпадають під вплив термоциклічного нагріву до підвищених температур. Такі умови експлуатації потребують активізації змін процесів структуроутворення в умовах зростання напруженого стану фаз металу, що визначають ступінь деградації робочої поверхні. Кінетика і механізм розвитку процесів пошкоджуваності робочого шару залежить не тільки від умов експлуатації, але і матеріалу виробу. Для їх виготовлення широко застосовують хромовмісні конструкційні матеріали. Забезпечення їх надійної роботи та підвищення експлуатаційної стійкості визначаються стабільністю властивостей, процесами структуроутворення, що протікають при різних технологіях їх виробництва і умовах експлуатації.

Тому рішення задач підвищення експлуатаційної стійкості виробів, що працюють в напружених умовах, повинно здійснюватися за основними напрямками розробок, що включають вдосконалення існуючих і створення сучасних інноваційних технологічних процесів; оптимізацію хімічного складу застосовуваних матеріалів з розробкою нових; ефективні способи термічної обробки; відновлення робочої поверхні. Вирішення цих завдань вимагає розробки надійних методів контролю якості та основних оціночних критеріїв, що включають теоретичні та експериментальні оцінки, за допомогою яких можливо коригувати структуроутворенням і властивостями.

Проте, пошук таких шляхів для великогабаритних виробів може бути утруднений, оскільки експериментальні методи з використанням виливки дослідних проб і лабораторних випробувань, не будуть відповідати натурним виробам і умовам їх експлуатації.

Рішення даної проблеми можливе реалізувати за допомогою нових напрямів, спрямованих на виявлення факторів і закономірностей, що визначають підвищення рівня властивостей, шляхом створення необхідних умов і параметрів виробництва. Такий напрям досліджень може бути реалізовано на основі побудови математичних

моделей з оцінкою структурного стану для різних матеріалів. Тому при пошуку шляхів підвищення експлуатаційної стійкості виробів доцільними є дослідження впливу різних процесів структуроутворення при отриманні хромовмісних матеріалів, які будуть базовими і дозволять з високою точністю прогнозувати рівень властивостей і експлуатаційну стійкість.

Тому робота, яка спрямована на підвищення експлуатаційної стійкості виробів з хромовмісних сплавів, що працюють в складних умовах, шляхом теоретичного та експериментального моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей може бути віднесена до важливих і актуальних.

### **Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.**

Дослідження за темою дисертаційної роботи виконані відповідно до держбюджетної тематики ХНТУСГ імені Петра Василенка, договорів про співпрацю з підприємствами та згідно діючих програм: «Теоретичне та експериментальне обґрунтування нових ефективних технологічних процесів виробництва деталей» (ДР 0117U003018) у період 2017-2020р.р.; «Теоретичне та експериментальне обґрунтування нових технологій виробництва та відновлення деталей з використанням зміцнення модифікуванням» (ДР 0116U005802) у період 2015-2017р.р.; «Дослідження, наукове обґрунтування та впровадження конкурентоспроможних ресурсозберігаючих технологій, способів реновації нових матеріалів і технологічних засобів для інноваційного розвитку агропромислового комплексу» (ДР0109U000362) у період 2009-2013р.р. У вищеназаних роботах здобувач брала безпосередню участь як виконавець та використовувала здобуті результати у дисертаційній роботі.

**Мета та завдання досліджень.** Мета роботи полягала у розвитку наукових і технологічних основ підвищення експлуатаційної стійкості виробів із хромовмісних сплавів, які працюють в складних умовах тертя і зношення, за рахунок теоретичного і експериментального моделювання та прогнозування основних факторів, що впливають на їх структуроутворення і властивості. Відповідно до поставленої в роботі мети досліджень необхідно вирішити наступні завдання:

- розглянути літературні джерела, патенти, що стосуються чинників, які впливають на якісні показники виробів та можуть бути використані для моделювання та прогнозування технологічних процесів одержання масивних виробів з хромовмісних матеріалів;

- розробити методологічний підхід до нових теоретичних методів та комплексних експериментальних методик до встановлення основних факторів, що впливають на структуроутворення та властивості виробів;
- оцінити вплив структурної неоднорідності, ступеню її дисперсності, що формуються у хромовмісних сплавах, та оцінити їх вплив на можливість прогнозувати та моделювати технологічні процеси виробництва;
- оцінити вплив локальних напружень на формування дефектів кристалічного стану, зміну структуроутворення та розвиток дифузійних процесів;
- теоретичними та експериментальними дослідженнями визначити параметри, які мають найбільший вплив на зміну структуроутворення та властивості сплавів;
- розробити та використати новий підхід до моделювання технологічних процесів лиття (кристалізації, локальних напружень), термообробки для ефективного та економічного поєданого технологічного процесу виготовлення виробів;
- розглянути приклади можливості використання нових напрямів досліджень з урахуванням виявлених показників впливу для різних матеріалів, процесів виробництва, зміцнення та відновлення;
- провести промислові випробування розробок та оцінити їх ефективність.

**Об’єкт дослідження** - процес підвищення експлуатаційної стійкості виробів коригуванням їх складу; основних факторів, що впливають на структуроутворення і рівень споживчих властивостей.

**Предмет дослідження** - теоретичне і експериментальне моделювання і прогнозування основних факторів виробництва, що впливають на структуроутворення і властивості хромовмісних сплавів та покриттів.

**Методи дослідження.** Запропоновано загальний комплексний підхід до теоретичних та експериментальних досліджень з оцінкою впливу різних факторів виробництва на структуроутворення та властивості хромовмісних сплавів та покриттів. Теоретичні дослідження розробляли на основі фундаментальних положень матеріалознавства, фізичного металознавства, термічної обробки металів, теорії дислокацій та математичного моделювання. Лабораторні та промислові дослідження виконано на сучасному устаткуванні та вимірювальній апаратурі. Використовували сучасні методи досліджень: оптичну та електронну мікроскопію, рентгеноструктурний і мікрорентгеноспектральний

аналізи, оцінку твердості, мікротвердості та рівня напружень, згідно коерцитивної сили. Для оцінки структурного стану виробів використовували нові розроблені методики досліджень з використанням оптико-математичного опису фазового складу, а також процесів дифузії, щільності фрагментів, що формуються, дисипації енергії.

Для оптимізації структурного і фазового стану використовували отримані залежності, що зв'язують стан матеріалу з рівнем його фізико-механічних і експлуатаційних властивостей. За допомогою побудованих комп'ютерних моделей, що враховують зміну енергетичного стану системи при різних технологічних процесах, прогнозували і оцінювали рівень мікротвердості в різних дисперсних фазах та структурних складових. Комп'ютерним моделюванням виявляли закономірності та особливості формування структури хромовмісних сплавів, а також зміни, що відбуваються при термообробці.

Для оцінки впливу режимів термічної обробки використовували експериментальні дослідження та розробляли новий підхід, що включав створення комплексного аналізу прогнозування впливу структуроутворення на рівень твердості, відповідно до вимог НТД, шляхом побудови комп'ютерних математичних моделей, заснованих на методі скінчених різниць. Моделювання проводили на базі обчислювального експерименту, із застосуванням статистичних методів на основі даних, що включають як стандартні дослідження металографічних структур, вимірювання твердості, так і рівня коерцитивної сили. Адекватність розроблених моделей підтверджували експериментальним шляхом. У дослідженнях, спрямованих на розробку нових підходів до оцінки і моделювання структуроутворення в хромовмісних сплавах, використовували різні методи підвищення якості робочої поверхні виробів, що забезпечують їх структурну однорідність.

**Наукова новизна одержаних результатів.** Результати, які були отримані, мають наукове значення та суттєво сприяють розвитку основ матеріалознавства. Зокрема:

*вперше:*

– запропоновано загальний комплексний підхід оцінки впливу різних факторів виробництва на структуроутворення та властивості хромовмісних сплавів, який полягає в поєднанні сучасних методів дослідження з новими розробленими методиками оптико-математичного оцінювання фазового складу, що описують процеси дифузії, щільності фрагментів, та вони базуються на основних положеннях зміни енергетичного стану системи;



- розроблено нові підходи до теоретичної оцінки структуроутворення хромовмісних сплавів і покриттів, що включають визначення поєднань фаз (умовних кольорів) і абсолютних значень лапласіана матриці (фрагмента зображення), через які досліджені неоднорідність сформованих фаз і їх дисперсність, структурна анізотропія, що утворюється при виготовленні та експлуатації виробів;
- запропоновано принципово новий підхід для опису ступеня неоднорідності сформованої структури з використанням мінливості фаз (умовних кольорів) та їх поєднань, що оцінює мікроліквачію хімічних компонентів, в тому числі, і в області дефектів кристалічної будови – дислокацій;
- оптико-математичним методом через зміну енергетичного стану системи описано процеси дифузії при розпаді аустеніту і розвитку процесів локальної деформації. Показано, що інтенсифікація дифузійних процесів супроводжується зміною ступеня дисперсності структури, підвищенням щільності дислокацій, виділенням окремих фаз фериту, насичених вуглецем, а також бейніту, карбідів нестехіометричного складу, а також їх взаємозв'язком;
- встановлені чинники і оцінено характер деградації карбідної фази в валковому хромовмісному чавуні. Показано, що таку деградацію визначають процеси, пов'язані з формуванням дислокаційної структури і дифузії, при яких відбувається поява нових типів карбідних фаз нестехіометричного складу, квазікристалічного графіту, а також фериту та бейніту. Виявлено типи поєднань таких з'єднань;
- для прогнозування структуроутворення розроблено новий підхід до моделювання за допомогою вперше визначених параметрів, що мають найбільший вплив на його зміну. Цей підхід ґрунтується на оцінках мінливості фаз (згідно умовних кольорів), отримання гістограм їх розподілу та дисипації енергії в результаті розвитку процесів дифузії і зміни щільності аналізованих фрагментів;
- розроблено методикау визначення оптимальних параметрів і режимів термічної обробки масивних прокатних валків із хромовмісного сплаву математичним моделюванням за допомогою критеріїв, які найбільш повно відображають його структурний і енергетичний стан та визначають зв'язок з твердістю і коерцитивною силою;
- проведена теоретична оцінка структурної неоднорідності хромовмісного зміцнюючого покриття, модифікованого наноалмазами за розробленою технологією, з

дослідженням зміни абсолютного значення дивергенції, яке характеризує рельєф поверхні (створення зон стиснення і скидання), що формуються на поверхні тертя деталей при експлуатації.

**Удосконалено:**

– на основі теоретичного та експериментального моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей хромовмісних сплавів та покриттів на основі рівнянь Нав'є-Стокса для опису процесів динаміки структуроутворення при аналізі металографічних структур розроблено метод експрес оцінки кількісного та якісного складу фаз і їх розподіл, що відрізняються хімічним складом;

– на основі комплексних досліджень отримані підходи, що дозволяють проводити найбільш повну оцінку структурного стану системи, яка характеризується локалізацією деформаційних станів і зміною внутрішньої енергії дислокаційної структури, її щільності, що відображає фазову локальну неоднорідність.

**Отримав подальший розвиток** науково обґрунтований комплексний підхід, який базується на використанні теоретичних та експериментальних результатів, що, завдяки використанню процесів моделювання та прогнозування структуроутворення і властивостей, дозволило отримати та узагальнити шляхи підвищення експлуатаційних властивостей виробів з використанням хромовмісних сплавів і покриттів.

**Практичне значення отриманих результатів.** Згідно представлених нових науково обґрунтованих теоретичних та експериментальних результатів моделювання і прогнозування структуроутворення та властивостей, розроблені та узагальнені ефективні параметри кристалізації та термообробки. Отримані дані дозволяють з високою точністю оцінювати і прогнозувати вплив різних чинників на рівень властивостей робочого шару і експлуатаційну стійкість виробу в цілому, корегувати структуроутворенням і технологічним процесом виготовлення виробів. На основі розробок створені сучасні прогресивні технології, що дозволили забезпечити підвищення експлуатаційних властивостей масивних виробів з хромовмісних сплавів, які працюють в складних умовах зношення та тертя. Узагальнення результатів, отриманих при застосуванні електролітичного хромування покриттів з модифікуванням дисперсними алмазами для зміцнення робочої поверхні на деталях малого розміру (паливної апаратури машин), дозволило розробити спеціальну технологію його нанесення. Це змінює умови кристалізації, в на-

слідок чого стає відсутнім газовиділення, істотно зменшується неоднорідність і підвищується твердість (знижується коефіцієнт тертя) такого покриття. Отримана технологія дозволила прогнозувати і обґрунтувати параметри технологічного виробництва та відновлення масивних великогабаритних виробів при експлуатації.

Економічний ефект від впровадження нових розробок, захищених патентами, на ТОВ «Дизельсервіс», м.Харків, складає 73,8 тис. грн при обсязі виробництва 57 одиниць. Очікуваний економічний ефект від впровадження нових технологій, захищених патентами, на вальцеливарних підприємствах складе 910 тис. грн. при обсязі виробництв 1300 т.

Розробки, які виконані в дисертаційній роботі, використовуються і в учбовому процесі: лекційних курсах для бакалаврів та магістрів за напрямками «Механічна інженерія», «Транспорт», «Аграрні науки та продовольство» і внесені у підготовлені методичні посібники (курси «Матеріалознавство», «Технологія конструкційних матеріалів», «Новітні технології в сучасному машинобудуванні»), довідник та монографію.

**Особистий внесок здобувача.** Основні наукові положення, які одержані в роботі, отримані автором особисто. Автору належить постановка завдань, обґрунтування мети, планування та проведення досліджень, моделювання та аналіз теоретичних, експериментальних результатів, узагальненню відомих та отриманих даних. У наукових публікаціях та співавторстві особистий внесок здобувача складає від 40 до 100%, що включає теоретичні, експериментальні дослідження, промислові випробування та впровадження. Теоретичні та експериментальні результати досліджень, що виносяться на захист, одержані самостійно та викладені у роботах [1-59]. У наукових дослідженнях, що опубліковані у співавторстві, здобувачу належать такі результати: визначення особливостей фазового складу хромовмісних сплавів, оцінка дисперсності структури оптико-математичним аналізом та її вплив на експлуатаційні властивості, розробка і використання способу виявлення мінливості фаз [3,6,7,10,18,20,21,38,43,44,55]; розробка методики моделювання металографічних структур, фазового складу та прогнозування їх впливу на рівень властивостей [5,11-13,39,40,47,54]; дослідження впливу характеру дислокаційної структури на властивості хромовмісних сплавів [14,23,25,37,42,51,57]; розробка нових підходів до моделювання при визначенні параметрів процесу термічної обробки [4,16,46,58]; дослідження та розробка нових технологічних процесів моделювання і прогнозування

структурування та властивостей хромовмісних сплавів [8,9,15,17,24,26,41,45,48-50,53,56,59]. У отриманих патентах запропоновані параметри нових технологічних процесів, методи оцінки якості виробів, виявлення та визначення дефектів кристалічної будови та формуємої неоднорідності структури, оптимальний склад нового зносостійкого матеріалу та технологія виробництва прокатних валків з регульованим процесом структурування [28-35]. У довіднику особисто автором розроблені матеріали четвертої глави [1]; при написанні монографії [2] приймала участь у підготовці матеріалів до всіх розділів.

**Апробація результатів досліджень.** Основні положення і результати дисертаційної роботи розглядалися, обговорювалися та отримали позитивні відгуки на багатьох міжнародних науково-технічних та практичних конференціях у період 2012-2019р.р.: «Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві» (Харків: ХНТУСГ, березень 2016,2017р.р.); Інформаційно-аналітичний міжнародний технічний журнал «Промышленность в фокусе» (м. Харків, 2012-2019р.р.); Сучасні проблеми твердометрії, матеріалознавства і технології конструкційних матеріалів: міжнародна науково-технічна конференція (м. Харків, ХНАДУ, 24-25 вересня 2012р.); Міжнародна науково-практична конференція, присвячена 70-річчю Південно-Казахстанського державного університету ім. М. Ауезова (Казахстан, м. Шимкент, 1-9 липня 2013р.); Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: XXII Уральська школа металознавців-термістів (м. Оренбург, Росія, 2-6 лютого 2014 р.); Инновационные технологии технического сервиса в АПК: міжнародна науково-практична конференція (ФГБОУ ВПО РГАУ-МСХА Москва, 9-10 жовтня 2014р.); Нові рішення в науці про метали і в технологіях їхньої обробки: міжнародна науково-технічна конференція (м. Харків, ХНАДУ, 26-27 вересня 2017р.); Проблеми надійності машин та засобів механізації с/г виробництва: міжнародна науково-практична конференція (Харків: ХНТУСГ, травень 2014,2017р.р.); Інноваційні проекти в галузі технічного сервісу машин: міжнародна наукова сесія (м. Харків, ХНТУСГ, березень 2018,2019р.р.); Нові і нетрадиційні технології в ресурсо- та енергозбереженні: міжнародна науково-технічна конференція (м. Одеса, Одеський національний політехнічний університет, 26—29 вересня 2018р.); Молодь і с/г техніка в XXI столітті. XV міжнародний форум (м.Харків, ХНТУСГ, 4-5 квітня 2019р.); 10th Interdisciplinary Conference on Nature - Human -

Culture (Krakow. Poland. Uniwersytet Pedagogiczny, 13-16 червня 2019р.).

**Публікації.** Основні результати дисертаційної роботи опубліковані в 59 наукових працях, в тому числі: 12 статей в спеціалізованих наукових виданнях України і 13 статей у закордонних виданнях (з них включені до міжнародних науково-метричних баз: SCOPUS [3-5], Web of Science [7,12,20,21]); 26 - в інших виданнях закордонних та України (з яких: монографія і довідник); отримано 8 патентів України.

**Структура і обсяг дисертації.** Дисертаційна робота складається зі вступу, 7 розділів, висновків, списку використаних джерел і додатків. Повний обсяг дисертаційної роботи викладено на 404 сторінках, у тому числі 9 додатків на 59 сторінках. Обсяг основного тексту дисертації становить 317 сторінок, 71 рисунок і 62 таблиці. Список використаних джерел нараховує 299 найменувань на 28 сторінках.

Автор глибоко вдячна своєму науковому консультанту - професору кафедри ТСРВ ХНТУСГ, доктору технічних наук, професору Скобло Тамарі Семенівні за постійну увагу, щире підтримку і неоціненну допомогу в написанні дисертаційної роботи; Белкіну Юхимі Львовичу за значну участь в розробці математичного апарату проведених досліджень; а також усім колегам, хто допомагав мені цінними порадами і дружньою участю; і, звичайно ж, моїм рідним, які постійно підтримували та надихали мене.

## РОЗДІЛ 1

### ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВІВ ТА ПОКРИТТІВ. ЇХ ВПЛИВ НА ПІДВИЩЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ СТІЙКОСТІ ВИРОБІВ

#### 1.1. Области застосування хромовмісних сплавів та покриттів

Хромовмісні сплави та покриття відрізняються високим рівнем механічних і фізичних властивостей, формують особливу структуру при експлуатації. Їх застосовують для виготовлення виробів відповідального призначення в різних галузях промисловості, наприклад, машинобудуванні, металургії, як інструмент при виробництві прокату, хімічної, гірничорудної, нафтопереробної, для роботи в умовах високих питомих тисків, ударних навантажень, тертя і різних видів зносу, термоциклічного впливу. Для таких виробів основними вимогами є високий рівень твердості і зносостійкості, стабільність структури і властивостей матеріалу.

#### 1.1.1. Хромовмісні покриття, їх типи, технології отримання і застосування

Збільшення експлуатаційної стійкості виробів, які застосовуються в різних областях машинобудування, металургії, хімічної, гірничорудної, нафтогазової промисловості, можна забезпечити за рахунок введення спеціальних видів обробки, що підвищують споживчі властивості виробів. Для цих цілей застосовують технологічні процеси, що зміцнюють робочий шар. В цьому випадку досягаються необхідні властивості [4,17,18].

До них відноситься поліпшення оброблюваної поверхні, яке можна розділити на дві групи: з нанесенням на поверхню шару речовини і без нього (за рахунок модифікування, обкатки та ін.). До першої відносяться способи отримання зносостійких адгезійних покриттів, таких, як електролітичні, до другої - способи дифузійного насичення поверхні, зміцнювальної деформаційно-вібраційної обробки та ін.

Для сталевих виробів такі види обробки набули широкого поширення, тоді як в практиці виробництва чавунних виробів вони, незважаючи на порівняно обмежене застосування, також показують помітне поліпшення деяких властивостей [19], що вказує на доцільність та можливість їх використання.

Для додання поверхні конструкційного матеріалу особливих властивостей, таких як підвищена корозійна, ерозійна та стійкість до кавітаційного зносу, для підвищення довговічності і надійності, застосовують покриття на основі хрому, як при виго-

товленні виробів, так і для їх відновлення, наприклад, гільз циліндрів і компресійних кілець двигунів внутрішнього згорання, поверхні прокатних валків.

*Дифузійне хромування* - насичення поверхневих шарів сплавів хромом - є одним з таких, що отримали найбільш широке поширення процесів хіміко-термічної обробки сплавів, внаслідок відносної простоти і дешевизни методу підвищення твердості до 60-62 HRC [19]. Отримувані покриття успішно підвищують стійкість сплавів до різних видів корозії, при легуванні середньо- і високовуглецевих сталей і чавунів підвищується твердість і зносостійкість. При насиченні поверхневого шару чавунів хромом до концентрації в 35% і більше корозійна стійкість виробів істотно зростає. Одночасно підвищуються механічні властивості - в залежності від технології і, використовуваних параметрів нанесення. Так, хромові покриття досягають мікротвердості до 950-1200 HV, що забезпечує велику зносостійкість виробів в експлуатації. Хромований шар не проявляє схильності до крихкого руйнування і здатний деформуватися. Адгезійна міцність одна з найвищих серед усіх технологій отримання покриттів, які і відрізняються більшою товщиною ніж нанорозмірні.

Ця технологія застосовується також і для хромовмісних сплавів, з отриманням поверхневого шару, що відрізняється більш високою концентрацією хрому [20]. Хіміко-термічна обробка поверхні значно розширює сферу застосування чавунів. Встановлено, що поверхнєве насичення залізівуглецевих сплавів хромом дозволяє отримати властивості, які необхідно забезпечити при експлуатації [21]. З аналізу літературних даних [21,22] випливає, що фазовий і хімічний склад, товщина дифузійних хромовмісних покриттів залежать від ступеня легування, а також вмісту вуглецю. Властивості покриттів визначаються їх товщиною і складом. Зносостійкість покриттів залежить від їх товщини і середнього розміру зерна зміцнюваного металу. У високовуглецевих сплавах насичення поверхневого шару хромом призводить до формування шару з високим опором корозії і зносу, з мінімальною схильністю до появи при експлуатації на поверхні валків сітки розпалу. Такий сформований на поверхні сплаву шар включає в себе суміш легованого фериту і спецкарбідів хрому типу  $(Cr, Fe)_7C_3$  або  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , в залежності від концентрації хрому в шарі. Зовнішній шар з карбідами може бути отриманий тільки після обробки при високій температурі (1000-1100°).

Незважаючи на різноманіття запропонованих в літературі агентів (активаторів) для газотранспортного отримання хромових покриттів, промислове поширення на-

був метод, заснований на використанні хлориду амонію, тому що він володіє доступністю, низькою вартістю вихідних реагентів і високою швидкістю процесу. Хромування чавуну може проводитися в порошкоподібних сумішах, що складаються з ферохрому і каоліну, в присутності  $\text{NH}_4\text{Cl}$  або хлористоводневої кислоти. Для отримання шару в 0,15-0,2 мм хромування повинно проводитися протягом 20-25 год.

Істотне підвищення опору термічної втоми і зносостійкості чавунних валків може бути досягнуто дифузійним хромуванням із застосуванням таких режимів, при яких в поверхневих шарах утворюються стійкі карбідні фази. Зокрема, в роботі [23], запропоновано відпал валків (2.6% C, 0.7% Cr, 3.8% Ni, 0.3% Mo), що використовуються на листопрокатних станах АТ "НЛМК", з нанесенням електролітичного хромованого покриття, проводити в газових середовищах, знижують схильність легованих чавунів до графітизації і знеуглецювання поверхневого шару. Такими середовищами є глибоко очищені і осушені гази з точкою роси не вище  $-50^\circ\text{C}$  (воднево-азотний і інертний гази). В цьому випадку відпал сприяє утворенню вільних і пов'язаних складних карбідних фаз, що перешкоджають окисленню. При цьому карбідизація покриття товщиною 0,02 - 0,2 мм здійснюється в процесі повільного нагріву в аустенітній області до температури  $950 - 980^\circ\text{C}$ . Мікротвердість хромованої зони досягає 20ГПа, а у внутрішньому обсязі бочки валка, що складається з сірого чавуну, підвищується хімічна і фізична однорідність структури.

В роботі [24] описано застосування методу низькотемпературного дифузійного сульфохромування як технології відновлення зношених плунжерних пар паливного насоса дизельного двигуна ЯМЗ, виготовлених зі сталі 25Х5МА. Проведеними дослідженнями показано, що в результаті застосування такої технології, на поверхні деталей будь-якої конфігурації утворюється композиційний шар, що складається з сульфідів і інтерметалідів. В свою чергу, утворений сульфідний шар дає можливість хорошого припрацьовування сполучених деталей, таких як пари плунжер - втулка, з можливістю зменшення зазору між деталями в межах 0,4-1,0мкм. Запропонований спосіб дозволяє відновити до 50% виробів, він відносно простий в реалізації і має порівняно низьку собівартість. Разом з тим, основними недоліками такого типу отримання зміцнювальних хромованих покриттів є: знеуглецювання поверхневого шару, анізотропія властивостей по перетину деталей, відпускна крихкість. Також значно зменшують сприйнятливості до хромування наявність в чавунних валках пі-



двигненої кількості домішок (фосфору, сірки), що призводять до недостатньої чистоти поверхні і порушення суцільності покриттів [22].

*Електролітичне хромування* полягає в нанесенні хромовмісних покриттів на поверхню виробів за допомогою електролізу. Такий технологічний процес застосовують для відновлення і зміцнення робочих поверхонь відповідальних деталей, що працюють у важких умовах. Широке застосування покриттів обумовлено високими показниками хімічної стійкості і опором механічному зношуванню. Електролітичний процес має істотну особливість, при якій хром осідає не з розчинів його солей, а з хромової кислоти. Хром більш електронегативний, ніж залізо, але завдяки властивості пасивуватися, він змінює свій потенціал, стаючи більш електропозитивним, ніж залізо і, наближаючись цим до благородних металів. Тому в гальванічній парі хром - залізо перший не захищає залізо електрохімічно. Хромові покриття відрізняються пористістю. Завдяки утворенню пасивної плівки хром розчиняється в азотній кислоті. Сірчана кислота повільно розчиняє хром. У соляній кислоті хром розчиняється досить добре. Органічні кислоти, сірководень і луги не реагують з хромом. Брали до уваги, що в процесі хромування відбувається насичення поверхневого шару матеріалу оброблюваної деталі воднем, створюється так звана «воднева крихкість». Тому для тонкостінних загартованих виробів типу пружин, вібраторів і інших подібних деталей, хромування використовувати не доцільно [19].

Залежно від режиму нанесення можуть бути отримані хромові покриття з різними властивостями [25]. При температурі 65-80°C і порівняно невисокої щільності струму (15-25А/дм<sup>2</sup>) осідає еластичне і безпористе покриття ("молочний хром"), що відрізняється невисокою твердістю. При температурі 45-60°C і середніх значеннях щільності струму (30-100А/дм<sup>2</sup>), формується покриття, яке має дзеркальний блиск (т. зв. "блискучий хром") і має найвищу твердість і зносостійкість. При низьких температурах (до 40°C) і високої щільності струму утворюються хромові покриття сірого кольору, що характеризуються високою твердістю і крихкістю ("твердий хром"). Тверде хромування може бути рекомендовано для зміцнення робочих поверхонь, де має місце експлуатація в умовах абразивного, механічного зносу. Наприклад, для поршнів, поршневих штоків, внутрішньої поверхні циліндрів, валків, підшипників. Товщина твердого хромування залежить від вимог та зазвичай становить від 5 мкм до 1 мм.

*Застосування електролітичного хромування в прокатному виробництві.* Масивні

прокатні валки різного призначення, піддають хромуванню. Валки з хромовим покриттям можуть бути застосовані на безперервних, реверсивних, дресирувальних і багатовалкових станах. Так, прокатні валки з захисним хромовим покриттям, нанесеним на їх поверхню методом електролізу, для зменшення зносу і збільшення терміну служби, застосовують як робочі на ряді станів холодної прокатки Канади і США. Попереднє очищення поверхні здійснюють зануренням валка в лужний розчин. Хром наносять на валок шляхом електролізу. У електролітній ванні ретельно контролюють температуру, щільність і розподіл струму, а також склад електроліту. Результати досліджень з визначення оптимального покриття хромуванням робочих валків діаметром 55мм 20-валкового стану зі сталі 9ХФ, із застосуванням електролітичного процесу, представлені в роботі [26]. Тривалість хромування визначають з розрахунку отримання покриття товщиною 10мкм. При цьому частину валків хромували за режимами отримання м'якого пористого зносостійкого покриття, інші - твердого (але менш зносостійкого). Валки з м'яким покриттям виявилися непридатними до експлуатації через відносно невисоку твердість і появу дефектів (вм'ятин) на робочій поверхні. Спостерігалось також відшарування хромового покриття. У валків з твердим покриттям, навіть у випадках пошкодження їх поверхні при прокатці, відшарування на пошкоджених ділянках не спостерігалось. Для підвищення насичувальної здатності електроліту рекомендований склад для дифузійного хромування інструменту і оснастки, що містить: 38-45% окису алюмінію, 4-10% хлористого амонію, 1-3% хлористого магнію, 1-3% йодистого кадмію, решта - з'єднання з хромом.

Аналіз експлуатації робочих валків холодної прокатки, заводів фірм «United States Steel», «National Steel» (США), Kolding (Словенія), зміцнених електролітичним хромуванням, показав [27-29]: ступінь зносу валків з твердим хромовим покриттям нижче, ніж не хромованих в 3 рази при прокатці низьковуглецевих і в 10 разів при прокатці нержавіючих сталей; знос хромованих валків більш рівномірний по поверхні бочки в той час, як у не хромованих на робочій поверхні можуть утворюватися дефекти у вигляді рисок і «лимонної кірки»; шорсткість насичених і хромованих валків може бути збережена при прокатці протягом більш тривалого терміну служби, ніж без використання такої технології. Одночасно товсте покриття хромом ( $\approx 0,4$  мм) при прокатці розтріскується і викришується. Оптимальна товщина шару хрому шліфованих валків - 0,025мм, насичених - 0,005мм (але не повинна перевищу-

вати висоти мікронерівностей створених насічкою мікрорельєфу поверхні). Нанесення на валок хромове покриття не охороняє його від формування натиснув і вм'ятин.

Умови експлуатації валків станів гарячої прокатки включають вплив високих питомих тисків і корозії в умовах циклічних теплових змін при охолодженні водою. В результаті відбувається інтенсифікація процесів утворення мікротріщин із зародків пошкоджуваності, які залишилися після механічної обробки робочої поверхні валків, що призводить до розтріскування поверхневого шару. Нанесення гальванічних хромових, а також хромонікелевих покриттів на текстуровану поверхню підвищує опір термічній втомі і забезпечує значне збільшення терміну служби валків. Висока вартість транспортування таких валків вимагає розташування установки для хромування поверхні поруч зі станом [3]. Відповідно даним [30], комплексні хромові електрохімічні покриття значно збільшують тривалість експлуатації інструментів, що використовуються в умовах підвищених навантажень, але їх застосування обмежене температурами при контакті з нагрітим металом вище  $400^{\circ}\text{C}$ , оскільки різко знижується твердість електролітичного хромованого покриття.

Електролітичне хромування також застосовують для відновлення деталей паливної апаратури сучасних дизельних двигунів [31]. Згідно з аналізом параметрів режимів експлуатації паливоподавальної системи Bosch [32], встановлено, що основним фактором відмов таких деталей, є надмірне зношування і заклинювання плунжерної пари, в результаті чого знижується продуктивність насоса і тиск в гідроаккумуляторі. Це супроводжується падінням потужності, складним запуском дизеля і призводить до виведення двигуна з ладу. Незадовільна робота вузла може бути пов'язана також зі зносом запірною клапану. Факторами відмов електрогідруправляючих форсунок системи CR, головним чином, є кавітаційне зношування клапана і сідла, голки розпилювача. Відповідно до методів, запропонованих в роботах [33,34], встановлено, що величини зносу деталей форсунок і паливних насосів складають менше 1мм. У зв'язку з цим, рекомендовано для відновлення їх робочого шару застосовувати електролітичне покриття, оскільки застосування нанопокриттів і - плівкових не забезпечать компенсації зношеного шару [35].

Відповідно [36], нанесення таких покриттів проводили при температурі електроліту  $50^{\circ}\text{C}$ , щільності струму  $50-100\text{A}/\text{дм}^2$  протягом однієї години. При цьому товщина покриття складала  $35-50\text{мкм}$ . При осадженні хрому на шліфовану поверхню дета-

лей структурні зміни в їх матеріалі не спостерігалися, однак, в шарі хрому були макро- і мікротріщини, що є результатом поганого зчеплення його з основою, внаслідок утворення в покритті розтягувальних залишкових напружень. Крім цього, встановлена нестабільність мікротвердості покриття в межах 750-1100 кгс/мм<sup>2</sup>, що також пов'язано з залишковими напруженнями. Незважаючи на підвищення зносостійкості прецизійних деталей в 2-3 рази в результаті їх відновлення електролітичним хромуванням, цей метод, у зв'язку з зазначеними недоліками, не набув поширення в серійному виробництві.

Електролітичні покриття, що складаються тільки з однорідних металів, вже не задовільняють високим сучасним вимогам, що пред'являються до пар тертя [37]. Для підвищення зносостійкості хромуванням більш раціонально, застосовувати цей технологічний процес з використанням модифікування нанодобавками. В даний час широке застосування отримали електролітичні покриття, що представляють собою композити [38], що складаються з однорідної металевої матриці хрому з добавками модифікаторів - дисперсних фаз, що містять оксиди, нітриди, бориди, карбід, наноалмази. Введення таких частинок в електролітичні покриття підвищує їх мікротвердість і зносостійкість як за рахунок додаткових центрів кристалізації зерен, так і за наявності більш твердої фази [39,40]. При цьому склад електроліту і властивості дисперсної фази, її розміри, природа, стійкість частинок до сегментації і коагуляції, визначають якість одержуваного покриття. Крім того, рівномірний розподіл нанодобавок в електроліті, особливо ультрадисперсних наноалмазів (УДА), що характеризуються потужними адсорбційними властивостями (від 1 до 10мкг-екв/м<sup>2</sup>), дозволяють адсорбувати від десятків до багатьох сотень міліграмів іонізованого металу на 1г УДА, в тому числі Cr<sup>6+</sup>, що за рахунок істотного зниження газовиділення, сприятиме підвищенню екологічної безпеки процесу [41,42].

Основними недоліками застосування такої технології є: складність отримання однорідної структури покриття, що пов'язано, в першу чергу, зі складністю забезпечення знаходження модифікувальної фази постійно в підвішеному стані протягом всього процесу електролізу. Також подібна технологія отримання покриття, може стати причиною підвищеного зносу сполученої деталі пари тертя, оскільки більшість з наповнювачів - кристали, ріжучі кромки яких виступають з металу, що осів разом з ними. Також дана технологія отримання зносостійких покриттів відрізняється

ся тривалістю процесу і складністю підготовчих робіт; низьким ККД хромових ванн і відносно високою вартістю; зниженням втомної міцності відновленої деталі, тонким шаром покриття і зниженням твердості при контакті з нагрітим металом, що обмежує сферу застосування даної технології, зокрема, для такого інструменту, як масивні листові валки станів гарячої прокатки. Разом з тим, досвід отриманий на НМЛК виявив технологічну ефективність використання процесу хромування робочої поверхні валків стану 2000. Застосування додаткового модифікування для них провести не представляється можливим.

Слід також зазначити, що через високу канцерогенність, негативного впливу на навколишнє середовище і здоров'я людини шестивалентного хрому Cr(VI), в різних країнах почалася розробка способів заміни такої технології хромування. В роботі [43] запропонований сульфатний електроліт на основі солей Cr(III), який дозволяє отримувати високоякісні товстошарові осадки Cr-C з поліпшеними фізико-хімічними та експлуатаційними властивостями. Технологія хромування конструкційної сталі 30ХГСА в оксалатне-сульфатному електроліті, на основі солей тривалентного хрому, що містить нанорозмірні частинки двоокису цирконію, що забезпечує зниження класу екологічної небезпеки процесу з 1-го на 2-ой, розглянута в роботі [44]. Розробка технології осадження композиційного хромового покриття з «тривалентною» матрицею розглядається авторами як альтернатива традиційним системам, заснованим на використанні концентрованих розчинів високотоксичного хромового ангідриду. Електроліт, що містить сульфат Cr(III), а також карбамід і мурашину кислоту, дозволяє отримувати високоякісні товстошарові покриття, що мають достатню мікротвердість, зносо- і корозійну стійкість. Разом з тим, така технологія має ряд недоліків: низька здатність, до покриття, невисока електропровідність, нестабільність електролітів.

У США і Канаді (Hard Chrome Alternative team (HCAT)) до 2007 року, країнах ЄС (директива Restriction of Hazardous Substances (RoHS)) по теперішній час діють програми, що передбачають розвиток *нових технологій отримання зносостійких хромовмісних покриттів* [45,46]. Так, результатом програми HCAT стала заміна електролітичного твердого хромування на технології надзвукового газополуменевого напилення HVOF системи гас-кисень (High Velocity Oxy-Fuel) або HVOF системи пропан-повітря (High Velocity Air Fuel), зокрема, в машинобудуванні, аерокосмічній і авіаційній промисловості [47]. Технологія широко використовується як екологічно чиста і

більш ефективна заміна гальванічного хромування, хіміко-термічної обробки для захисту від корозії і зносу відносно невеликих деталей (плунжерів, штоків компресорів і запірної арматури, шиберів, каландрових валів, деталей бурового та нафтовидобувного обладнання, авіаційної техніки, при створення підшару для термобар'єрних покриттів деталей газотурбінних двигунів).

Типовими матеріалами для напилення HVOF є кермети, найчастіше на базі карбідів вольфраму і хрому. При такій технології [48] джерелом теплової енергії обробки є суміш кисню і гасу, які аксіально подаються в камеру згоряння. Матеріал покриття у вигляді порошку подається радіально з протилежних сторін у дифузор, де спікається і прискорюється через сопло до надзвукових значень ( $Ma$  1-2) у напрямку до оброблюваної поверхні. Крім того, термодинамічні процеси, що протікають в потоці продуктів згоряння, що рухаються з надзвуковою швидкістю, викликають виникнення хвиль розширення і стиснення, що призводять до утворення детонаційних наноалмазів. Висока швидкість частинок порошку при напиленні викликає рівномірне поширення і закріплення їх на матеріалі оброблюваної поверхні, утворення квазіаморфної структури покриття, що наноситься [49]. Відносно низька температура полум'я ( $\sim 2600^\circ\text{C}$ ) не дозволяє використовувати дану технологію для напилення керамічної плівки, але, разом з тим, значно загальмовує окислювальні процеси, фазові перетворення і запобігає вигорянню частинок матеріалу, що наноситься під час напилення. Стискаючи напруги в покритті, що наноситься в значній мірі підвищують зчіплювання з основою (щільність близько 70МПа), що знижує ступінь розвитку втомних напружень. Перевагами такої технології є екологічність процесу, висока щільність напилювання, низька пористість і вміст оксидів, низька температура основи (до  $150^\circ\text{C}$ ), формування стискаючих напруг в зміцненому шарі. До недоліків можна віднести неможливість нанесення керамічних покриттів на великі поверхні, обмеження з напилювання внутрішніх отворів, товщину шару.

Однак, згідно з останніми науковими публікаціями, незважаючи на те, що процес хромування небезпечний з точки зору екології, за прогнозами фахівців найближчим часом щорічна потреба в гальванічному хромі буде постійно зростати і, наприклад, в Німеччині, складе  $\sim 20000\text{т}$  [50]. Спроби замінити процес електрохімічного хромування на інші процеси в розвинених країнах не привели до очікуваного ефекту.

В Україні спільно вченими ННЦ ХФТІ і ХНТУСГ розроблений метод модифіка-

ції і зміцнення виробів з хромовмісних сплавів, а також різних покриттів [51], методом імпульсної плазмової обробки. Даний метод заснований на надшвидкому ( $10^{-6}$ с) енергетичному впливі на поверхневі шари матеріалів (20-100мкм) з використанням імпульсних плазмових потоків, ефективної дифузії іонів азоту вглиб робочого шару матеріалу і подальшого надшвидкого гартування. При використанні даної технології, високоенергетичний плазмовий потік при взаємодії з поверхнею матеріалу передає їй більшу частину своєї кінетичної і теплової енергії. Головна особливість процесу - енергія передається на протязі дуже короткого проміжку часу 2-3мкс і вона концентрується в тонкому поверхневому шарі. Відбувається його плавлення з одночасним впровадженням іонів потоку газу в матеріал мішені внаслідок дифузії при градієнті температур  $\sim 108\text{K/м}$ . Оптимізація параметрів такої обробки, з урахуванням товщини виробу, дозволяє істотно зміцнити оброблювану поверхню без побічних ефектів. Цей же процес може використовуватися для зміцнення вже нанесених покриттів і поліпшення їх адгезії. Після коротко-імпульсного плавлення поверхневого шару відбувається подальше надшвидке охолодження розплавленого шару, час якого  $t \sim 10^{-6}$ с може бути порівняно або менше, ніж - зародження кристалів. Проведені нами дослідження показали [52], що в результаті формується дрібнокристалічний або квазіаморфний шар з унікальними властивостями і поліпшеними експлуатаційними характеристиками: мікротвердість збільшується до 4 разів (навіть для попередньо загартованих конструкційних хромовмісних сталей), зносостійкість зростає в 4-10 разів у залежності від типу сталі і режиму обробки; поліпшуються корозійні і ерозійні характеристики (в тому числі при кавітаційних випробуваннях в воді); товщина модифікованого шару від 10 до 100мкм в залежності від поставлених цілей; спостерігається однорідність шару по всій поверхні. При обробці можливе використання плазмових потоків різних газів, а так само їх сумішей, в залежності від матеріалу і поставлених завдань з досягнення властивостей. Разом з тим, такі методи обробки, забезпечують тільки зміцнення і є ефективними лише при виробництві деталей, а в ремонтному виробництві мають обмежене застосування.

### 1.1.2. Використання хромовмісних сплавів у прокатному виробництві

Валки є основним технологічним інструментом прокатних станів. Конструкція, розміри і властивості використовуваних валків визначаються профілем, який прокочу-

ється і призначенням (чорнові, чистові, проміжні кліті). Більш зносостійкі валки забезпечують прокатку профілів підвищеної жорсткості і кращої якості. Від терміну служби валків залежать продуктивність і техніко-економічні показники роботи станів. Підвищення зносостійкості і міцності валків дозволяє більш ефективно використовувати час роботи стану, а також зменшити їх витрату на тонну придатного прокату. Валки при прокатці схильні до різноманітних за характером і величиною впливів: під час гарячої прокатки вони нагріваються від металу, що прокочується і охолоджуються водою і повітрям, відчувають великі питомі тиски і напруги від вигину і крутіння; при холодній прокатки валки піддаються гранично допустимим питомим тискам, впливу холодної окалини, мастила, води і тепла, що виділяється в осередку тертя. В результаті дії високих питомих тисків, охолоджувального середовища, температури і тертя в робочому поверхневому шарі розвиваються окислювально-корозійні процеси, а також структурні зміни і формуються розтягувальні напруги різного рівня.

Вимоги за експлуатаційними властивостями робочих валків забезпечуються високою поверхневою твердістю, зносостійкістю, контактною витривалістю, однорідністю і постійністю хімічного складу. Наявність в валках неметалевих включень, газів призводить до концентрації напружень і руйнування при експлуатації.

Як матеріал для виготовлення прокатних валків широке застосування отримали хромовмісні залізобуглецеві сплави [3,4]. У зв'язку з різноманіттям умов експлуатації валків їх якість необхідно розглядати виходячи з фізико-механічних властивостей матеріалів, хімічного складу, технології виготовлення і наступних видів обробки. Залежно від призначення і умов експлуатації, можна виділити наступні групи таких виробів.

*Сталеві ковани валки* застосовують в умовах дії високих навантажень. Такі валки також використовують на обтискних, сортових і листових станах при виробництві гаряче- і холоднокатаного листа. На робочій частині (бочці) сортових валків нарізають калібри різної конфігурації, листові - використовують з гладкою бочкою. Валки листових станів розділяють на робочі, які здійснюють деформацію металу, і опорні, що сприймають деформацію вигину робочих валків і забезпечують жорсткість вузла.

Для товстолистових станів гарячої прокатки найчастіше використовують опорні валки з сталей 50X, 50XH. При особливо важких умовах гарячої прокатки, наприклад, при прокаті марок сталей, які важко деформуються, застосовують валки з сталей 50XH, 60XH, 55X, 45XH (табл. 1.1).



*Литі сталеві і чавунні валки.* В останні роки все більшого поширення набуває метод виготовлення чавунних і сталевих прокатних валків за допомогою лиття на горизонтальних, вертикальних і похилих відцентрових машинах. Спосіб відцентрового лиття дозволяє отримувати двошарові валки з високо зносостійким і твердим робочим шаром і міцною серцевиною. Застосування відцентрового методу лиття дозволяє підбирати необхідний для конкретних умов матеріал робочого шару і серцевини бочки, шийок валка. Так, завдяки застосуванню в якості робочого шару заевтектоїдних сталей, а також низьколегованих і низьковуглецевих, високохромистих, вибілених чавунів, істотно підвищується зносостійкість валків [5-11]. На підприємствах чорної металургії для прокатки металу застосовують більше 50 типів чавунних і сталевих валків [3]. Кожен з них має свої особливості, а вимоги до них обумовлюються відповідними технічними умовами або стандартами підприємств. Залежно від застосовуваного матеріалу, валки діляться на чавунні і сталеві. При вмісті вуглецю до 2% їх зазвичай відносять до сталевих, а при вмісті вуглецю в межах 2,0-2,6% - до низьковуглецевих чавунних. За кордоном їх називають напівсталевими або валками зі сталеву основою.

Японська фірма "Jodagava" для валків товстолистових станів використовує хромо-нікельмолібденовий чавун наступного складу [12]: робочий шар: 3,35%С, 1,0%Si, 0,85%Mn, 0,071%P, 0,017%S, 4,32%Ni, 1,57%Cr, 0,43%Mo; серцевина: 3,4%С, 0,88%Si, 0,50%Mn, 0,135%P, 0,029%S, 1,54%Ni, 0,51%Cr, 0,16%Mo. Твердість робочого шару 75-77HSD. Структура робочого шару дрібнозерниста, спад твердості практично відсутній. Товщина робочого шару рівномірна як по діаметру, так і по довжині бочки валка. Для серцевини використовують чавун з кулястим графітом, що забезпечує високу в'язкість шийок і виключає їх поломки при експлуатації. Стійкість таких валків вище, ніж кованих на 10-30%. Ця ж фірма відливає відцентровим способом валки для листових станів гарячої прокатки з твердістю понад 80HS з чавуну, що містить 3,39%С, 0,70%Si, 0,72%Mn, 0,075%P, 0,020%S, 4,15%Ni, 1,65%Cr і 0,45%Mo. Японська фірма "Kubota, LTD" [13] відливає двошарові валки з легованої хромо-нікельмолібденової сталі з твердістю 60-65 HS і високохромистої - з вмістом 10-15%Cr і твердістю до 70HS. Серцевину валка виготовляють з м'якої сталі з твердістю 35-40HSD або високоміцного чавуну.

Японська фірма "Hitachi" [14] виробляє і валки товстолистових станів гарячої прокатки з чавуну з твердістю до 75 HSD, а також бандажі для універсальних балкових і широкосмугових станів. Зовнішній шар виготовляють з термо- і зносостійкого легова-

ної сталі, що містить до 1,5% Cr, 1,3% Ni, і до 0,5% Mo, а також з чавуну з кулястим графітом. Твердість робочого шару 60-65 HSD. Внутрішній шар бандажу відливають з вузького і м'якого металу. Японська фірма "Kobe" [12] бочки бандажированих валків виробляє з високолегованої сталі, а вісь з кованої - 60XH. Хімічний склад матеріалу валків наступний: робочий шар: 1,4-1,7%С, 0,3-0,6%Si, 0,5-0,8%Mn, 0,04%P, 0,04%S, 0,8-1,5%Ni, 0,9-1,25%Cr, 0,2-0,7%Mo; серцевина: 1,1-1,5%С, 1,1-1,6%Si, 0,6-1,0%Mn, 0,04%P, 0,04%S, 1,0%Ni, 1,2%Cr, 0,4%Mo. Для валків дротяних станів в Японії використовують високолегований чавун складу: робочий шар: 3,0-3,4%С, 0,2-0,4%Si, 0,2-0,4%Mn, 0,05-0,12%P, 0,02-0,06%S, 2,5-4,0%Ni, 0,8-1,0%Cr, 0,2-0,4%Mo, 0,03-0,11%Cu, 0,011-0,03%Ti, 0,015-0,02%As, 0,006-0,009%Sn, 0,012-0,019%V; серцевина: 3,1-3,5%С, 1,0-1,5%Si, 0,4-0,8%Mn, 0,05-0,1%P, 0,03-0,08%S, 0,2-0,8%Ni, 0,2-0,8%Cr, 0,08-0,15%Mo. Французька фірма "Usinor" [15] відцентровим способом відливала валки широкосмугових станів з робочим шаром з високохромистого чавуну і серцевиною з чавуну з пластинчастим або кулястим графітом. Твердість робочого шару по всьому перетину 75-80HS. Валки з даного матеріалу з твердістю 85HS використовують на станах холодної прокатки. В Україні для дрібносортих станів відливають валки з чавуну хімічного складу: робочий шар: 3,4-3,8%С, 0,25-0,35%Si, 0,2-0,35%Mn, до 0,30%P, до 0,15%S, 1,2-1,8%Ni, 0,4-0,7%Cr; серцевина: 3,4-3,6%С, 1,1-1,4%Si, 0,4-0,6%Mn, до 0,20%P, до 0,15%S. Для листових станів гарячої прокатки виготовляють валки з робочим шаром з хромонікелевого і високохромистого чавуну і серцевиною з сірого або високоміцного [3]. В особливу групу можна виділити валки, виготовлені з хромовмісних дисперсійно-твердіючих сталей і чавунів. Їх перевага полягає в тому, що вони відрізняються меншою схильністю до викришування, ніж інші матеріали, а також характеризуються високою термічною витривалістю і зносостійкістю. Такий комплекс властивостей досягається завдяки наявності в структурі залишкового аустеніту, розпадом якого можна управляти термічною обробкою.

Дослідженнями встановлено [3], що добра оброблюємость таких матеріалів в литому стані забезпечується при певному співвідношенні карбідоутворюючих до аустенітоутворюючих елементів. Оптимальне співвідношення, наприклад, для чавунів знаходиться в межах 1,5-2,0. За умови вище і нижче цієї межі чавун обробляється погано. У першому випадку, це пов'язано з різким збільшенням кількості високоміцної карбідної фази, а в другому - з ростом частки залишкового аустеніту (підвищеною в'язкістю).

Оптимальний комплекс властивостей при хорошій оброблюваності сталі досягається при точці мартенситного перетворення в інтервалі  $M_s = 250-270^\circ\text{C}$ . Металографічна оцінка структури таких матеріалів утруднена в зв'язку з тим, що карбідні фази, які виділяються в різних температурних інтервалах при кристалізації, а також термічній обробці, відрізняються за хімічним складом і стехіометрією. Це призводить до того, що і матриця - продукти розпаду аустеніту, також локально змінюють вміст компонентів. Тому, важливо розробити методики і наукові підходи до оцінки структури сплавів з підвищеною часткою залишкового аустеніту, які дозволять при мінімальних витратах забезпечити розпад залишкового аустеніту в дисперсійно-твердіючих сплавах.

## 1.2. Особливості структури і властивостей хромовмісних сплавів і покриттів

### 1.2.1. Структуроутворення хромовмісних покриттів валків гарячої прокатки

Структура електролітичного хромового покриття товщиною 300мм, модифікованого низькотемпературної плазмою, нанесеного на двошарові листові валки гарячої прокатки виконання ЛПХд-70 з чавуну з вибіленими робочим шаром глибиною 15-30мм (2.52%С, 0.78%Cr - в вибіленому, 3.32%С, 0.10%Cr - в перехідному шарі) розглянута в роботі [30]. За допомогою мікроструктурних і мікрорентгеноспектрального досліджень встановлено розподіл основного легуючого елемента хрому в надлишкових фазах і в основному металі по товщині дифузійної зони (табл. 1.2).

Рентгеноструктурний аналіз показав, що утворюваний в поверхневому шарі карбід розпізнається як  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . А в глибоких шарах частина хрому заміщається залізом з виникненням складного карбїду  $(\text{Cr,Me})_7\text{C}_3$ . Також виявлено присутність залишкового аустеніту. У перехідній зоні до чавунної основи в структурі покриття виявлені фази, що містять меншу кількість хрому і значну - вуглецю і кремнію. Твердий розчин включав 4,0-8,0%Cr, а карбідні фази - 15,0-40,0%Cr. На глибині більше 5мм виявлені карбідні включення, які не розчинилися. При видаленні від поверхні кристали легованого ледебуриту збільшувалися. Вміст хрому в карбідній фазі відповідало його частці в легованому цементиті. Автори даного дослідження, оцінивши співвідношення з властивостями високохромистих валків, роблять висновок про те, що за твердістю і вмістом хрому отримане плазмове покриття відповідає хімічному складу і властивостями хромистих валків і тому, незалежно від меншої товщини, використання цих покриттів може бути досить ефективним. Присутність значної частки за-

лишкового аустеніту перешкоджає утворенню тріщин. А тому, доцільне відновлення зношених валків шляхом нанесення на поверхню електролітичного хрому з подальшою обробкою плазмою замість використання валків з хромистого чавуну.

Однак, доцільність застосування такої технології відновлення робочого шару валків гарячої прокатки викликає сумнів, що пов'язано зі значним збільшенням частки залишкового аустеніту на глибині до 300мм, а також малою товщиною такого покриття (при експлуатації питомі тиски досягають 3 т/мм<sup>2</sup>).

### 1.2.2. Вплив хрому на структуру легованих сплавів

Хром-елемент, ефективно впливає на зміну механічних, фізичних і експлуатаційних властивостей легованих сплавів. В результаті легування хромом підвищується твердість, коерцитивної сила і залишкова індукція, опір корозії, жаростійкість і механічні властивості [53-59]. Крім того, при збільшенні вмісту хрому в сплаві підвищується опір різним видам зносу [60-64].

Розчиняючись в фериті і, одночасно утворюючи міцні карбіди, а також надаючи помітний вплив на дисперсність одержуваної структури і коагуляцію складових, хром підвищує твердість і міцність таких сплавів. Його вплив різний для структурних складових, що відрізняються. Вплив, який чиниться хромом на твердість фериту, невеликий і значно поступається зміцненню, яке отримується в результаті легування фериту марганцем або нікелем. Як карбідоутворюючий елемент хром, сильно перешкоджає графітизації чавунів. Цей вплив починає помітно позначатися вже при невеликих його концентраціях у сплаві (0,3-0,5%). Подальше збільшення вмісту хрому сприяє сильному відбілюванню, і при 4%Cr в сплаві графіт відсутнє. Хром не тільки зменшує кількість вільного вуглецю, але сприяє подрібненню графітних виділень. Знижуючи критичні точки при охолодженні, хром надає перліту сорбітизуючий вплив. Збільшення кількості зв'язаного вуглецю при одночасному подрібненні структури металевої матриці значно підвищує твердість і міцність чавуну. Твердість хромистих чавунів в меншій мірі залежить від швидкості охолодження, ніж чавунів з підвищеним вмістом таких елементів, як марганець.

Механічні властивості хромистих чавунів залежать від типу сформованої карбідної фази [65-68]. Велика кількість твердих і дрібних включень карбідних фаз знижує пластичні властивості чавуну. Хром впливає на тип карбідної фази, частково замі-

щаючи атоми заліза в карбіді цементитного типу  $Me_3C$  або утворює леговані спецкарбіди, такі, як тригональні  $Me_7C_3$  і кубічні  $Me_{23}C_6$  [69-74].

У процесі кристалізації сплаву хромисте-карбідна евтектика утворюється при концентрації хрому більше 10%. Мікроструктура при цьому змінюється, що пов'язано з появою фази карбіду [16,70,73] типу  $Me_7C_3$ . Ці карбіди мають виражену анізотропією властивостей. Цим обумовлено відміну міцності і твердості за різними напрямками його решітки. Створення структури природного композиту в зносостійких чавунах з карбідами  $Me_7C_3$  шляхом спрямованої кристалізації при відцентровому литті [74] дозволило добитися для цих матеріалів міцності приблизно в 2 рази вище, ніж при більш повільній кристалізації чавуну такого складу. При цьому забезпечуються переваги чавунів з тригональними карбідами перед тими, у яких вони формуються цементитного типу ( $Me_3C$ ) і мають за міцністю і пластичністю нижчі показники [75-78].

### 1.2.3. Структура хромовмісних чавунів робочого шару валків гарячої прокатки

За результатами досліджень [3] встановлено, що максимальний рівень міцності і службових властивостей для прокатних валків, які працюють в умовах високих питомих навантажень, тертя і зносу, термоциклічних навантажень, мають чавуни, що містять 15-21%Cr. В литому стані такі сплави представляють трифазну систему:  $\alpha$ -твердий розчин, що складається з продуктів перетворення аустеніту (з різною концентрацією вуглецю та інших легуючих компонентів), залишковий легований аустеніт, карбідні фази різного типу:  $Me_7C_3$ ,  $Me_{23}C_6$  і  $(Fe, Cr)_3C$ .

Комплексне легування істотно змінює структуру металу і твердість таких чавунів. У роботах [79-82] показана значна структурна неоднорідність продуктів розпаду аустеніту в межах аустенітного зерна. Встановлено, що вже в процесі кристалізації масивної виливки частково відбувається дисперсійне твердіння, при якому розпад аустеніту (утворення в основі маловуглецевої  $\alpha$  - фази, частка якої сягає 30-35% і вторинних карбідів) починається з центру зерна. При цьому на кордоні з зоною випадання спеціальних карбідів виникають значні структурні напруги (II роду), рівень яких можна оцінити за зміною мікротвердості. У зоні залишкового аустеніту мікротвердість найбільш висока. Середня мікротвердість зерна в литому стані знаходиться в межах від Н-50-248 в його центрі, де стався повний розпад аустеніту, до Н-50-354 на кордоні з зоною спеціальних карбідів.

Таблиця 1.1 - Хімічний склад кованих сталевих валків для обтискних і сортових станів гарячої прокатки [3]

Марка сплаву	Масова доля елементів, %						
	C	Mn	Si	≥S	≥P	Cr	Ni
55X	0,50–0,60	0,35–0,65	0,17–0,37	0,040	0,040	1,00–1,30	до 0,30
40XH	0,36–0,44	0,50–0,80	0,17–0,37	0,035	0,035	0,45–0,75	1,00–1,40
50XH	0,46–0,54	0,50–0,80	0,17–0,37	0,035	0,035	0,45–0,75	1,00–1,40
60XH	0,55–0,65	0,50–0,80	0,17–0,37	0,040	0,040	0,60–0,90	1,00–1,50

Таблиця 1.2 - Розподіл Cr по глибині в різних фазах покриття, % [30]

Глибина, мм	Осі ден-дритів	Міжосний простір	Легований ледебурит	Марте-нсит	Глибина, мм	Осі ден-дритів	Міжосний простір	Легований ледебурит	Марте-нсит
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
0	8,5	40,6	-	-	4,05	4,7	14,8	-	-
0,45	8,3	39,9	-	-	4,5	-	5,9	1,9	-
0,9	8,3	37,1	-	-	4,7	-	1,8	1,8	-
1,35	8	34,4	-	-	4,9	-	-	1,6	-
1,8	7,2	32,8	-	-	5	-	-	1,5	-
2,25	6,6	31,2	-	-	5,2	-	-	-	0,6
2,7	6,6	30,8	-	-	5,4	-	-	-	0,6
3,15	5,8	28,7	-	-	5,6	-	-	-	0,6
3,6	4,9	15,5	-	-	5,8	-	-	-	0,5

Таблиця 1.3 - Мікрорентгеноспектральний аналіз і мікротвердість структурних складових високохромистого чавуну (%: 2,67C; 16,4Cr; 1,3Ni; 1,33Mo) в литому стані [82]

Структурна складова	Вміст елементів, %						Мікротвердість, Н-50
	Fe	Cr	Ni	V	Mo	Si	
Карбід $Me_7C_3$	47,57	47,83	0,06	2,16	2,27	0,30	1246
Карбід $Me_{23}C_6$	51,30	44,24	-	0,78	0,85	0,11	-
Карбід MeC	32,35	12,88	0,40	0,78	53,25	0,34	-
Матриця (легований аустеніт)	78,11	16,0	1,08	0,54	3,01	1,30	623
Матриця (легований ферит)	86,40	9,71	1,32	0,0	0,73	1,06	336

Розкид значень рівня мікротвердості в розглянутих областях металевої матриці сплаву є наслідком структурної і хімічної неоднорідності, що виникає в процесі кристалізації. Вивчення карбідної фази і матриці показало, що найбільш нерівномірністю властивостей і структури характеризуються розподілом хрому. В ході кристалізації чавуну відбувається перерозподіл Cr, який маючи велику спорідненість до C, в

значній кількості концентрується в карбідній фазі. В литому стані, через розшарування аустеніту, виявляються суттєві коливання в концентрації компонентів. Коефіцієнт розподілу між карбідами типу  $Me_7C_3$  і аустенітом - 3.0 (табл.1.3). Згідно з даними [83], вміст Cr в карбідній фазі перевищує його концентрацію в матриці ~ 5 разів. Твердість карбідів типу  $Me_3C$  і  $Me_7C_3$  залежить від концентрації в них хрому і досягає 800-1000HV і 1300-1800HV відповідно [84]. З підвищенням концентрації хрому вона зростає. Залежність твердості від концентрації хрому, в разі карбідів  $Me_3C$ , виражена значно сильніше, ніж в карбідах  $Me_7C_3$ .

Оптико-математичним аналізом в роботі [85] виявлено різні структурні складові високолегованих чавунів, що відрізняються концентрацією компонентів навіть усередині однієї фази (табл.1.4). В результаті оцінки визначені одинадцять умовних кольорів (в%), що відносяться до трьох груп фаз, де номери умовних кольорів 1-7 - віднесені до карбідної фази (7 - спецкарбіди вольфраму і молібдену); 8 - до аустеніту; 9-11 - до фериту. Особливо високий розкид зафіксований для тригонального карбіду  $Me_7C_3$ , що пов'язано з великим інтервалом його формування.

Таблиця 1.4 - Фазовий склад, % високохромистого чавуну (2,67%С; 16,4%Cr) в литому стані, описаний оптико-математичним аналізом [85]

Фазовий склад (умовний колір), %										
карбідні фази типу							аустеніт	ферит		
$Me_7C_3$				$Me_{23}C_6$		$MeC$				
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
0,06	0,38	30,28	0,03	2,91	3,51	0,43	40,77	7,89	17,98	6,19

Найважливішу роль в зміні концентрації компонентів в карбідних і феритних зернах грають розміри виділених фаз. При зменшенні розмірів евтектичних колоній і надлишкових фаз істотно підвищуються характеристики міцності чавунів [86-88].

Властивості легованих хромистих чавунів в значній мірі залежать від структури металевої основи, вплив якої на властивості розглядається в ряді робіт [89-93]. Зносостійкість таких сплавів, при однакових характеристиках карбідної складової, лінійно пов'язана з мікротвердістю основи і в меншій мірі з хімічним складом сплаву. Отже, чим твердіше при інших рівних умовах металева основа, тим такий чавун є більш зносостійким. При постійному вмісті вуглецю і зі збільшенням концентрації хрому (від 12,5 до 20%), підвищується стійкість аустеніту, що призводить до зменшення кількості продуктів його розпаду в структурі і зростання рівня твердості ме-

талевої матриці [94]. Зміст зміцнювальних елементів (Ni, Mn і Mo) в матриці має бути таким, щоб сприяти отриманню будь-якої необхідної структури. В роботі [63] показано, що оптимальний тип структури матриці залежить від питомих тисків: при низьких, коли характер зносу наближається до ерозії, вигідна мартенситна матриця, твердість якої наближається до карбідів. При високих навантаженнях і ударах - доцільніше аустенітна матриця.

При застосуванні зміцнювальних обробок для хромовмісних сплавів, збільшеням часу витримки до початку розпаду аустеніту, полегшується ізотермічне гартування, а зменшенням часу повного розпаду аустеніту при тих же температурах - скорочується час відпалу. Збільшуючи здатність аустеніту до переохолодження, хром підвищує прогартуваність і загартуваність такого сплаву тим більше, чим вище його вміст. Умови кристалізації також дуже впливають на первинну структуру високолегованих хромовмісних чавунів [95,96]: як на ступінь диференціювання структури в евтектиці, так і на розмір її колоній (в результаті зональної і дендритних ліквідації елементів). При високих швидкостях охолодження, внаслідок низької теплопровідності легованих чавунів, може спостерігатися підвищення напруженого стану, виникнення неоднорідності структури в локальних областях, що також призводить до виникнення дефектів і збільшує схильність до викришування і зниження експлуатаційної стійкості.

### 1.3. Аналіз експлуатаційної стійкості виробів, виготовлених із хромовмісних сплавів

Хромовмісні сплави, а також покриття, завдяки особливостям структури, яка формується при введенні хрому, є матеріалами, що задовольняють високим вимогам за рівнем зносостійкості та споживчими властивостями, що пред'являються. У зв'язку з чим, вони знайшли широке застосування для виготовлення відповідальних деталей які працюють в умовах інтенсивного абразивного, ударно-абразивного, корозійного зносу і тертя при підвищених температурах і тисках. До числа факторів, що знижують довговічність матеріалу, відносяться: знакозмінна, циклічно повторювана деформація, а також розвиток процесів фазових перетворень. Одночасно це може викликати і необоротну формозміну деталей [3]. В роботі [4] доведена справедливність застосування правила Шарпі для антифрикційних сплавів і показано, що для деталей, що працюють на знос, гетерогенність матеріалів - одне з основних умов. Найбільш висо-



кий рівень експлуатаційних властивостей для таких виробів досягається при дисперсних виділених карбідної фази в робочому шарі, причому зносостійкість вище за пластинчастих або голчастих виділених і помітно нижче за зернистою структурою, одержувану, як правило, в результаті термічної обробки. Бажано отримати її розподіл у вигляді розірваної сітки або окремих виділень по границям або всередині них. Цим блокується зсувна деформація і досягається основний зміцнювальний ефект. Крім того, гетерогенність забезпечує створення осередків мастила, наприклад, включень графіту або інших фаз. В роботі [81] показано, що добавка міді в високохромистого чавуну сприяє утворенню областей структурно чистої міді, яка, при експлуатації в процесі екструзії виділяється на поверхні валка, підвищуючи його зносостійкість.

Таким чином, підвищення рівня властивостей виробів, виготовлених з хромовмісних сплавів або мають такі покриття, і працюють в складнонапружених умовах, в значній мірі залежить від їх фізико-механічних властивостей, процесів структуроутворення, що протікають на різних етапах виготовлення та експлуатації виробу. Визначення основних причин, що викликають руйнування робочої поверхні, дозволить прогнозувати і коректувати довговічність і надійність таких виробів.

Підвищення експлуатаційної стійкості таких виробів можна досягти [3,96]: вдосконаленням і створенням нових технологічних процесів їх виготовлення, наприклад, регульованою кристалізацією; застосуванням і розробкою нових високоефективних матеріалів [53,97]; вдосконаленням умов експлуатації; розробкою ефективних способів термічної обробки; зміцненням робочого шару; відновленням робочої поверхні нанесенням покриттів. Важлива роль належить до правильно обраної стратегії методологічного підходу до досягнення конкретно поставленої мети підвищення споживчих властивостей і структуроутворення виробів.

### 1.3.1. Вплив легування на експлуатаційну стійкість

При розробці зносостійких матеріалів, що працюють в умовах високих температур і питомих тисків, використовують відомі принципи легування [65,98], засновані на сучасних теоріях міцності і жароміцності з урахуванням специфіки, характерної для високовуглецевих матеріалів. Специфіка полягає в схильності таких матеріалів до графітизації і карбідоутворення, формуванню неметалевих включень, а також в поведінці різних фаз (з урахуванням їх кількості та складу) у складнонапруженому

стані, який визначається умовами експлуатації. Отримання матеріалів, які відповідають принципу Шарпі, забезпечувалося модифікуванням і макролегуванням, створенням нових матеріалів, технологією лиття, термообробки.

Завдяки застосуванню сучасних технологій виготовлення таких виробів [3,99,100], сьогодні знаходять все більш широке застосування традиційно «нетехнологічні» матеріали, зокрема хромовмісні сплави. Сучасні хромовмісні чавуни - це складнолеговані багатокомпонентні сплави, що відрізняються за структурою та спеціальними властивостями. Високохромисті чавуни мають низьку теплопровідність, пластичність, відрізняються великою усадкою. Крім того, наявність значної частки залишкового аустеніту, який частково розпадається під дією підвищеної температури і тиску при експлуатації, сприяє формуванню дефектів на робочій поверхні і відмов всього виробу [91,92].

Оптимізацією хімічного складу високохромистого чавуну прагнуть досягти дроблення карбїду [101], підвищення міцності, термічної витривалості, зменшення схильності до утворення тріщин при кристалізації. В якості модифікувальних та мікролегувальних добавок в різних комбінаціях використовують титан, алюміній, ванадій і церій [3,102]. Найбільш високий комплекс властивостей може бути досягнутий в чавуні зниженням вмісту С (2.72-2.86 мас.%) і комплексним легуванням такими елементами, як V, Mo, W, Ni, Cu, Mn і ін. [3,103].

Для дроблення фази карбїду в хромонікелевих чавунах досліджували [104,105] вплив карбїдоутворюючих елементів - V, Nb, а для поліпшення форми і розподілу графіту, структури продуктів розпаду аустеніту - вплив Ni і Cu. Встановлено, що найбільш високий комплекс властивостей досягається в хромонікелевих чавунах, легуваних ванадієм або спільно цим компонентом з міддю.

За даними [16,70,82, 106-114], сповільнюючи дифузійні процеси, карбїдоутворюючі елементи Cr, Mo і W кінетично ускладнюють розпад переохолодженого аустеніту і сприяють його стабілізації. В області концентрацій, де відбувається інверсія карбїдних фаз  $(Me, Cr)_3C \rightarrow (Me, Cr)_7C_3 \rightarrow (Me, Cr)_{23}C_6$ , спостерігається стрибкоподібне зростання концентрації хрому, мікротвердості, а також аномальна зміна фізико-механічних і експлуатаційних властивостей. Показана можливість формування карбїдних фаз  $(Me, Cr)_3C$ ,  $(Me, Cr)_7C_3$ ,  $(Me, W)_3C$ ,  $(Me, W)_6C$  і ін. При введенні відповідних легуючих елементів в низько- та середньовуглецеві білі чавуни.

Дані щодо впливу Cu і Ni, графітизуючих і аустенітоутворюючих елементів, на

структуру і властивості чавунів розглянуті в роботах [16,81,115-117]. В роботах [78,80] авторами встановлено, що з додаванням  $Cu$  відзначається формування мікроструктури, яка складається з роздроблених карбідів. За даними досліджень [118] легування нікелем надає гальмуючу дію на частку хрому в карбідах, аналогічно впливає і підвищена концентрація кремнію. В роботі [119] при дослідженні впливу добавок  $Cu$  на мікроструктуру високохромистих чавунних валків після високотемпературної обробки було виявлено деяку кількість розчиненої міді в виділених вторинних карбідах. Цей результат викликає сумнів. Проведення мікрорентгеноспектрального (EDS) кількісного аналізу виявило 5,6% $Cu$  в зразку. Відомо, що межа розчинності міді в  $\alpha$ - $Fe$  не перевищує 0,35% [115]. З цього випливає, що велика частина  $Cu$  в такому випадку повинна знаходитися у вільному вигляді. Ймовірно, при проведенні EDS, було захоплено частину металевої матриці з вільними її виділеннями.

Збільшення вмісту  $V$  до 2% в складі білого чавуну призводить до утворення твердого спеціального карбиду, з розчиненими легуючими елементами, який відрізняється підвищеною міцністю і твердістю, та його формування відбувається при дисперсійному твердінні [120]. У той же час, найбільш інтенсивне дроблення фази карбиду в високохромистого чавуну відзначається при введенні 0,15-0,63%  $V$  і одночасному модифікуванні церієм [4]. У роботах [3,4,118] досліджено вплив  $V$ ,  $Mo$  і  $W$  на метал відцентроволитих прокатних валків з робочим шаром з хромонікелевого чавуну. Встановлено, що ванадій сприяє подрібненню структури, більш рівномірному розподілу твердості в робочому шарі валка. Аналогічно впливає, але з меншою інтенсивністю,  $W$ . Введення цих компонентів сприяє підвищенню твердості і зносостійкості чавуну. Спільне введення  $Mo$ ,  $V$  і  $W$  підвищує рівень твердості і не змінює напруження, тоді як, спільно введені  $V$  і  $W$  знижують твердість і підвищують напруги.

Відповідаючи сучасним реаліям і новим вимогам, що пред'являються в даний час до виробів прокатного виробництва [1,3], представляється доцільним більш широке використання в якості листових валків чистових клітей станів гарячої прокатки двошарових з робочим шаром з високохромистого чавуну. Такі валки мають більш високу зносостійкість в порівнянні з двошаровими хромонікелевими, відрізняються меншою схильністю до утворення сітки розпалу, окисленню, налипанню окалини при прокатці [4]. Згідно з даними [3], для отримання необхідного співвідношення структурних складових, зниження частки залишкового аустеніту і забезпечення за-

даних властивостей карбідної фази, необхідно ввести додатково легуючи та модифікуючи добавки. Це забезпечує подрібнення структури, підвищення однорідності властивостей по перетину і довжині бочки робочої поверхні валків. Модифікування магнієм (NiMg, CuMg) високохромистого чавуну ефективно для усунення підвищеної концентрації шкідливих домішок. Разом з тим, хімічний склад, визначаючи положення кривих на діаграмі стану щодо евтектичного складу, впливає на швидкість кристалізації матеріалу [117]. Результати металографічних досліджень робочого шару валків з високолегованого чавуну переконливо показують, що хімічний склад і швидкість кристалізації істотно впливають, як на склад металевої матриці, так і на кількісне співвідношення її фаз. Тому, навіть всередині групи валків одного типорозміру, рівень властивостей відрізняється [3].

Хімічний склад хромовмісних сплавів, а також їх мікроструктура, очевидно в рівній мірі впливають на експлуатаційну стійкість виробів [100]. У ряді робіт [63,121] показано, що основні службові властивості білих чавунів, кінетика руйнування визначаються їх структурою. У зв'язку з цим, в роботі [122] запропоновано розділити основні властивості хромовмісних чавунів на структурно-чутливі (абразивна стійкість в нейтральному середовищі, механічні властивості) і структурно-нечутливі (корозійна і абразивно-корозійна стійкість) до умов експлуатації, що залежать тільки від концентрації хрому в металевій основі.

Вимоги до матеріалу валків нерозривно пов'язані з його поведінкою при термоциклічному впливі і зносі. При розгляді цих процесів важливо виявити роль впливу основних експлуатаційних факторів, а також початкові етапи руйнування структурних складових на робочій поверхні. Спрацювання робочої поверхні хромистих валків гарячої прокатки пов'язане зі складними механічними, теплофізичними, хімічними процесами і залежить від великої кількості факторів [3], найважливішим з яких є умови експлуатації. Особливо небезпечні складні експлуатаційні умови, що включають вплив високих температур, циклічні нагрівання і охолодження, великі питомі тиски (до  $3\text{т/мм}^2$ ) і напруги від вигину і крутіння, а також ударно-абразивну дію в агресивних корозійних середовищах [3,16,122]. Робота валків в таких умовах призводить до їх зносу, який проявляється в спотворенні форми робочої поверхні бочки, зменшенні її діаметра, утворенню сітки тріщин з наступним викришуванням частинок поверхневого шару. Окремі тріщини в процесі прокатки поступово збіль-

шуються, що може призводити до поломки валка. Найчастіше це має місце при неправильному виборі матеріалу, грубому порушенні нормального режиму їх охолодження, експлуатації та ремонту.

Аналіз температурного режиму роботи хромовмісних листових валків станів гарячої прокатки показує [123-125], що при зіткненні з металом, що прокочується при 800-1250°C кожен елемент робочої поверхні піддається поперемінній дії високої температури і охолодження. На абсолютне значення температури поверхні валка впливають: температура металу, що прокочується, і поверхні валка, хімічний склад і товщина формованої окалини на металопрокаті, співвідношення машинного часу експлуатації і пауз під час прокатки, кількість пропусків і величина обтиснення. Всі ці фактори безпосередньо впливають на тривалість роботи валків в прокатних станах. Вимірювання температури тонкого поверхневого шару валка в зоні його контакту з металом, що прокочується [3,126] показало, що перепад температур в процесі експлуатації може досягати 450-550°C. Одним з основних факторів, що визначають зносостійкість поверхневих шарів в зоні контакту, є твердість валка в момент тертя і структурні зміни в металі, що відбуваються при цьому [3]. Істотний вплив робить фазовий склад сплаву, який залежить від процесів структуроутворення, що формується як в період виготовлення, так і експлуатації виробу [16,63,127-133].

Деформація, що викликана температурними і механічними діями, супроводжується зародженням напружень II роду [127]. При змінних, циклічно повторюваних впливах високих температур, що чергуються з різким охолодженням, сплав піддається термоутомному руйнуванню, пов'язаному з накопиченням залишкових термічних напружень в структурі. Кінцевим етапом такого руйнування є утворення тріщин, яке може приводити до виходу виробів з ладу [134]. Тому важливою технологічною характеристикою матеріалів прокатних валків, які працюють в умовах теплозмін, є термічна витривалість, що залежить від структурного стану сплаву.

Температури, що циклічно змінюються на поверхні валків в умовах гарячої прокатки, викликають незворотні процеси в структурі. Великий вплив на умови служби валків надають обтиски при прокатці [3,135], який за інших рівних умов прямо пропорційне збільшує їх знос.

Якість валків перевіряють в процесі їх виготовлення і контролюють при експлуатації. Для виявлення дефектів застосовують неруйнівний контроль, а також здійс-

нують вимірювання твердості поверхні валків переносними приладами, оцінюють її шорсткість, зношення, наявність тріщин [3]. Для оцінки поточного стану та залишкового ресурсу прокатних валків, відповідно роботам [136-139], рекомендовано застосування магнітного методу (за коерцитивною силою  $H_c$ ) з урахуванням зміни анізотропії властивостей матеріалу робочого шару. Зокрема, в роботі [139] запропоновано оцінку твердості матеріалу робочого шару валків виконання ЛПХ17Ндц і ЛПХ17НМдц проводити за коерцитивною силою, що характеризує ступінь неоднорідності структурних змін.

### 1.3.2. Деградація структури та властивості металу

Забезпечення надійної роботи і підвищення експлуатаційної стійкості виробів і деталей, що застосовуються в машинобудуванні і чорній металургії, виготовлених з хромовмісних сплавів або покриттів, які працюють у важких умовах, визначається ступенем деградації металу, яке тягне за собою розвиток неоднорідності фаз, їх пошкоджуваність. Тому, весь комплекс заходів щодо усунення причин зниження експлуатаційної стійкості виробів, буде недостатній, без з'ясування факторів, які впливають на їх структуроутворення, фазову, в тому числі, локальну неоднорідність. Формована неоднорідність структури при експлуатації, може призводити до викришування і руйнування поверхні тертя внаслідок деградації металу, яка виражається в фазових перетвореннях, що є відповідальними за розвиток сітки розпалу при втомної деформації металу. Тріщини розпалу можуть виникати і в результаті багаторазових циклічних нагрівань і охолоджень. Накопичення деформації від циклу до циклу після виникнення перших дефектів викликає нові, що утворюють більш дрібні осередки з певною спрямованістю, відповідною ковзанню металу. Подібний розвиток сітки розпалу розглядається як результат виникнення тріщин II і III типу (поперечного та поздовжнього зсуву) [140]. Залежно від положення карбідів тріщини в цих матеріалах фіксуються в різних напрямках по відношенню до поверхні тертя. Вони не завжди виходять на поверхню і нерідко розташовуються паралельно їй [4]. На розвиток деградаційних процесів істотно впливають конструкція виробів, ливарні напруги, структура і склад застосовуваного сплаву, теплофізичні властивості. Визначальну роль в руйнуванні [141-146] відводять пластичної деформації. Відомі механізми розвитку деградації металу, що провокують зародження мікротріщин, можна розділити на дислокаційні і дифузійні. У роботах

Дж.Гілмана, А.Стро, Е.Зінера, А.Коттрелла, Р.Хонда, Т.Джонсона, І.А.Одінга розглянуті три умовні групи дислокаційних механізмів деградації металу. По-перше, моделі, що базуються на концепції нагромадження дислокацій в окремих площинах ковзання; такі нагромадження виникають, коли рухомі дислокації зустрічають перешкоди, в якості яких можуть виступати границі зерен, включення, поля напружень, раніше виниклих тріщин. До другої групи відносять моделі, де виникнення мікротріщин пов'язують з утворенням нагромаджень в процесі розвитку пластичної деформації і з взаємодією дислокацій, розташованих в пересічних площинах. Третя група - безбар'єрні моделі, в разі, коли тріщини утворюються внаслідок взаємодії дефектів кристалічної решітки (дислокацій, вакансій та ін.) при пластичній деформації. Ці моделі включають: вакансійний механізм, при якому зародження несучільностей відбувається в результаті об'єднання ланцюжків вакансій; утворення зародкової тріщини перетином малокутового кордону; зародження тріщини в результаті анігіляції дислокацій протилежних знаків; зародження тріщин при виникненні розтягуючих напружень від їх скупчень протилежного знаку. Наприклад, передбачається, що зародження тріщини є результатом взаємодій пружних полів напружень, утворених дислокаціями. Їх енергія може відповідати прихованої теплоті плавлення.

Дифузійний механізм зародження мікроефектів передбачає, що при високих температурах і низькому напруженні пластична деформація протікає переважно вакансійним шляхом. При цьому зародкові тріщини виникають внаслідок дифузії і коагуляції вакансій на границях зерен. В роботі [146] розглянуто утворення тріщин за механізмом межзеренного зсуву, згідно з яким пластична деформація виявляється в результаті переміщення зерен відносно один одного, що призводить до утворення пустот, особливо у потрійних стиків з двійниками або смугами ковзання.

Для всіх розглянутих механізмів деградації металу спільним є те, що зародженню тріщин передують пластична деформація, яка формується в результаті термоциклічного впливу, що приводить до утворення областей неоднорідної деформації. При розгляді таких механізмів, важливу роль відіграє структурний стан системи, що зумовлює рівень властивостей сплаву, залежне від змін, які викликаються формуванням нових фаз, накопиченням деформацій і розвитком дифузійних процесів, що мають місце в специфічних умовах експлуатації і, тягнуть за собою, розвиток структурної неоднорідності і сприяють руйнуванню металу. Виявити такі області структури мо-

жливо по збільшенню щільності дислокацій і ступеню неоднорідності структури, в тому числі, і локальної - всередині зерна.

Відповідно роботам [4,142,143] деградація металу супроводжується зміною щільності дислокаційної структури і неоднорідністю за хімічним складом не тільки поруч розташованих зерен, але і в межах одного зерна. В роботі [217] авторами досліджено механізм деградації металу під дією холодної пластичної деформації в низьколегованої сталі трубопроводів і бурильних труб. Виявлено механізм межзеренного руйнування шляхом зсуву. Показано, що такий механізм пов'язаний з дробленням і інтенсифікацією розчинення пластинок цементиту. При розпаді цементиту відбувається звільнення атомів вуглецю, які затримуються на стінках дислокацій біля кордонів зерен, де їх щільність підвищена, а також можуть утворювати фулерени і їх комплекси з залізом. В результаті утворюється пересичена фаза, яка є проміжною (перехідною) між феритом і цементитом і по концентрації вуглецю близька до аустеніту. Внаслідок цього спостерігається підвищення концентрація вуглецю в фериті, і, навіть, в деяких випадках, перевищення його в порівнянні з перлітний зернами. Також спостерігається утворення дрібних пор, які розташовані хаотично і не заростають оксидами. Отримані результати характеризують деградаційні процеси в досліджуваному металі, при яких спостерігаються зміни в дислокаційної структурі під впливом напружень. В роботі [147] досліджували вплив ступеня деформації на структуру цементиту хромонікелевого чавуна. Аналіз проводили в пробах, прокатаних на клин. Встановлено, що зі збільшенням ступеня деформації від 5 до 60% щільність дислокацій зростає на порядок (з  $10^6$  до  $4 \cdot 10^7$  см<sup>-2</sup>). Збільшення ступеня деформації на 40-60% призводить до формування в цементиті дрібної орієнтованої субструктури. Руйнування фази карбиду відбувається по границям субзерен або ділянках з підвищеною щільністю дислокацій.

Зіставляючи зразки з різною будовою і розподілом карбідної фази, виявили, що найбільш пластичні голчасті включення вторинного цементиту або роздроблені виділення. У разі, коли карбідна сітка утворює суцільний каркас, рівень пластичності матеріалу мінімальний. Це є результатом того, що зерна твердого розчину ізольовані один від одного і їх пластичні властивості в початковій стадії деформації не виявляються. У міру наростання деформації збільшується контакт між зернами і пластичність матеріалу зростає до рівня - твердого розчину. Найгірше деформуються чаву-



ни з ледебуритного евтектикою, особливо стільникової будови. Це пов'язано з малою схильністю ледебуриту до фрагментації. Попередні обробки, використовувані для збільшення пластичності високовуглецевих матеріалів, мало впливають на формування блокової структури ледебуриту. Встановлено, що при однаковій обробці у ледебурита схильність до утворення полігональних структур в 3-4 рази нижче, ніж у масивного або голчастого цементиту.

Велика кількість ледебуритного включення погіршує не тільки технологічність матеріалу, але і його експлуатаційну стійкість, знижується міцність і збільшується схильність до викришування. Голки вторинного цементиту або дрібні включення фази карбиду в результаті фрагментації при деформації легко піддаються дробленню, розчиненню і не призводять до викришування. Забезпечення такої структури досягається і відцентровим методом виробництва виробів.

Залежно від дії тисків, яких докладають до даної точки поверхні валка, поява тріщин визначається різним поєднанням нормальних і тангенціальних напружень. В умовах прогріву робочої поверхні сумарне їх дія викликає пластичну деформацію кристалів цементиту з утворенням орієнтованої полігональної структури (уздовж або поперек кристалів), яка і визначає руйнування. Руйнування цементиту полегшується у разі виділення на дислокаційних стінках надлишкових фаз (графіт, оксиди).

В даний час відомі і широко застосовуються різні методи локального дослідження дислокаційної структури. Наприклад, прямий метод спостереження зміни її щільності при аналізі тонкої фольги на просвіт в електронній мікроскопії, заснований на ефекті контрасту, при взаємодії електронного пучка зі зміщеними атомами в поле напруг навколо дефекту решітки [148]. Однак такий метод вимагає спеціальної підготовки зразків, при якому в плівку вносяться додаткові дефекти, що значно спотворює справжню картину.

Також відома [149] група методів виявлення дислокацій - рентгенівської топографією, заснованої на явищі бреггівської дифракції, проте при цьому не представляється можливим виявлення локального ступеня неоднорідності окремих фаз в залежності від характеру зміни дислокаційної структури.

Існують також різні методи виявлення дислокацій, які можна об'єднати у велику групу за критерієм візуалізації - декорування [150]. При використанні таких методів виявлення візуалізують їх розташування шляхом нагрівання сплаву до температур,

при яких в місцях їх скупчень протікають процеси осадження відповідних декорувальних компонентів, що додаються навмисно або вже наявних в якості домішок. Осадження має відбуватися таким чином, щоб формувалися частки, розмір яких менше границі дозволу виявлених дефектів, але досить великі, щоб бути видимими в результаті розсіювання світла. Такі методи дозволяють проводити оцінку по всій розглянутій зоні або окремим зернам фаз. Недоліком даної групи методів є можливість зміни дислокаційної структури в результаті термічної обробки, виділення надлишкових фаз, які, закріплюючи дислокації, ускладнюють їх рух. Внаслідок цього, при необхідності вивчення процесів деградації структури і фаз сплаву при його пластичної деформації або спеціальній обробці, що викликає фазовий наклеп при температурах магнітного перетворення цементиту або спеціальних карбідів, не дозволяє оцінити зміни дислокаційної структури і неоднорідність, що утворюється.

Останнім часом все більше застосування знаходять способи, засновані на кількісній оцінці щільності дислокацій по масиву цифрових зображень різними статистичними алгоритмами. Наприклад, в роботі [151], дослідження ґрунтувалися на виявленні дислокаційної структури за допомогою методу ямок травлення з наступною комп'ютерною обробкою таких зображень. Даний спосіб передбачає відновлення лінії контуру передбачуваних граней ямок травлення дислокацій в площині бінаризованого цифрового растрового зображення, шляхом їх вибіркового піксельного дослідження з оцінкою ліній контуру за ознакою товщини (оцінка геометричних параметрів). Однак за допомогою запропонованого способу неможливо проводити оцінку неоднорідності фаз в місцях виявлення скупчення дислокацій.

Раніше в роботі [152], був запропонований спосіб оцінки неоднорідності структури за компонентом, що декорує дислокаційну структуру, виявлену методом вакуумного травлення на поверхні шліфів в різні періоди обробки. Дослідження проводили на прикладі цементиту хромонікелевого чавуну, в умовах впливу напружень. Виявлення дислокацій здійснювали шляхом виявлення фігур травлення в інтервалі температур 200-600°C, в вакуумі  $3 \times 10^{-3}$  мм.рт.ст. в установці типу системи Лозинського. Випробування проводили на зразках  $3 \times 4 \times 80$  мм (шліф полірували на одній з граней). Зразок закріплювався в спеціальних захопленнях. Тривалість процесу травлення визначалася за температурним режимом обробки. Після створення розрядження в камері здійснювали нагрів середній частині зразка і за допомогою мікрос-

копа спостерігали за кінетикою зміни дислокаційної структури. Такий спосіб не дозволяє оцінити ступінь неоднорідності, як аналізованої зони, так і одного зерна або всіх фаз в результаті впливу напружень і розвитку дифузійних процесів за кількісним та якісним описом ступеня їх неоднорідності. Також існує обмеженість застосування такого способу при великій щільності дислокацій - понад  $10^8 \text{см}^{-2}$ , оскільки не вдається розрізнити окремі фігури травлення, оцінити їх щільність розподілу і частку декоруючого компонента (дифузії).

Проведений вище аналіз літературних джерел показує необхідність і доцільність розробки методики виявлення і оцінки дислокаційної структури і її змін, що визначають неоднорідність фаз в високолегованих сплавах з оцінкою ступеня неоднорідності, як локальної зони, так і одного зерна або всіх фаз.

### 1.3.3. Застосування термічної обробки для підвищення експлуатаційної стійкості

Для підвищення експлуатаційної стійкості виробів із хромовмісних матеріалів, які працюють в складнонапружених умовах, необхідними є заходи, спрямовані на зміцнення їх робочої поверхні, зокрема, забезпечення рівномірного розподілу карбідної фази. Поставленого завдання можна досягти, застосуванням термічної обробки для таких виробів. Так, при виготовленні масивних прокатних валків з заевтектоїдних сталей для дроблення карбідної фази ефективні багатоступінчасті термообробки, що представляють собою комбінації відпалів [153-157]. Вибір режиму термообробки залежить від призначення валка, його розмірів і вихідної структури матеріалу, а також від пред'явлених до нього вимог.

Валки з хромовмісних легованих чавунів піддаються термічній обробці тільки для зняття напружень за рахунок стабілізації структури, підвищення міцності матеріалу [158-161]. Природа явищ, що протікають при термообробці таких сплавів визначається загальними закономірностями фазових перетворень в залізовуглецевих сплавах. Поряд з цим, особливості литої структури хромистих чавунів вносить ряд важливих змін в кінетику і механізм фазових перетворень, а, отже, і в процеси формування властивостей виливків при їх термообробці [162-165].

Загальною вимогою до режимів термообробки виливків валків з хромистого чавуну є суворе регламентація швидкості нагріву і охолодження, так як термічні напруги, що виникають при швидкому або нерівномірному нагріванні, підсумовуються з до-

сити високими залишковими напруженнями після лиття особливо великих валків. Швидкість нагріву виливки в процесі термообробки слід підбирати так, щоб не виникли внутрішні тріщини. Максимально допустима швидкість нагріву залежить від хімічного складу чавуну, складності виливка (наявність змінних перерізів) і інших факторів, що визначають рівень залишкових напружень у виливках. Крупні відливання доцільно нагрівати з однієї - двома додатковими зупинками для вирівнювання температури в її обсязі [3,166]. Тривалість витримки залежить від перетину виливка.

Тріщини в процесі термічної обробки виникають, головним чином, під впливом напружень, що формуються під час розпаду залишкового аустеніту і значного градієнта температур всередині масивних виливків [165]. Чим вище температура відпалювання, тим ефективніше знімаються залишкові напруги.

Призначення термообробки, крім зняття внутрішніх напружень, може забезпечити можливість більш повного перетворення залишкового аустеніту. Це гарантує відсутність додаткових напружень в поверхневому шарі в процесі експлуатації, тим самим, підвищуючи стійкість до утворення тріщин [3,77,80]. При цьому відзначається збільшення кількості вторинних карбідів і їх коагуляція. Відпал декілька знижує твердість і зносостійкість, але одночасно збільшує міцність. В межах концентрації 13-23% хром практично не змінює твердості сплаву в відпаленому стані [167].

Застосування високотемпературних режимів термообробки при великих витримках проводити недоцільно, оскільки в двошарових валках використовуються різно-рідні матеріали, що призведе до інтенсивної графітизації сірого чавуну серцевини і зниження міцності виробу [3].

Від характеру розподілу легуючих компоненти між фазами хромовмісного сплаву в великій мірі залежать його фізико-механічні властивості. Важливе значення має перерозподіл легуючих компонентів між фазами при термообробці. Ступінь їх перерозподілу залежить від температури і тривалості відпалу [168]. Зі збільшенням часу відпалу в інтервалі температур 500-700°C початковий вміст хрому в матриці зменшується тим швидше, чим вона вище. Тому слід визнати доцільним визначення найбільш ефективних режимів і параметрів термообробки листопрокатних валків з робочим шаром з хромистого чавуну.

В результаті наявного досвіду виробництва і застосування двошарових листових валків гарячої прокатки з робочим шаром з легованого хромистого чавуну [3,96], встано-

влено, що найбільш ефективною і менш небезпечною, з позицій тріщиноутворення, зміцнювальною обробкою для робочого шару масивних виливків є низькотемпературний циклічний відпал. В роботі [4] були досліджені властивості легованих хромонікелевих чавунів після циклічних термообробок в інтервалі температур магнітного перетворення фази карбїду цементитного типу  $Me_3C$ . В результаті аналізу було зафіксовано підвищення міцності і пластичності такого матеріалу. Однак, оскільки сучасні хромовмісні чавуни - це складнолеговані сплави, структура яких, містить крім карбїдних фаз цементитного типу, також і різні спеціальні леговані карбїди, питання про те, чи будуть такі карбїдні фази відчувати магнітне перетворення і при якій температурі, залишався відкритим. Подальшим розвитком цих досліджень з'явилися розробки авторів [169,170], в яких, ґрунтуючись на висунутому припущенні щодо магнітної природі легованого цементиту  $Me_3C$  і спеціальних карбїдів  $Me_7C_3$  і  $Me_{23}C_6$ , що містять  $\sim 40-43\%Fe$ , були визначені температурні інтервали їх магнітного перетворення, в залежності від хімічного складу сплаву [171]. При переході через які, були досягнуті додаткові напруги II роду в результаті мимовільної магнітострикції. Було встановлено, що твердість від температури термообробки змінювалася по екстремальній залежності з максимумами в точках магнітного перетворення легованого цементиту і легованих спеціальних карбїдів хрому. Отримані структурні деформації забезпечили високий ступінь фазового наклепу залишкового аустеніту і стимулювали його повний розпад, тим самим підвищуючи стійкість структури при термоциклюванні.

#### 1.3.4. Прогнозування рівня властивостей хромовмісних сплавів моделюванням технологічних процесів їх виготовлення

Відповідно до історії розвитку сучасної науки і інженерних досліджень, відомо, що рівень службових властивостей конструкційних матеріалів визначається, в першу чергу, їх структурним станом. Для підвищення комплексу властивостей необхідні інноваційні розробки технологій виготовлення виробів з таких матеріалів. Однак на сьогодні емпіричний метод дослідження залишається основним при аналізі структури конструкційних матеріалів. Облік реального структурного стану виробу для оцінки його властивостей утруднений, тому що металографічні методи аналізу вимагають руйнування деталей [171-179]. Чисто експериментальний шлях досліджень вже не задовольняє вимогам сучасного матеріалознавства. Стає очевидним, що по-

шук 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 нових методик і підходів прогнозування структуроутворення, що враховують зміну енергетичного стану системи, внаслідок дифузійних процесів, що протікають в результаті впливу різних факторів в процесі виготовлення виробу, таких як, спадкові властивості металу, способи і параметри виробництва, термічна обробка.

Такий методичний підхід аналізу повинен базуватися на комплексному використанні класичного металознавства, розрахунково-аналітичних дослідженнях металографічного зображення структури, з'єднаних з комп'ютерним моделюванням технологічних процесів виготовлення виробу. Це може дозволити надійно прогнозувати структурний стан металу і рівень його споживчих властивостей (стабільність структури і властивостей при експлуатації, малу схильність хромовмісних сплавів і покриттів до утворення пошкоджуваності і формуванню дефектів робочого шару, достатні вимоги по рівню властивостей).

Основним об'єктом прогнозування для хромовмісних залізовуглецевих сплавів були обрані вироби, які експлуатуються в складнонапружених умовах тертя. Для таких виробів найважливішими характеристиками є твердість, фазовий склад, структурна і їх стабільність, неоднорідність стану з оцінкою найбільш впливових факторів на показники експлуатаційної стійкості [3,4].

При розробці нових технологій виготовлення виробу прагнуть досягти заданих експлуатаційних властивостей при забезпеченні уніфікації і технологічності їх конструкції. Важливою задачею при цьому є скорочення термінів і зниження матеріальних і трудових витрат при постановці на виробництво виробів, забезпечення високої ефективності виробництва і поліпшення якості продукції.

Проте при розробці таких процесів на виробництві найчастіше доводиться виготовляти дослідні зразки партій виробів і домагатися необхідних властивостей експериментальним шляхом, що не тільки збільшує час, але і витрати на визначення необхідних способів і параметрів оптимальних технологічних процесів. Тому в сучас-

ному виробництві все більше знаходить застосування комп'ютерне моделювання, засноване на фізичних процесах, що дозволяють прогнозувати якісні показники і експлуатаційні властивості виробів. Побудова комп'ютерних моделей дозволяє віртуально розробляти технологічні процеси виробництва, створювати нові матеріали, практично прогнозуючи рівень їх експлуатаційних властивостей. Такий підхід дозволяє забезпечити прогнозування та управління комплексом властивостей матеріалу в період усього життєвого циклу виробів, а також встановити причини відмов. Проблемам управління процесами структуроутворення при виготовленні виробів присвячена велика кількість робіт [180-183,216]. При цьому, ключовим питанням є оптимізація вибору критеріїв, що описують процеси, які впливають на структурний стан сплаву, а при розробці оптимальних режимів і параметрів термічної обробки - оцінки виконані для конкретного матеріалу, його структурного стану, одержуваного рівня фізико-механічних властивостей.

В роботі [184] для дослідження процесів нагрівання та охолодження складних в конструктивному відношенні виробів використовували клітинно-автоматний підхід - метод чисельного моделювання процесів. Розглядаючи завдання моделювання статистичних розподілів температурних полів на деталях з різною внутрішньою геометрією, оцінювали ступінь протікання структурних перетворень в просторово розподіленому об'єкті. Однак, даний підхід, що враховує тип оброблюваного матеріалу тільки за коефіцієнтом теплоємності, не дозволяє враховувати мінливість фазового складу складного гетерогенного сплаву і прогнозувати мінливість структурного та напруженого стану, що формується під впливом термічної обробки, ступінь неоднорідності всередині однакових фаз сплаву.

В роботі [185] представлена математична модель структурної діаграми Потока-Сагалевича для маловуглецевих корозійностійких сталей, склад яких відповідає границі фазових областей, типу 15Cr-7Ni-2Mo. При побудові моделі враховували сумарний вплив (з урахуванням знаку) усіх легуючих елементів на утворення фериту (по хромовому еквіваленту його формування), а також на температуру мартенситного перетворення, що враховує співвідношення в структурі стали аустеніту і мартенситу (хромовий еквівалент мартенсітоутворення). Залежності змісту фаз від параметрів хімічного складу описували функціями експоненціального типу. На основі отриманої математичної моделі авторами були проведені обчислення змісту аустеніту,

мартенситу і фериту в деформованому і литому металі корозійностійких сталей різних класів. Запропонований математичний підхід до розрахунку фазового складу низьковуглецевих хромовмісних сталей не може задовольнити завдання, які поставлені в даній роботі і відносяться до високовуглецевих сплавів з різним типом карбідів, які формуються при кристалізації, в областях, що відрізняються, а також додатково виділяються при розпаді аустеніту і різних дестабілізуючих його обробках .

Математичне моделювання методом скінчених елементів для вибору режиму термічної обробки труб нафтогазового сортаменту з низьколегованої сталі типу 20ХМФ і, процесів структуроутворення, що протікають при цьому, за допомогою програмного продукту Visual-Heat Treatment французької компанії ESI Group [186], розглянуто в роботі [187]. Побудова математичної моделі за допомогою даного програмного забезпечення засноване на взаємодії п'яти модулів: термічного і металургійного аналізу, електромагнетизму, дифузії і виділення вторинних фаз, аналізу механічних властивостей. Для розрахунку різних фазових перетворень в сталях використовують рівняння Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврамі, що описують процес фазового переходу при постійній температурі, а також Коїстінена-Марбургера, що оцінюють кінетику мартенситного перетворення на базі термокінетичних і ізотермічних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту. В результаті розрахунку були отримані дані по мінливості мікроструктури, схильності металу до викривлення, внутрішнім напруженням, а також механічні властивості. Проте, такий підхід для прогнозування структурного стану системи, незважаючи на облік і оцінку багатосторонніх чинників, має суттєві обмеження і відмінності від поставлених завдань в роботі, оскільки заснований на принципі геометричної подоби кристалітів сплаву - зростанні кристалітів з певною, єдиною для всіх зародків, опуклою формою і орієнтацією, що зберігається в часі. Тому він не може бути застосованим до дрібнозернистих структур з різноспрямованою орієнтацією і формою кристалітів (таких, як дендрити), що мають істотну анізотропію, як властивостей, структури, так і хімічного складу. Тому, застосовувати даний програмний продукт для прогнозування властивостей матеріалу виробів, отриманих методом відцентрового лиття при високих швидкостях кристалізації, не є коректним.

При розробці технології виготовлення виробів, призначених для роботи в складнонапружених умовах при циклічній зміні температури, будуючи прогноз за основними характеристиками, що описують, як рівень механічних властивостей, так і



структурний стан хромовмісних покриттів і сплавів, необхідно враховувати анізотропність і гетерогенність таких структур, що збільшує складність моделювання динаміки структури. Проведені дослідження в опублікованій з цього питання науково-технічній інформації не виявили варіантів розв'язання проблеми. Тому розробка комплексних методик прогнозування структурного стану сплавів і оптимальних технологічних параметрів виготовлення таких виробів, з заданими споживчими властивостями і отримання оптимального рівня, як механічних властивостей, так і структурного стану, є необхідним і обґрунтованим завданням.

#### 1.4. Мета та завдання досліджень

У розділі виконано детальний аналіз літературних джерел і патентів, що стосуються виробництва і експлуатації виробів з хромовмісних сплавів і покриттів.

Детальні оцінки структурного стану таких матеріалів показали, що виявлені розробки в повній мірі не можуть задовольнити вимогам, які повинні бути забезпечені відомими технологіями виробництва масивних виробів, оскільки виконувалися цілеспрямовано для задоволення конкретних споживчих властивостей. Разом з тим, ряд положень, виявлених в публікаціях, у тому числі, дослідження, опубліковані раніше в роботах за участю автора, і, що стосуються теоретичних і експериментальних розробок, послужили вихідною базою для розробки нових підходів і методик оцінки стану хромовмісних сплавів і покриттів. Вони також враховувалися при коригуванні забезпечення специфічного стабільного стану при експлуатації робочої поверхні виробів.

*Метою представленої роботи* було теоретичне і експериментальне моделювання і прогнозування основних факторів, що впливають на структуроутворення і властивості хромовмісних сплавів для коригування складу, технології виробництва, експлуатації виробів з таких сплавів, які працюють в складних умовах тертя і зносу.

Для виконання поставленої мети роботи необхідно вирішити наступні **завдання**:

- розглянути літературні джерела, патенти, що стосуються чинників, які впливають на якісні показники виробів та можуть бути використані для моделювання та прогнозування технологічних процесів одержання масивних виробів з хромовмісних матеріалів;

- розробити методологічний підхід до нових теоретичних методів та комплексних експериментальних методик до встановлення основних факторів, що впливають

на структуроутворення та властивості виробів;

- оцінити вплив структурної неоднорідності, ступеню її дисперсності, що формуються у хромовмісних сплавах, та оцінити їх вплив на можливість прогнозувати та моделювати технологічні процеси виробництва;

- виявити вплив локальних напружень на формування дефектів кристалічного стану, зміну структуроутворення та розвиток дифузійних процесів;

- теоретичними та експериментальними дослідженнями визначити параметри, які мають найбільший вплив на зміну структуроутворення та властивості сплавів;

- розробити та використати новий підхід до моделювання технологічних процесів лиття (кристалізації, локальних напружень) та термообробки для ефективного та економічного поєданого технологічного процесу виготовлення виробів;

- розглянути приклади можливості використання нових напрямів досліджень з урахуванням виявлених показників впливу для різних матеріалів, процесів виробництва, зміцнення та відновлення;

- провести промислові випробування розробок та оцінити їх ефективність.

## ВИСНОВКИ

1. Проведений аналіз науково-технічної інформації та патентів показав, що перспективними матеріалами для виробів, що працюють в складнонапружених умовах і режимах термоциклювання, таких як прокатні валки чистових клітей листових станів, є хромовмісні сплави. Дослідження щодо застосування зміцнення поверхневого шару різних виробів, що працюють в складних умовах, підтвердили перспективність нанесення хромовмісних покриттів. Однак вони є особливо перспективним для невеликих виробів. Виявлено досвід використання такої технології і при зміцненні прокатних валків. Хромовмісні сплави і покриття, внаслідок впливу хрому на різні структурні складові, характеризуються високою корозійно- і зносостійкістю, необхідною твердістю.

2. Виявлено публікації, присвячені аналізу впливу хрому на структуру комплекснолегованих залізовуглецевих сплавів для підвищення стійкості прокатних валків. Легування дозволяє істотно змінювати структуру сплаву (співвідношення структурних складових, ступінь їх дисперсності) і рівень фізико-механічних властивостей. Як показали публікації, рівень властивостей хромистих чавунів залежить від типу формуємої карбідної фази. Хром в поєднанні з іншими карбідоутворюючими добавками змінює її склад, частково заміщаючи атоми заліза в карбіді цементитного типу  $Me_3C$  або утворюючи леговані спецкарбіди типу  $Me_7C_3$  і  $Me_{23}C_6$ . Структура хромовмісних сплавів має виражену анізотропією твердості, обумовлену формованою неоднорідністю, спрямовану по тепловідводу при кристалізації. Максимальний рівень властивостей двошарових валків гарячої прокатки, досягається при вузькому інтервалі хімічного складу чавуну робочого шару, з вмістом 15-21% Cr.

Дані не містять відомостей про стан зерен металу при формуємої в межах однієї фази локальної неоднорідності, а також її вплив на рівень локалізації деформацій, які визначають показники твердості і мікротвердості, що впливають на експлуатаційну стійкість виробів.

3. Підвищення рівня властивостей виробів, виготовлених з хромовмісних сплавів або що мають такі покриття, і працюють в складнонапружених умовах, в значній мірі залежить від їх фізико-механічних властивостей, процесів структуроутворення, що протікають на різних етапах виготовлення та експлуатації виробу, структурного стану сплаву. Розглянуто причини, що викликають руйнування робочої поверхні ви-

робів. Це дозволить враховувати таку інформацію при моделюванні та прогнозуванні довговічності таких виробів, а також намітити шляхи ефективного підвищення їх експлуатаційної стійкості.

4. Узагальнено інформацію про вплив різних експлуатаційних факторів на структурні зміни і сформульовані вимоги до матеріалу хромовмісних покриттів і сплавів для виробів, що працюють в складних умовах тертя. Найважливішими з них є: зниження максимальної температури циклічного впливу при експлуатації; зменшення структурної нестабільності; зниження схильності металу робочого шару до локалізації деформацій; зменшення схильності до пороутворення.

5. Забезпечення надійної роботи і підвищення експлуатаційної стійкості виробів, виготовлених з хромовмісних сплавів або покриттів, визначаються ступенем деградації металу, яка сприяє розвитку неоднорідності фаз, їх пошкодженості і руйнування в робочому шарі. Показано, що основні механізми деградації - дислокаційний і дифузійний процеси їх формування. Для них спільним є те, що зародженню тріщин і руйнування робочого шару передують пластична деформація, яка формується в результаті термоциклічного впливу, що приводить до утворення областей з неоднорідною деформацією. Існуючі методики виявлення дислокаційних структур, не дозволяють достовірно оцінити ступінь локальної неоднорідності, сформованої як всередині одного зерна, так і в межах однакових фаз, в результаті впливу напружень і розвитку дифузійних процесів, з кількісним їх описом ступеня неоднорідності. Тому важливим завданням є розробка методів оцінки ступеня локальної неоднорідності структури.

6. Валки з високохромистого чавуну піддають відпалюванню при 600°C для зняття напружень. Вибір параметрів термообробки (швидкості нагріву, охолодження і часу витримки) залежить від маси виливки і вихідної структури матеріалу робочого шару і серцевини. Необхідно враховувати, що тріщини в процесі термічної обробки і експлуатації виникають, головним чином, під впливом напружень від неефективних швидкостей нагріву і охолодження в результаті значного градієнта температур в масивних виливках.

7. При виготовленні хромовмісних двошарових листопрокатних валів ефективними можуть бути багатоступінчасті термообробки, що представляють комбінації низькотемпературних відпалювань, при нагріванні в областях магнітного перетворення карбідних фаз, що формуються в таких сплавах. Створювані в результаті ми-

мовільної магніострикції додаткові напруги II роду, сприяють субструктурному зміцненню, за рахунок розпаду залишкового аустеніту, підвищуючи зносостійкість і міцність робочого шару металу через зменшення його структурної нестабільності. Така обробка є додатковим технологічним процесом, що збільшує витрати на виготовлення виробів. В інформаційних джерелах не виявлено технології, яка б мінімізувала такі витрати, зі збереженням ефекту, одержуваного при використанні багатоступінчастого відпалу.

8. Підвищення експлуатаційної стійкості масивних виробів можливо забезпеченням створення нових технологічних процесів виготовлення, формуванням оптимальної структури і досягненням регламентованих споживчих властивостей. Однак, пошук інноваційних високотехнологічних процесів і рівня властивостей є складним і наукомістким завданням. Тому проблема підвищення рівня службових властивостей, контролю їх якості може ефективно вирішуватися шляхом створення і використання нових підходів прогнозування структуроутворення, що враховують зміну енергетичного стану системи, внаслідок дифузійних процесів, що протікають під впливом різних факторів в процесі виготовлення виробів.

9. Виявлені публікації в недостатній мірі висвітлюють відомості про методики і результати оцінки структурного стану хромовмісних сплавів і покриттів, які враховували б, крім фазового складу, анізотропію фаз і ступінь гетерогенності таких структур, щоб надійно прогнозувати структурний стан системи, який формується в період усього життєвого циклу використання виробу.

## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДОЛОГІЯ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

Виконана робота спрямована на пошук нових підходів підвищення якості виробів, що застосовуються в складнонапружених умовах експлуатації і високих питомих тисків, циклічних впливів, виготовлених з хромовмісних сплавів, або мають такі покриття, шляхом розробки комплексних теоретичних і експериментальних методів оцінки, які забезпечують оптимальне структуроутворення таких матеріалів.

#### 2.1.Методологія досліджень

Методологічно робота побудована наступним чином. На основі аналізу вітчизняних і зарубіжних джерел науково-технічної інформації, патентів узагальнені дані по областям застосування і технологіям отримання таких виробів, особливості структури і властивостей хромовмісних сплавів. Узагальнені та проаналізовані причини зниження експлуатаційної стійкості таких виробів, на прикладі хромовмісних валкових чавунів листопрокатних станів і деталей зі зміцнювальними покриттями. Схематично методологія, проведених досліджень представлена на рис. 2.1.

Для отримання достовірної оцінки формованої структури і властивостей здійснювали комплексний підхід в дослідженнях з використанням сучасних методів і обладнання для проведення аналізу на всіх етапах виробництва і експлуатації виробів. Розроблено нові підходи та методики теоретичної і експериментальної оцінки процесів структуроутворення, засновані на комп'ютерному аналізі цифрових зображень металографічних структур, отриманих різними методами, з використанням нового методу математичного опису [199], який дозволив з мінімальними витратами забезпечити стабільний рівень властивостей робочого шару досліджуваних виробів. Якість робочого шару хромовмісних чавунних валків станів гарячої прокатки і покриттів оцінювали за рівнем фізико-механічних властивостей формованої структури (твердості, рівня коерцитивної сили, дисперсності, енергетичного стану, ступеня неоднорідності і анізотропії) експериментальними і теоретичними методами. Забезпечення рівня властивостей, відповідно до вимог експлуатації таких виробів, досягали оптимізацією структурного і фазового стану сплавів, розробкою ефективних технологічних процесів кристалізації і термообробки. У зв'язку з цим, досліджували вплив факторів хімічного складу сплаву, легуючих добавок, структурної спадковості, характеристик, що враховують фазовий склад і ступінь неоднорідності структури, в тому числі, і локальну виявлених фаз, режимів термообробки на структурний стан і рівень властивостей робочого шару.

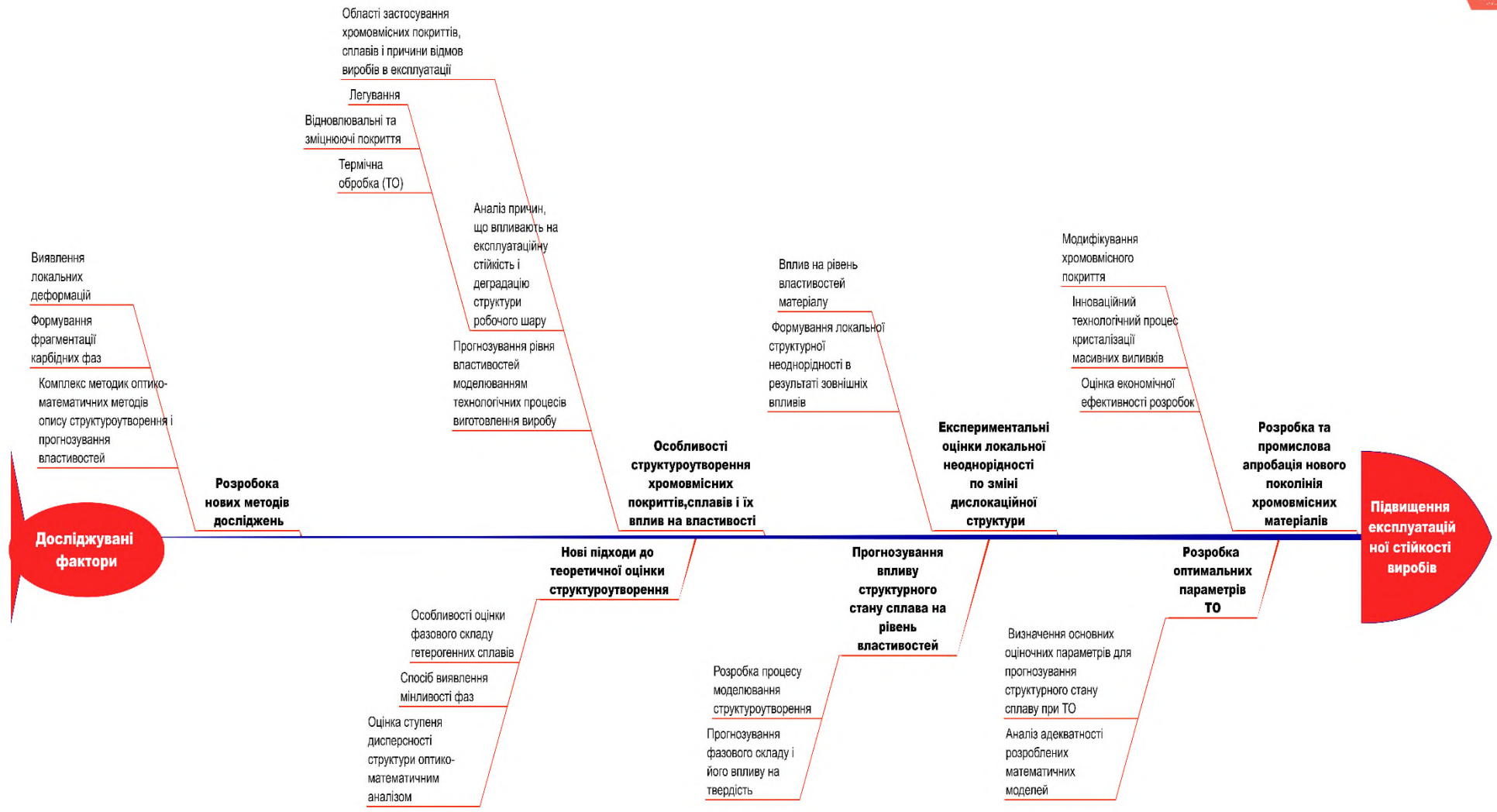


Рисунок 2.1 - Напрями досліджень, які використовували для підвищення експлуатаційної стійкості виробів з хромовмісних сплавів, застосовуваних для роботи в складнонапружених умовах

Отримано залежності, що зв'язують структурний стан матеріалу з рівнем його фізико-механічних і експлуатаційних характеристик, таких, як рівень твердості і мікротвердості, коерцитивної сили, дисперсності фаз, зміни щільності дислокаційної структури і її вплив на властивості сплаву. Для виявлення закономірностей і особливостей формування структури хромистих сплавів, а також її змін при термообробці, було використано комп'ютерне моделювання.

Для прогнозування структуроутворення в залізовуглецевих хромовмісних сплавах запропоновані нові підходи до побудови оптимальних комп'ютерних моделей металографічних структур на основі аналітичного та статистичного аналізів, які враховували процеси, що протікають при кристалізації в умовах розвитку дифузії і впливу інших факторів. Це дозволило оптимізувати хімічний склад сплаву, удосконалити параметри формування робочого шару і розробити ефективні режими термообробки. При побудові таких моделей, шляхом статистичного і математичного моделювання аналізували розподіл умовних кольорів таким чином, щоб вони з високою точністю, збігалися з розподілом аналогічних фаз металографічного зображення оригінальної структури, з урахуванням заданих різних факторів.

При використанні методик комп'ютерного моделювання, для найбільш повного прогнозу структурного стану і рівня властивостей хромовмісних легованих сплавів, були розроблені і структуровані основні оціночні критерії, які дозволяли найбільш повно характеризувати вплив різних експлуатаційних і технологічних факторів.

Новий підхід щодо оцінки впливу режимів термічної обробки, включав створення комплексного аналізу прогнозування структуроутворення і рівня твердості, основній оціночній характеристики, відповідно до вимог НТД [189], хромовмісних сплавів шляхом побудови комп'ютерних моделей, заснованих на методі скінчених елементів [190,191]. Моделювання проводили на базі обчислювального експерименту, із застосуванням статистичних методів на основі даних, що включають як стандартні дослідження металографічних структур, так і вимірювання твердості, рівня коерцитивної сили. Для аналізу використовували оптико-математичний опис металографічних зображень, згідно раніше розробленого методу [199]. Це дозволило прогнозувати зміни структурного стану в процесі термічної обробки, в тому числі, і в локальних областях гетерогенного сплаву з малою часткою сформованих нестехіометричних карбідів при розпаді аустеніту (типу  $Me_xC_y$ ). Адекватність розроблених моделей підтверджували експериментами. Це дозволило прогнозувати рівень влас-



тивостей матеріалу, і, відповідно до цього, вносити корективи і забезпечити надійне управління структуроутворенням, на підставі чого запропонували нові оптимальні технологічні рішення виготовлення виробів і забезпечення підвищення їх експлуатаційної стійкості, економічної ефективності.

Розроблені при моделюванні процесу термічної обробки оптимальні температурні параметри лягли в основу нової технології виготовлення двошарових валків, що включає управління процесом кристалізації, за рахунок додаткової витримки в заданому температурному інтервалі, чим забезпечили повний розпад залишкового аустеніту, за рахунок явища самовільної магнітострикції легованих карбідних фаз, вже в процесі формування виливки.

Запропоновано нові підходи, що включають комплексні методики теоретичної оцінки і прогнозування значень мікротвердості із застосуванням оптико-математичного аналізу цифрового металографічного зображення, що дозволив провести визначення локальних зон, які відрізняються хімічним складом, а також побудовою комп'ютерних моделей, що враховують зміни енергетичного стану системи при різних технологічних процесах. Це дало можливість оцінити мікротвердість в різних дисперсних фазах структурних складових з відмінним хімічним складом, прогнозувати вплив локальної їх неоднорідності і частки на рівень твердості всього виробу, задаючи різні параметри технологічних процесів лиття та термообробки.

## 2.2.Методи та матеріали досліджень

Як матеріали досліджень в роботі були використані наступні хромовмісні матеріали та їх металографічне зображення. Хромовмісні чавуни, що утворюють робочий шар відцентроволитих листових валків станів гарячої прокатки, наступного хімічного складу: виконання ЛПХНМд,%, - 2.86-3.77С, 1.5-1.9Сr, 0.2-0.5Мо, 3.9-4.5Ni, з карбідної фазою цементитного типу, і ЛПХ18Нд,%, - 2.72-2.86С, до 18Сr, до 0,24V і 1,5Ni, зі спеціальними карбідами типу  $Cr_7C_3$  і  $Cr_{23}C_6$ . Хромисті сталі 90ХФШ робочого шару валків холодної прокатки діаметром 50мм використовували для дослідження формування локальної неоднорідності під впливом радіаційно-термічної обробки (РТО). Хромовмісні зміцнювальні покриття, при нанесенні гальванічним способом, застосовували для деталей при їх відновленні в експлуатації. Їх наносили на сплави (чавуни і сталі), що працюють в різних складних умовах експлуатації: зносу (95Х18), сірчаноокислих (08Х17Н5М3) і слабоагресивних (10Х14Г14Н4Т) середовищах, а також при температурах до 196°С

(12X18H10T), згідно з розробленою технологією. При якій для підвищення фізико-механічних властивостей, проводили модифікування хромистих покриттів дисперсними наноалмазами (УДА), змінюючи механізм їх осадження і отримуючи однорідну структуру з високим рівнем властивостей [292]. УДА використовували виробництва НПЗАТ «Сінта» у водної оксидовмісної суспензії. Перед нанесенням покриттів зношену деталь піддавали рівномірної активізації поверхні щіткової обробкою. Для виявлення механізмів, що впливають на структурний стан покриття в результаті експлуатації, проводили порівняльний аналіз зі зміцнювальними плівковими покриттями на основі карбідів хрому і вольфраму, отриманими згідно з технологією HVOF [48].

При дослідженнях, спрямованих на розробку теоретичних і експериментальних оцінок для оптимізації структуроутворення у виробках, виготовлених з хромовмісних сплавів і з таким покриттям, були використані нові комплексні підходи виявлення якості їх робочої поверхні. Зокрема, металографічні дослідження структури із застосуванням оптичної та електронної мікроскопії; визначення структурного складу - методом рентгенівського аналізу і месбауерівської спектроскопії; розподілу компонентів методом локального і спектрального методу, оптико-емісійної спектрометрії. Ці методи поєднували з аналізом напружено-деформованого стану, однорідністю структури робочого шару і покриття, оцінкою мікротвердості структурних складових і твердості всього шару, ступенем зносу покриття, рівнем коерцитивної сили, відповідно стандартним і - новим розробленим [30,31,136] методикам.

При дослідженнях, спрямованих на розробку нових підходів до оцінки і моделювання структуроутворення в хромовмісних сплавах, використовували різні методи підвищення якості робочої поверхні виробів, що забезпечують їх велику структурну однорідність при термічній і радіаційно-термічній обробках, модифікуванні осаджених зносостійких електролітичних покриттів хрому дисперсними наноалмазами, нових зносостійких матеріалів і керованого процесу кристалізації.

Термічна обробка представляла собою групу відпалів, що забезпечують стабільність властивостей і максимальний розпад залишкового аустеніту. Аналізували наступні режими термообробки: одноступінчасті низькотемпературні (в інтервалі температур 200-550°C) і з нагріванням до підвищених температур (в інтервалі 600-750°C); циклічні низькотемпературні з нагріванням в області магнітного перетворення різних карбідних фаз, де параметри нагріву вибирали за хімічним складом сплаву [171]. Радіаційно-термічну зміцнювальну обробку (РТО) [192] проводили за заданою схемою

[3] у вигляді циклічного накопичення доз радіаційного опромінення за рахунок багаторазового імпульсного впливу електронного пучка на прискорювачі типу "Електроніка" (модифікація ЕЛВ-4 з вихідною енергією електронів 4МеВ. Температури в зоні енерговиділення пучка змінювали в інтервалі 400-550°C). Для вивчення структурних змін, після пластичної деформації, для моделювання використовували метод виявлення дислокацій структури травленням при навантаженні в вакуумі  $3 \times 10^{-3}$  мм.рт.ст. в установці типу системи Лозинського з жорстко закріпленим зразком [152].

Математичну оцінку експериментальних даних проводили згідно стандартних методів [193]. Похибка і розкид експериментальних даних оцінювали визначенням середньої квадратичної похибки і зміщеною оцінкою стандартного відхилення, відповідно. Взаємозв'язок між досліджуваними величинами оцінювали за ступенем зміни коефіцієнтів парної ( $r_{x-y}$ ) і множинної кореляції ( $R_{mn}$ ). Їх значимість виявляли за довірчим інтервалом коефіцієнта парної кореляції і критерієм Стюдента, а також здійснювали перевірку адекватності рівнянь за критерієм Фішера. Для знаходження функціональних залежностей застосовували метод найменших квадратів.

2.3.Нові методи оцінки структури робочого шару прокатних валків з чавуну і покриттів методом математичного аналізу металографічного зображення

Одним з основних джерел інформації про властивості металів і сплавів в сучасному виробництві служать металографічні зображення. Стандартні методи кількісної металографії дуже трудомісткі або мають недостатню точність. У зв'язку з цим, для детального опису фрагментів цифрового зображення структур металу була розроблена і успішно використовується методика аналітичного дослідження, заснована на гідродинамічних аналогіях, що відбуваються при формуванні фаз (розсіювання енергії, дифузне перенесення, зміна щільності), що включає застосування рівнянь Нав'є-Стокса. Математичний підхід на основі рівнянь Нав'є-Стокса успішно застосовується для опису процесів динаміки структуроутворення і в'язкої рідини. На даний час створені і знайшли поширення комерційні пакети прикладних програм, що використовують чисельні алгоритми розв'язання рівнянь Нав'є-Стокса. Ці програми дозволяють моделювати різноманітні прикладні завдання, зокрема, розраховувати термодинамічні процеси, в тому числі при кристалізації; процеси теплообміну; моделювати течії сумішей і хімічні реакції між їх компонентами; в різних наближеннях розраховувати турбулентні течії; ставити різноманітні умови на границях; описува-

ти процеси, що протікають в біологічних системах [194-198].

У дослідженнях автора цієї розробки вперше було представлено обґрунтування застосування такого підходу для аналізу металографічних зображень [188] і на підставі цього розроблено метод експрес оцінки кількісного та якісного складу фаз і окремих локальних областей, що відрізняються хімічним складом [79,199-200]. За його математичну основу використовували оптико-структурний комп'ютерний аналіз металографічного зображення, яке розрізняється по статистичним характеристикам (елементів зображення - пікселів), методом скінчено-різницевих елементів. Кожній координаті пікселя цифрового зображення, оцифрованого в форматі .bmp, привласнювали значення коду умовного кольору (далі просто умовний колір). Процеси структуроутворення, що супроводжуються ентропією енергії і протікають при кристалізації, термообробці, а також терті і пластичної деформації, описували через оператор Лапласа, виражаючи розсіювання [201] внутрішньої енергії при дифузії компонентів, і дивергенцію, що характеризує щільність фрагмента зображення. Значення лапласіану та дивергенції обчислювали, використовуючи значення умовних кольорів в кожному пікселі даної області або всього зображення. Далі будували гістограми інтегрального розподілу, відповідних параметрів для аналізованого зображення. За допомогою таких гістограм проводили кількісну і якісну оцінку фазового складу, а також локальних зон всередині однакових фаз, що відрізняються хімічним складом, наприклад, гетерогенної структури дисперсійно-твердіючого високохромистого чавуну [200]. Подальші численні дослідження протягом ряду років [202-209], показали доцільність розвитку даного методу, шляхом розробки на їх базі нових підходів, що дозволяють не тільки проводити якісну і кількісну оцінку фазового складу залізобуглецевих гетерогенних матеріалів, але також отримати можливість проводити найбільш повну оцінку структурного стану системи, яка характеризується локалізацією деформаційних станів і зміною внутрішньої енергії, дислокаційної структури і її щільності, що відображає фазову, в тому числі, локальну неоднорідність. Важливим фактором також є оцінка ступеня анізотропії локальної структури її зон. Отримані дані дозволяють з високою точністю оцінити і прогнозувати вплив різних чинників на рівень властивостей робочого шару і експлуатаційну стійкість виробу в цілому, управляти структуроутворенням і коригувати технологічний процес виготовлення виробу.

## ВИСНОВКИ

1. Робота присвячена теоретичному і експериментальному моделюванню та прогнозуванню основних факторів, що впливають на структуроутворення і властивості хромовмісних сплавів для коригування складу, технології виробництва, експлуатації виробів з таких сплавів, що працюють в складних умовах тертя і зносу. Розроблена методологія проведення досліджень базується на аналізі та узагальненні основних факторів, що впливають на зниження експлуатаційної стійкості виробів, що працюють в важконапружених умовах високих питомих тисків, термоциклювання і високого ступеня зносу робочої поверхні хромовмісних сплавів і покриттів для валків листових станів гарячої прокатки, а також деталей зі зміцнювальними покриттями. Методологічний підхід також включає теоретичні, експериментальні і практичні дослідження, спрямовані на підвищення довговічності таких матеріалів за рахунок їх термообробки і зміцнення.

2. В якості основних матеріалів досліджень в роботі було використано хромовмісні чавуни, що утворюють робочий шар відцентроволитих листових валків станів гарячої прокатки виконання ЛПХНМд і ЛПХ18Нд, і мають, відповідно, наступний хімічний склад, %, 2.86-3.77C, до 1.9Cr, 0.2- 0.5Mo, 3.9-4.5Ni і 2.72-2.86C, до 18Cr, до 0,24V і 1,5Ni; а також хромовмісні зміцнювальні покриття, нанесені гальванічним способом з додатковим модифікуванням наноалмазами.

3. Для отримання достовірної оцінки формованої структури і властивостей використовували комплексний підхід в дослідженнях із застосуванням сучасних методів і обладнання для проведення аналізу на всіх етапах виробництва і експлуатації виробів. Розроблено нові підходи та методики теоретичної і експериментальної оцінки процесів структуроутворення, засновані на виявленні фазового складу, властивостей комп'ютерним аналізом цифрових зображень металографічних структур, з використанням розробленого методу математичного опису, що дозволив з мінімальними витратами коригувати технологічні процеси (лиття, термообробки) і забезпечити стабільну структуру і рівень властивостей робочого шару досліджуваних виробів.

4. Якість робочого шару хромовмісних валків станів гарячої прокатки і хромовмісних покриттів оцінювали за рівнем фізико-механічних властивостей і формованої

структури (твердості, мікротвердості, рівню коерцитивної сили, дисперсності фаз, енергетичного стану системи, ступеня неоднорідності і анізотропії) експериментальними і теоретичними методами.

5. Для оптимізації структурного і фазового стану досліджуваних матеріалів (високохромистих %, 2.7-2.9C, до 18Cr, і хромонікелевих %, 2.9-3.8C, до 1.9Cr, 3.9-4.5Ni, чавунів) розроблені ефективні технологічні процеси виготовлення виробів. Для цього проведено дослідження впливу факторів хімічного складу сплаву, легуючих і модифікуючих домішок, структурної спадковості, характеристик, що враховують фазовий склад і ступінь неоднорідності структури виявлених фаз, в тому числі локальної, режимів термообробки, на структурний стан і рівень властивостей робочого шару. Отримано залежності, що зв'язують структурний стан матеріалу з рівнем його фізико-механічних і експлуатаційних властивостей, таких, як твердість і мікротвердість, коерцитивної сила, дисперсність фаз, щільність дислокаційної структури.

6. Розроблено нові підходи, що включають комплексну методикау теоретичної оцінки величини мікротвердості із застосуванням оптико-математичного аналізу цифрового металографічного зображення в локальних зонах, що відрізняються хімічним складом. Це дозволило побудувати комп'ютерні моделі, які враховують зміну енергетичного стану системи при різних технологічних процесах і оцінити мікротвердість в різних дисперсних фазах, структурних складових. Такий підхід використаний і для прогнозування впливу локальної неоднорідності фаз і їх частки на твердість сплаву, задаючи різні параметри технологічних процесів лиття та термообробки.

7. Для виявлення закономірностей і особливостей формування структури хромовмісних сплавів, а також змін, що відбуваються при термообробці, виконано комп'ютерне моделювання. При розробці такої методики, для найбільш достовірного прогнозу структурного стану і рівня властивостей хромовмісних сплавів, були використані і структуровані основні оціночні критерії, які дозволяли найбільш повно характеризувати вплив різних технологічних і експлуатаційних параметрів. Для детального опису фрагментів цифрового зображення структур металу застосовували розроблену раніше методикау аналітичного дослідження, заснованого на гідродинамічних аналогіях, що відбуваються при формуванні фаз (дисипація енергії, дифузне перене-

сення, зміна щільності), на основі рівнянь Нав'є-Стокса.

8. Підхід по оцінці впливу режимів термічної обробки, включав створення комплексного аналізу прогнозування впливу структуроутворення на рівень твердості, відповідно до вимог НТД, шляхом побудови комп'ютерних математичних моделей, заснованих на методі кінцевих елементів. Моделювання проводили на базі обчислювального експерименту, із застосуванням статистичних методів на основі даних, що включають як стандартні дослідження металографічних структур, вимірювання твердості, так і рівня коерцитивної сили. Адекватність розроблених моделей підтверджували експериментальним шляхом. Це дозволило прогнозувати рівень властивостей матеріалу, і, відповідно до цього, вносити корективи, а також забезпечувати надійне управління структуроутворенням. На підставі цього розробили нові оптимальні технологічні параметри процесів виготовлення виробів і забезпечили підвищення їх експлуатаційної стійкості, економічну ефективність.

9. У дослідженнях, спрямованих на розробку нових підходів до оцінки і моделювання структуроутворення в хромовмісних сплавах, використовували різні методи підвищення якості робочої поверхні виробів, що забезпечують їх структурну однорідність, такі як, оптимальний склад, термічна і радіаційно-термічна обробки валкових хромовмісних сплавів, а також зміну осаджуваних зносостійких електролітичних покриттів хрому дисперсними наноалмазами, керованого процесу їх кристалізації.

## РОЗДІЛ 3

### РОЗРОБКА НОВИХ ПІДХОДІВ ДО ТЕОРЕТИЧНОЇ ОЦІНКИ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В ХРОМОВІСНИХ СПЛАВАХ

#### 3.1. Особливості фазового складу хромовмісних сплавів

Одним із суттєвих недоліків легованих чавунів для виробництва двошарових валків великої маси (6-30т) для листових станів гарячої прокатки, є нестабільність властивостей робочого шару в період експлуатації через наявність залишкового аустеніту. В умовах термоциклічного впливу і високих питомих тисків розпад його супроводжується зростанням напружень, утворення тріщин і викришування в робочому шарі валка при експлуатації. Зменшити частку залишкового аустеніту в таких сплавах можливо додатковим легуванням карбідоутворюючими добавками, для формування спеціальних карбідів, а також низькотемпературною термічною обробкою [3,4].

Згідно даним термодинамічного аналізу сплавів системи Fe-Cr-C, з вмістом хрому до 25% встановлено [16, 210], що при кристалізації такого сплаву можливе формування як легованих карбідів цементитного типу, так і - спеціальних. В завдання досліджень входила розробка нових підходів для достовірної оцінки фаз, виникнення їх локальної неоднорідності, як при виготовленні виробу, так і за термін його експлуатації. З огляду на той факт, що залишковий аустеніт, як правило, розташовується в локальних зонах, то при його розпаді звичайним мікроструктурним аналізом важко не тільки визначити тип продуктів розпаду, а й їх кількість.

В даному розділі роботи на основі розробленого оптико-математичного опису структуроутворення [199] дається оцінка формування фаз при кристалізації, термічній обробці, а також експлуатації виробу. Розроблені додаткові елементи опису фаз, що дозволили удосконалити методіку дослідження зображення мікроструктур хромовмісних сплавів, отриманих різними методами (оптичної і електронної мікроскопії) з використанням математичного аналізу [211, 212].

Для детального опису фрагментів цифрового зображення структур металу розроблена і успішно використовується методіка аналітичного дослідження, заснована на гі-



дродинамічних аналогіях, що відбуваються при формуванні фаз (дисипація енергії, дифузне перенесення, зміна щільності дислокаційної структури), що включає комплексний комп'ютерний аналіз металографічних зображень [79,199,200]. Його математичною основою є метод оптико-структурного машинного аналізу, що оцінює зображення, які розрізняються за їх статистичними характеристиками (за розподілом елементів зображення - пікселів і щільності їх розподілу). Кожній координаті пікселя цифрового зображення привласнювали значення коду умовного кольору (далі просто умовний колір). Використовуючи дані величини, в кожній точці зображення розраховували абсолютне значення лапласіану, який описує неоднорідність хімічних елементів через дисипацію енергії [199] при структурних змінах і абсолютне значення дивергенції, що характеризує щільність фрагмента, а потім будували гістограми інтегрального розподілу для аналізованих параметрів. За допомогою таких розподілів проводили оцінку фаз сплаву, ступінь їх локальної неоднорідності. Порівнюючи отримані гістограми, визначали кількість і якісний склад фаз [211]. Детальні дослідження [79,80,142,199,200, 202-209,211-213, 218,221-225,227] показали доцільність доповнення даної методики новими можливостями, що дозволяють локально з більшою точністю виявляти структурні складові хромовмісних сплавів, зокрема, при проведенні термодинамічної аналізу.

### 3.1.1. Спосіб оцінки мікроструктури на основі поєднань і абсолютного значення лапласіана матриці умовних кольорів

У роботі в якості базової була використана, а потім вдосконалена методика дослідження мікроструктур хромовмісних сплавів математичним аналізом [199,200]. Для визначення тісноти зв'язку між структурними складовими сплаву запропоновано новий показник, заснований на поєднаннях умовних кольорів і абсолютних значень лапласіану. Для цього, досліджуване зображення, відповідно до методики, розбивали на фрагменти заданого розміру  $n \times m$  пікселів і для кожного будували гістограми оцінюваних параметрів. Між фрагментами розраховували коефіцієнти множинної і парних кореляцій всіляких поєднань по гістограмі, які розбивали на 17 інтервалів умовних кольорів. У загальному випадку розглядали 240 ( $15 \times 16$ ) поєднань. Як показник гетерогенності

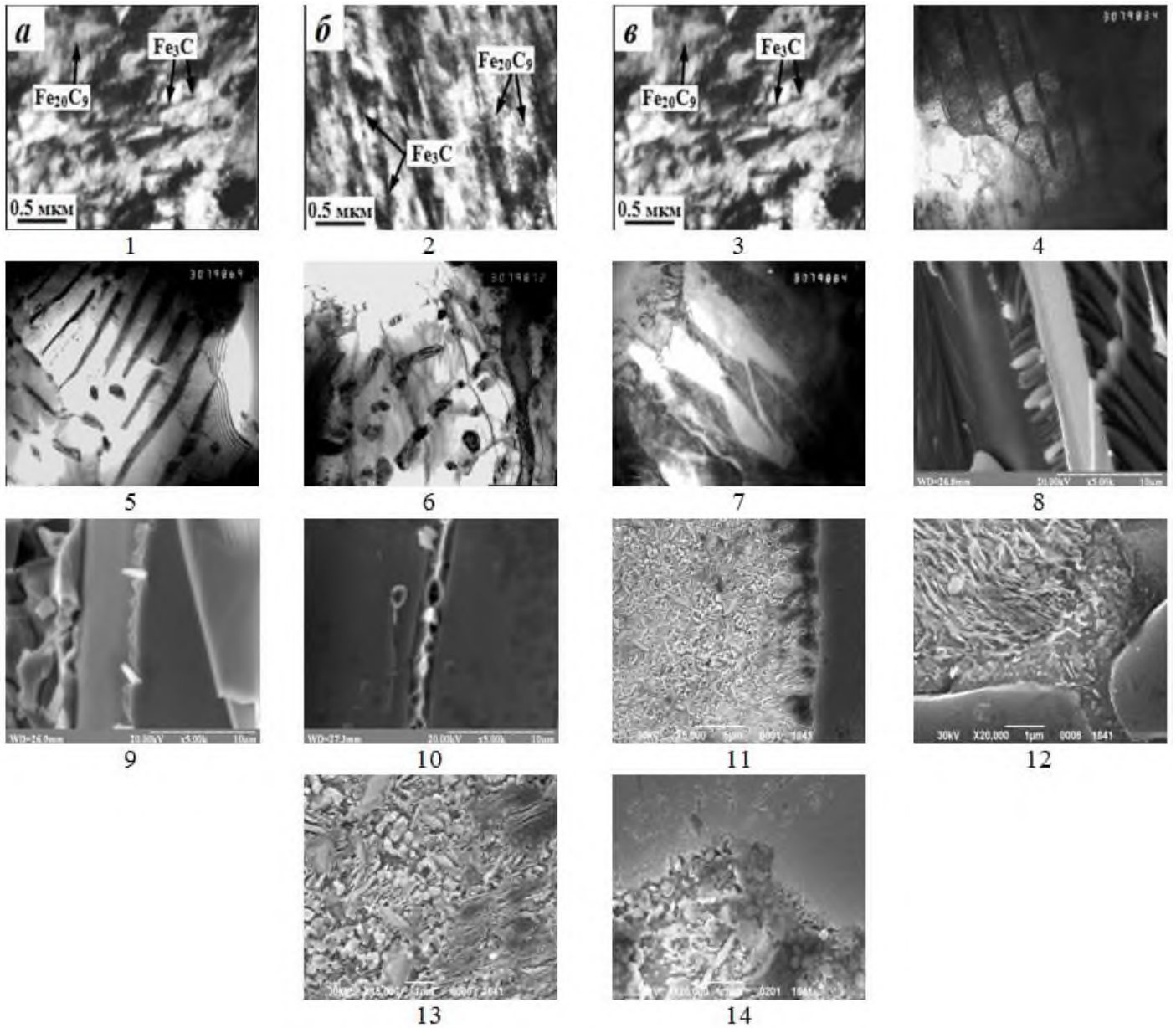
структури брали сумарне значення всіх коефіцієнтів парних кореляцій умовних кольорів. Для підвищення точності був введений додатковий показник - кількість парних зв'язків з коефіцієнтом кореляції  $r_{xy} > 0.4$ .

Для узагальнення даної методики угрупування гістограм на фотографії було проведено шляхом розрахунку парних кореляцій кольорів по певним групам фрагментів. При цьому сумарний показник кореляції дорівнював числу груп. Досліджено фотографії мікроструктур високохромистого чавуну (рис.3.1), що отримані при кристалізації сплаву і зйомках різними методами електронної мікроскопії.

Для побудови гістограми поєднань умовних кольорів (табл.3.1) задана область, що складається з 17 дискретних інтервалів, за формулою, де  $k$  - номер інтервалу ( $k = 1, \dots, 17$ ). Наприклад, 1-й стовпець - колір  $(16-1) \cdot 17 = 255$ ;  $k$ -й стовпець - колір; 16-й стовпець - колір  $(1-1) \cdot 17 = 0$ . Перший рядок - номер кольору інтервалу, другий - номер умовного кольору. На всіх зображеннях досліджуваних мікроструктур (див. табл.3.1) виявлені карбідні фази, що входять в інтервали поєднань кольорів 85 - карбіди цементитного типу і 68, 51 і 0, що відносяться до спеціальних карбідів типу  $Me_xC_y$  і  $Me_7C_3$  [206], що виділилися в різний період кристалізації, а також - аустеніт (колір 153); легований ферит, збагачений вуглецем - колір 170, і з невисоким вмістом вуглецю - кольору 246 і 255. Колір 170 відповідає голчастим структурам.

Для зіставлення коректності застосування даної методики при дослідженні мікроструктур, отриманих різними методами електронної мікроскопії, були розраховані показники гетерогенності (табл.Е.1, додаток Е), що визначають структури на досліджуваних зображеннях (див. рис.3.1). Для цього зображення структур розбили на фрагменти  $5 \times 5$  пікселів, використовуючи отримані гістограми поєднань кольорів (див. табл.3.1).

З табл.Е.1, додаток Е видно, що показники, які описують структури фотографій 11-14 ближчі до фотографій 1-3, ніж 4-10 (див.рис.3.1). Це доводить коректність застосування даної методики для різних методів електронної мікроскопії, а також виявляє її чутливість до використовуваної напрузи прискорення електронів. Матриця збігів між досліджуваними зображеннями мікроструктур, що побудована по різниці відповідних коефіцієнтів парних кореляцій (табл. Е.2, додаток Е), підтверджує цей висновок.



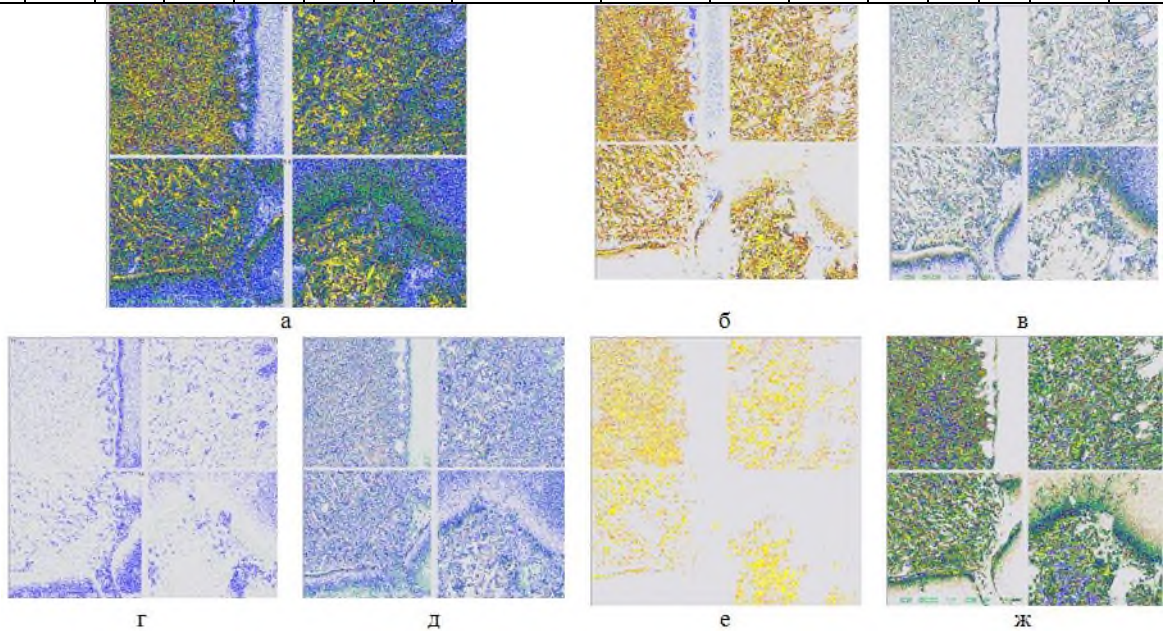
1-3 - чавун ГЧХ28Н2 в литому стані - фотографії отримані методом трансмісійної дифракційної електронної мікроскопії на тонких фольга при напрузі прискорення 30кВ (ТЕМ) [214]; чавун 28Х32Н3Ф: 4-8 - в литому стані, 9-10 - після високотемпературної термообробки, де 4-7 отримані методом ТЕМ, 8-10 – методом скануючої електронної мікроскопії (SEM) при напрузі прискорення 20кВ [215]; 11-14-чавун валковий, фотографії отримані SEM при напрузі прискорення 30кВ [3]. Фотографії мають наступні збільшення: 1-3, x2000; 4-7, x30000; 8-10, x5000; 11, x5000; 12, 14, x20000; 13, x15000

Рисунок 3.1 - Зображення мікроструктур високохромистих чавунів, отриманих при дослідженні різними методами електронної мікроскопії

Ця матриця дозволяє оцінити і зіставити виявлені структури по зображеннях, отриманих різними методами. Наприклад, фотографія 7 має найменші значення в запропонованій матриці з фотографією 5, що підтверджується близьким кількісним вмістом і часткою кольорів виявлених фаз (див. табл.3.1). Аналогічно табл.3.1 і табл.Е.1, додаток Е, побудовані гістограми поєднань кольорів абсолютних значень лапласіана і розраховані їх поєднання, за якими побудовані 1- та 4-х факторні кореляційні моделі (див. табл.Е.3, додаток Е). Для кожного зображення мікроструктури відібрані моделі, де поєднання кольорів дають найбільший коефіцієнт множинної кореляції ( $R_{mn}$ ), серед виявлених структурних складових досліджуваних чавунів. Показано, що поєднання кольорів 1, 6, 11 і 16 (відповідають: легованим фериту і голчастим структурам, а також легованих карбідам цементитного типу і спецкарбідам типу  $Me_7C_3$ ) найчастіше зустрічаються в комбінаціях факторів. Це узгоджується з табл. 3.1, причому дані структури, виявлені в результаті дослідження гістограм поєднань абсолютних значень лапласіану відповідають, описаним в роботах [3,214,215]. Це підтверджує коректність такої методики. Побудовано гістограми розподілу абсолютних значень лапласіана. При цьому кожен з 2-х аргументів, що описують максимальну і мінімальну його абсолютну величину, розбивали на задану кількість частин. Якщо розглянутий фрагмент потрапляв в область інтервалів, що описують голчасті структури або аустеніт, то додавали 1 до числа таких випадків, а також підсумовували значення першого і окремо другого аргументів. Далі середні по першому і другому аргументам групи обчислювали як відношення відповідних сум на число таких випадків. Визначали кількісний склад, %, цих випадків як відношення їх до загальної кількості фрагментів (табл.Е.4, додаток Е). Для графічної побудови гістограм (рис.3.2) обчисленими значеннями були присвоєні відповідні кольори:  $\geq 255$  і  $< 409$  - синій;  $\geq 409$  і  $< 422$  - зелений;  $\geq 422$  і  $< 443$  - жовтий;  $> 443$  - червоний. З рис.3.2 видно, що умовні інтервали кольорів 1-й і 15-й мають жовтий, тобто, більш великі значення лапласіану. Колір 16 - синьо-зелений, що більше, ніж тільки синій у всіх інших випадках. Отримані гістограми наочно оцінюють ступінь гетерогенності сплаву, виявляють його структурні складові, що відрізняються за хімічним складом. Дана методика може бути корисна при проведенні термодинамічної оцінки виділення карбідних фаз, мікротвердості складових сплаву, його міцності.

Таблиця 3.1 - Розподіл поєднань умовних кольорів досліджуваних мікроструктур

Вміст кольору, %, із заданого інтервалу																№ фотог- рафії							
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16								
255	246	238	221	204	187	180	170	153	136	85	68	51	34	17	0	фази фериту	аустеніт/бейніт	карбідні фази	1				
18	7,9	0	0	0	0	0	12,4	6,4	0	23,9	8	0	0	0	23,3								
18,4	10,2	0	0	0	0	0	12,1	6,4	0	22,5	6,2	0,1	0	0	24,2	2							
17,5	8	0	0	0	0	0	12,5	6,5	0	24,1	8,1	0	0	0	23,2								
3,4	5,7	0	0	0	0	0	6,3	4,6	0	26,4	45,2	0	0	0	8,5		3						
8,4	20,2	0	0	0	0	0	11,4	6,2	0	13,9	8,8	0	0	0	31,3								
8,8	21,5	0	0	0	0	0	13,4	6,1	0	16,4	7,3	0	0	0	26,4			4					
15,4	2,8	0	0	0	0	0	11,1	5,5	0	18,2	11,3	0	0	0	35,6								
5,9	0,7	0	0	0	0	0	9,6	4,1	0	43,9	17,7	0	0	0	18					5			
9,4	0,8	0	0	0	0	0	34,5	12,8	0	34,5	1,7	0	0	0	6,2								
1,5	0,3	0	0	0	0	0	7	0,9	0	75,1	13,2	0	0	0	1,9						6		
20	6,5	0	0	0	0	0	16,2	6,9	0	23,4	6,8	0	0	0	20,2								
24,1	4,8	0	0	0	0	0	24,4	10,5	0	16,5	1,3	0	0	0	18,4							7	
16,9	3,1	0	0	0	0	0	24,3	13,6	0	27,8	2,4	0	0	0	11,9								
16,8	3,2	0	0	0	0	0	30,1	17,1	0	21,6	0,7	0	0	0	10,5								8
																			9				
																10							
																	11						
																		12					
																				13			
																					14		



Інтервали: а) всіх виявлені; б) 16-й; в) 15-й; в) 10-й; г) 6-й; е) 5-й; ж) 1-й

Риснок 3.2 - Розподіл поєднань абсолютних значень лапласіану, що мають найбільшу кількість (табл.Е.4, додаток Е) на фотографіях 11-14 мікроструктур високохромистих чавунів

### 3.1.2. Дослідження особливості структуроутворення при низькотемпературній термоциклічній обробці

Дослідження проводили на зразках, відібраних від робочого шару двошарових відцентроволитих листопрокатних валків для станів "1700" і "2000" гарячої прокатки виконання ЛПХ17Нд (леговані до 17%Cr і до 1,5%Ni з карбідами типу  $Me_3C$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_{23}C_6$  і  $Me_xC_y$  в матриці) з робочим шаром з високохромистого і серцевиною з сірого чавунів.

У раніше виконаних роботах [255] було виявлено ефект магніострикції при магнітному перетворенні в карбідних фазах високохромистих чавунів (табл.3.2) з різним вмістом заліза (в яких частка первинних спеціальних карбідів хрому досягала 43% від загального вмісту). Встановлено температурні області таких перетворень для різних типів карбідних фаз, що залежать від хімічного складу і визначаються згідно вуглецевого еквівалента [171]. При цьому, на кордоні матриці з карбідною фазою, було зафіксовано появу локальних областей, схильних до додатковим структурних напружень II роду в результаті їх мимовільної магніострикції, що ініціюють розпад залишкового аустеніту. Особливо яскраво цей ефект виражений для структурно вільних первинних масивних спеціальних карбідів хрому, або легованих цим компонентом (рис.3.3).

Таблиця 3.2 - Склад карбідних фаз валкових високохромистих чавунів (16,0-18,0%Cr)

Виявлені карбідні фази	Хімічний склад, %				
	Fe	Cr	Mn	V	Mo
евтектичні та первинні типу $Me_7C_3$	до 51	до 47,8	до 1,1	до 1,3	до 1,3
вторинні типу $Me_xC_y$ , $Me_{23}C_6$ , $Me_7C_3$	до 48	до 47,0	до 0,32	до 1,05	до 0,09
цементитного типу $Me_3C$	до 79-83	до 14,0	до 0,6	до 0,2	до 1,4

Для отримання максимального розпаду залишкового аустеніту використовували термообробку, що полягала в циклічному нагріванні і ізотермічній витримці в інтервалах температур магнітного перетворення виявлених карбідних фаз (див.табл.3.2).

Дослідження особливостей структуроутворення високохромистого сплаву проводили на основі методу оптико-математичного комп'ютерного аналізу металографічного зображення [79]. Проведено порівняльний аналіз 49 цифрових зображень фрагментів досліджуваних структур в різних зонах зерна аустеніту, що розпався в литому стані і

після циклічної ТО в інтервалі магнітного перетворення легованого цементиту і спеціальних карбідів ( $t = 350^\circ$  і  $500^\circ$ ).

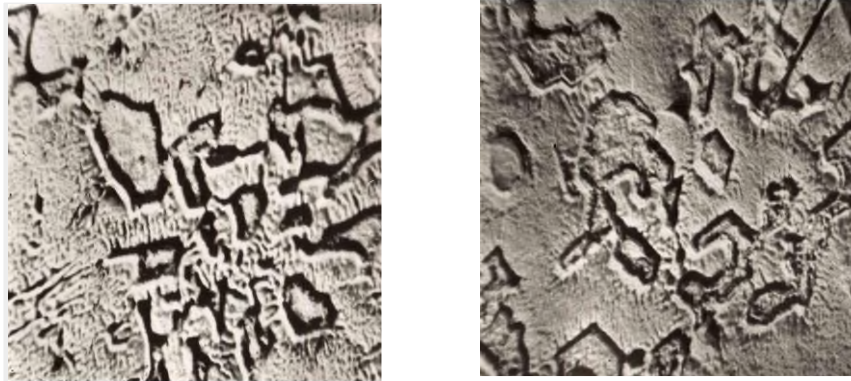
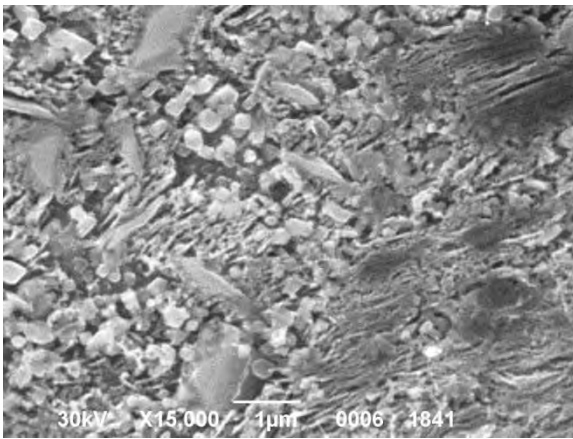
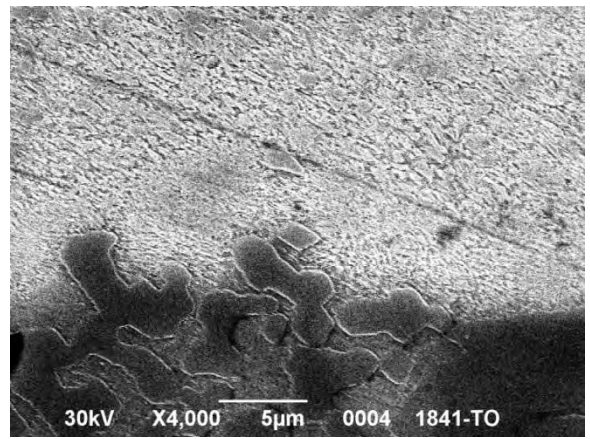


Рисунок 3.3 - Зони стиснутої локальної деформації, сформованої навколо структурно вільних спецкарбідів хрому в результаті магнітострикції (вакуумне травлення в потоці Ag)

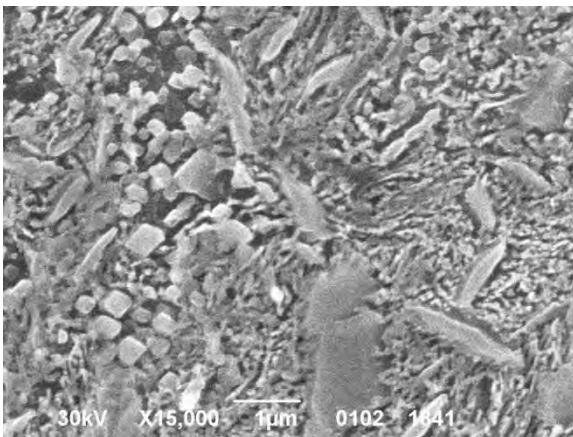
В результаті цифрових описів фотографій досліджуваних структур, виявлено такі кольори: 255, 246, 237, 204, 187, 170, 153, 85, 68, 17, 0, що входять до 16 інтервалів умовного кольору, і яким присвоєно порядкові номери від 1 до 11, що утворюють три групи фаз: 1 - 6 (інтервали 1-8) - ферит; 7 (інтервали 9-10)- аустеніт / бейніт (перехідна фаза між феритом і аустенітом, з концентрацією вуглецю близькою до аустеніту); 8 - 11 (інтервали 11-16)- карбідні фази (див. табл.3.1). Як приклад представлені результати порівняльної оцінки металографічних зображень мікроструктур в центрі і по краях зерна аустеніту, що розпався, рис.3.4. Для порівняльної оцінки особливостей структуроутворення в локальних зонах мікроструктур сплаву, був введений *показник нейтральності* абсолютного значення лапласіана, при якому його алгебраїчна сума у всіх точках аналізованого зображення, в середньому, дорівнювала нулю. Цей параметр характеризував локальні диференціальні співвідношення (на основі методу скінчених різниць) між аналізованими фрагментами структур (див. табл.Е.3, додаток Е) і використовувався як фільтр при визначенні їх нормативних характеристик. Відхилення від цього показника в будь яку сторону (позитивну і негативну), характеризує особливості протікання процесів структуроутворення, що пов'язані з поглинанням або дисипацією внутрішньої енергії системи, а нульове значення – стабільний стан сплаву.



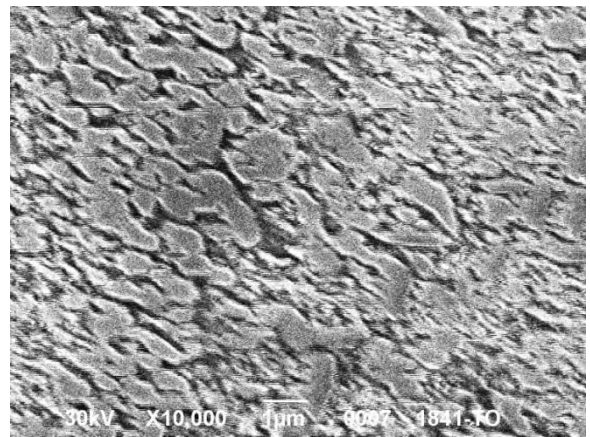
1.a



1.б



2.a



2.б

1 –центр, 2 –граніця; а –литий стан; б – після низькотемпературної циклічної обробки

Рисунок 3.4 - Мікроструктури зерна аустеніту, що розпався

Таблиця 3.3 - Середні значення лапласіана і їх різниця (зміщення щодо нейтрального положення) в залежності від знаку для аналізованих структур

Середнє значення лапласіану		Зміщення від нейтрального	Середнє значення лапласіану під кутом 45°		Зміщення від нейтрального	Середнє значення лапласіану 4-го порядку		Зміщення від нейтрального	Середній колір фото	№ фото
+*	-**		+	-		+	-			
182,4	069,4	113,0	182,9	064,5	118,4	076,9	152,8	-076,0	115,9	1.a
188,6	048,0	140,6	188,8	045,9	142,8	054,1	174,7	-120,6	113,0	1.б
199,3	078,1	121,2	200,3	074,1	126,1	087,2	172,1	-084,8	129,6	2.a
201,5	053,8	147,7	201,5	050,6	150,9	063,3	188,9	-125,6	124,9	2.б

\*«+» - позитивне; \*\*«-» - негативне

Для підвищення коефіцієнта в кореляційній моделі в обчисленнях нейтральності, крім власне значень оператора Лапласу, були використані значення 4-го порядку, тобто 2-ої похідної від лапласіану. Аналізуючи показник нейтральності для мікроструктур,



виявлено (табл.3.3), що при виведенні на екран його розрахованих значень, пікселі з негативними величинами істотно яскравіше позитивних (в середньому значення більше в 3-4 рази), при цьому точок з негативними значеннями значно менше, що обумовлює зміщення гістограми розподілу. Для значень 4-го порядку картина зворотна.

За розрахованими значеннями побудовані гістограми, що оцінюють зміщення лапласіана, від нейтрального положення (рис.3.5), тобто виявляють інтенсивність зміни внутрішньої енергії при структуроутворенні.

Процеси поглинання енергії (негативні значення лапласіану) - відзначені коричневим кольором, дисипації (позитивні значення лапласіану) - синім. За шкалою  $y$  - відзначено інтенсивність (число випадків), за шкалою  $x$  - відхилення від нейтрального (стабільного) стану для кожної фази (номера умовного кольору).

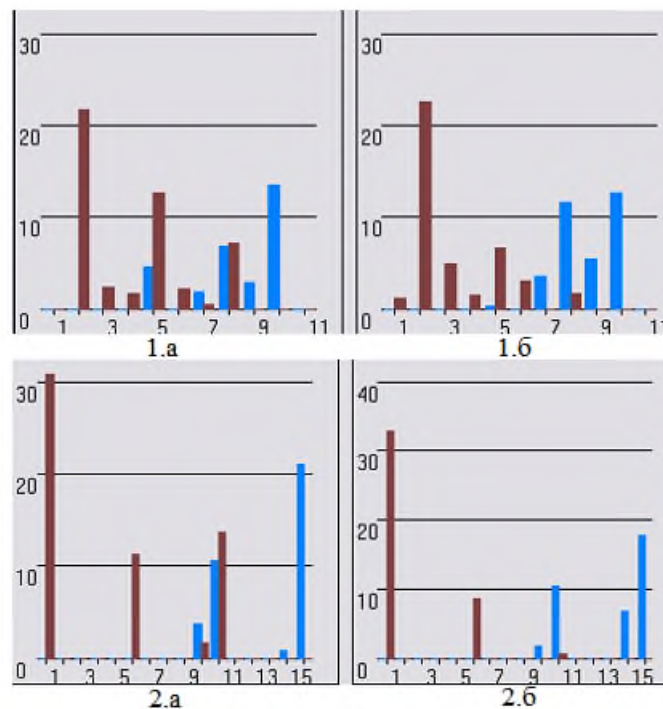


Рисунок 3.5 - Гістограми із зсувом умовного кольору (зміщенням), з урахуванням знаку лапласіана для аналізованих фотографій різних зон зерна аустеніту, що розпався: 1.a і 2.a - в литому стані; 1.б і 2.б - після термообробки

З отриманих гістограм випливає, що точки на фотографії, відповідні негативному лапласіану, зміщені в бік кольорів карбідних фаз, а позитивному - кольорів фериту. Це вказує на інтенсивність процесу розпаду залишкового аустеніту при термообробці.

Для фотографій 1.а і 1.б (див.рис.3.4 і табл.3.3) - зміщення для крайніх значень (за кольорами - з max і min концентраціями вуглецю) карбідних фаз і фериту практично не змінюється в результаті ТО. Вочевидь, це фази, що утворилися при кристалізації, хімічний склад яких не змінюється. Одночасно відбувається зміна кольорів довкола середніх значень. Це результат появи нових фаз карбідів і фериту, що формуються при розпаді аустеніту з відмінною концентрацією за змістом вуглецю і хрому.

Для фотографій 2.а і 2.б (див.рис.3.4 і табл.3.3) - після термообробки спостерігається практично повна відсутність кольору в частині інтервалу, відповідного аустеніту і значне збільшення частки фаз, які відносяться до спеціальних карбідів, що відповідає центру зерна. Значення, отримані в результаті проведених досліджень, показують, що введений критерій нейтральності дозволяє з високою точністю оцінювати гетерогенну структуру хромовмісних сплавів.

Згідно з методикою, описаною в п.3.1.1 даного розділу, встановлені залежності неоднорідності розподілу фаз в структурі високохромистого чавуну, за допомогою аналізу поєднань виявлених умовних кольорів на фрагментах зображень. Одночасно було розглянуто розподіл поєднань груп фаз, до складу яких увійшло 11 виявлених умовних кольорів для 24 пікселів фрагменту розміром  $6 \times 4$ , навколо середнього з координатами  $c_{ij}$  на площині зображення.

Оскільки через величезний обсяг обчислень практично неможливо побудувати залежності розподілу поєднань всіх умовних кольорів між собою, в роботі запропоновано спосіб їх отримання, заснований на аналогії з розподілом бозе-частинок (див. п.3.3.2). Суть способу полягала в обчисленні розподілу однакових і різних кольорів груп фаз серед  $n$  точок обраних фрагментів.

Отримано поєднання кольорів між фотографіями аналізованих структур в литому стані і після термообробки. За допомогою повного перебору сполучень за 3-ма групами фаз аналізували коефіцієнти кореляції ( $R_{mn}$ ) між вмістом перших двох кольорів і третім (рис.3.6). Чорним закодований перший колір поєднання (в даному випадку, перший - умовний колір, характеризує карбідні фази: від 8 до 11), зеленим (першим стоїть бейніт і аустеніт, 7) - другий, червоним - третій (першим в цьому поєднанні є умовний колір,

який характеризує ферит: від 1 до 6). Фон зображення - світло сірий, характеризує відсутність виявлених поєднань кольорів. Число таких поєднань помітно зменшується після термообробки, що характеризує зміну фазового складу і зменшення ступеня неоднорідності структури в результаті розпаду залишкового аустеніту і дифузії вуглецю (стимулюється магніострикційним ефектом).

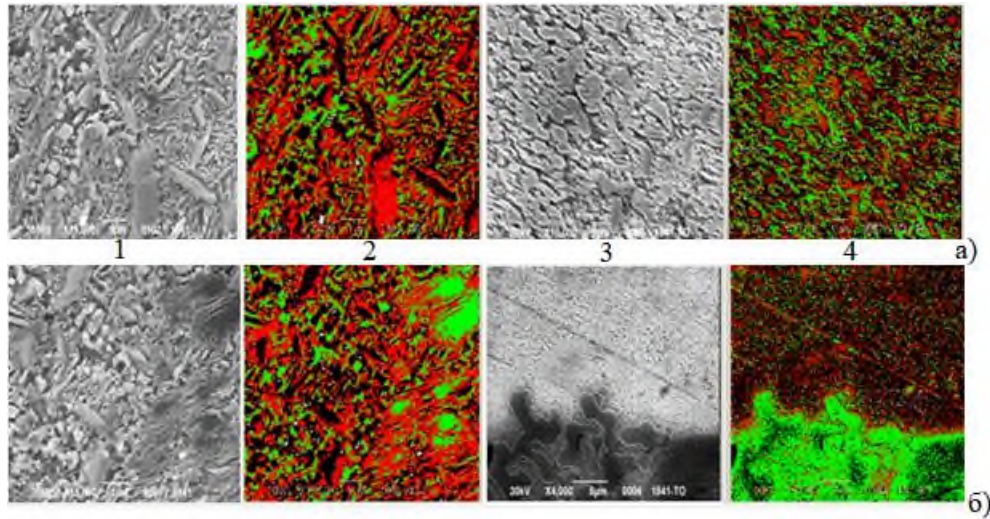
На підставі виявлених сполучень умовних кольорів отримана кореляційна модель їх взаємозв'язку в литому стані і після ТО, яка відображає залежність між фазами досліджуваного сплаву. Визначено коефіцієнти множинної кореляції ( $R_{mn}$ ) і значимість кожного фактору даної моделі (табл.3.4). Встановлено, що в литому стані значимими факторами є карбіди кольорів 9 та 10, аустеніт, а також ферит (кольорі 1 і 2, див. рис.3.6 і табл.3.4). Після ТО спостерігається деяке збільшення значущості фаз з кольором: 2, 9 і 10. Аустеніт/бейніт, як значимо впливовий фактор, відсутній, що пов'язано з повним розпадом аустеніту під дією сформованої локальної деформації від ефекту магніострикції, та невеликою кількістю бейніту. Значущим стає колір 11, відповідний вторинним дисперсним спецкарбідам типу  $Me_7C_3$ , що виділилися в результаті розпаду залишкового аустеніту. Виявлено тісний кореляційний зв'язок між кольорами фаз. Встановлено, що структура високохромистого чавуну включає фази, які відрізняються хімічним складом, і сформовані на різних етапах отримання виробу, як в процесі кристалізації при литві, так і термообробці.

Таблиця 3.4 - Значимість умовних кольорів в кореляційних моделях зображень структур в зонах біля границі зерна аустеніту, що розпався, див. рис.3.4

Номер умовного кольору											$R_{mn}$	№ фото
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11		
255	246	237	204	187	170	153	85	68	17	0		
Ферит						Аустеніт		Карбідні фази				
Значимість параметру												
1,0	6,12	0,0	0,0	0,0	0,0	1,45	0,0	4,15	5,36	0,0	0,98	1.а
1,01	6,30	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	4,68	5,56	2,39	0,98	1.б

Аналіз змін залежності умовних кольорів, що описують фази сплаву, вмістом 2,74%С і 16,4%Cr, до і після термічної обробки, при повному розпаді аустеніту, показав (рис.3.7), що між локальними фрагментами фаз спостерігається значні зміни і в кі-

лькісному складі.



Центр зерна (а) і біля границі (б): 1 і 3 - вихідні фотографії (у верхньому ряду - відповідають структурам 2.а, 2. б; в нижньому ряду - 1.а, 1.б, див. табл.3.3); 2 і 4 - зображення, отримані математичним описом. Де 1 і 2 - литий стан; 3 і 4 - після термічної обробки

Рисунок 3.6 - Зображення розрахованих поєднань умовних кольорів (при  $R_{mn} > 0,7$ ) на фотографіях зон зерна аустеніту, що розпався

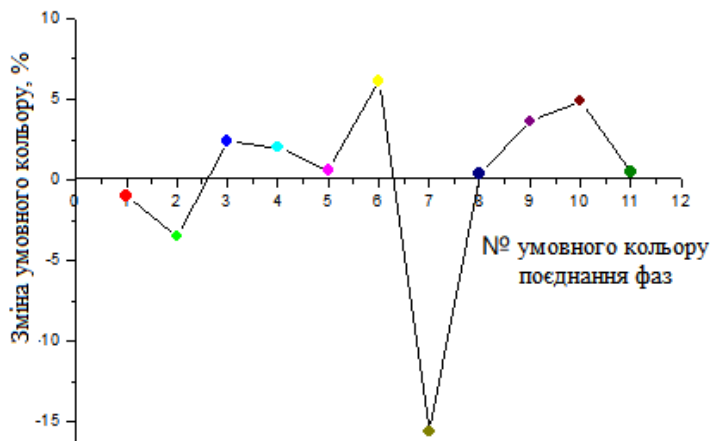


Рисунок 3.7 - Залежність відносної зміни умовних кольорів після термічної обробки при повному розпаді залишкового аустеніту на зображенні біля границі його зерна, що розпалося

На цьому рисунку позитивні значення зміни умовного кольору, в результаті проведеної термообробки, характеризують ступінь збільшення частки фаз відповідного хімічного складу, а негативні - їх зменшення. Після ТО локально зменшується на: 15,6% кількість залишкового аустеніту; 1% і 3,5% фериту кольорів 1 і 2 відповідно. У той же час збільшується число фериту кольорів 3 - 6 на 2,4%, 2% і 0,6%, 6,1%, відповідно; а також кількість усіх карбідних фаз: 8,9,10 і 11 на 0,4%, 3,6%, 4,9% і 0,5% відповідно.

Це свідчить про локальну неоднорідність мікроструктури зерна аустеніту, що розпався, фаз фериту (кольори 1-6), аустеніту/бейніту (колір 7) і карбідів (кольори 8-11), що відрізняються за хімічним складом (C, Cr).

Вивчені параметри процесу термічної обробки, що впливають на розпад залишкового аустеніту і мінливість фазового складу, можуть бути використані для аналогічних процесів, які можливо моделювати при кристалізації, виключивши додаткові витрати на досягнення ефективності від проведення такої операції.

3.2. Застосування методів оптико-математичного аналізу оцінки дисперсності структури

### 3.2.1. Новий підхід до оцінки дисперсності структури

Розроблено підхід, що дозволяє визначати ступінь дисперсності структури хромовмісного сплаву, на прикладі хромистих чавунів, на основі цифрового опису металографічного зображення фаз. Оцінку дисперсності здійснювали за допомогою функцій, що представляють енергетичні параметри системи. Даний підхід дозволяє задавати значне число чинників, що описують різні характеристики структури металографічних зображень.

Однією з важливих задач в дослідженнях по визначенню впливу технологічних факторів і різних видів обробки матеріалів, а також створенні інноваційних технологій є ефективний спосіб оцінки кількісного та якісного співвідношення і частки структурних фаз в матеріалі. Така оцінка може бути проведена тільки при використанні цілого ряду фізико-хімічних методів досліджень (трансмісійна електронна мікроскопія (ТЕМ), рентгенофлуоресцентний аналіз (XRF), хемосорбція, рентгенівська електронна спектроскопія (XPS) і ін.), а також доповнюють їх новими підходами комп'ютерного аналізу металографічного зображення.

Разом з тим відомо, що розмір фаз металу може істотно змінювати його структурний стан і механічні властивості. У зв'язку з цим при розробці та застосуванні змін конструкційних матеріалів особливе значення приділяється оцінці структури і дисперсного стану фаз матеріалу. Найбільш традиційними методами оцінки середніх розмірів фазових складових є ТЕМ і рентгенівська дифракція. При цьому, ТЕМ дозволяє пред-

ставити також розподіл формованих частинок фаз з урахуванням їх розмірів. Проте, основним недоліком цих методів є низька чутливість до ультрадисперсних часток, а в разі TEM ще й вплив зміни розмірів, форми і складу фаз, що виділяються, під впливом високоенергетичного електронного пучка.

На даний час для проведення кількісного комп'ютерного аналізу мікроструктур пропонують розроблені програмні комплекси, зокрема, фірми SIAMS і Carl Zeiss, опублікували розробки окремих комп'ютерних програм [219], а також використання універсальних комп'ютерних програм по обробці зображень Adobe PhotoShop і Corel Photo Paint [220]. Розроблені програми і комплекси використовують підходи для обчислення ступеня дисперсності структури, які полягають в статистичній обробці виявлених кольорів пікселів розглянутого зображення. Аналізуються способи визначення параметрів структури, такі як, об'ємна частка, середні розміри частинок включень, дисперсію, відхилення частинок від певної форми, а також оцінку коефіцієнта кореляції та ін.

Проте, недоліком таких підходів і розроблених програм, є те, що ця оцінка дисперсності структурних складових хромовмісних сплавів, не дозволяє, крім різниці в їх геометричних параметрах, також виявити відмінності і в складі кожної фази, що має локальну неоднорідність по концентрації компонентів.

У раніше опублікованих роботах по дослідженню формування структур в хромовмісних сплавах авторами даних досліджень були закладені основи оцінки співвідношення фаз в таких сплавах (високолегованих чавунах) з використанням оптико-математичного аналізу фотографій, отриманих методами оптичної та електронної мікроскопії. Був представлений розроблений підхід, який базується на комп'ютерному оптико-математичному аналізі металографічних зображень для проведення кількісної та якісної оцінки фазового складу з використанням енергетичних параметрів. Методика комп'ютерного дослідження, як раніш було зазначено [188], заснована на гідродинамічних аналогіях, таких як дивергенція і лапласіан, із застосуванням рівнянь Нав'є-Стокса, відповідних формуванню фаз при дифузії в процесі кристалізації сплаву і ТО.

В даному розділі розглянуто новий підхід, що дозволяє визначати ступінь дисперсності структури хромовмісного сплаву, шляхом оцінки довжини ряду пікселів цифро-

вого зображення фаз, розташованих послідовно у вигляді горизонтальних або вертикальних ланцюжків, що складаються з одного і того ж умовного кольору, який описує конкретну структурну складову досліджуваного сплаву [218].

На основі статистичних досліджень за отриманими даними будували гістограми по довжині виявлених часток різних досліджуваних фаз. Це дозволило провести більш повний аналіз їх розподілу з відмінними за формою, розмірами і хімічним складом. Для побудови гістограми для певної фази програма сканує зображення, як в горизонтальному, так і у вертикальному напрямках в заданій області. При цьому, проводиться лінійний пошук ланцюжків пікселів, що потрапляють в заданий інтервал умовних кольорів для кожної з фаз. Сканування зображення проводиться велику кількість раз (порядку декількох сотень) на одному знімку.

Алгоритм розрахунку довжини таких ланцюжків пікселів полягає в наступному. При кожному скануванні в горизонтальному або вертикальному напрямку розглядаються три, наступні один за одним, пікселя (для скорочення названі номером 1, 2 і 3). При виконанні програми цифрову фотографію задавали прямокутною матрицею з елементами  $c_{i,j}$  (значення кольорів від 0 до 255), де індекс  $i$  - відноситься до номера рядка, а індекс  $j$  - до номеру стовпчика. При скануванні по горизонталі змінювався номер стовпчика, тобто, точці 1 відповідав стовпець з номером  $j-1$ , точці 2 - стовпець з номером  $j$ , точці 3 - стовпець з номером  $j+1$  при одному і тому ж номері рядка  $i$ . Аналогічно, при скануванні по вертикалі точці 1 відповідав рядок із номером  $i-1$ , точці 2 - рядок з номером  $i$ , точці 3 - рядок з номером  $i+1$  при одному і тому ж номері стовпця  $j$ .

В алгоритмі виконували наступні умови, за якими при аналізі структури в точках 1, 2, 3 отримували наступні 4 випадки: - якщо властивості фази в точці 1 не збігаються з властивостями в точці 2, але для точки 2 збігаються з точкою 3, то це означає, що розгляд і розрахунок попереднього ланцюжка закінчився, і з'являється - новий, причому, його довжина відразу починається з двох точок; - властивості точки 1 збігаються з - 2 і 3. У цьому випадку до довжини ланцюжка додається одиниця; - якщо ж властивість фази в точці 1 не збігається з - 2 і також 2 не збігається з точкою 3, то в цьому випадку довжина ланцюжка дорівнює одиниці, і він розглядається як ізольована точка. До гіс-

тограми довжин ланцюжків додається 1 в точці, що відповідає довжині ланцюжка, що дорівнює одиниці; - в разі, коли властивості фази точки 1 збігаються з - 2, але властивості останньої не збігаються з - 3. Це означає, що розгляд і розрахунок цього ланцюжка закінчився.

При виконанні алгоритму ланцюжок закінчувалася з завершенням рядка при горизонтальному скануванні, або із закінченням стовбця - при вертикальному. До гістограми довжин ланцюжків додається 1 в точці, що відповідає накопиченій довжині ланцюжка. Описаний алгоритм дозволяє отримати гістограму розподілу довжин ланцюжків, а також їх середні довжини. При цьому розрахунок умовного кольору проводили математичною обробкою металографічного зображення за розробленою методикою, вводючи параметри, що описують потужність дисипації (розсіювання) енергії в процесі структуроутворення.

Відомо, що лапласіан, або вихор, в гідродинамічній аналогії, - це сума приватних похідних другого порядку по осях  $x$  та  $y$ . Аналогічно, дивергенція, сума частинних похідних першого порядку по осях  $x$  та  $y$  [188]. В роботі [206] було запропоновано при дослідженні фотографій мікроструктур сплавів виражати через ці поняття дисипацію енергії, що характеризує дифузний процес, і зміну щільності фрагментів. Виходячи з фізичних розмірностей розглянутих параметрів, припустимо, що лапласіан відображає відношення чинної сили до маси, а дивергенція відповідає швидкості [188]. В цьому випадку добуток лапласіана на одиничну масу і дивергенцію (по розмірності) визначає потужність. Оскільки через оператор Лапласа описується функція, що визначає дисипацію енергії, то добуток лапласіана на дивергенцію можна трактувати як функцію потужності дисипації енергії. Сума таких добутків є скалярним добутком. Виходячи з цього, довжину ланцюжка пікселів запропоновано розраховувати відповідно до нерівності Коші - Буняковського [219], де нормами для скалярного добутку є  $L$  - лапласіан і  $D$  - дивергенція. Відповідно норми і нерівність приймають вид:

$$\|L\| = \sqrt{\sum_{k=1}^m L_k^2}, \quad (3.1)$$



$$\|D\| = \sqrt{\sum_{k=1}^m D_k^2}, \quad (3.2)$$

$$(L, D) = \left| \sum_{k=q}^m L_k D_k \right| \leq \|L\| \cdot \|D\| = \left( \sqrt{\sum_{k=1}^m L_k^2} \right) \cdot \left( \sqrt{\sum_{k=1}^m D_k^2} \right), \quad (3.3)$$

де  $m$  - змінне число для всієї фотографії, що показує довжину ланцюжка.

В даному дослідженні в якості міри дисперсності запропоновано розглядати відношення, що виражає нормоване значення потужності дисипації енергії, яке в силу нерівності (3.3) змінюється від 0 до 1:

$$b_u = \frac{(L, D)}{\|L\| \|D\|}, \quad (3.4)$$

Виходячи з отриманих статистичних даних при аналізі фотографій, використовували алгоритм розрахунку норм і скалярних добутків по довжині ланцюжка, де шукані параметри розраховували відповідно до (3.1) - (3.4). Наприклад, при горизонтальному скануванні, уздовж осі  $x$ , обчислення лапласіану (3.5), дивергенції (3.6) і потужності дисипації енергії (3.7), виконували за такими формулами:

$$L_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i,j+1} + c_{i-1,j} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j} \quad (3.5)$$

$$D_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j} \quad (3.6)$$

$$M_{i,j} = L_{i,j} D_{i,j} \quad (3.7)$$

Згідно застосованому алгоритму, параметр дисперсності, розрахований відповідно до (3.4), визначали наступним чином:

$$\text{при } M_{i,j} \begin{cases} < 0, \text{ то } u_{i,j} = -1, \\ = 0, \text{ то } u_{i,j} = 0, \\ > 0, \text{ то } u_{i,j} = 1, \end{cases} \quad (3.8)$$

де  $u_{i,j}$  - дискретний параметр, що виражає нормоване значення функції потужності дисипації енергії, що відповідає дисперсності структури.

Згідно (3.8) впливає, що отримані параметри, що описують дисперсність структури за допомогою енергетичної функції, мають різні знаки або нейтральні (рівні 0). Це дає можливість оцінювати ступінь неоднорідності досліджуваної структури з точки зору таких процесів, як, наприклад, дифузія, деформація, які протікають на різних етапах виготовлення, обробки і експлуатації виробу.

Відповідно до формул (3.1) - (3.3), а також виходячи з того, що заздалегідь невідомо число доданків  $m$ , основу розрахунку становить накопичення сум квадратів лапласіану і дивергенції, а також добутку лапласіана на дивергенцію. Причому, для пункту 1 алгоритму побудови ланцюжка пікселів накопичення проводиться по першій і другій точці, а для пунктів 2 і 3 - тільки по другій. При цьому, накопичення проводиться окремо для кожного випадку, при якому  $u_{i,j}=-1$ ,  $u_{i,j}=0$  і  $u_{i,j}=1$ . При застосуванні даного алгоритму для оцінки неоднорідності структури, розрахунок норм виробляли не тільки для всієї фотографії, але ще і для 6 виділених смуг в області зображення, що мають певну спрямованість при горизонтальному і вертикальному скануванні.

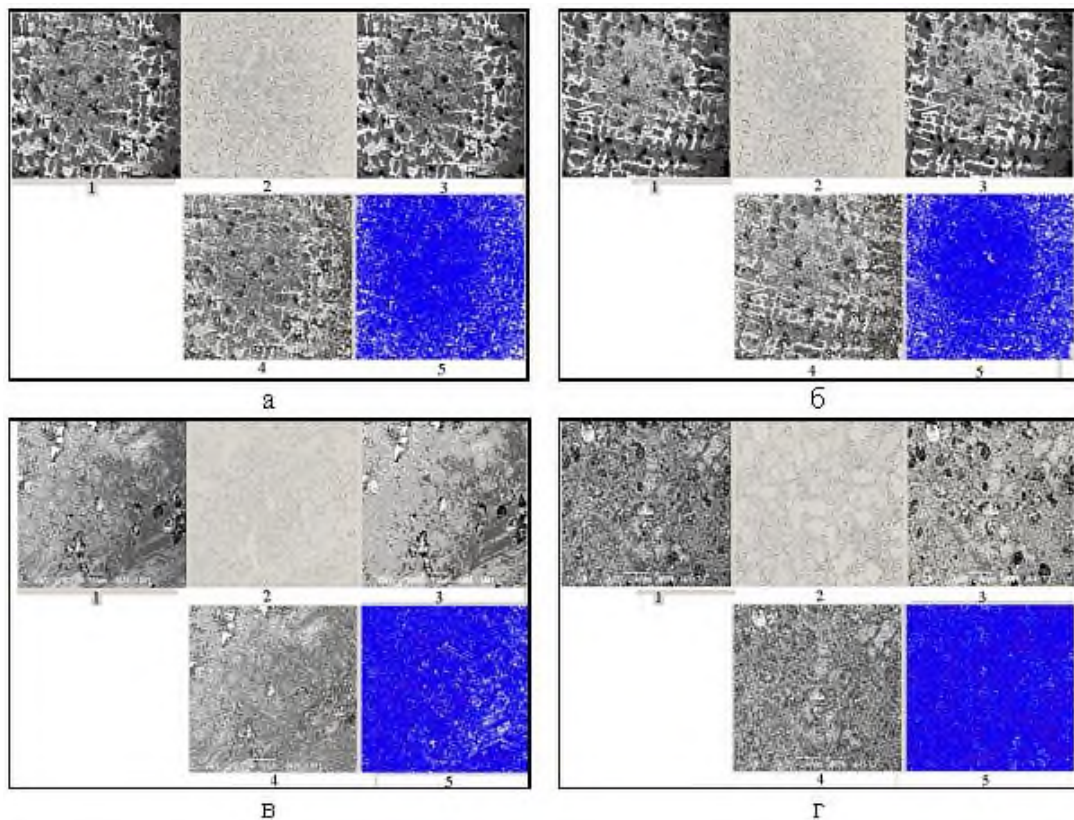
Для апробації запропонованого алгоритму виконана оцінка дисперсності структури, побудовані гістограми функції потужності дисипації енергії (рис.3.8) для хромонікелевого (мас.,%: 2,94C; 1,30Si; 0,62Mn; 0,34Cr; 2,90Ni; 0,28Mo; 0,13Cu) і високохромистого (мас.,%: 2,76C; 0,99Si; 0,86Mn; 16,40Cr; 1,38Ni; 1,24Mo; 0,31Cu; 0,27V; 0,035Mg) чавунів, використовуваних для валків чистової групи клітей листопрокатних станів, що відливаються відцентровим методом (в литому стані і після термічної обробки - відпалу).

При аналізі цих структур встановлено, що отримана довжина ланцюжків одного кольору в хромонікелевих чавунах значно більше, ніж в високохромистих. Причому проведена термообробка додатково значніше впливає на зменшення їх довжини в високохромистих чавунах. Зменшення при відпалі довжини безперервних ланцюжків однорідних фаз вносить, крім інших факторів, істотний внесок у зміну мікротвердості матриці чавуну. В литому стані становить: в перліті хромонікелевого чавуну -  $H_{50}221-260$ ; в високохромистому - продукти розпаду аустеніту -  $H_{50}362-437$ .

Після відпалу: в хромонікелевому чавуні -  $H_{50}238 - 277$ ; в високохромистому -  $H_{50}333-392$ . Отже, збільшення ступеня дисперсності структури в високохромистих чавунах, в результаті термічної обробки, помітно змінюється, що було показано в роботах [3, 200].

Отримані гістограми показують значний вплив термічної обробки на зміну знаку функції потужності дисипації енергії високохромистих чавунів - різко збільшується кількість параметрів з позитивним знаком за рахунок зменшення нейтральних значень. У хромонікелевих чавунах в середньому переважає нейтральна функція потужності ди-

сипації енергії. Отже, в порівнянні з високохромистим чавуном, в хромонікелевому сплаві в процесі кристалізації відбулися найбільш повні структурні зміни, що сприяють утворенню рівноважного енергетичного стану структури, і тому, термічна обробка для високохромистих чавунів є більш ефективною, з точки зору розпаду залишкового аустеніту. Термічна обробка при  $t = 190^{\circ}\text{C}$  і  $220^{\circ}\text{C}$  в хромонікелевих чавунах не приводить до істотної зміни знаку цієї функції, що відповідає вищевикладеному аналізу довжини ланцюжків пікселів одного кольору.



а, б - хромонікелевий чавун; в, г - високохромистий чавун; а, в - в литому стані; б, г - після термообробки; де 1 - вихідні фотографії мікроструктур; 2-5 - гістограми функції потужності дисипації: 2 - з негативним знаком; 3 - нейтральні по знаку (рівноважний стан, відсутність дисипації); 4 - з позитивним знаком; 5 - поєднане зображення (пропуск кольору відповідає рівноважному стану з відсутністю дисипації енергії)

Рисунок 3.8 - Алгебраїчні гістограми функції потужності дисипації енергії для хромонікелевого і високохромистого чавунів в литому стані і після термічної обробки (циклічних низькотемпературних відпалів з нагріванням в область магнітного перетворення карбідних фаз до температур:  $190^{\circ}\text{C}$  і  $220^{\circ}\text{C}$ , а також  $350^{\circ}\text{C}$  і  $450^{\circ}\text{C}$ - $500^{\circ}\text{C}$  відповідно)

### 3.2.2. Оцінка впливу різних факторів на структуроутворення

Кількісна і якісна оцінка параметрів структури матеріалів, особливо дисперсної будови, є важливим завданням в дослідженнях по визначенню впливу технологічних параметрів виробів різного призначення при виготовленні.

Розроблений підхід з використанням методики математичного аналізу металографічного зображення, заснованого на гідродинамічних аналогіях [188,220], дозволяє при дослідженнях дисперсності структурних складових, проводити більш надійну оцінку, виявляючи відмінності всередині кожної з фаз, що мають локальну неоднорідність по концентрації компонентів. При цьому, ступінь дисперсності структури хромовмісного сплаву, визначали функціями, що представляють собою енергетичні параметри, які розраховували згідно з методикою, наведеною в п.3.2.1, по довжині ряду пікселів локального зображення фаз, у вигляді розташованих послідовно горизонтальних і вертикальних ланцюжків. Умовний колір виявляли обробкою зображення [79], вводячи додатково параметри, що описують потужність дисипації (розсіювання) енергії [221], а також враховували напруги, що виникають в результаті процесів кристалізації і термічної обробки хромовмісних сплавів.

Виходячи з теорії пластичності та гідродинаміки [201,220], аналогом гідростатичного тиску брали дивергенцію, щодо якої і визначали лінійні деформації напруження, що задаються за допомогою лапласіана. Оскільки кутові (дотичні) деформації не залежать від гідростатичного тиску, то, віднімаючи з одного параметра інший, отримували функцію, за допомогою якої можна описати напруження (деформації), що виникають при різних технологічних процесах і структуроутворенні металу. За отриманими даними будували гістограми для різних фаз сплавів. Слід зауважити, що в прийнятій постановці завдання, в процесі математичної обробки зображення, рівняння рівноваги задовольняються не в кожній окремої малій зоні, а сумарно на всій області аналізу.

В даному розділі досліджень додатково використовували розроблені раніше методики математичного аналізу оцінки ступеня дисперсності структури хромовмісних сплавів. За результатами окремо проведених досліджень, виявили численні фактори, що впливають на їх структуру та властивості. Було встановлено, що найбільш тісні по-

казники кореляцій є з процесами, що відбуваються при структуроутворенні, мають середні значення дисперсності функцій напружень і потужності дисипації енергії.

У зв'язку з цим, провели кількісну оцінку ступеня дисперсності структури металографічного зображення високохромистого чавуну (рис.3.9), шляхом обчислення значень функцій потужності дисипації і напружень. Отримані параметри дозволяють оцінити неоднорідність досліджуваної структури в результаті таких процесів, як дифузія і деформація, що протікають на різних етапах виготовлення, обробки і експлуатації виробу.

Для досліджуваних зображень мікроструктур було побудовано розподіли значень дисперсності функції напружень (табл.3.5). Порівняльним аналізом в литому стані і після ТО, встановлено, що зі збільшенням напружень ділянки областей зображення, на яких ця функція має нейтральні (нульові) значення в результаті ТО - зменшуються, а з позитивними і негативними значеннями - збільшуються. У порівнянні розглянули величини функції напружень (див. табл.3.5) для фотографій загального вигляду 7 в литому стані і 8 після термічної обробки (див.рис.3.9).

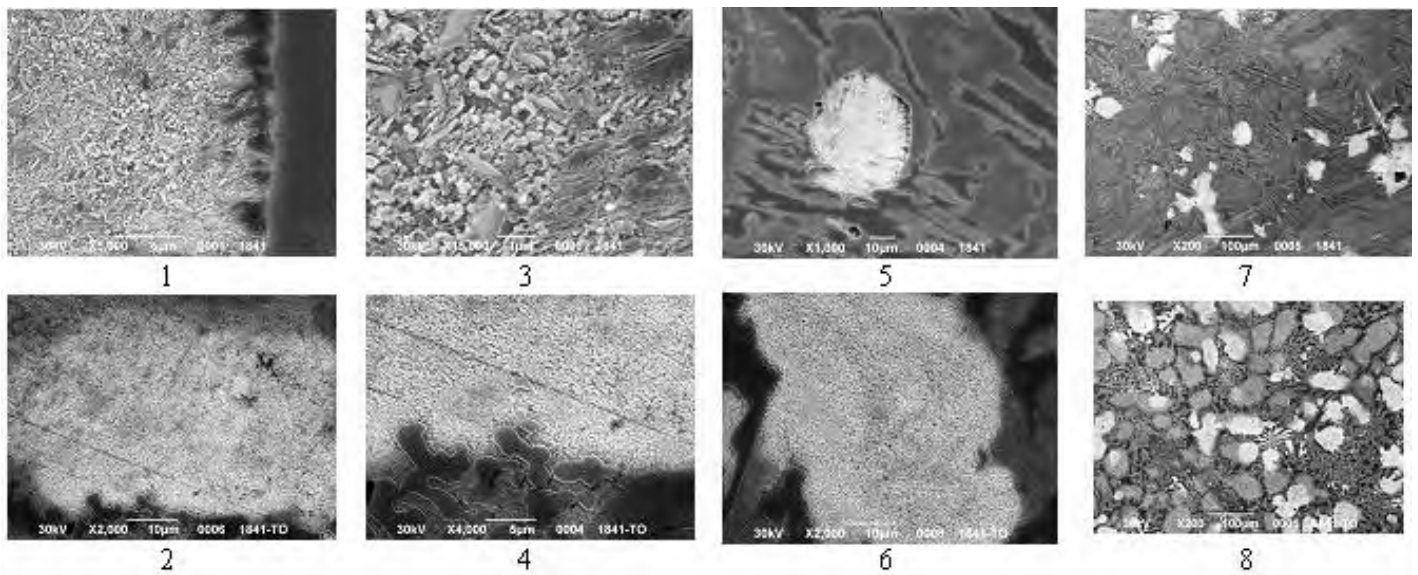
Якщо порівняти функції напружень з нульовими значеннями (2-й і 5-й стовпці, див.табл.3.5) для зображень мікроструктур після ТО (фотографії 2, 4, 6 і 8, див. рис.3.9), то виявиться, що зменшення нульових на порядок більше в порівнянні з литим станом. Так відбувається приблизно зі згинальними деформаціями і напруженнями від моментів сил (вихорів) при пластичних деформаціях. Повна аналогія порушена тим, що в механіці суцільних середовищ для нульових напружень і деформацій мають місце нульові значення. Можна припустити, що дані результати свідчать про наявність мікропор або включень точкового графіту в структурі металу досліджуваного сплаву.

У табл.3.6 представлена залежність зміни числа пікселів умовного кольору, що описують ступінь дисперсності, визначаємою за допомогою функції напружень, в результаті проведеної термічної обробки. Характер зміни ступеня дисперсності після термообробки, що задається числом пікселів на зображенні, якісно збігається з описаною вище картиною зміни функції напружень. Після ТО число пікселів з нульовим значенням (3-й і 7-й стовпці) істотно зменшується, а позитивні і негативні - на таку ж кількість пікселів - збільшується. Це ілюструє, отриманий розподіл ступеня дисперсності

(рис.3.10) для зображень мікроструктур 7 і 8 (див.рис.3.9), згідно з табл.3.6. У першому стовпці кожного з зображень наведені показники гістограми для негативних, у другому - для нульових, у третьому - для позитивних значень функції напружень. У верхньому ряду (див.рис.3.10) наведені дисперсності, що відносяться до горизонтальних, в нижньому ряду - до вертикальних напрямків розподілу функції напружень.

З отриманих зображень, однозначно можна зробити висновок, що ступінь дисперсності, що має місце при нульовій (нейтральній) функції напружень більше ніж при негативної чи позитивної (число пікселів, що слідує один за одним у другому стовпці набагато більше, ніж в першому і третьому). Ступінь дисперсності при нульових функціях напружень вдвічі менше, ніж у негативних.

Аналогічно, для досліджуваних зображень мікроструктур були отримані розподіли значень ступеня дисперсності, що визначається за допомогою функції потужності дисипації енергії (табл.Е.5, додаток Е). При оцінці в вертикальному напрямку встановлено її підвищення після термічної обробки.



Збільшення фотографій: 1- $\times 5000$ ; 2,6- $\times 2000$ ; 3- $\times 15000$ ; 4- $\times 4000$ ; 5-  $\times 1000$ ; 7,8 -  $\times 200$

Рисунок 3.9 - Мікроструктури високохромистого чавуну: рядок зверху - литий стан, знизу - після термообробки (циклічний низькотемпературний відпал з нагрівом в області магнітного перетворення карбідних фаз до температур 350°C і 450°-500°C).

Таблиця 3.5 - Зміна значень функції напружень після термічної обробки

Функції напружень, де значення						№ фото	Стан сплаву
в горизонтальному напрямку			в вертикальному напрямку				
негативні	нульові	позитивні	негативні	нульові	позитивні		
1	2	3	4	5	6		
92322	250722	90532	96750	238262	97804	1	литий
134163	164727	133357	143332	143986	144169	2	після ТО
82732	270418	82330	92192	249807	92717	3	литий
124391	185797	123960	137528	157596	138260	4	після ТО
84138	261918	83539	91357	245486	91992	5	литий
136372	174082	135566	147475	150118	147655	6	після ТО
90115	245595	89356	98320	227644	98346	7	литий
110369	204949	109748	116352	190561	117397	8	після ТО

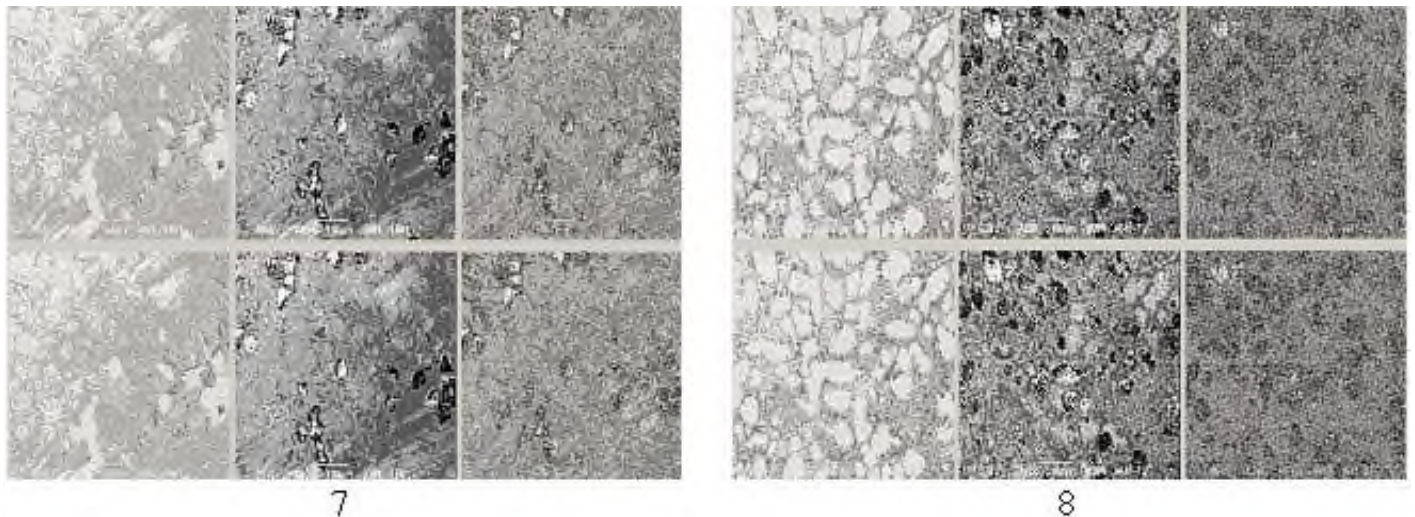
Збільшується число локальних областей з пікселями, в яких зростають значення величин лапласіану і кількість умовних кольорів, відповідних феритним структурам з підвищеним вмістом вуглецю. Такі локальні області можна віднести до зон підвищеною щільністю дислокацій. Число яких, що впливає з табл.Е.6, додаток Е, де представлена залежність зміни числа пікселів умовного кольору після ТО, на порядок менше, ніж зон з нульовою і позитивною потужністю дисипації енергії. Однак, можна припустити, що вони істотно впливають на структуру металевої матриці в результаті різних процесів, що призводять до розсіювання енергії, таких, як кристалізація, термічна обробка, пластична деформація. Ступінь дисперсності і щільності дислокацій при цьому змінюються не суттєво (зменшуються від термообробки, див. стовбці 2 і 6 табл.Е.6, додаток Е). При порівнянні зменшення значень функцій в стовбцях 3 і 7 після ТО і збільшення в - 4 і 8, виявили зменшення нейтральної (нульової) функції напружень. Отже, при розгляді ступеня дисперсності, який визначається за допомогою функції потужності дисипації енергії, можна зробити висновок, що деяка її частина витрачається на пороутворення.

В результаті проведеного аналізу впливає, що термічна обробка значно впливає на зміну знаків функцій напружень і потужності дисипації в високохромистих чавунах.

Спостерігається різке збільшення кількості параметрів із позитивним і негативним знаками за рахунок зменшення нейтральних (нульових) функцій і це відповідає вищевикладеному аналізу довжини ланцюжків пікселів одного кольору.

Таблиця 3.6 - Розподіл ступеня дисперсності для функції напружень в литому стані та після термообробки

Розподіл ступеня дисперсності (число пікселів на зображенні) в напрямку									Стан сплаву	
горизонтальному				вертикальному				для функції напружень зі значеннями		
№ фото	середні	негативні	нульові	позитивні	середні	негативні	нульові			позитивні
	1	2	3	4	5	6	7			8
1	1.730	01.121	02.879	01.116	01.656	01.118	02.731	01.119	литий	
2	1.354	01.174	01.802	01.174	01.320	01.185	01.701	01.189	після ТО	
3	1.824	01.112	03.008	01.107	01.690	01.123	02.700	01.121	литий	
4	1.394	01.157	01.930	01.153	01.333	01.167	01.770	01.170	після ТО	
5	1.835	01.116	03.135	01.112	01.726	01.109	02.957	01.110	литий	
6	1.358	01.166	01.832	01.164	01.324	01.183	01.725	01.185	після ТО	
7	1.710	01.127	02.758	01.125	01.612	01.125	02.584	01.124	литий	
8	1.503	01.177	02.142	01.174	01.442	01.161	02.049	01.163	після ТО	



Литий стан (7) і після відпалу (8)

Рисунок 3.10 - Розподіл ступеня дисперсності виражений через функцію напружень (див. табл.3.6) в структурі високохромистого чавуну

Що ж стосується даних щодо зміни знаку функції потужності дисипації енергії, то це становить науковий і практичний інтерес з точки зору поведінки різних структурних складових під час їх кристалізації і експлуатації. Попередні дослідження показали, що більшість таких структур мають позитивний або нейтральний знаки функції потужності дисипації, тоді як негативний - спостерігається лише в ізольованих зонах структур.



Для значень ступеня вертикальної дисперсності відзначається підвищення після термічної обробки числа локальних областей із пікселями, в яких зростають значення лапласіана і кількість умовних кольорів, які відповідають феритної складової з підвищеним вмістом вуглецю. Очевидно, такі локальні області можна віднести до зон підвищеної щільності дислокацій.

### 3.3. Спосіб виявлення мінливості фаз в хромовмісних сплавах

#### 3.3.1. Математичний опис мінливості структур

У проведених дослідженнях по структуроутворенню в хромовмісних легуваних сплавах, були закладені основи оцінки співвідношення фаз в таких сплавах з використанням математичного аналізу фотографій, отриманих різними методами [199,200]. Для обчислення мінливості структур використовували оператори дивергенції (4.3) і Лапласа (4.4) (див. розділ 4, п.4.1), а також їх похідні, в скінчено-різницевої формі. При цьому, за координату брали піксель зображення [221].

Даний метод дозволив проводити більш глибокий аналіз металографічних зображень, оцінювати склад фаз і їх частку, що формуються на різних етапах отримання виробу в процесі кристалізації при литті та термообробці. Проведені дослідження [199] показали наявність сильних зв'язків між різними карбідними фазами і феритом, що відрізняється насиченістю вуглецем. Це дозволило виявляти поєднання фаз, присутніх в даних структурах і на основі цього робити висновок про їх неоднорідність.

Ефективність даного методу підтверджена дослідженнями фазового складу шляхом поєднання мікрорентгеноспектрального, рентгеноструктурного аналізів в численних подальших роботах [3,202-210,212,213,218,222,223], щодо формування різних хромовмісних структур. Комп'ютерний аналіз таких структур, показав, що ефективними показниками при виявленні їх описів є також і інші, які визначаються через оператори дивергенції і Лапласу. До них відносяться їх середні значення та абсолютних показників цих операторів, фільтри на основі цих показників (величини, що перевищують певний поріг), нейтральність лапласіана і т. ін. - всього 23 функції.

Проте, такі структури мають складну будову, оскільки, через високий ступінь легу-

вання, морфологія, стехіометричний склад окремих зерен, залежить від безліч факторів, передбачити які не завжди є можливим. У зв'язку з цим, виникла потреба проведення додаткових досліджень, спрямованих на розробку нових підходів до оцінки мінливості структуроутворення в хромовмісних легованих сплавах. В подальшому [225], для обліку зазначених особливостей, в тому числі і значного розкиду по концентрації компонентів в виявлених однотипних фазах, було запропоновано ввести в якості критерія, що оцінює ступінь неоднорідності таких сплавів, нове поняття - мінливість.

Завданням дослідження була необхідність уточнення оціночних параметрів, що дозволяють в структурах хромовмісних сплавів враховувати значний розкид по концентрації компонентів (ступінь неоднорідності), в виявлених однотипних фазах з використанням нового комплексного підходу до оцінки їх типу і співвідношення. Під *мінливістю* фази розуміли мікроліквацію в ній хімічних елементів і формування дефектів кристалічної будови (дислокацій) з виділенням компонентів, що їх декорують. До таких компонентів, в першу чергу, відносяться вуглець і кисень. Це підтверджено спеціальними комплексними дослідженнями з використанням мікрорентгеноспектрального аналізу, оптичної і електронної мікроскопії, термоелектронної емісії після спеціального вакуумного травлення. За основу розрахунків було взято схему розташування обчислюваних значень умовного кольору на зображеннях металографічної структури, прийнята в роботі [199]. Об'єктом дослідження служили зразки високохромистих (16,0-32,0%Cr) чавунів. Результати та ефективність методу підтверджували шляхом поєднання отриманих даних з мікрорентгеноспектральним, рентгеноструктурним аналізами, які виявлятимуть неоднорідність розподілу компонентів як всередині одного зерна, так і окремих в ньому локальних зон. Зображення в цифровому вигляді розбивали на фрагменти, що містять певну кількість пікселів (матриця розмірністю  $n \times m$ ). Обробку такої матриці проводили шляхом послідовного сканування кожного її пікселя (точки), задаючи його як середній (всередині комірки невеликого розміру, наприклад,  $3 \times 3$ ).

Під мінливістю складу в одній конкретній точці фази обраної області зображення, брали співвідношення, т. зв., *показника мінливості* (числа збігів умовного кольору середньої точки з кольорами оточуючих її  $(n \times m) - 1$  точок) до кількості всіх точок в обра-

ному фрагменті. Аналіз проводили за допомогою оптико-математичного методу, де значення умовного кольору, в кожній точці описували відповідно до методики, заснованої на положеннях гідродинаміки [188,199].

Також, крім описаних числових характеристик, при дослідженні структур використовували гістограми умовних кольорів і мінливості, розрахованих з використанням розподілу Пірсона. За їх допомогою проводили статистичний аналіз отриманих даних для оцінки ступеня неоднорідності структури в локальних зонах, що визначають розкид концентрацій компонентів в фазах.

У раніш проведених дослідженнях [200,203,212], весь діапазон, одержуваних при цифровій обробці від 0 до 255 півтонів сірого, був розбитий на 16 дискретних інтервалів - номерів умовного кольору (в подальшому, просто кольору). Отримані значення описують три групи структурних складових фаз: фериту з різним ступенем пошкоджуваності та насичення вуглецем; перехідних і аустеніту та - карбідних. Кожній умовній групі відповідає наступний інтервал кольорів: 0-8 (кольору 255-165) - 1-а група фаз фериту з різним ступенем пошкоджуваності і вуглецю; 9-10 (кольори 164-136) - 2-я група фаз бейніту (перехідної фази між феритом і цементитом, пересиченої вуглецем, близькою по концентрації цього компонента до аустеніту) і аустеніту; 11-16 (кольори 135-0) - 3-тя група карбідних фаз: від 11 до 12 - карбідні фази цементитного типу різного ступеня легування, від 13 до 16 - спецкарбіди всіх типів і нестехіометричного складу, що виділяються в різний період кристалізації.

На першому етапі оцінювали ступень неоднорідності структури досліджуваних сплавів, відповідно до методики [227], для розрахунку параметрів, які характеризують число збігів умовного кольору групи фаз в середній точці вибраного фрагменту зображення розміром  $m \times n$  пікселів з кольорами оточуючих її точок, що позначено як мінливість 1.

Виявлення закономірностей при вивченні структуроутворення хромовмісних сплавів, здійснювали шляхом побудови кореляційних залежностей, що враховували різні чинники. У дослідженні в їх якості брали параметри, отримані при побудові гістограм розподілу поєднань умовних кольорів (груп фаз) і мінливості. Це дозволило провести попередню оцінку ступеня неоднорідності фазового складу високохромистого сплаву. Виявили, що

гістограми мінливості показують найбільші коефіцієнти кореляції. Проте, при аналізі отриманих даних, виникли сумніви в можливому обліку всіх факторів, що впливають на достовірність результатів. Зокрема, для більш поглибленої оцінки, необхідно розглядати всі поєднання умовних кольорів, що входять в виявлені групи фаз.

У дослідженнях, для уточнення оціночних параметрів, що дозволяють враховувати розкид по концентрації компонентів (ступінь неоднорідності) в виявлених фазах, використовували новий комплексний підхід з визначенням типу і співвідношення фаз. Для цього, при розрахунку ступеня неоднорідності, показниками, що позначені як мінливість 2, виявили число збігів умовних кольорів груп фаз всередині обраного фрагменту. Під умовним кольором розуміли номер відповідного інтервалу кольорів. Для кожного фрагменту проводили кількісну оцінку співвідношень виявлених фаз. В роботі зіставляли зображення мікроструктур, отриманих на першому етапі досліджень, при аналізі їх неоднорідності з використанням показника мінливості 1. Фотографії досліджених мікроструктур відображали різний склад сплаву по концентрації хрому, вони отримані авторами робіт [3, 214, 215] при кристалізації сплаву і зйомках різними методами електронної мікроскопії (див.рис.3.1). При проведенні кореляційного аналізу, враховуючи складність будови таких сплавів, для зменшення часу машинного рахунку, було введено спрощення - всі виявлені структури приведені до 3-х груп фаз, що визначені раніше. Такий підхід можна розглядати як процес обробки зображення в трьох колірних інтервалах, їм відповідним: фактично, отримані в роботі матриці значень умовних кольорів, були співвіднесені до - трибарвних. Програма обробляла їх послідовним скануванням кожного пікселя (точки) матриці фотографії. В дослідженні для кожної точки зображення були розглянуті фрагменти розміром  $3 \times 3$ , тобто по 9 пікселів зображення. Для такої розмірності, схема нумерації точок навколо обраної  $c_1$  відповідає рис.3.12 і тому мінливість в ній обчислюється як співвідношення цього показника до кожної з - 9.

$$\begin{array}{c} c_3 - c_4 - c_5 - \\ c_2 - c_1 - c_6 - \\ c_9 - c_8 - c_7 - \end{array}$$

Рисунок 3.12 - Схема нумерації точок навколо середньої  $c_1$

В результаті обчислень отримали гістограми збігів кольорів в точках  $c_2, \dots, c_9$  щодо  $c_1$ . Виходячи із заданих умов розбиття всіх умовних кольорів, виявлених на зображенні, всередині кожного із фрагментів  $3 \times 3$  можуть бути присутніми тільки 7 комбінацій кольорів, які позначені цифрами 1,2,3 (табл.3.7). Після визначення співвідношення для кожної середньої точки  $c_i$  (див. рис.3.12) відповідного номера з отриманих поєднань фаз, крім матриці кольорів була також введена матриця номерів поєднань фаз (див. табл.3.7). При оцінці кількісного співвідношення виявлених фаз, були отримані гістограми, які складались з 3-х значень, що відповідають кожній з груп фаз, за наступним алгоритмом. Кількість кольорів, що відносяться до першої групи фаз, відповідно до програми розрахунку, по черзі підсумовували з кількістю кольорів - другої і третьої груп. Далі кількість кожної з груп ділили на цю суму і множили на 100%. Наприклад, матриця поєднань кольорів фаз складається тільки з характерних для 7-го поєднання (див. табл.3.7). Визначимо кількість кольорів поєднань фаз: 10 кольорів групи фаз фериту (1); 7 кольорів групи фаз бейніту/аустеніту (2); 10 кольорів групи фаз карбідів (3). Тоді, в результаті обчислень, виходить у такому значенні всередині вибраного фрагменту зображення розміром  $3 \times 3$  пікселя,  $10: 27 \cdot 100\%$  - число груп фаз фериту і карбідів,  $7: 27 \cdot 100\%$  - число груп фаз бейніту/аустеніту. Наприклад, отримані в результаті оцінки кількісного співвідношення виявлених фаз, значення для зображень 11-14 представлені в табл.3.8.

Отримані значення дозволяють провести попередню оцінку ступеня неоднорідності фазового складу сплаву і значно зменшити час розрахунків, тоді як для більш поглибленої оцінки, необхідно розглядати всі поєднання умовних кольорів, що входять в ці групи фаз. Для цього, за результатами проведених досліджень, побудована табл.Е.7, додаток Е відповідності виявлених при аналізі номерів поєднань груп фаз (див. табл.3.7), що входять в них інтервалів умовних кольорів всередині кожного фрагменту зображення розміром  $3 \times 3$  пікселя. При оцінці мінливості 1 для кожної аналізованої області отримували 3 (по числу кольорів груп фаз) або 16 (по числу умовних інтервалів кольорів груп фаз) гістограм по 9 чисел (за кількістю пікселів в фрагменту). Обходячи прийняту область фотографії точку за точкою, в залежності від числа збігів з оточуючими 8-ю точками, додавали одиницю до того з 9 чисел, якому випадку відповідала си-

туація і - отримували показники мінливості. Після обходу всіх точок, кожне з отриманих значень ділили на число точок фрагменту аналізу і знаходили середню мінливість в кожній точці цієї фази.

Таблиця 3.7 - Комбінації можливих поєднань кольорів груп фаз всередині кожного фрагменту зображення 3×3 пікселя

№ поєднання фаз	Можливі поєднання кольорів груп фаз для 9 пікселів, їх позначення і кольори на графічному зображенні	Приклади поєднань
1	всі кольори відповідають групі фаз фериту (1); синій, зелений	1 1 1 1 1 1 1 1 1
2	всі кольори відповідають групі фаз аустеніту та/або бейніту (перехідної фази між феритом і цементитом, близької за концентрацією вуглецю до аустеніту); помаранчевий (2)	2 2 2 2 2 2 2 2 2
3	всі кольори відповідають групі карбідних фаз (3); червоний	3 3 3 3 3 3 3 3 3
4	одночасно кольори груп фаз фериту та бейніту/аустеніту (1 і 2); коричневий	1 2 2    1 2 2 2 1 2    2 2 1 1 1 1    1 1 1
5	одночасно кольори груп фаз фериту та карбідів (1 і 3); жовтий, синій	1 3 3    1 3 3 3 1 3    3 3 1 1 1 1    1 1 1
6	одночасно кольори груп фаз бейніту/аустеніту та карбідів (2 і 3); блакитний	2 3 3    2 3 3 3 2 3    3 3 2 2 2 2    2 2 2
7	одночасно кольори груп фаз фериту, бейніту/аустеніту та карбідів (1, 2 і 3); чорний	1 3 2    1 3 2    1 3 2 2 1 3    2 2 3    2 3 3 1 3 1    1 3 1    1 3 1

Далі, формально, за програмою складали число збігів по кожному стовпцю, а потім кожен його елемент ділили на суму показників мінливості (ймовірність збігів кольору). Середнє значення мінливості (математичне очікування), знаходили за формулою:

$$\bar{x} = \sum_{k=1}^n kp_k \quad (3.9),$$

де  $p_k$  – показник мінливості,  $n=9$  – число точок (пікселів),  $k$  – номер пікселя.

Таблиця 3.8 - Кількісне відношення виявлених фаз всередині фрагментів 3×3 пікселя

Кількість виявлених поєднань по фазам, % та їх суми										Фото
за одним поєднанням			∑ за 1-им поєднанням	за 2-мя поєднаннями			∑ за 2-мя поєднаннями	За 3-мя поєднаннями	∑ за 3-ма поєднаннями	
1	2	3		1-3	2-3	1-2				
								1-2-3		
27,5	0,0	14,8	42,5	14,7	9,6	12,7	37,1	20,4	20,4	11
4,6	0,0	41,3	46,3	7,7	24,5	5,7	37,9	15,8	15,8	12
1,3	0,0	42,1	44,0	3,3	40,1	2,7	46,4	9,9	9,9	13
0,0	0,0	50,1	51,3	1,1	43,5	0,0	45,4	3,3	3,3	14

Таким чином, обчислювали мінливість для кожної фази. Розглядаючи всі фотографії, можна очікувати по кожному стовпцю різний розподіл числа збігів кольору. Оскільки розподіл збігів розглядається по площі фотографії, то для такого завдання можливе застосування розподілу Пірсона, що підтверджено розрахунками.

Мінливість 2 складу сплаву обчислювали аналогічно, але гістограми будували між групами фаз, тобто за розподілом кольорів, відповідно до певної точки фрагменту, всередині кожної виявленої фази. До програми розрахунку за мінливістю 1 додавали блок побудови гістограм, оточуючих точок. Тому, на відміну від мінливості 1, для кожної групи фаз вираховували по 3 гістограми (за кількістю можливих випадків для кожної групи - гістограми числа збігів кольорів точок з номером кольору середньої, тобто «гістограми в гістограмі»). Це дозволило при розрахунку додатково враховувати неоднорідність розподілу елементів в локальних областях кожної фази, всередині групи. Для пояснення розглянемо конкретний приклад алгоритму розрахунку. Наприклад, аналізовано фрагмент зображення розміром 4×4 пікселя, для якого отримана наступна гістограма кольорів:

12	9	10	5
5	13	1	13
14	12	1	7
14	13	6	16

В даному випадку є 4 внутрішні точки (по 2 в другому і третьому рядах) з кольорами 13, 1, 12, 1, тобто є три гістограми для кольорів 1, 12, 13. Опишемо алгоритм розрахунку. Розглянемо перші 9 точок, відповідних схемі розташування, див. рис.3.12:

```

12  9  10
   5  13  1
   14 12  1

```

Оскільки немає збігів з центральною точкою кольору 13, то до гістограми кольору 13 додаємо 1. Так як розглядаємо тільки кольори 1, 12 і 13, то серед них для - 13-го з'явиться гістограма, що показує число збігів за кольорами: 2, 1, 1 (два збіги кольору з номером 1, один - з номером 12 і один - з номером 13). Розглянемо інші дев'ять пікселів, відповідних схемі розташування, див. рис.3.12:

```

  9  10  5
 13  1  13
 12  1  7

```

Аналогічно до попереднього, до гістограми кольору 1 додаємо 2. Оскільки розглядаємо тільки кольори 1, 12, 13, то серед них для - 1-го з'явиться гістограма 2, 1, 2 (два збіги кольору з номером 1, один - з номером 12 і два - з номером 13). Розглянемо ще дев'ять пікселів, що відповідають вибраної схеми (див. рис.3.12):

```

  5  13  1
 14 12  1
 14 13  6

```

До гістограми кольору 12 додаємо 1. Оскільки розглядаємо тільки кольори 1, 12, 13, то серед них для кольору 12 з'явиться гістограма числа збігів: 1, 1, 2 (один колір збігається з номером 1, один - з номером 12 і два - з номером 13). І, нарешті, - четверті дев'ять пікселів, що відповідають схемі на рис.3.12:

```

 13  1  13
 12  1  7
 13  6  16

```

До гістограми кольору 1 додаємо 2. Оскільки розглядаємо тільки кольори 1, 12, 13, то серед них для кольору 1 з'явиться гістограма 2, 1, 2 (2 співпадаючих кольори з номером 1, 1 - з номером 12 і 2 - з номером 13). Складаємо 2 гістограми, відповідні кольорам з номерами 1: 2, 1, 2 і 2, 1, 2 - це 4, 2, 4 і переписуємо гістограми кольору 12 і 13, як:

```

 1  1  2
 2  1  1

```

Загальна кількість випадків збігів складає:  $4+2+4+1+1+2+2+1+1=18$ . Отримуємо гіс-



тограму розподілу всередині кожного кольору, тобто середню мінливість кольору в кольорі (однорідність кожної групи кольору всередині цієї групи фаз):

$$4/18 \quad 2/18 \quad 4/18$$

$$1/18 \quad 1/18 \quad 2/18$$

$$2/18 \quad 1/18 \quad 1/18$$

Далі формально за програмою склали число збігів по кожному рядку, і кожен елемент рядка ділиться на суму - числа збігів (ймовірність події), і множили на 100. Середнє значення мінливості 2 знаходили аналогічно мінливості 1, за формулою (3.9), однак, де  $n=3$  - число груп фаз. При цьому середніх значень по числу груп фаз - 3.

До таких гістограм можна віднести і - розраховані за допомогою розподілу в фрагменту  $m \times n$  пікселів, (по аналогії з розподілом бозе-частинок за мікростанами, коли в кожному енергетичному стані (подібно фрагменту зображення мікроструктури заданого розміру) може перебувати довільне їх число [229]), що дають розподіл однакових кольорів. Наприклад, якщо в фрагменту  $3 \times 3$  присутні 6 кольорів з номером 6 і 3 - з номером 11, то для такого типу гістограми (позначимо, за аналогією, як гістограми бозе) можлива заміна кольору 6 на 1, а колір 11 - або той же, або заміна на колір 15. Таким чином, така гістограма дозволяє заздалегідь описати матрицю поєднань кольорів. Наприклад, рис. Е.1,а додаток Е, для комірки  $3 \times 3$  пікселя можливі тільки такі варіанти розбиття числа 9 на обов'язково цілі частини, кількість таких варіантів є 27. При цьому матриця поєднань буде складатися з 2-х одновимірних матриць розподілу по рядках і стовпцях. Розрахунки показують, що за стовпцями воно нагадує розподіл Пірсона, а по рядках - Бесселя, оскільки немонотонно і зі збільшенням номера рядка зменшується. Проте, на відміну від функцій Бесселя, максимум знаходиться не в першій точці. Результат не суперечить даним, отриманим при розрахунку мінливості, з використанням описаних вище розподілів (див. табл.3.7). Аналогічно, розглянемо схему побудови гістограми бозе для фрагмента розміром  $2 \times 3$ . При цьому можливі тільки такі розбиття числа 6 на цілі частини (рис. Е.1,б додаток Е). В цьому випадку, отримали 2 матриці, що складаються з 6 стовпців і 11 рядків. Отримані результати (див. рис.Е.1, додаток Е) наочно показують, що застосування розподілу бозе при побудові гістограм мінливості істотно спрощують обчислення, тоді як при використанні інших під-

ходів, необхідно попередньо проводити громіздкі операції по опису спочатку матриці поєднань кольорів (див. табл.Е.7, додаток Е) через їх величезну можливу кількість. Крім того, не всі з них мають значимі показники. Важливо, що при використанні розподілів, відмінних від бозе, ймовірність цілого числа кількості однакових кольорів в фрагменту  $m \times n$  близька до нульової (див.табл.3.8). У табл.Е.8, додаток Е наведені розраховані значення гістограми бозе для зображення 12 (див.рис.3.1), для фрагмента розміром  $3 \times 3$ .

На рис. Е.2, додаток Е показано графічне представлення мінливості 2, для фрагмента розміром  $3 \times 3$  пікселя (по 9 точках), отримане при розрахунку гістограм бозе, а також поєднань кольорів, тобто візуалізація співпадаючих умовних кольорів груп фаз всередині кожної заданої області зображення (фрагмента) окремо для кожного інтервалу. Для структур високохромистих чавунів, представлених на рис.3.1, були виявлені кольори: 1, 5, 6, 10, 11, 15 і 16, які входять в усі три групи основних фаз. На всіх рисунках, перша зліва в верхньому рядку, представлена фотографія вихідної структури. Далі - зображення розрахованих гістограм. Очевидно, що при розрахунку цієї мінливості (кольори в кольорі кожної з груп фаз) отримуємо більш високу точність (напевно, можна порівняти з більш високою роздільною здатністю на фотографії, коли видно незначно наявні відхилення в складі фази).

Розглядаючи приклади, задавали фрагменти на зображенні невеликої розмірності, проте, область аналізу досліджуваного зображення має значно більші розміри, наприклад,  $1024 \times 1024$  пікселів. При цьому розрахунки показують, що розмірність отриманої матриці мінливості кольорів велика, діагональні елементи в такій матриці найбільші, і в ній багато нулів. Розрахунок поєднань помітно прискорюється, якщо при обході всіх фрагментів  $m \times n$  пікселів замість накопичення нових поєднань умовних кольорів, використовувати матрицю поєднань, розмірність якої обов'язково починається з нуля. Незважаючи на те, що операцію сортування за зростанням номерів елементів поєднань, на яку витрачається основний час роботи програми, уникнути не вдасться, його можна скоротити за рахунок відкидання надто великого числа поєднань. Проте, така операція може призвести до спотворень при аналізі дрібнодисперсних фаз. У зв'язку з цим, щоб скоротити розміри матриці, були проведені наступні перетворення: вираховували ска-

лярні добутки її рядків. За допомогою даної операції були виключені з гістограми в гістограмі (мінливість 2) ті кольори, що не поєднуються з аналогічними іншими. Потім провели симетризацію отриманої матриці, розділивши скалярні добутки рядків на добутки суми квадратів її рядків:

$$p_{ij} = \frac{\sum_{k=1}^{16} a_{ik} a_{jk}}{\sum_{k=1}^{16} a_{ik}^2 \cdot \sum_{k=1}^{16} a_{jk}^2} \quad (3.10),$$

де  $p_{ij}$  – показник мінливості,  $a_{ik}$ ,  $a_{jk}$  – елементи отриманої матриці (1-ий індекс відповідає номеру строки, 2-ий – номеру стовпця).

Таку матрицю можна назвати симетризованою для гістограм мінливості. Для зображень структур високохромистих чавунів, див. рис.3.1, розраховані гістограми мінливості 2 і представлені у вигляді симетризованих матриць. Так оцінювали мінливість для інтервалів умовних кольорів кожної групи фаз, розглядаючи повну розмірність досліджуваного зображення. На головній діагоналі такої матриці отримували значення, відповідні максимальній кількості мінливості даного кольору, що показують ступінь неоднорідності розподілу компонентів кольору в даній групі фаз по всьому зображенню.

На основі аналізу матриць скалярних добутків мінливості кольорів, складена підсумкова таблиця сум їх квадратів добутків мінливості по рядках і по всій матриці (табл.Е.9, додаток Е). Отримано узагальнені значення розподілу ступеня неоднорідності (мінливості 2) кожної групи фаз по всьому зображенню для 14-ти розглянутих фотографій різних типів і зон, виявлених в високохромистих чавунах. Встановлено, що сума всіх елементів матриці скалярних добутків вказує на неоднозначність формованої структури. Чим більша сума квадратів добутків мінливості кольорів, тим чіткіше проявляється неоднорідна структура в локальній області, сильніше мінливість кольорів, з більшого числа їх поєднань полягає гістограма.

При цьому фотографії 1-3 відрізняються від інших наявністю кольорів мінливості 2 і 12, що можна пояснити більш високою чутливістю при зйомці з меншою прискорювальною напругою. Також за сумою елементів матриці скалярних добутків видно, що вона мало залежить від способу термообробки (фотографії 8 і 9, див.рис.3.1) - значення

740 і 720, відповідно. Це свідчить про те, що процеси, які відбуваються при швидкій кристалізації сплаву, більшою мірою визначають його неоднорідність.

Аналогічно, проведені дослідження на великій вибірці (49 фотографій) зображень високохромистих валкових чавунів. В цілому, результати, отримані на такому значному масиві фотографій, підтверджують висновок про те, що всі розглянуті структури дають схожу картину за значеннями неоднорідності кольору, виявлених груп фаз. Це дозволило також виявити деякі флуктуації, пов'язані з такими факторами, як режим зйомки, значення прискорювальної напруги при електронній мікроскопії, ступінь збільшення зображення і ряд інших. На підставі цього, при даному аналізі необхідно враховувати і вводити поправочні коефіцієнти для виявлених чинників, від яких залежить точність оцінок.

Оскільки введене поняття мінливості кольорів, є критерієм, що оцінює ступінь неоднорідності сплаву, з точки зору розкиду концентрації компонентів, присутніх в фазах, представляється доцільним розглянути кореляцію з раніш введеними параметрами (нейтральність, неоднорідність і таке інш.) [52,203]. Також, розглядаючи отримані значення мінливості 2 (гістограм кольорів в гістограмі), можна провести аналогію з парними зв'язками між мінливістю кольорів окремих груп фаз. Одержано кореляційні рівняння, що відображають зв'язки між усіма параметрами, розглянутими при математичному аналізі металографічних зображень, включаючи параметри мінливості 1 і 2.

Нижче наведені алгоритми визначення найбільш значущих чинників при побудові кореляційних рівнянь для гістограм показників мінливості 1 і 2 для кожного з фрагментів  $3 \times 3$  пікселя (9 точок) на прикладі зображення 11 (див. рис.3.1). Слід зазначити, що при побудові кореляційної моделі, використовували кольори 3-х груп фаз. Отримані результати представлені в табл. 3.9, де перша матриця значень відповідає гістограмі мінливості 1, друга - мінливості 2. Для кожної матриці: 1-й стовпець - кількість кольорів (%) з групи фериту, що припадають на інші кольори, 2-ий - групи бейніту/аустеніту, 3-й - групи карбідних фаз. У кожній матриці (див. табл.3.9) в першому рядку представлена гістограма кольорів (характеризує % кожного кольору) в обраній області зображення. В обох випадках зіставно аналізували зображення високохромистого чавуну, щоб оцінити аргументи для подальшого кореляційного аналізу.

Наведемо алгоритм виявлення значущих чинників по мінливості 1 (для першої матриці див. табл.Е.9, додаток Е). Знаходимо суму всіх чисел в кожному стовпці по вертикалі (9 рядків = 100%), де рядки 2-10 відповідають мінливості щодо кожної з 9 точок. Наприклад, 2-й рядок - мінливість (тобто % збігу кольорів у всіх 9-ти точках з кольором точки 1) щодо точки 1 і т.ін. Потім кожне отримане число, ділимо на 100 і множимо на номер рядка. Сума добутків цих чисел є середнім по кожній колонці даної фотографії (фериту – 1-й стовпець, бейніту/аустеніту – 2-й стовпець, карбідів – 3-й стовпець). Отримуємо три числа - середні значення мінливості по кожній з 3-х груп фаз. Далі кожне з отриманих 3-х чисел (середніх по стовпцях, тобто по дисперсії для кожної з груп фаз) множимо на відповідне значення першого рядка (середнє значення кольору для даної групи фаз в обраному фрагменту фотографії), поділеного на 100 (0,556; 0,066; 0,378), отримуємо узагальнені середні значення мінливості по кожній з груп фаз. В результаті розрахунків маємо по мінливості 1 - три аргументи, четвертий - це сума 3-х аргументів. Всього отримано лише 4 числа, які при побудові кореляційного рівняння є факторами: три середніх узагальнених значення мінливості по групам фаз і сумарне значення цих середніх показників.

Розглянемо алгоритм виявлення значущих чинників по мінливості 2 (для другої матриці, див.табл.3.9). Кожен стовпець і рядки 2-4 в цієї матриці значень відповідають середньої мінливості для груп фаз: фериту, бейніту/аустеніту і карбідів відповідно. Для рядків 2-4 - сума по горизонталі для кожного рядка дорівнює 100%. Далі, кожне значення в 1-му стовпці для всіх рядків множили на 1 + кожне значення в 2-му стовпці  $\times$  2 + кожне значення в 3-му стовпці  $\times$  3 - отримали середню мінливість кольору в кольорі (однорідність кожної групи кольору всередині даної фази). В результаті було розраховано 3 аргумента (за кількістю рядків) - середні значення мінливості 2 (кольори в кольорі) для кожної групи фаз. Далі кожне з отриманих 3-х чисел множимо на кожне з чисел 1-го рядка (тобто гістограми кольорів), аналогічно, як і для матриці гістограм показників мінливості 1, і ділимо на 100. Отримуємо ще 3 числа - узагальнені середні значення мінливості кольору в кольорі для кожної групи фаз. Далі використовували суми за першими трьома числами і за другими трьома. В результаті отримали 8 чисел

(аргументів) в якості факторів для побудови кореляційного рівняння.

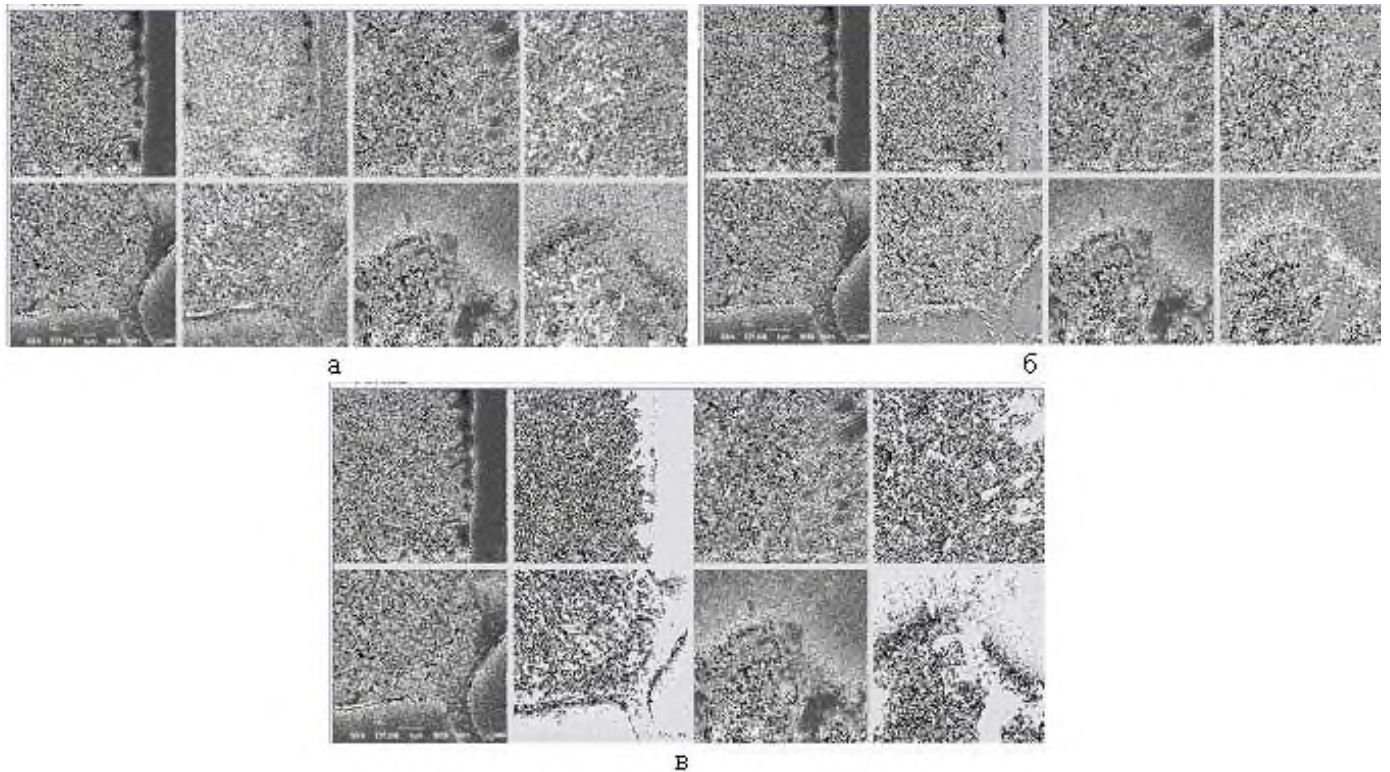
Для статистичної достовірності, розрахунок проводили на представницької вибірці зображень структур, що включає 49 фотографій валкових високохромистих чавунів, отриманих автором даної роботи. Кожна з функцій (по числу фотографій) містить по 8 аргументів, позначених таким чином: 01 - середнє узагальнене значення мінливості групи кольорів фериту (по мінливості 1); 02 - середнє узагальнене значення мінливості групи кольорів бейніту/аустеніту (по мінливості 1); 03 - середнє узагальнене значення мінливості групи кольорів карбідів (по мінливості 1); 04 -  $\Sigma$ -ний показник по 01, 02 і 03 аргументів; 05 - узагальнене середнє значення мінливості кольору в кольорі в групі кольорів фаз фериту (по мінливості 2); 06 - узагальнене середнє значення мінливості кольору в кольорі в групі кольорів фаз бейніту/аустеніту (по мінливості 2); 07 - узагальнене середнє значення мінливості кольору в кольорі в групі кольорів фаз карбідів (по мінливості 2); 08 -  $\Sigma$ -ний показник по 05, 06 і 07 аргументів. Провели аналіз і отримали кореляційні рівняння для функцій, що описують досліджувані структури, за трьома аргументами (табл.Е.10, додаток Е), в результаті якого були відібрані такі, які мають максимальні коефіцієнти множинної кореляції  $R_{mn}$ . При цьому були використані наступні позначення для досліджуваних функцій, введених показників: 1 - нейтральність; 2 - умовний колір; 3 - нейтральність під кутом  $90^\circ$ ; 4 - розкид значень; 5 - неоднорідність горизонтальна; 6 - неоднорідність вертикальна; 7 - узагальнений градієнт; 8 - лапласіан; 9 - 3-й лапласіан; 10 - 4-й лапласіан; 11 - нейтральність 3-го лапласіану; 12 - нейтральність 4-го лапласіану; 13 - дивергенція; 14 - нейтральність дивергенції; 15 - дивергенція,  $>255$ ; 16 - лапласіан,  $>255$ ; 17 - 3-й лапласіан,  $>255$ ; 18 - 4-й лапласіан,  $>255$ ; 19 - відношення кольору до узагальненого градієнту; 20 - відношення кольору до лапласіану; 21 - відношення кольору до 3-гоу лапласіана; 22 - відношення кольору до 4-го лапласіана; 23 - відношення кольору до дивергенції.

З отриманих залежностей випливає, що введені параметри мінливості, які оцінюють розкид по концентрації компонентів в виявлених фазах однакового складу, мають тісний кореляційний зв'язок з усіма розглянутими функціями, в т.ч. з функцією 5, відображену через абсолютне значення лапласіана, яка описує структурну неоднорідність. В якості ілюстрації на рис.3.14 наведені графічні представлення гістограм мінливості 2,

а також абсолютних величин скінчене-різницевого лапласіану, для областей розміром  $3 \times 3$  пікселя зображень 11-14 (див. рис.3.1).

Таблиця 3.9 - Гістограми кольору та показників мінливості 1 і 2 для зображення високохромистого чавуну 11 (див. рис.3.1)

Показник мінливості 1			Показник мінливості 2		
55.6	6.6	37.8	55.6	6.6	37.8
0.7	14.3	0.8	78.8	3.2	18.0
2.1	25.6	2.5	26.9	34.3	38.8
4.7	25.2	6.8	26.4	6.8	66.8
7.7	17.4	12.2			
10.2	9.9	16.8			
11.3	4.9	19.4			
10.0	2.1	17.1			
9.1	0.5	13.9			
44.2	0.1	10.6			



Мінливості кольорів 2 (а) з фільтром 0.125; абсолютних величин скінчене-різницевого лапласіана: (б) - зі значеннями в інтервалі 255-500, (в) - при значеннях  $> 500$

Рисунок 3.14 - Подання зображень 11-14 (див. рис.3.1) в гістограмах

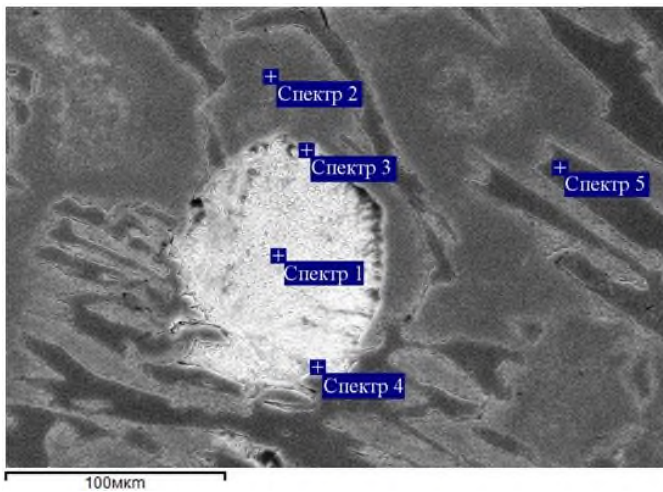
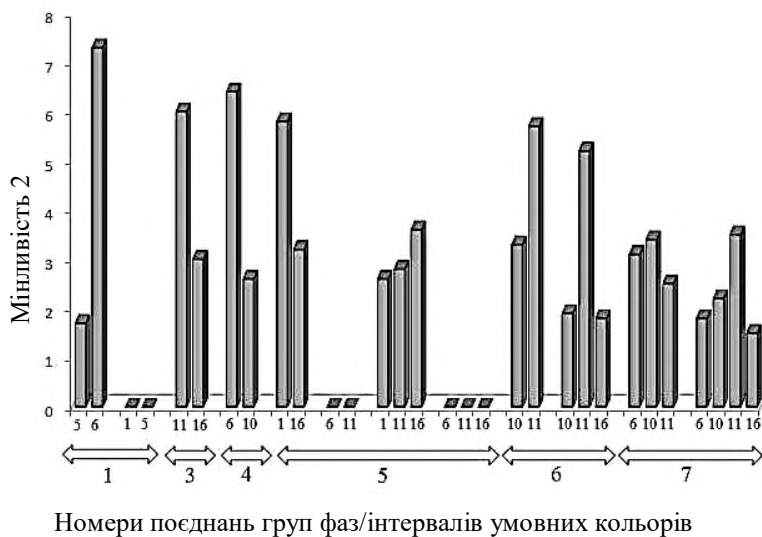


Рисунок 3.15 - Зображення мікроструктури високохромистого сплаву з позначенням зон аналізу

Таблиця 3.10 - Результати аналізу структури за мікрорентгеноспектральним методом і виміром мікротвердості

Спектр*	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Cu	Мікротвердість, Н/м <sup>2</sup> , з навантаженням 0,49Н в області зони спектру
Спектр 1	0,90	0,00	9,0	0,95	86,80	1,30	0,70	0,35	2100-2200
Спектр 2	0,70	0,40	16,50	0,90	79,20	1,20	0,80	0,10	6980-7790
Спектр 3	0,90	0,10	8,50	0,60	86,90	1,70	0,50	0,60	1620-1800
Спектр 4	1,20	0,20	6,80	1,00	87,80	1,60	0,90	0,50	2330-2640
Спектр 5	0,00	1,30	47,80	1,10	48,00	0,00	1,30	0,00	10220-12500
Макс.	1,20	1,30	47,80	1,10	87,80	1,70	1,30	0,60	
Мін.	0,00	0,00	6,80	0,60	79,20	0,00	0,50	0,00	

\*Усі результати у вагових %



Під стрілками - номери виявлених на зображенні поєднань груп фаз, згідно табл.3.7, над стрілками - інтервали умовних кольорів, що входять в ці поєднання (див. табл.Е.7, додаток Е). Величина мінливості 2 виражена кількістю пікселів всередині фрагменту розміром 3×3



Рис.3.16 - Діаграма, що ілюструє неоднорідність розподілу концентрації компонентів в фазах високохромистого чавуну, представленого на рис.3.13.

При побудові для візуалізації фаз з певним інтервалом розкиду по концентрації компонентів, використовували значення гістограм мінливості, обмежені фільтром 0,125 (див. рис.3.14, а). Для гістограм абсолютних величин скінчене-різницевого лапласіану, що описує дифузію хімічних елементів, використовували фільтри, при яких виведенні значення були  $\geq 255$  і  $\leq 500$  (див. рис.3.14, б) і  $> 500$  (див. рис.3.14, в). На представленому зображенні чітко видно тісний кореляційний зв'язок між параметрами, що описують ступінь неоднорідності по концентрації компонентів всередині фаз досліджуваного сплаву - мінливістю (див. рис.3.14,а) і дифузією хімічних елементів - абсолютною величиною лапласіану (див. рис.3.14,б,в). Причому, величини лапласіана, що перевищують 500, характеризують групу фаз з підвищеним вмістом вуглецю (в т.ч. бейніт) [207]. З отриманої ілюстрації (див. рис.3.14) видно, що істотні значення мінливості кольору пов'язані з групою фаз фериту з підвищеним вмістом вуглецю, які мають високі значення абсолютної величини лапласіана.

Це очевидно, оскільки висока ліквіація в високохромистих чавунах при кристалізації не пов'язана з карбідоутворюючими хімічними елементами, найбільша кількість яких сконцентрована в карбідних фазах, що кристалізуються в області високих температур. Відповідно, в групі феритних фаз, що характеризуються підвищеним вмістом вуглецю (в дефектах), кремнію, легше виявляються показники мінливості кольорів.

Для оцінки отриманих результатів ступеня неоднорідності досліджуваних структур за допомогою запропонованої методики, були проведені дослідження зразків високохромистого валкового чавуну мікрорентгеноспектральним методом і вимірюванням мікротвердості. Приведено зображення мікроструктури рис.3.15, на якому відзначені області вимірювання. У табл. 3.10 наведені результати дослідження структури методами мікрорентгеноспектрального аналізу і вимірювання мікротвердості. На рис.3.16 показано зв'язок ступеня неоднорідності, виражений на основі критерію мінливості 2, з виявленими групами фаз (а також інтервалами умовних кольорів).

Отримані дані ілюструють неоднорідність розподілу концентрації компонентів в

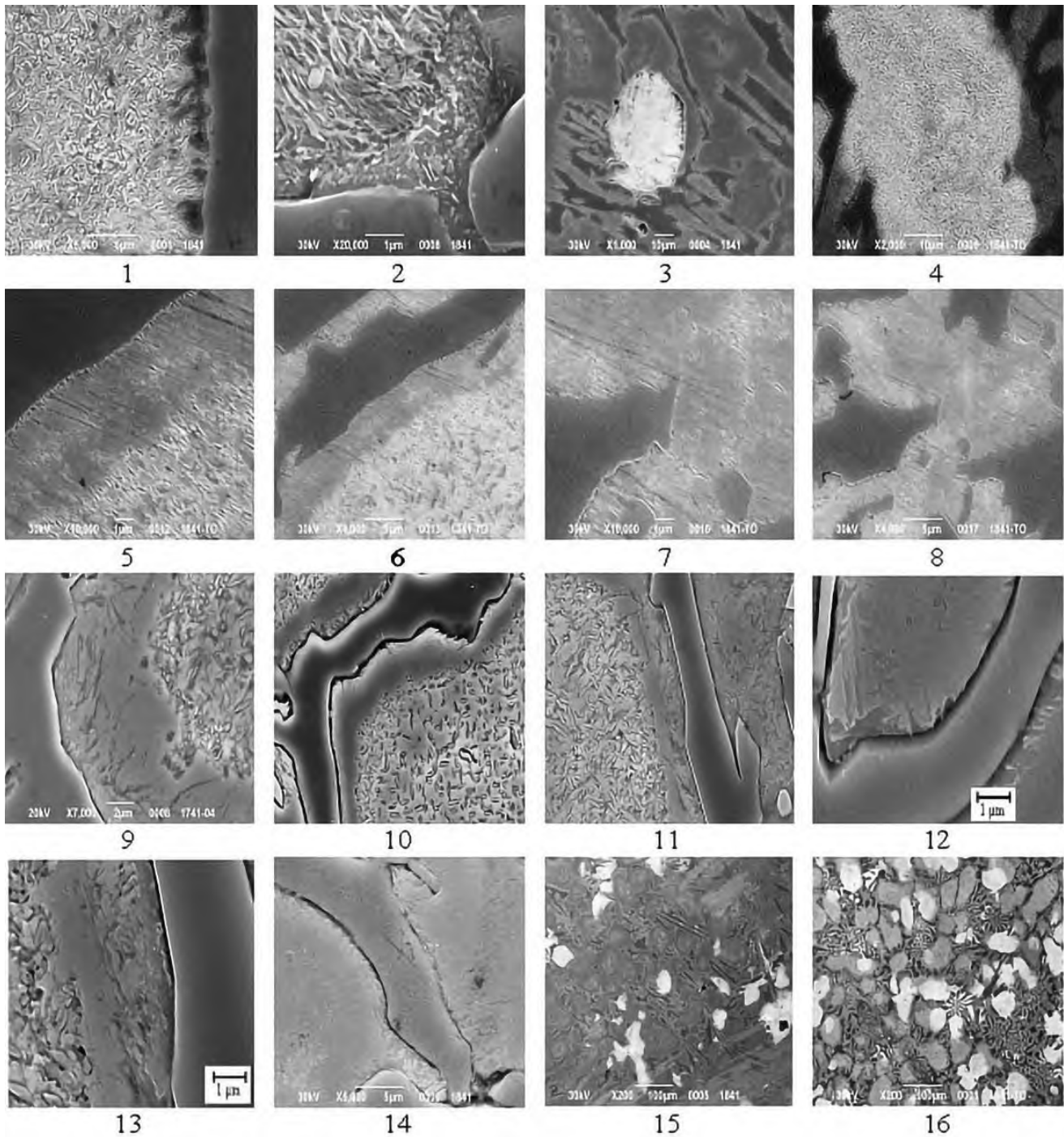
структурі валкового високохромистого чавуну, по фотографії, представленої на рис.3.15. При цьому, область зображення розбивали на фрагменти розміром  $3 \times 3$  пікселя. Обчислення проводили всередині кожної такого фрагменту.

Дослідження непротравленої області, ідентифікованої при металографічному аналізі, як аустеніт, шляхом виміру мікротвердості, показало, що є розкид значень, що досягає 11,6% (див. табл.3.10), що свідчить про значну неоднорідності цієї структурної складової. Проведений мікрорентгеноспектральний аналіз цієї області (спектр 2, табл. 3.10, див. рис.3.15), виявив до 16,5%Cr, 0,4%V, 0,8%Mo, що при вмісті вуглецю в таких чавунах в інтервалі 2,7-3,0%, вказує на присутність дисперсних карбідних фаз в досліджуваній області. Ці припущення підтверджуються проведеними оптико-математичним аналізом зображення. В результаті якого, не виявлено поєднання інтервалів умовних кольорів, що відносяться тільки до групи фаз бейніт/аустеніт з таким же вмістом вуглецю. Проте, встановлено три групи поєднання фаз з номерами 4, 6 і 7 (див. табл.3.7), що включають інтервали умовного кольору бейніту/аустеніту (номер 10). Разом з тим в таких областях виявлені значні відхилення ступеня неоднорідності, що досягають 71% (мінливість 2 для інтервалу умовного кольору 6, відповідного групі фаз фериту) в поєднанні груп фаз під номером 4.

Раніше проведеними дослідженнями було встановлено [80], що ферито-карбідна суміш в межах зерна аустеніту, яка утворилася в результаті твердіння, має помітний розкид значень величин мікротвердості за його обсягом внаслідок змінного складу легуючих елементів в досліджуваному чавуні. Подальші дослідження виявили певний розкид значень в локальних зонах по всьому зерну (див. табл.3.10). Ці дослідження підтверджуються проведеним аналізом металографічного зображення (поєднання груп фаз 3 і 5, частково 6 і 7), див. рис.3.16. Аналіз групи карбідів виявив істотний розкид значень мікротвердості, до 23%, в первинному спецкарбіді, що наочно підтверджується при дослідженні ступеня неоднорідності такої фази (інтервал умовного кольору 11 в групі поєднання фаз 3, 6, 7, див. рис.3.16), величина мінливості 2 при цьому досягає 81%. У зв'язку з цим, додатково були проведені дослідження неоднорідності карбідної фази в хромовмісних чавунах.

### 3.3.2. Дослідження структуроутворення при магнітному перетворенні карбідних фаз високохромистого чавуну

Особливості структуроутворення легованих чавунів, включаючи первинну кристалізацію і перетворення в твердому стані, грають виключно велику роль у формуванні їх властивостей. Такі структури мають складну, неоднорідну будову, оскільки, через високий ступінь легування, широкого інтервалу фазової перекристалізації, істотно змінюється їх морфологія, стехіометричний склад і карбідні фази, що формуються, які залежать від багатьох факторів і передбачити їх не завжди вдається. Переважна в структурі хромовмісних (більше 10%) легованих чавунів карбідна фаза типу  $Me_7C_3$ , має виражену анізотропією властивостей [80]. Цим обумовлено відміну міцності і твердості за різними напрямками ґратки карбіду [3]. Тому для оцінки неоднорідності, що має місце як в межах одного зерна, так і - окремих фаз, провели дослідження мінливості карбідних фаз легованого чавуну [227]. Об'єктом дослідження служили зразки високохромистого (16,0-18,0%Cr) чавуну. Проби відбирали від робочого шару двошарових прокатних валків і оцифровували металографічні фотографії (рис.3.17, структури 1-16). Оцінювали ступінь неоднорідності карбідних фаз, сформованих в результаті мікроліквації хімічних елементів, при кристалізації і після низькотемпературного циклічного відпалу з нагріванням в області магнітного перетворення карбідних фаз (350° і 450-500°C). Аналогічно п.3.3.2, виділені 3 групи фаз досліджуваних мікроструктур, що входять в 16 дискретних інтервалів номерів умовних кольорів. Знайдено розподіл середніх значень умовного кольору в виявлених інтервалах, що описують середню кількість виявлених фаз по площі досліджуваних зображень (табл.Е.11, додаток Е). В результаті на всіх зображеннях мікроструктур досліджуваних чавунів, виявлено 7 інтервалів умовних кольорів. При аналізі розглядали пікселі зображень, які входять в фрагмент розміром  $3 \times 3$ , тобто включають по 9 пікселів. При цьому, схема нумерації пікселів навколо обраного середнього  $c_1$ , відповідала розглянутої раніше, див.рис.3.12. Відповідно описаного вище алгоритма, отримані в результаті оцінки кількісні співвідношення виявлених поєднань груп фаз, згідно із заданими з табл.3.7 для досліджуваних зображень, представлені в табл.Е.12, додаток Е. На рис. 3.18, в якості прикладу, представлена гістограма розподілу виявлених поєднань груп фаз для структури 16, див. рис.3.17. Далі, за формулою (3.9), обчислювали мінливість 2 (табл.Е.13, додаток Е), що описує виявлені поєднання кольорів груп фаз всередині фрагментів розміром  $3 \times 3$  пікселя для досліджуваних 16 зображень структур.



1-16 - фотографії отримані методом SEM при прискорювальній напрузі 30кВ. Збільшення: 1, 10, 11, 14, x5000; 2, x20000; 3, x1000; 4, x2000; 5,7,12,13, x10000; 6,8, x4000; 9, x7000; 15, 16, x200

Рисунок 3.17 - Зображення досліджених мікроструктур високохромистих валкових чавунів (15-18%Cr):

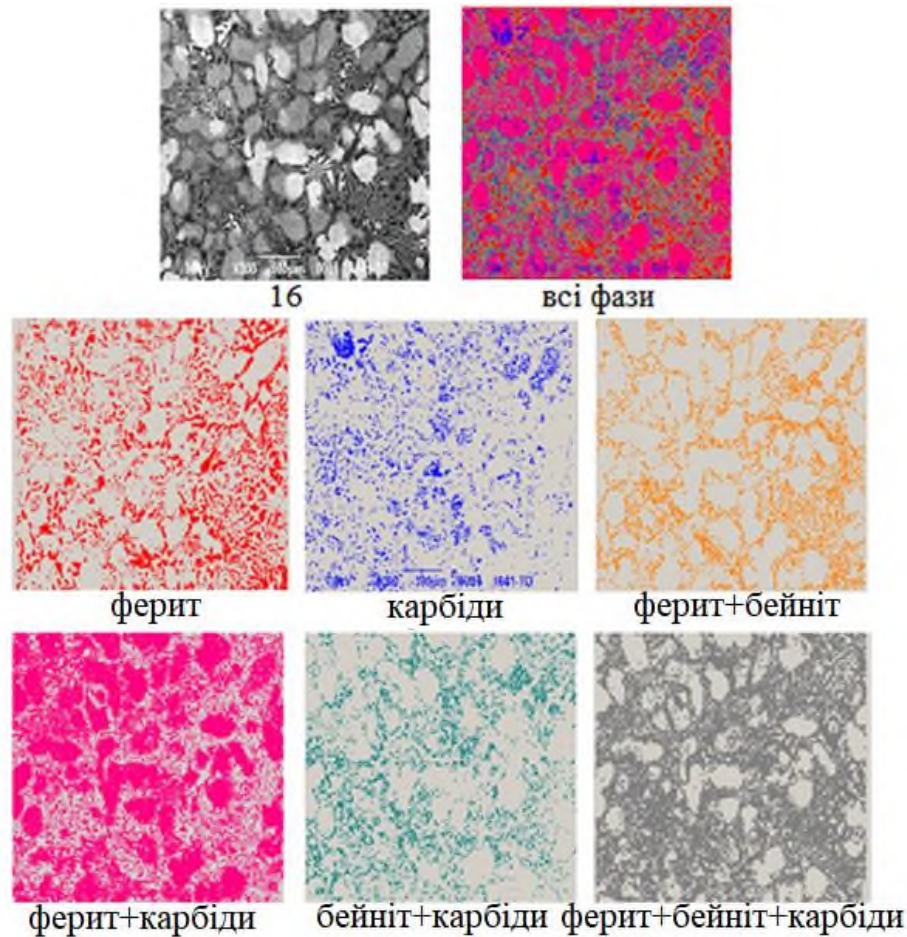


Рисунок 3.18 - Розподіл виявлених поєднань груп фаз, див. рис.3.17, структура 16

Таблиця 3.11 - Неоднорідність хімічного складу (%) первинного карбіду типу  $Me_7C_3$  після ТО

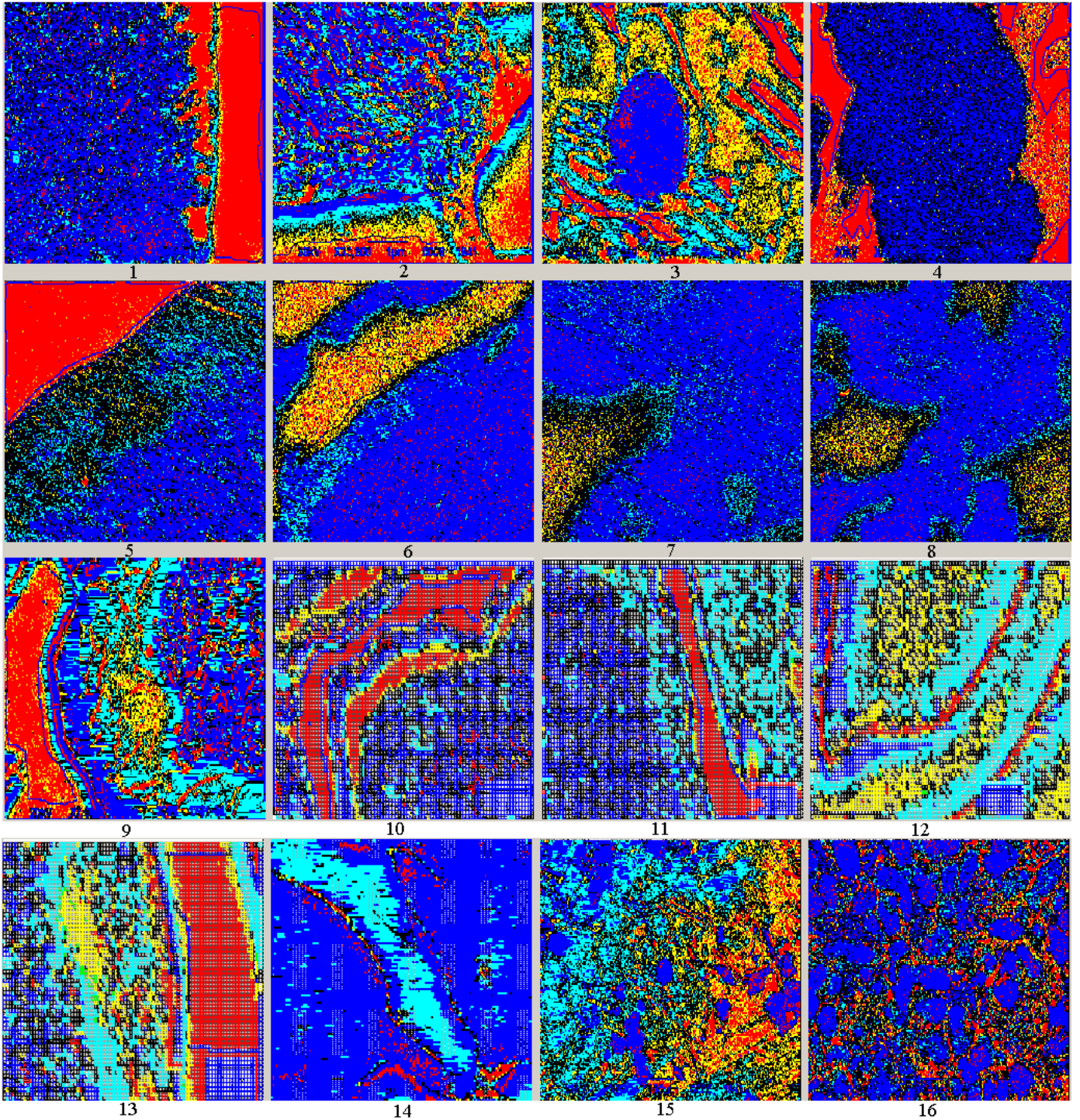
Зона аналізу, №	Результати EDS локального аналізу, %						
	C	Mo	V	Cr	Mn	Fe	Ni
1	21,24	01,05	01,36	42,18	00,71	33,46	00,26
2	18,09	01,08	01,45	45,53	00,61	33,24	00,00
3	19,01	00,61	01,41	45,67	00,60	32,70	00,00
4	18,45	01,04	01,39	44,74	00,48	33,90	00,00
5	17,47	00,81	01,36	44,96	00,57	34,68	00,30
6	16,79	01,18	01,51	45,74	00,69	34,09	00,31
7	17,97	00,96	01,43	46,29	00,71	32,62	00,15
8	20,22	00,72	01,49	45,56	00,83	31,16	00,18
max	20,98	1,08	1,51	46,29	0,83	34,68	0,31
min	16,79	0,61	1,36	42,18	0,48	31,16	0,00
розкид значень, %	12,50	17,70	11,10	11,00	17,30	11,12	31,00

На рис. 3.19, представлено розподіл мінливості виявлених сполучень груп фаз для

зображень 1-16 високохромистих чавунів (див. рис.3.17). Отримані значення дозволяють провести попередню оцінку ступеня неоднорідності фазового складу сплаву і значно зменшують час розрахунків, однак, для поглибленої оцінки, необхідно розглядати всі поєднання умовних кольорів, що входять в ці групи фаз. Аналізуючи отримані розподіли мінливості (див. рис. 3.19, зображення 1, 2, 9-12), зафіксовано декорування дислокаційної структури, яка склалася в результаті фазового наклепу навколо карбідних включень при розпаді аустеніту ще в процесі дисперсійного твердіння при кристалізації. Це супроводжувалося виділенням надлишкових фаз дрібнодисперсних вторинних карбідів (окантовка блакитного кольору). Отримані результати, показують ступінь неоднорідності компонентів, що формується в результаті ліквідації хімічних елементів при кристалізації, а також дифузії при термообробці в інтервалі магнітних перетворень виявлених карбідних фаз. Встановлено, що в структурі масивних первинних спецкарбідів хрому типу  $Me_7C_3$ , після такої термообробки, ступінь неоднорідності підвищується ~ на 9% в порівнянні з литим станом. Наприклад, див. табл.Е.13, додаток Е, 4.68 і 4.19 пікселів з 9 для структур 4 і 1, відповідно. Отримані дані узгоджуються з результатами мікрорентгеноспектрального аналізу (рис.3.20).

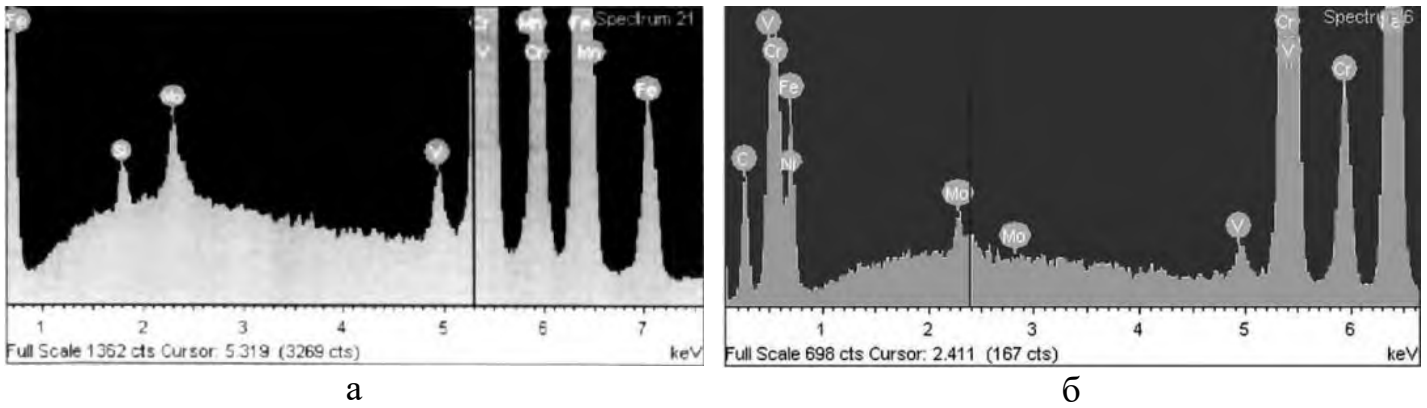
При магнітному перетворенні в первинному карбіді  $Me_7C_3$  зростає вміст вуглецю, Cr і V. При цьому спостерігається зниження вмісту заліза (~ 11%), Mn і Mo. Кремній в карбідній фазі досліджуваних матеріалів відсутній. Ці результати узгоджуються з даними рентгеноструктурного і оптико-математичним аналізів. Виявлено підвищена концентрації кремнію в матриці з максимальним змістом його в продуктах розпаду аустеніту на границі зерна. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу,%, в різних зонах масивних карбідних включень після кристалізації за запропонованою технологією регульованою швидкості кристалізації, виявили наявну неоднорідність, що виражається в розкидах значень за хімічним складом (табл.3.11).

На таких включених карбідів неоднорідна і мікротвердість (рис.3.21). Проведені виміри показали істотний розкид значень всередині карбідних фаз (до 23%).



зелений колір - відповідає поєднанню 1; червоний - 3; жовтий і синій - 5; блакитний - 6;  
чорний - 7

Рисунок 3.19 - Розподіл мінливості виявлених поєднань груп фаз для зображень 1-16 високохромистих чавунів (див. рис.3.17, табл.Е.13, додаток Е)



Стан сплаву	Хімічний склад (%) первинного спецкарбиду $Me_7C_3$							
	C	Fe	Si	Ni	Mn	Cr	Mo	V
НРО (а)	15,05	36,80	00,30	00,00	00,88	44,01	02,01	00,96
РО (б)	16,85	32,87	00,00	00,30	00,79	45,25	00,71	01,38

в

а) в результаті кристалізації; б) після ТО с витримкою в інтервалі магнітного перетворення; в) хімічний склад карбиду  $Me_7C_3$

Рисунок 3.20 - Мікрорентгеноспектральний аналіз (EDS) первинного карбиду типу  $Me_7C_3$  в локальній зоні. EDS спектр литого сплаву

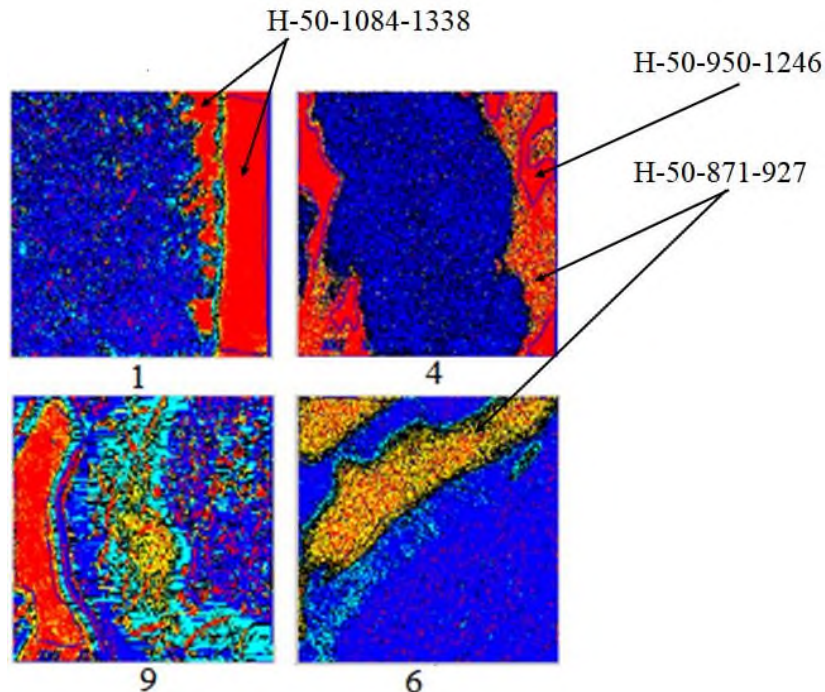


Рисунок 3.21 - Гістограми мінливості, що виявляють зміну локальної структурної неоднорідності, всередині первинних карбідів  $Me_7C_3$  в результаті термообробки в інтервалі їх магнітного перетворення. Стрілками показані зони вимірювання мікротвердості



У зонах червоного кольору, в яких поєднання груп фаз відповідають тільки карбїдам (див. рис.3.19, зображення 1 і 4, 9 та 6), характеризуються мікротвердістю, яка, в залежності від вихідних показників, становила  $H_{50-950-1246}$ , що  $\sim$  в 1.3 рази вище, ніж поблизу зон з вкрапленнями інших фаз (кольори помаранчевий, жовтий і коричневий), де зафіксовано її зниження до  $H_{50-800-927}$ . Вочевидь, таке локальне зниження рівня мікротвердості підтверджує виділення іншого типу нестехіометричних карбїдів, а також - інших фаз. Тоді, як вторинні карбїди, сформовані при розпаді аустеніту в результаті дисперсійного твердіння, мають однорідний характер (вкраплення червоного кольору).

Дані результати спростовують твердження, висунуте рядом авторів [214], що всередині первинних спецкарбїдов неможливо зародження дефектів (дислокацій), тобто карбїди типу  $Me_7C_3$  є бездефектні структури.

Таким чином, використовуючи критерій мінливості, вдалося з'ясувати, що при магнітному перетворенні за рахунок напружень формується структурна неоднорідність не тільки навколо карбїдної фази, викликаючи розпад залишкового аустеніту, а й вперше виявлено всередині її суттєва зміна складу і можливо подрібнення, з утворенням нових карбїдних фаз, а також утворення впорядкованої дефектної (дислокаційної) структури. Можна припустити, що така поведінка карбїдної фази буде спостерігатися і в процесі експлуатації прокатних валків. Статистичним аналізом це особливо яскраво проявляється в більш масивних первинних карбїдах  $Me_7C_3$  (див. рис.3.19, 4, 6-8,16), всередині яких формуються нові фази під впливом стислої деформації, яка утворює дислокаційні стінки. Така упорядкована структура показана вкрапленням окремих точок жовтого або червоного кольору, в залежності від насичення компонентами. Наприклад, на зображеннях 4 і 16, див. рис. 3.19, окремі точки жовтого кольору, показують зони з підвищеною концентрацією вуглецю і утворюють чітко виражену впорядковану структуру в зонах червоного кольору. На зображеннях 6-8, див. рис. 3.19, ці зони показані з великим збільшенням.

Разом з цим, сформовані таким чином в найбільших за розміром карбїдах, дислокаційні структури, відіграють роль захисних бар'єрів для проходження тріщин. Це знижує схильність до викришування карбїдів при експлуатації і запобігає передчасному руйнуванню робочого шару виробу. Для підвищення властивостей і стабілізації таких карбїдів також

можливо застосовувати додаткове мікролегування V і Ti.

### 3.3.3. Дослідження причин і характеру деградації карбідної фази в хромонікелевих чавунах при експлуатації виробів

Хромонікелевий чавун, легований 0.9-1.5%Cr, 1.5-4.5%Ni застосовують для виготовлення робочого інструменту - валків для формування різних профілів прокату на листових, велико-, середньо- і дрібносортих станах гарячої прокатки [3,4]. При цьому, їх виготовляють різними способами: стаціонарним і відцентровим методами лиття [94,249].

Структура такого матеріалу складається з карбідів цементитного типу легованих хромом, невеликої частки (до 7-10%) компактної або пластинчастої форми графіту, а також мартенситної матриці і залишкового аустеніту.

Основною причиною пошкоджуваності робочої поверхні таких валків є руйнування карбідної фази, частка якої сягає 25-35%. Найбільша пошкоджуваність і подальша деградація цієї фази відзначається при наявності в структурі включень масивних карбідів цементитного типу. Спостережуване пов'язано з тим, що під дією високих питомих тисків (в робочому шарі листових валків чистових клітей станів гарячої прокатки тиск досягає 30ГПа) і циклічних впливів з охолодженням водою, в цієї фазі формується дислокаційна упорядкована структура, що змінює її стабільність [4]. Проведеними дослідженнями [251,262] було встановлено, що значний внесок у деградацію структурних складових, формування дефектів кристалічного стану та стимулювання дифузії вуглецю в умовах дії локальних деформацій, вносять і графітові, особливо пластинчасті виділення.

В опублікованих роботах [4] показано, що дефекти кристалічної будови (дислокації), виявляють двома основними методами: аналізами тонкої фольги на просвіт і спеціальним вакуумним травленням за формуванням фігур (ямок) травлення. Кожен з цих методів має свої переваги і недоліки. Разом з тим, обидва методи не дають повного уявлення щодо ролі дислокацій в дифузійних процесах різних фаз, особливо карбідних, характерних для легованих чавунів з масивними включеннями цементиту або спеціальних карбідів.

В останні роки розвиток методів оптико-математичного дослідження структуроутворення, що базується на можливості визначення мінливості параметрів [221], які характе-

ризують енергетичний стан системи, дозволяє виявляти не тільки характер перебігу дифузії і компонентів, але й оцінювати тип формованих нових фаз, їх розподіл, а також деградацію карбідної фази в умовах дії локальних напружень і робочих температур використовуваних виробів.

У зв'язку з цим, досліджено причини і характер деградаційних процесів, що відбуваються в карбідній фазі хромонікелевого чавуну, який широко застосовується для прокатних валків. Це дозволило намітити основні напрямки розробок на створення нової технології їх виробництва з найбільш стабільними властивостями в експлуатації.

Для моделювання процесів, що відбуваються при деформації і нагріванні до температур робочого шару валка ( $600^{\circ}\text{C}$ ), дослідження проводили на установці типу системи Лозинського (вакуумній камері, з системою візуальної фіксації, в якій відбувається нагрів зразка і його деформація). Зразок, відібраний від робочого шару валка з хромонікелевого чавуну розміром  $3 \times 4 \times 80\text{мм}$ , жорстко закріплювали, а нагрівали тільки середню його частину. Область нагріву становила  $\sim 15\text{мм}$ . Найбільш висока температура відповідала вузької зоні не більше  $3\text{мм}$ . Дослідження здійснювали при спостереженні *in situ* і нагріванні  $250^{\circ}\text{C}$ - $600^{\circ}\text{C}$  в вакуумі  $0.3\text{Па}$ , час травлення  $30\text{хв}$ . Структурні зміни в карбідній фазі оцінювали скануючим електронним мікроскопом (SEM) JEOL JSM-6390LV при збільшеннях  $\times 4700$  (рис.3.22). Залежно від температури вакуумного травлення виявили різну ступінь мінливості ямок травлення, яке описували оптико-математичним методом.

Доказом того, що спостережені ямки травлення відповідають місцям виходу дислокацій, є наявність фігур травлення правильної форми, переміщення і взаємодія їх при термічному травленні, підвищення щільності в процесі деформації, формування субмікроструктури. Згідно оптико-математичного опису фаз цифрового формату .bmp, розглядали відтінки кольору в проміжку від 0 до 255, розділеного на 4 групи фаз, що включали 16 інтервалів (умовних кольорів), для яких умовний колір 01 - ставився до виділення графіту (ймовірно квазікристалічної графітової плівці, оскільки інденатор  $\text{H}\mu$  не порушував її цілісності); 02-09 - фериту з різним ступенем пошкодженості і вуглецю; 10 - бейніту (перехідної фази між феритом і цементитом, пересиченої вуглецем, близької за концентрацією цього компонента до аустеніту); 11-16 - карбідним фазам нестехіометри-

чного складу і цементиту.

За результатами проведених досліджень, була сформована табл.3.12 відповідності виявлених при аналізі номерів поєднань груп фаз, інтервалів умовних кольорів, що входять в них, всередині кожного фрагменту зображення розміром  $3 \times 3$  пікселя (табл.3.13). Для отриманих зображень оцінювали ступінь неоднорідності, утвореної в результаті зміни дислокаційної структури, яку висловлювали через мінливість. На підставі цього, був розроблений новий багатоступінчастий підхід аналізу структурного стану карбідної фази при нагріванні і локальної деформації, дифузії в цієї зоні. Локальна деформація була отримана за рахунок жорсткого закріплення зразка і відсутності умов для релаксації напружень. При аналізі фази, що відрізняються і їх поєднання на цифрових зображеннях мікроструктур (див. рис.3.22) були представлені у відтінках сірого кольору для кожного поєднання (рис.3.23), а також додатково описані різними кольорами на одному зображенні для кращої ідентифікації фаз (рис.3.24, а). На рис.3.24,б представлена кількісна оцінка ступеня неоднорідності в місці формування дислокації.

Виявлені ямки травлення і, описані в кольорі поєднання (див. рис.3.24), згідно з табл.3.12, характеризуються наступним чином: 01 - червоний колір - вуглець (графітова плівка); 06 - жовтий - ферит, насичений вуглецем; 10 - блакитний - бейніт; 11 - синій - карбіди типу  $Fe_xC_y$  (ймовірно змінного складу); 15 - чорний - карбіди імовірно [4] типу  $Fe_2C$ ; 16 - зелений - цементит. При цьому блакитний колір бейніту добре проявляється при збільшеннях тільки в  $\sim 10000$  раз, і він знаходиться в зонах не тільки поєднання з кольором 11, але і самостійно, у вигляді окремих зерен, розташованих в зонах локальних деформацій, а також ланцюжків, що описують їх границі. Такий колір, практично не фіксується, що відображено у незначній кількості (див. табл.3.12), однак він чітко проявляється в подвійних і потрійних поєднаннях з карбідною фазою типу  $Fe_xC_y$  (кольором 11) і феритом, насиченим вуглецем (колір 06) (див. рис.3.23, поєднання 4, 6 і 7).

Одночасно виявлено фази, що утворюють парні сполуки (поєднання кольорів), які суттєво визначають перебіг процесів, що відбуваються. Це, в першу чергу, зв'язок карбідів нестехіометричного складу (інтервал умовного кольору 11) і цементиту (інтервал 16), що

утворюють поєднання номер 5 (див. табл.3.12 и рис.3.23), яке, значною мірою, характерне для умов нижчої температури вакуумного травлення (див. рис.3.22, структура 17).



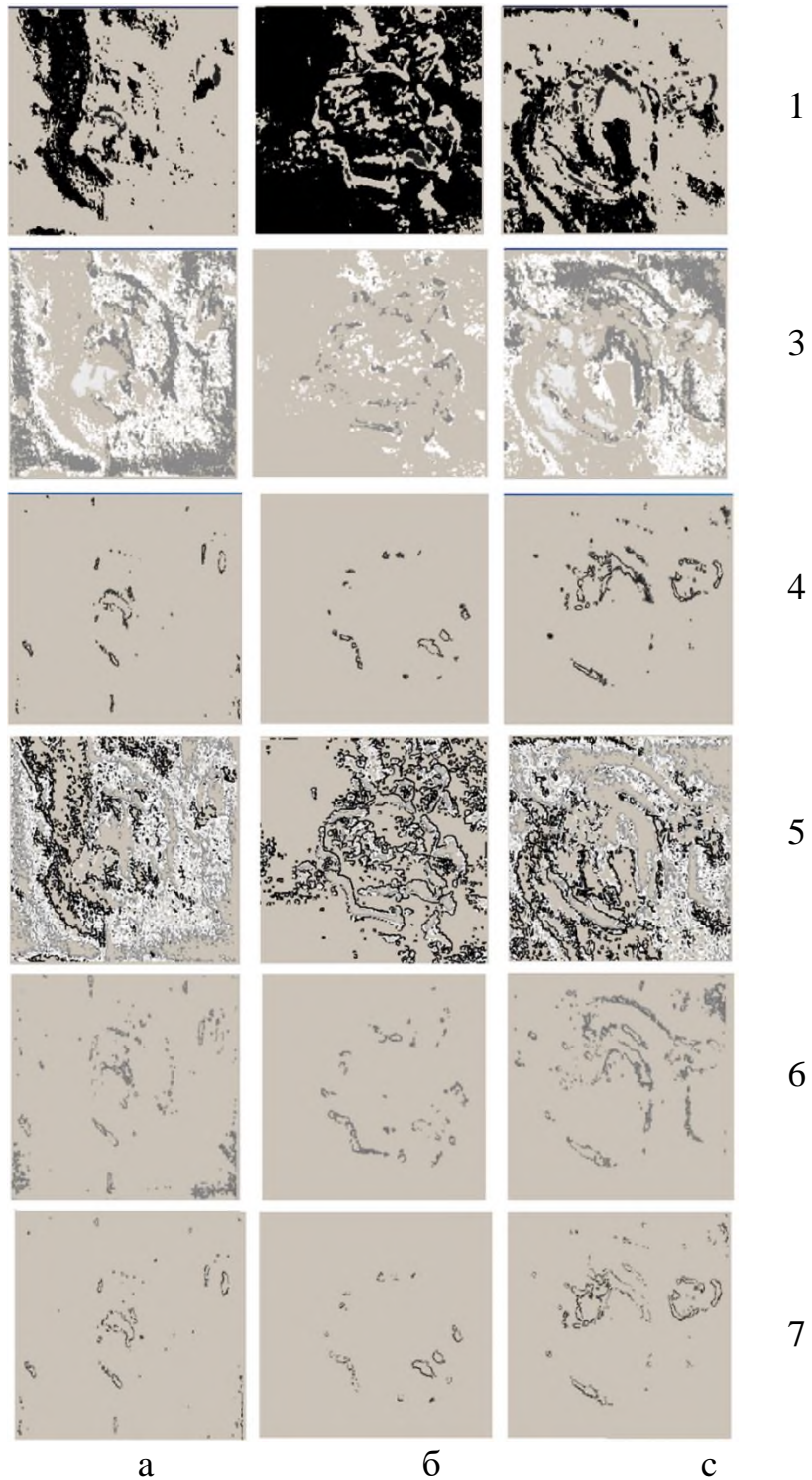
Рисунок 3.22 - Електронні мікрофотографії структури ямок травлення та рельєфу, навколо одиничне розтравленої дислокації карбідної фази (фотографії 17-19) хромонікелевого валкового чавуну,  $\times 4700$ . Вакуумне травлення

Таблиця 3.12 Виявлені групи фаз і кількісна оцінка поєднання їх умовних кольорів

Інтервал умовних кольорів, №			Поєднання групи фаз, №	Частка поєднань, %, для фото мікроструктур		
				17	18	19
01	0	0	1	15.2	69.7	17,4
06	0	0	1	00.0	00.0	02,1
11	0	0	3	15.9	02.1	13,6
15	0	0	3	01.7	00.0	03,9
16	0	0	3	15.5	04.0	13,6
11	16	0	5	27.2	03.4	17,5
01	16	0	5	15.8	13.0	14,2
01	15	0	5	01.3	02.7	05,5
10	11	0	6	02.8	01.3	03,9
06	10	0	4	00.0	00.0	01,9
15	16	0	3	00.0	00.0	01,8
01	11	16	5	01.4	01.5	01,6
06	10	11	7	00.0	00.0	01,1

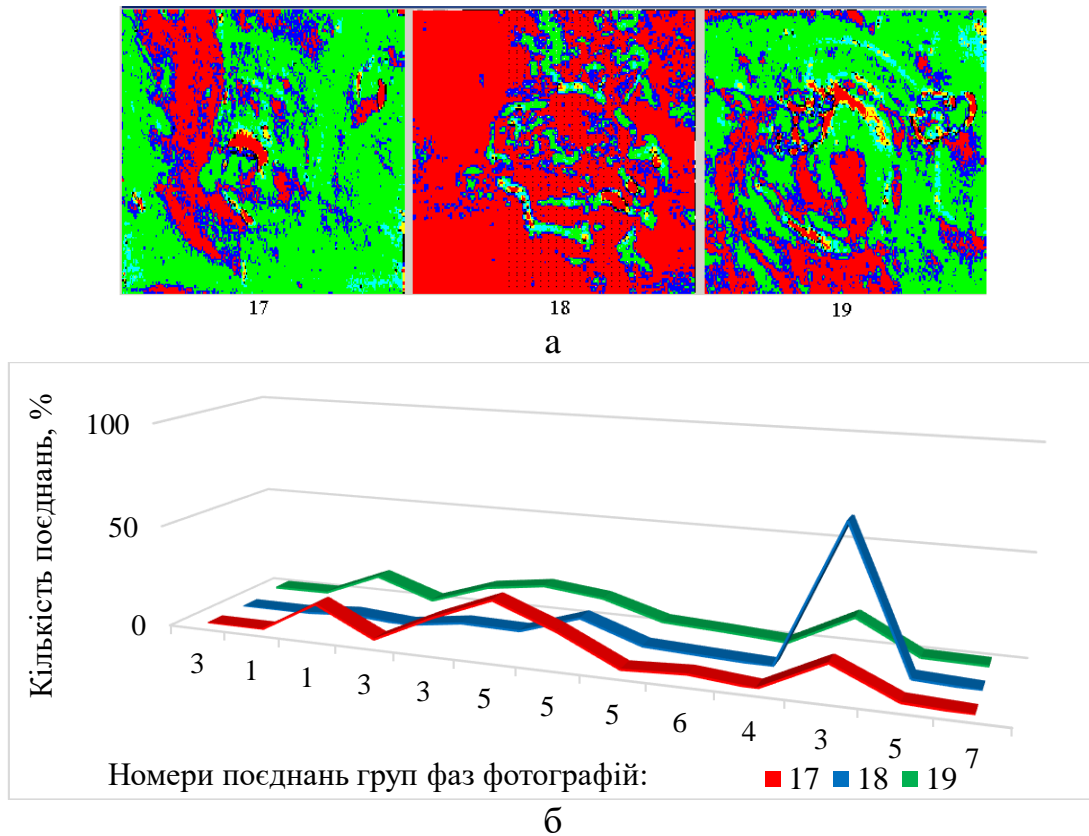
Таблиця 3.13 - Співвідношення виявлених поєднань груп фаз при скануванні всередині фрагментів  $3 \times 3$  пікселя

Кількість виявлених поєднань груп фаз, %							Структура, №
1	2	3	4	5	6	7	
графіт	бейніт	карбіди	ферит + графіт + бейніт	графіт + карбіди	бейніт + карбіди	ферит + графіт + бейніт + карбіди	
16,2	00,1	60,4	00,7	18,8	03,0	00,8	17
70,5	00,1	09,7	00,6	17,2	01,4	00,5	18
19,6	00,6	50,4	01,9	21,8	04,3	01,5	19



а, б, с - структури 17,18,19 відповідно. Справа цифрами вказані номери поєднань груп фаз (див. табл.3.12 и 3.13)

Рисунок 3.23 - Розподіл мінливості виявлених поєднань груп фаз (інтервалів умовних кольорів) для зображення рельєфу поверхні в місці формування дислокаційної структури (див. рис.3.22)



а): розподіл мінливості; б) кількісна оцінка ступеня неоднорідності в цементиті за місцем виявлених дислокацій

Рисунок 3.24 - Формована неоднорідність в областях дислокаційної структури карбідної фази  $Fe_3C$  для фотографій 17-19 (див. рис.3.22)

При такій температурі зберігається зелений колір базового (до травлення) цементиту (див. рис.3.23, а). Формування карбідів нестехіометричного типу, особливо складу, що задається інтервалом умовного кольору 11 (синій колір), супроводжується появою значної частки фази, позначеної червоним кольором, яка, ймовірно, відповідає квазі-кристалічному графіту, і чітко виявляється оптико-математичним аналізом (інтервал умовного кольору 01). Максимальна частка такої фази на поверхні досягає 69.7%. Така фаза фіксується і в поєднаннях з цементитом, що входять в поєднання груп фаз номер 5 (див. табл.3.12, 3.13 и рис.3.23).

В серії робіт ІМХ РАН [297,298] експериментально і теоретично було також показано розкладання сполуки метал-вуглець з утворенням різних типів структур при впливі підвищених температур, тиску, в умовах вакууму та інших чинників. Процеси розкла-

дання з'єднань полегшуються при наявності нестабільної сполуки. Виділення вуглецю автори ідентифікували, як шари з наносфер, аморфних і кристалічних ниток, аморфних частинок сферичної і складної форми, аномального розподілу пір, шаруватої або стовпчастої структури, монокристалів.

З аналізу отриманих фотографій ямок травлення в даній роботі, встановлено, що при більш низькій температурі вакуумного травлення (фото структур 17 і 19) виявляються деформаційні області навколо виходу дислокацій, а при  $t = 600^{\circ}\text{C}$  (фото 18) спостерігається їх релаксація. При цьому всередині ямок травлення, сформованих при більш низькій температурі, відзначається наявність дифузійного потоку, подібного ламінарної течії рідини в трубопроводі під тиском. Залежно від рівня локальних напружень, області базового цементиту мають червоний колір, тобто покриваються графітовою плівкою, а під нею одночасно фіксується виділення нестехіометричного карбїду, що входить в умовний інтервал 11 (синього кольору). У цих зонах, а також в межах ямок травлення, виявлені додатково нові фази і їх з'єднання. Вони добре розшифровуються, згідно з розподілом інтервалів умовних кольорів та їх поєднань (див. табл.3.13). Це карбїди, відповідні умовним кольорам 11 і 16, а також невеликій частці карбїдів імовірно типу  $\text{Fe}_2\text{C}$  (чорний колір - інтервал номер 15) - до 3.9%.

Частка фериту не перевищує 2.1% і фактично відсутня в поєднанні з іншими фазами. Поява цієї фази (інтервал умовного кольору 06) відзначається тільки на одній з фотографій (див. табл.3.13) структури 19 в поєднанні з бейнітом і нестехіометричним складом карбїдів (інтервал кольорів 11) і з чітко вираженою зоною локальних напружень біля границі з ямкою травлення (див. рис.3.24, кольори жовтий, блакитний і синій) на фотографії 17 при збільшенні лише до  $\sim 10000$  раз.

Потрійне поєднання карбїдних фаз (кольорів 11,16) і графіту (інтервал 01), що відноситься до поєднання груп фаз під номером 5 (див. табл.3.12, рис.3.23), характеризується близькими значеннями для всіх фотографій (див. рис.3.22), що відповідає частці 1.4-1.6%. З цього випливає, що основне зменшення частки цементиту відбувається за рахунок виділення графіту з утворенням нової фази нестехіометричного карбїду складу  $\text{Fe}_x\text{C}_y$ . Такі



фази і їх сполуки є максимальними при розвитку процесів деградації цементиту.

Одночасно з часткою і типом сформованих карбідних фаз оцінили і ступінь неоднорідності, виявлену в ямках травлення (див. рис.3.24, б). З наведених даних видно, що найбільша неоднорідність характерна для 3-ої групи поєднань фаз, особливо в умовах максимальних локальних деформацій і впливу більш високих температур (фото структури 18). Для інших варіантів (фото 17 і 19), де збережена основа цементиту, має місце істотно менша неоднорідність і вона також характерна для цих карбідних фаз.

Отримана інформація про нестабільність карбідної фази, оцінена спеціальним моделюванням при нагріванні і деформації, що відповідає умовам експлуатації прокатних валків з чавуну з великими включеннями [296], дозволяє намітити шляхи підвищення стабілізації структурного стану такого матеріалу за рахунок карбідної фази різного ступеня легування. Для вирішення цієї проблеми слід використовувати комплексний підхід, який буде базуватися на дробленні включень цементиту, його стабілізації і зменшенні локальних напружень при виготовленні і експлуатації виробів.

Ефективність такого підходу може бути вирішена одночасним використанням відцентрового лиття і спеціальним модифікуванням рідкого металу, які сприятимуть дробленню і стабілізації карбідної фази, не знижуючи її загальної частки і твердості сплаву, а також регламентованим охолодженням виливка в процесі кристалізації для розпаду залишкового аустеніту при використанні ефекту магніострикції карбідної фази [255,269]. Магнітне перетворення цементиту в хромонікелевому чавуні знаходиться в інтервалі 190°-230°C і для реалізації цього ефекту виливок масою 6-10т повинен перебувати при кристалізації в такому інтервалі (охолодження в кесоні) протягом ~ бгод. Це забезпечується нагрівом металевої форми перед заливанням металу до зазначеної температури магнітного перетворення легovanого цементиту. Такий технологічний процес виробництва прокатних валків істотно підвищує стабільність фази карбиду і сплаву в експлуатації.

Розподіл фаз всередині ямок травлення, описаний з використанням енергетичних параметрів, що визначають функції потужності дисипації енергії і напружень, за допомогою оператора Лапласа і дивергенції [254] для різних поєднань фаз, дозволило встановити, що

процес дифузії компонентів відбувається за аналогією з переміщенням рідини в трубі і має вид ламінарної течії. При цьому, також формуються різні фази і їх поєднання, що чітко фіксують дифузійні потоки, одночасно виділяючи границі локальних деформацій.

Детальний аналіз фотографій при збільшеннях  $\sim$  в 10000 раз дозволив виявити наступне. На більш ранніх етапах нагрівання при низькій температурі і в умовах розвитку локальних деформаційних зон в зерні цементиту з'являються ділянки навколо ямок травлення, в яких визначається розпад цементиту з виділенням нестехіометричного карбїду  $Fe_xC_y$  (типу  $Fe_{1.8}C$  і ін., згідно дослідженнями, проведеним в роботі [4]), позначеного синім кольором (див. рис.3.24,а), і графітової плівки (червоний колір, див. рис.3.24,а), що його покриває. Одночасно, в окремих зонах навколо ямок травлення розпад цементиту супроводжується виділенням точкових (одиничних включень фаз) карбїдів імовірно типу  $Fe_2C$ . Їх поява в цементиті може відзначатися як в одиничних випадках, так і в поєднанні з бейнітом і феритом (блакитний і жовтий кольори). Таке поєднання фаз характерно і для максимальної температури травлення з фіксацією ямок, у яких в результаті релаксації напружень відсутня зона локальних деформацій (фотографія структури 18).

Отримана інформація про причини і характер деградаційних процесів карбїдної фази, що визначають загальну експлуатаційну стійкість прокатних валків, може бути ефективно використана при розробці нових комплексних технологій їх виробництва, зберігаючи необхідний рівень твердості і стабілізуючи карбїдну фазу різних типів чавунів. Це може бути досягнуто застосуванням багатьох технологічних прийомів.

## ВИСНОВКИ

1. Розроблено новий підхід в дослідженнях мікроструктур по металографічним зображень шляхом оцінки поєднань умовних кольорів і абсолютних значень лапласіана матриці умовних кольорів (фрагмента зображення), що виражає дисипацію енергії системи при зміні структурного стану. Дана методика дозволяє локально з високою точністю виявляти структурні складові хромовмісних сплавів, з неоднорідним хімічним складом всередині однієї фази, шляхом оцінки показника гетерогенності, на основі кореляційних співвідношень між усіма виявленими фазами, структурними складовими, у взаємозв'язку з їх енергетичним станом.

2. Для оцінки ступеня неоднорідності структури, використаний параметр мінливості поєднання умовних кольорів (фаз), що описують мікроліквацію хімічних елементів при формуванні дефектів кристалічної будови (дислокацій) з виділенням компонентів і фаз, що їх декорують. Даний параметр дозволяє оцінити ступінь локальної неоднорідності, з точки зору розкиду концентрації компонентів всередині виявлених однотипних фаз. Мінливість структур в кожному заданому фрагменті зображення вираховували за допомогою операторів дивергенції і лапласіана, а також їх похідних, в скінчене-різницевої формі, де в якості координати брали піксель зображення, оцінюючи число збігів умовних кольорів груп фаз в середній точці в порівнянні з її оточенням. Для оцінки ступеня неоднорідності структури в локальних зонах, що визначають розкид концентрацій компонентів в фазах, проводили статистичний аналіз розподілу умовних кольорів і мінливості фаз, які розраховували з використанням розподілу Пірсона.

3. Новий підхід в дослідженнях дозволяє оцінити локальну неоднорідність структури, яка формується в результаті процесів дифузії і деформації, завдяки зміні енергетичного стану системи, що відобразатиме ступінь дисперсності хромовмісного сплаву. При цьому ступінь дисперсності оцінювали по довжині рядів пікселів однакових умовних кольорів, послідовно розташованих в різних напрямках на площині цифрового зображення. Умовні кольори в кожній точці вираховували через зміну енергетичних параметрів системи (потужності дисипації енергії) і функції напружень (деформацій), з урахуванням їх знаків: позитивному значенню відповідав стан збільшення

щільності дислокацій (стиснення), негативному - розрідження (зони скидання напружень), нейтральне ( нульові значення) - відображає рівноважний стан.

4. Проведено порівняльний аналіз з литим структурного стану високохромистих чавунів після циклічного низькотемпературного відпалу в інтервалі магнітних перетворень карбідних фаз. Аналізували фрагменти  $3 \times 3$  пікселя. Виявлено зменшення середнього ступеня дисперсності в усіх напрямках для нейтральної (нульової) функції напружень  $\sim$  в 1,5 (з 2,95 до 1,92 пікселів) рази, а також одночасне збільшення з негативним і позитивним знаком, сумарно,  $\sim$  в 2,1 рази, що свідчить про інтенсифікацію процесів дифузії і формування додаткової локальної неоднорідності при пластичній деформації в результаті ефекту магнітострикції карбідних фаз.

5. Показано, що функція потужності дисипації енергії і зміна її знаку на кожному етапі процесу виготовлення виробу, дозволяє прогнозувати виникнення нових фаз і формування локальної неоднорідності всередині них за складом і компонентам. Так, після проведення низькотемпературного циклічного відпалу в інтервалі магнітного перетворення карбідних фаз високохромистого чавуну (16-18%Cr), встановлено зміщення значень лапласіану, щодо нейтрального, в область позитивних значень, що свідчить про інтенсифікацію процесів структуроутворення, що протікають в умовах дисипації внутрішньої енергії. На основі цього відбувається збільшення кількості зон з локальною неоднорідністю, і в усіх напрямках виражається в зменшенні середнього значення нейтральної (нульової) функції  $\sim$  в 1,3 (з 2,35 до 3,15 пікселів) раз з одночасним збільшенням позитивних значень  $\sim$  в 1,13 (з 2,72 до 2,41 пікселів) раз, без змін негативних. Аналіз поєднань умовних кольорів фаз між такими фрагментами показав значні зміни їх кількості і якісного складу: зміна умовних кольорів навколо всіх середніх значень (зменшується на 15,6% кількість аустеніту і до 3,5% фаз нелегованого фериту і з низьким вмістом вуглецю (номера умовних кольорів 1 і 2); збільшується число фаз фериту з більш високим вмістом вуглецю і хрому (інтервал умовних кольорів від 3 до 8, номери кольору – 5 і 6 відповідно) до 6,1% і карбідних фаз: цементитного типу і різних типів вторинних карбідів - інтервали умовних кольорів 11,12 і 16 (задані позначення кольорів - 8, 9 і 11) на 0.4%, 3.6%, і 0.5% відповідно). Також виявлена локальна неоднорід-

ність у первинних спеціальних карбідах типу  $Me_7C_3$  - до 4.9% (інтервал умовних кольорів №15). Це є результатом розпаду залишкового аустеніту і формування нових фаз.

6. Порівняльною оцінкою функції потужності дисипації енергії для хромонікелевого (2,94%С; 0,34%Cr і 4,5Ni) та високохромистого (2,76%С і 16,4%Cr) валкових відцентроволитих чавунів (в литому стані і після відпалу в інтервалі магнітного перетворення карбідних фаз), встановлено, що після кристалізації довжина ланцюжків одного кольору в хромонікелевих чавунах значно більше, ніж в високохромистих. Термообробка ще більше збільшує дисперсність структурних складових високохромистих чавунів, сприяючи значному зменшенню довжини таких ланцюжків, і, вносячи істотний внесок у зміну мікротвердості: рівень її в межах зерна аустеніту, що розпався, для феритокарбідної суміші після відпалу з нагріванням до 350° і 500°С знижується ~ на 10% в порівнянні з литим станом ( $H_{50}$  362-437 і  $H_{50}$  333-392 відповідно). У хромонікелевих чавунах після термічної обробки при  $t = 190^\circ\text{C}$  і  $220^\circ\text{C}$  дисперсність істотно не змінюється, спостерігається деяке підвищення значень мікротвердості -  $H_{50}$  221-260 і  $H_{50}$  238 - 277 відповідно. Встановлено значний вплив термічної обробки на зміну знаку функції потужності дисипації енергії високохромистих чавунів - різко збільшується кількість параметрів з позитивним знаком за рахунок зменшення нейтральних значень. У хромонікелевих - в середньому переважає нейтральна функція потужності дисипації енергії, що в процесі кристалізації забезпечує найбільш повні структурні перетворення, що сприяє утворенню рівноважного енергетичного стану структури.

7. Досліджувано мінливості фазового складу сплаву, що проведені на вибірці 49шт. із складом, що відрізнявся по концентрації хрому (від 16% до 32%Cr), для виключення відхилень, пов'язаних з різними системними факторами (режимом зйомки, значенням прискорювальної напруги при електронної мікроскопії, ступенем збільшення зображення і т. інш.), оцінку неоднорідності фазового складу проводили через побудову кореляційних залежностей. Визначали мінливість в залежності від параметрів, отриманих при побудові гістограм розподілу поєднань умовних кольорів (груп фаз, а також описуючих дисипацію енергії). Весь цифровий діапазон умовних кольорів, що описує фазовий склад сплаву, представляли 16-ю дискретними інтервалами, які вклю-

чали три групи: 0-8 (кольори 255 - 165) - 1-а група фаз - фериту:  $\alpha$  - фаза з різним типом досконалості кристалічних решіток, голчасті структури і, такі, що розрізняються хімічним складом; 9-10 (кольори 164-147) - 2-я група фаз - аустеніту, що також неоднорідна за хімічним складом; 11-16 (кольори 146-0) - 3-тя група - карбідних фаз, де в інтервалі від 11 до 12 - карбідні фази цементитного типу, від 13 до 16 - належать до різних фаз спецкарбідів всіх типів і нестехіометричного складу, що виділяються в різні періоди кристалізації. Встановлено тісний кореляційний зв'язок між параметрами мінливості, що оцінюють розкид по концентрації компонентів, з абсолютним значенням лапласіану умовних кольорів локальної зони (фрагменту), що описує структурну неоднорідність. Показано, що високі значення мінливості кольору тісно пов'язані ( $R_{\text{мн}} = 0.93-0.97$ ) з групою фаз фериту, з підвищеним вмістом вуглецю (бейніту), для яких значення абсолютної величини лапласіана перевищує заданий фільтр (500). Одночасно виявлено неоднорідність груп фаз аустеніту, яка пов'язана з ліквідацією хімічних елементів, що потім позначається і на складових при його розпаді. У таких областях виявлені значні відхилення ступеня неоднорідності фаз, що досягають 71%. На підставі розрахованих гістограм розподілів мінливості встановлено, що на цей фактор спосіб термообробки має незначний вплив.

8. Вперше досліджено механізм впливу пластичної деформації, що відповідає ефекту магніострикції, на структуроутворення в карбідних фазах хромовмісних сплавів, для чого використовували параметр мінливості. Встановлено, що витримка сплаву в інтервалах магнітного перетворення карбідних фаз сприяє підвищенню щільності дислокаційної структури не тільки навколо включень, викликаючи розпад залишкового аустеніту, але також і всередині цих фаз. Показано, що за рахунок локальних стислих деформацій всередині масивних включень спецкарбідів хрому типу  $\text{Me}_7\text{C}_3$ , що містять до 51% заліза, відзначається формування структурної неоднорідності ( $\sim 9\%$  від литого стану, розкид значень мікротвердості в середині зерен досягає 23%) і супроводжується виділенням нових груп дисперсних нестехіометричних карбідних фаз і фериту, які утворюють впорядковані дислокаційні структури (сітку), насичені хімічними компонентами (такими, як хром, залізо та вуглець), що входять до складу цих фаз. Така структурізація пе-

решкоджає викришуванню карбідів і знижує їх схильність до руйнування при експлуатації. Ці ефекти спостерігаються тільки на масивних первинних спецкарбідах хрому. Локальна неоднорідність формується в зонах з підвищеною щільністю дислокацій.

9. Вперше досліджено причини і характер деградації цементиту в хромонікелевому чавуні, використовуваному для виробництва масивних виливків прокатних валків, що знижують їх експлуатаційну стійкість. Моделюванням оцінені процеси, які впливають на структуроутворення в цементиті при впливі робочих температур і локальних деформацій на інструмент в процесі його експлуатації. При проведенні досліджень використані методи виявлення дефектів кристалічної будови (дислокацій), а також скануючої електронної мікроскопії та новий метод оптико-математичного опису фаз і їх неоднорідності. Показано, що деградацію цементиту визначають процеси, пов'язані з формуванням дислокаційної структури і дифузії, при яких відбуваються процеси появи нових типів карбідних фаз нестехіометричного складу, квазікристалічного графіту, а також фериту і бейніту. Наведено інформацію по типах поєднань таких з'єднань, які також визначають нестабільність карбідної фази. На основі досліджень деградації цементиту, що є найважливішою складовою структури (визначає рівень твердості) при експлуатації, даються рекомендації про підвищення її стабільності, а також щодо зниження напружень за рахунок розпаду залишкового аустеніту при регламентованої кристалізації виливка в формі.

В результаті проведених комплексних досліджень показана доцільність розроблених комплексних підходів для оцінки впливу напружень і дифузії на структуроутворення, що дозволить моделювати і прогнозувати технології виробництва масивних виробів, для яких експериментальні підходи є досить витратними і не завжди ефективними з точки зору отримання необхідної інформації. Ця інформація про причини і характер деградаційних процесів карбідної фази, що визначають загальну експлуатаційну стійкість прокатних валків, може бути ефективно використана при розробці нових комплексних технологій їх виробництва, зі збереженням необхідного рівня твердості і стабілізації карбідної фази різних типів чавунів. Це може бути досягнуто застосуванням багатьох технологічних прийомів.

## РОЗДІЛ 4

### НОВІ ТЕОРЕТИЧНІ ПІДХОДИ ДО МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ОЦІНКИ ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ, РІВНЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВІВ

#### 4.1. Моделювання структуроутворення у хромовмісних сплавах

Найважливішим завданням при розробці нових прогресивних технологій є використання матеріалів з необхідним комплексом властивостей, досягти який можливо шляхом реалізації певного структурно-фазового стану об'єкта. Для досягнення поставленої задачі необхідно адекватне розуміння впливу складних процесів структуроутворення на властивості, з урахуванням умов експлуатації. Одним із шляхів отримання цієї інформації, є попереднє моделювання та експериментальне дослідження такого впливу, в тому числі, на основі побудови моделей при мінливості металографічних структур, які враховують вплив різних зовнішніх факторів, наприклад, технологічних параметрів виробництва, таких як, температурні параметри кристалізації і термообробки. Від точності побудови і аналізу таких моделей залежить достовірність і об'єктивність вирішення завдань контролю і управління технологічними процесами і параметрами виплавки, кристалізації і зміцнення металу для підвищення експлуатаційної стійкості готових виробів.

#### 4.2. Методики моделювання металографічних структур

Для прогнозування структуроутворення в хромовмісних сплавах і покриттях розглянуті різні підходи до пошуку оптимальних методів побудови комп'ютерних моделей металографічних структур на основі аналітичного та статистичного аналізів, які можуть досить надійно враховувати процеси, що протікають при кристалізації і термообробці в умовах розвитку дифузії, а також вплив інших факторів. При побудові таких моделей різними способами аналізували розподіл умовних кольорів таким чином, щоб вони з високою точністю, збігалися з розподілом аналогічних фаз металографічного зображення оригінальної структури.

У роботах [229,230] використовували металографічні фотографії мікроструктур валкових високохромистих (16-18%Cr, 2.7-3.0%C) та хромонікелевих (1.5-1.9%Cr, 3.9-4.5%Ni, 2.86-3.77%C) чавунів (рис.4.1). Основними структурними складовими



легованих чавунів можуть бути ферит, аустеніт і продукти його розпаду, а також карбіди типу  $Me_3C$ ,  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$  і  $Me_xC_y$ .

Для отримання гістограм розподілу умовних кольорів реального металографічного зображення, був застосований підхід з використанням розробленої методики оптико-математичного аналізу фаз. Ця методика заснована на гідродинамічних аналогіях із застосуванням рівнянь Нав'є-Стокса, що описують формування фаз (за рахунок дисипації енергії в результаті дифузійних процесів, зміни їх щільності [220,231]). Відповідно були використані поняття вихору, який обчислюється через лапласіан, дивергенції і варіації (градієнта) при числовий обробці фотографій [188].

Оцінку проводили, відповідно до розташування обчислюваних значень, на зображенні металографічної структури, цифрованому в формат .bmp. Для більшої наочності та зменшення машинного часу оцінки використовували двовимірну модель. Значення лапласіана розраховували відповідно [188], шляхом вирішення рівняння Пуассона - еліптичного диференціального рівняння функції потоку в частинних похідних:

$$L(x, y) \equiv \Delta = \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} \quad (4.1)$$

Обчислення проводили, використовуючи метод скінчених різниць. Досліджуване зображення розбивали на фрагменти розміром  $n \times l$  пікселя, де в кожній точці  $C(x, y)$  ( $x$  та  $y$  – координати розглянутої точки) обчислювали значення лапласіану і дивергенції. Наприклад, для фрагмента розміром  $3 \times 3$  пікселя  $C(x, y)$  в скінчене-різницевого поданні матриця має вигляд:

$$C(x, y) = \begin{pmatrix} c_{i-1, j-1} & c_{i-1, j} & c_{i-1, j+1} \\ c_{i, j-1} & c_{i, j} & c_{i, j+1} \\ c_{i+1, j-1} & c_{i+1, j} & c_{i+1, j+1} \end{pmatrix} \quad (4.2)$$

В якості елемента матриці взяли піксель зображення  $c_{m,n}$ , що є кодом умовного кольору при оцифруванні фотографії ( $m = i - 1, i, i + 1$  – номер строки,  $n = j - 1, j, j + 1$  – номер стовпця). Обробку такої матриці виконували шляхом послідовного сканування кожного пікселя, задаючи його як середню точку  $c_{i,j}$ , що знаходиться всередині фрагменту заданого розміру ( $3 \times 3$ ).  $D(x, y)$  – дивергенція і  $L(x, y)$  – лапласіан в двовимірному скінчене-різницевого поданні мають вигляд:

$$D(x, y) \equiv \operatorname{div} C(x, y) = \frac{\partial C(x, y)}{\partial x} + \frac{\partial C(x, y)}{\partial y} \approx \frac{\Delta c}{\Delta x} + \frac{\Delta c}{\Delta y} = D_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j}, \quad (4.3)$$

$$L(x, y) \equiv \Delta C(x, y) = \frac{\partial^2 C(x, y)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C(x, y)}{\partial y^2} \approx \frac{\Delta^2 c}{\Delta x^2} + \frac{\Delta^2 c}{\Delta y^2} = \\ = L_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,j+1} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j}, \quad (4.4)$$

де шаг за координатами на цифровому зображенні  $\Delta x = \Delta y = 1$ .

Моделювання проводили шляхом вирішення наступної варіаційної задачі, задаючи значення лапласіана в точках всередині і на границі кожного обраного фрагмента зображення.

#### 4.2.1. Статистичне моделювання металографічних структур

Побудову таких моделей було засновано на методі Монте-Карло [232-234], при якому за відомими статистичними характеристиками створюють потоки випадкових чисел з такими ж апріорно відомими характеристиками. В даному випадку при моделюванні генерували потоки випадкових чисел, які повністю співпадали з розподілом по гістограмі значень кодів умовних кольорів оригінального металографічного зображення. Далі отримані потоки розподіляли по всьому модельованому зображенні і за допомогою певних перестановок пікселів домагалися мінімізації або максимізації функціоналів, які задавали з урахуванням призначених умов, для отримання зображення необхідної структури.

##### 4.2.1.1. Статистичне моделювання структур перестановкою пікселів зображення

На першому етапі моделювання генерували потік випадкових чисел, в результаті чого отримували гістограму розподілу значень кодів умовних кольорів, що збігається з гістограмою оригінального зображення структури. На другому етапі - модельоване зображення розбивали на фрагменти заданого розміру, в яких проводили перестановку пікселів різними способами (наприклад, кругового - перестановка на один піксель всіх точок, крім - середнього; послідовного - кожного пікселя з середнім), які приводили до мінімізації або максимізації функціоналів, які задавали і що включали абсолютні узагальнені величини лапласіана, дивергенції і варіації. Де абсолютну узагальнену величину лапласіана (що характеризує інтенсивність дисипації енергії в результаті дифузійних процесів, і є аналогом завихрення в гідродинаміці) обчислювали як модуль від середнього значення суми абсолютних його величин для ок-

ремих випадків: класичної [188] скінчено-різницевої схеми (4.5), а також розгорнутого під кутом  $45^\circ$  зображення (4.6).

$$|L_1| = \left| \frac{c_{i,j-1} + c_{i,j+1} + c_{i-1,j} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j}}{h^2} \right| \quad (4.5)$$

$$|L_2| = \left| \frac{c_{i-1,j-1} + c_{i-1,j+1} + c_{i+1,j-1} + c_{i+1,j+1} - 4c_{i,j}}{2h^2} \right| \quad (4.6)$$

В формулах величина  $h$  є кроком сітки в скінчено-різницевому поданні. Оскільки відстань між пікселями в схемі, де зображення повернуто на  $45^\circ$ , є діагоналлю між пікселями на зображенні з використанням класичної скінчено-різницевої схеми, то в знаменнику формули (4.6) з'явився додатковий множник.

Тоді абсолютну узагальнену величину лапласіана задавали формулою:

$$|L_o| = \frac{2|L_1| + |L_2|}{4} \quad (4.7)$$

У формулах (4.5) – (4.7) величину  $h$ - кроку між пікселями для зручності дорівнювали одиниці.

Абсолютні величини дивергенції ( $D_1 - D_8$ ), що характеризують міру нестисливості (щільності фрагмента зображення, зони ущільнення і розрядження) в кожній точці заданого фрагмента розміром  $3 \times 3$  пікселі і, що задають зміни в щільності, оцінювали як відстань між сусідніми точками зображення, обчислюючи за формулами (4.8)-(4.15):

$$D_1 = |c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j}| \quad (4.8)$$

$$D_2 = |c_{i,j} + c_{i-1,j+1} - 2c_{i,j+1}| \quad (4.9)$$

$$D_3 = |c_{i+1,j-1} + c_{i,j} - 2c_{i+1,j}| \quad (4.10)$$

$$D_4 = |c_{i+1,j} + c_{i,j+1} - 2c_{i+1,j+1}| \quad (4.11)$$

$$D_5 = |c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i-1,j-1}| \quad (4.12)$$

$$D_6 = |c_{i,j} + c_{i-1,j+1} - 2c_{i-1,j}| \quad (4.13)$$

$$D_7 = |c_{i+1,j-1} + c_{i,j} - 2c_{i,j-1}| \quad (4.14)$$

$$D_8 = |c_{i+1,j} + c_{i,j+1} - 2c_{i,j}| \quad (4.15)$$

Абсолютна узагальнене значення дивергенції (4.16), виходячи з вимоги збереження фазового об'єму [235], стосовно фрагменту зображення  $3 \times 3$  пікселя, задавали як середнє значення:

$$|D_o| = \frac{D_1 + D_2 + D_3 + D_4 + D_5 + D_6 + D_7 + D_8}{8} \quad (4.16)$$

Аналогічно (4.7, 4.16) отримана формула для знаходження значення абсолютної узагальненої варіації (градієнта)  $|v_{o,i,j}|$ , що характеризує інтенсивність структурних напружень I і II роду, що виникають внаслідок дифузійних процесів. Для оцінки варіацій, що визначають інтенсивність зміни структурних напружень, які визначаються через зміну умовного кольору навколо середньої точки заданого фрагмента зображення, обчислювали середньоквадратичне відхилення в класичній скінчене-різницевої схемі (4.17) і для повернутого під кутом  $45^\circ$  зображення (4.18).

$$v_{1,i,j} \equiv v_1 = \frac{\sqrt{(c_{i,j-1} - c_{i,j})^2 + (c_{i-1,j} - c_{i,j})^2 + (c_{i,j+1} - c_{i,j})^2 + (c_{i+1,j} - c_{i,j})^2}}{2} \quad (4.17)$$

$$v_{2,i,j} \equiv v_2 = \frac{\sqrt{(c_{i-1,j-1} - c_{i,j})^2 + (c_{i-1,j+1} - c_{i,j})^2 + (c_{i+1,j+1} - c_{i,j})^2 + (c_{i+1,j-1} - c_{i,j})^2}}{2} \quad (4.18)$$

При цьому, за аналогією з (4.7), абсолютне значення узагальненого градієнта, вираховували за формулою:

$$|v_{o,i,j}| \equiv |v_o| = \frac{2v_1 + v_2}{2} \quad (4.19)$$

Алгоритм вирішення даної задачі моделювання металографічної структури виконували за допомогою великого числа ітерацій. Шляхом тільки перестановок пікселів із заданого зображення прагнули отримати таке, при якому сумарна величина (4.5) або (4.7) за всіма пікселями досягала б екстремуму. На кожній ітерації для всіх 9 пікселів, наведених на схемі (4.2), комп'ютер робив 9 розрахунків за формулою (4.7) (або 5 розрахунків за - (4.5)), в яких по черзі застосовували заданий спосіб колективної перестановки пікселів. Складність поставленого завдання полягало в спробі отримати за допомогою тільки бінарних кольорів (чорного і білого) будь-які відтінки сірого кольору. Для цього в роботі шляхом перетворення середнього кольору, заданого випадковим, рівномірно розподіленим набором чорних і білих пікселів, намагалися отримати однотонний колір. Але запропонованим методом це виявилось можливим тільки в окремих випадках, за умови, що початкове поле зображення з пікселями білого і чорного кольорів було якимось чином впорядковане. Таким чином, для випадково розподілених чорних і білих точок в результаті рішення задачі отримали зображення металографічних структур. Даний результат досягнутий рішенням

завдання опуклої оптимізації (мінімізації і максимізації [236,237]) шляхом перестановок пікселів зображення для наступних функціоналів:

$$F_1(\alpha) = \sum_{i=2}^{m-1} \sum_{j=2}^{n-1} [\alpha \cdot |L_o| + (1-\alpha) \cdot |D_o|] = \min, \max \quad (4.20)$$

$$F_2(\alpha) = \sum_{i=2}^{m-1} \sum_{j=2}^{n-1} [\alpha \cdot |v_o| + (1-\alpha) \cdot |D_o|] = \min, \max, \quad (4.21)$$

де  $m$  - число строк пікселів,  $n$  - число стовпців пікселів на зображенні;  $\alpha$  - параметр функціоналу, який, виходячи з вимог зменшення лапласіану та збереження об'єму, знаходиться в межах  $0 \leq \alpha \leq 1$ . До функціоналів (4.20), (4.21) входили значення, що отриманні відповідно (4.7), (4.16), (4.19).

Для мінімізації (або максимізації) функціоналів (4.20) або (4.21) був використаний метод локальної варіації [231,238]. Він полягає в тому, що оптимізацію проводили для кожних 9 пікселів, наведених на схемах, шляхом розрахунку не повного функціоналу, а тільки його фрагмента. Тобто, тільки для одного якогось доданка з індексами  $i, j$  в зазначених вище формулах. Проте, для одного доданка необхідно провести перестановку пікселів на схемі (4.2) так, щоб досягти мінімуму або максимуму. Розглянемо скорочений запис функціоналу при послідовній перестановці пікселів зображення. Позначимо через функціонал значення одного доданка (4.20) або (4.21) для кожної з 9 точок:

$$F_{k1ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (4.22)$$

$$F_{k2ij}(\alpha, c_2, c_1, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (4.23)$$

$$F_{k3ij}(\alpha, c_3, c_2, c_1, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (4.24)$$

$$F_{k4ij}(\alpha, c_4, c_2, c_3, c_1, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (4.25)$$

$$F_{k5ij}(\alpha, c_5, c_2, c_3, c_4, c_1, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (4.26)$$

$$F_{k6ij}(\alpha, c_6, c_2, c_3, c_4, c_5, c_1, c_7, c_8, c_9) \quad (4.27)$$

$$F_{k7ij}(\alpha, c_7, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_1, c_8, c_9) \quad (4.28)$$

$$F_{k8ij}(\alpha, c_8, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_1, c_9) \quad (4.29)$$

$$F_{k9ij}(\alpha, c_9, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_1) \quad (4.30)$$

$$F_{k10ij}(\alpha, c_1, c_3, c_2, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (4.31)$$

$$F_{k11ij}(\alpha, c_1, c_9, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_2) \quad (4.32)$$

$$F_{k12ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_6, c_5, c_7, c_8, c_9) \quad (4.33)$$

$$F_{k13ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, c_7, c_6, c_8, c_9) \quad (4.34)$$

$$F_{k14ij}(\alpha, c_1, c_2, c_4, c_3, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (4.35)$$

$$F_{k15ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_5, c_4, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (4.36)$$

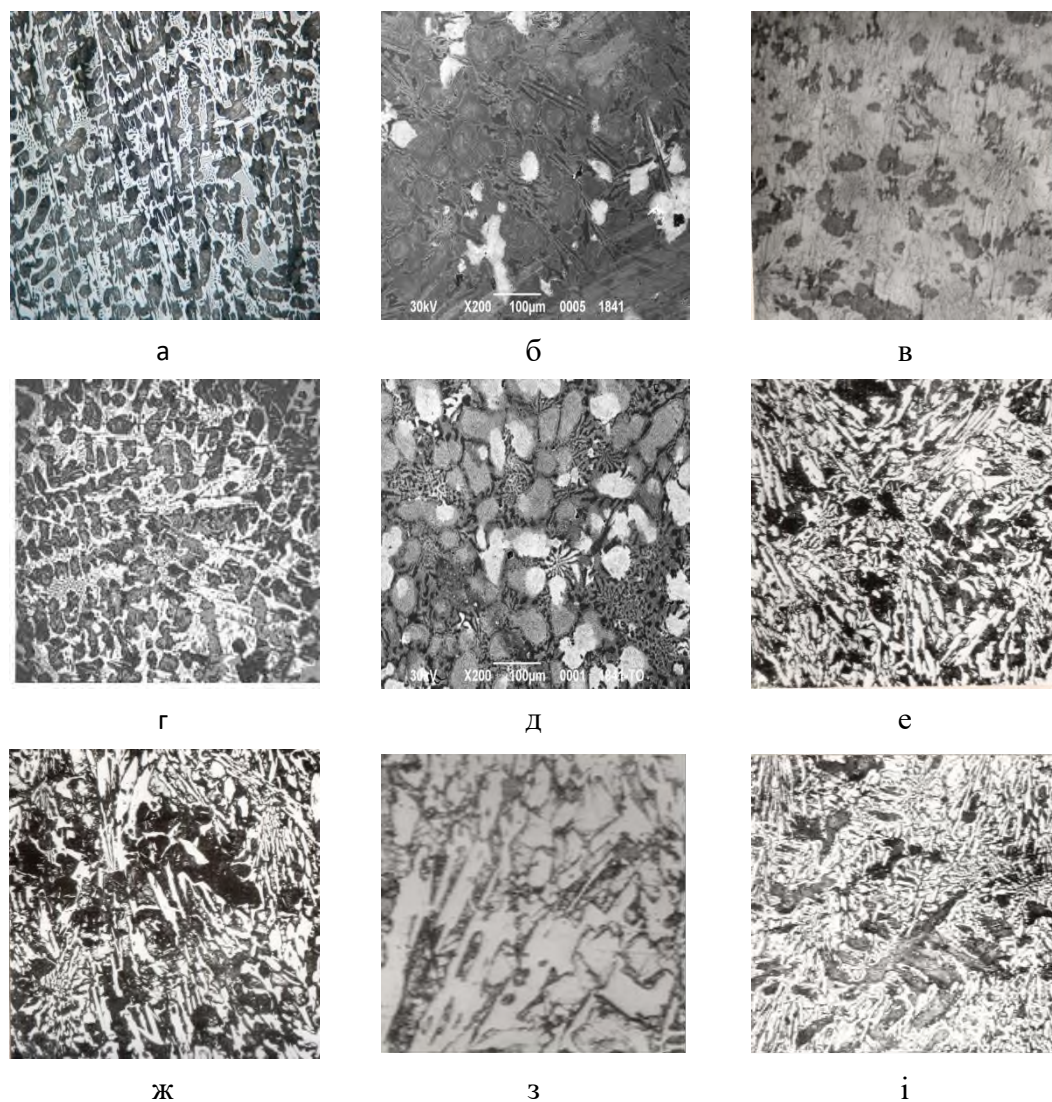
$$F_{k16ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_8, c_7, c_9) \quad (4.37)$$

$$F_{k17ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_9, c_8) \quad (4.38)$$

У формулах (4.22) – (4.38) індекс  $k$  відноситься до типу функціоналу:  $k = 1$  для (4.20), а  $k = 2$  - (4.21). Наступний індекс після  $k$  відноситься до номера перестановки пікселів, відповідно матриці їх розташування. Наприклад, для функціоналу (4.22) розрахунок відповідає матриці з центральним пікселем і кодом кольору  $c_1$ , відповідно матриці (4.2). Для функціонала (4.23) розрахунок - відповідає матриці з центральним пікселем і кодом кольору  $c_2$ , відповідно матриці (4.39):

$$C = \begin{pmatrix} c_3 & c_4 & c_5 \\ c_1 & c_2 & c_6 \\ c_9 & c_8 & c_7 \end{pmatrix} \quad (4.39)$$

Аналогічно вчинили і для решти функціоналів. У загальному випадку число перестановок набагато більше дев'яти, проте, в роботі обмежилися розглядом тільки функціоналів (4.22) - (4.38). Вибирали ті значення, для яких вони були екстремальними (максимальними або мінімальними). Результати, отримані при проведенні деяких ітерацій, наведені в табл. 4.1. Встановили, що вже в результаті 1-ї ітерації істотно зменшується значення величини абсолютного узагальненого лапласіану (завихрення) на початковому зображенні випадкової структури. Проведено докладне дослідження зміни залежності за ітераціями, обчислені відносини абсолютних величин лапласіану по початкової фотографії (див.рис.4.1, а, в) і після 1-ї, 100-ї ітерацій, а також оцінено їх відношення (табл.4.2) . Встановлено, що найбільші зміни в результаті проведених ітерацій, спостерігаються при обчисленнях абсолютних значень лапласіану неупорядкованої випадково згенерованої структури. Наступною є структура сплаву, що отримана після термічної обробки. Найменші зміни характерні для структури після кристалізації. Отриманий результат свідчить про незавершеність дифузійних процесів в литому початковому стані після кристалізації. Це характеризується нерівноважним станом структури. Провівши оптимізацію з використанням опуклої комбінації точок, були отримані значення 1-го (4.19) і 2-го (4.20) функціоналів, що характеризують дифузний процес і його інтенсивність відповідно. Провівши оптимізацію з використанням опуклою комбінації точок, були отримані значення першого (4.19) і другого (4.20) функціоналів, які характеризують дифузний процес і його інтенсивність відповідно.



Чавуни - (а-в) литий стан і (г-і) після ТО з нагрівом до температур: 190°C и 220°C (г); 350°C и 450°C (д); 750°C (е); 750°C и 500°C (ж); 700°C (з); 700°C и 500°C (д)

Рисунок 4.1 - Мікроструктури валкових чавунів хромонікелевих (а, г) і високохромистих (б, в, д-і).

Таблиця 4.1 - Значення величини абсолютного узагальненого лапласіана для зображення випадкової структури (розподіл значень кодів умовних кольорів, що збігалися з мікроструктурою високохромистого чавуну, див.рис.4.1, а, в) і після 1-ї та 100-ї ітерації

Структура	Величина абсолютного узагальненого лапласіана		
	на вихідному зображенні	після ітерації	
		1-й	100-й
випадкова	97654464	74039401	38494019
після ТО	69069340	33599168	29900497
литий стан	40283810	22910362	21156082

Як приклад, в табл.4.3 наведені розраховані значення  $F_1(\alpha)$  і  $F_2(\alpha)$  після 1-ї і 20-ї ітерації на оригінальному зображенні (див. рис. 4.1,а). Аналізуючи отримані результати, встановили, що з кожною наступною ітерацією значно зменшуються величини обох функціоналів, проте змінюються більш істотно. Моделювання структури, проведене відповідно з класичною скінчене-різницевої схемою (без повороту зображення) показало, рис.4.2, що отримане зображення абсолютно не відповідає реальній структурі. Така модель непридатна для бінарних кольорів. Такий результат отримано, так як при відображенні окремо чорної і білої смуг, необхідно, щоб середній колір дорівнював заданому значенню. Виходячи з такого умови, відповідно з (4.3), всередині цих смуг лапласіан в кожній точці дорівнює нулю, тоді як всі точки з відмінним від нуля лапласіаном будуть на кордоні поділу цих смуг. Єдине рішення залежить від граничних умов і це є більш складним зображенням, але найбільш близьким до реальної структури. Тому були введені наступні граничні умови для всіх застосовуваних функціоналів:

якщо  $j = 2$ , то перестановки (4.22), (4.24), (4.30), (4.31) і (4.32) не робляться;

якщо  $j = n - 1$ , то перестановки (4.26), (4.27), (4.28), (4.31) і (4.34) не робляться;

якщо  $i = 2$ , то перестановки (4.24), (4.25), (4.26), (4.35) і (4.36) не робляться;

якщо  $i = m - 1$ , то перестановки (4.28), (4.29), (4.30), (4.37) і (4.38) не робляться.

Тобто, граничні пікселі не переставляють. З зображень (рис.4.3) видно, що після мінімізації вони стають більш однорідними. Тому можна стверджувати, що такий підхід враховує і дифузійні процеси, які забезпечують більш рівномірний розподіл фаз. Проведені дослідження по максимізації не дали аналогічного результату.

Для аналітичного обґрунтування отриманих результатів розробили алгоритм визначення текстури (спрямованість структури), що аналогічно поняттю напрямку потоку в гідродинаміці. Вирішуючи це завдання, використовували метод найменших квадратів, за допомогою якого були отримані формули визначення напрямків, що відрізняються від класичної системи нормальних рівнянь. В поставленому завданні було потрібно знайти коефіцієнти рівняння прямої  $y = a + bx$ , виходячи з координат  $x_i$  і  $y_i$  пікселів, для яких значення маркера менше заданого числа.

Застосовуючи метод найменших квадратів, знаходили квадратичні відхилення між фрагментами випадкової структури і розрахунковими. Отримали наступні параметри:

$$c = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \cdot \sum_{i=1}^n y_i - \sum_{i=1}^n x_i y_i \quad (4.40)$$

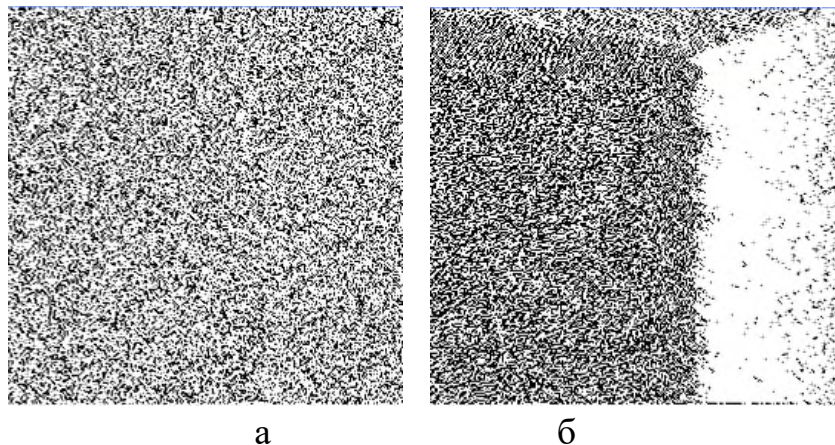


Таблиця 4.2 - Зміни залежностей отриманих абсолютних значень лапласіана зображення випадкової структури (відповідно до розподілу значень кодів умовних кольорів, що збігалися з мікроструктурою високохромистого чавуну, див.рис.4.1, а, в) і після ітерацій

Структура	Відношення абсолютних значень лапласіана		
	на вихідному зображенні і після 1-ї ітерації	на вихідному зображенні і після 100-ї ітерації	після 1-ї ітерації і після 100-ї ітерації
випадкова	1.319	2.537	1.923
після ТО	2.055	2.310	1.124
литий стан	1.758	1.904	1.083

Таблиця 4.3 - Значення оптимізованих функціоналів  $F_1(\alpha)$  і  $F_2(\alpha)$  в залежності від величини параметра  $\alpha$

Опукла комбінація $\alpha =$	Функціонал на вихідному зображенні		Функціонал після 1-ї ітерації		Функціонал після 20-ї ітерації	
	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$
1	9765446426190	3306334731931	7406188315548	2860103477528	3947347339503	1987041646124
0.9	9439919381836	3626718856985	6646111270036	2928790494698	4122660428215	1919261570543
0.7	8788865293128	4267487107149	6292334331635	3390346649657	3936860321837	2456823588634
0.5	8137811204420	4908255357290	5957433857261	3847743940345	3836720480945	2874753423931
0.3	7486757115712	5549023607435	5547327419497	4289819029621	3896595005837	3194933708346
0.1	6835703027005	6189791857602	5156935048219	4731894118933	3806380145909	3515113992782
0	6510175982651	6510175982651	5091528236681	5091528236681	4236418753953	4236418753953



(б) випадковий набір чорних і білих пікселів; (а) за класичною схемою скінчених різниць (див. формулу 4.4)

Рисунок 4.2 - Мінімізація абсолютних величин лапласіану

$$d = \sum_{i=1}^n x_i^2 - \frac{1}{n} \left( \sum_{i=1}^n x_i \right)^2 \quad (4.41)$$

$$e = \sum_{i=1}^n y_i^2 - \frac{1}{n} \left( \sum_{i=1}^n y_i \right)^2 \quad (4.42)$$

За отриманими значеннями знаходимо два взаємно ортогональних напрямки:

$$b_1 = \frac{-(d-e) + \sqrt{(d-e)^2 + 4c^2}}{2c} \quad (4.43)$$

$$b_2 = \frac{-(d-e) - \sqrt{(d-e)^2 + 4c^2}}{2c}, \quad (4.44)$$

За ним визначили вільні члени  $a_1$  і  $a_2$  для двох взаємно ортогональних прямих:

$$a_1 = \frac{\sum_{i=1}^n y_i - b_1 \sum_{i=1}^n x_i}{n} \quad (4.45)$$

$$a_2 = \frac{\sum_{i=1}^n y_i - b_2 \sum_{i=1}^n x_i}{n} \quad (4.46)$$

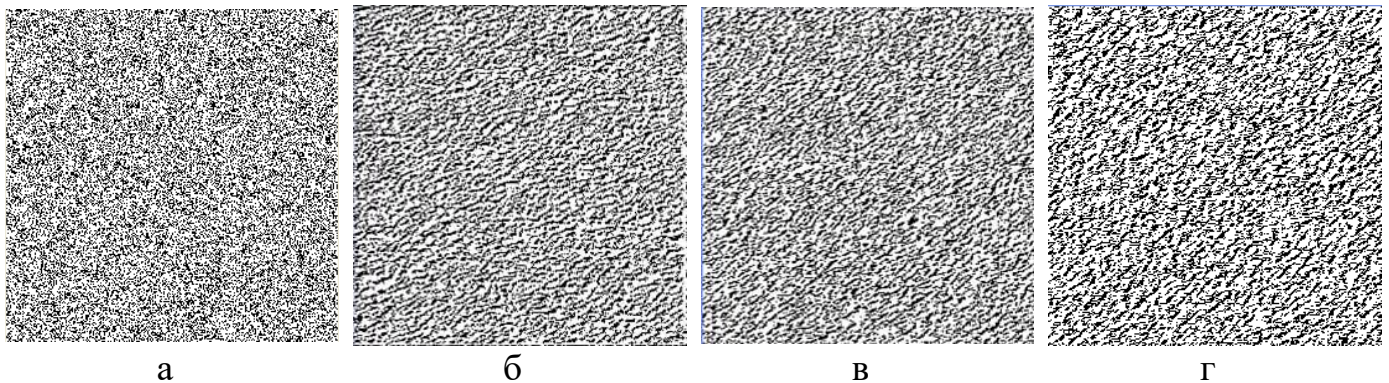
Точка перетину отриманих взаємно перпендикулярних прямих знаходиться в центрі ваги маркерів. В якості маркерів було вибрано значення половини максимальної абсолютної величини лапласіана на зображенні що розраховується.

В результаті розрахунку для вихідної випадкової структури отримали:  $b_1 = 177884.146$ ;  $b_2 = -0.00000005621$ ;  $a_1 = -50810402.516$ ;  $a_2 = 380.331$ . Значення параметрів  $b_1, b_2, a_1, a_2$  при мінімізації і максимізації функціоналів  $F_1(\alpha)$  і  $F_2(\alpha)$  в залежності від параметра  $\alpha$  представлені в табл. 4.4 і 4.5 відповідно. З порівняння  $b_1$  і  $b_2$  для випадкової структури з будь-яким значенням цих же параметрів (див. табл.4.4,4.5) видно, що коефіцієнти при  $b_1$  і  $b_2$  для випадкової, ще не перетвореної структури по абсолютній величині на порядок вище, ніж після моделювання. Це вказує на схильність структури до її упорядкування після моделювання з урахуванням дифузійних процесів і перестановок кольорів пікселів. Проведені аналогічні розрахунки за фрагментами кожної змодельованої структури показали, що відмінності між фрагментами випадкової структури і розрахунковими, будуть набагато більше.

Проведено розрахунки для порівняння впорядкованості вихідної випадкової структури і, отриманих при моделюванні оптимізацією (мінімізацією або максимізацією) функціоналів  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  для різних значень параметра  $\alpha$ . Визначення впорядкованості структури було розглянуто в раніш представленій роботі [199]. Позначимо чорний колір через 0, а білий - через 1. Тоді впорядкованість структури виразиться формулою

$$u = \sum_{i=2}^{m-1} \sum_{j=2}^{n-1} |p_{i,j-1} + p_{i-1,j} + p_{i,j+1} + p_{i+1,j} - p_{i,j}| \quad (4.47),$$

де  $p_{i,j}$  - номер кольору пікселя  $c_{i,j}$  і кожний доданок в правій частині рівняння дорівнює або 0, або 1.



Модель за функціоналом (4.20): б) при  $\alpha = 1$ ; в) при  $\alpha = 0.5$ ; г) при  $\alpha = 0.5$  за (4.21)

Рисунок 4.3 - Мінімізація абсолютних величин лапласіана (б-г) при випадковому наборі чорних і білих пікселів (а) за узагальненою формулою (4.7).

Таблиця 4.4 - Значення параметрів  $b$  і  $a$  взаємно перпендикулярних прямих, отриманих при мінімізації  $F_1(\alpha)$  і  $F_2(\alpha)$  в залежності від параметра  $\alpha$

$\alpha =$	Параметр $b$ при мінімізації				Параметр $a$ при мінімізації			
	$F_1(\alpha)$		$F_2(\alpha)$		$F_1(\alpha)$		$F_2(\alpha)$	
	$b_1$	$b_2$	$b_1$	$b_2$	$a_1$	$a_2$	$a_1$	$a_2$
1	335.002	-0.00002985	539.460	-0.00001854	-95606.001	380.123	-154052.021	380.423
0.9	167.168	-0.00005982	169.590	-0.00005897	-47333.211	382.525	-48025.285	382.507
0.7	167.168	-0.00005982	-660.782	-0.00001513	-47333.211	382.525	188661.118	380.195
0.5	-2611.492	-0.00003829	603.499	-0.00001657	745780.059	380.294	-171755.280	381.182
0.3	-189.175	-0.00005286	711.350	-0.00001406	54483.325	378.471	-202527.716	381.129
0.1	603.499	-0.00001657	711.350	-0.00001406	-171755.280	381.182	-202527.716	381.129
0	234.226	-0.00004269	234.226	-0.00004269	-66028.941	382.258	-66028.941	382.258

Таблиця 4.5 - Значення параметрів  $b$  і  $a$  взаємно перпендикулярних прямих, отриманих при максимізації  $F_1(\alpha)$  і  $F_2(\alpha)$  в залежності від параметра  $\alpha$

$\alpha =$	Параметр $b$ при максимізації				Параметр $a$ при максимізації			
	$F_1(\alpha)$		$F_2(\alpha)$		$F_1(\alpha)$		$F_2(\alpha)$	
	$b_1$	$b_2$	$b_1$	$b_2$	$a_1$	$a_2$	$a_1$	$a_2$
1	352.113	-0.00002839	261.282	-0.00003827	-99834.457	380.649	-74007.754	379.905
0.9	-1934.181	0.00005170	162.787	-0.00006142	550535.388	379.459	-45976.023	381.076
0.7	-1934.181	0.00005170	619.836	-0.00001613	550535.388	379.459	-175857.200	380.031
0.5	540.962	-0.00001848	619.836	-0.00001613	-153361.485	380.088	-175857.200	380.031
0.3	619.836	-0.00001613	619.836	-0.00001613	-175857.200	380.031	-175857.200	380.031
0.1	619.836	-0.00001613	619.836	-0.00001613	-175857.200	380.031	-175857.200	380.031
0	7881.124	-0.00001268	7881.124	-0.00001268	-2240207.17	379.766	-2240207.17	379.766

Результати порівняння впорядкованості вихідної випадкової структури і, отрима-

них за допомогою мінімізації і максимізації функціоналів  $F_1(\alpha)$  і  $F_2(\alpha)$  для різних значень параметра  $\alpha$ , представлені в табл. 4.6.

Аналізуючи табл.4.6 встановлено, що при максимізації функціоналів  $F_1(\alpha)$  і  $F_2(\alpha)$  всі значення впорядкованості отриманих структур менше значень - вихідної. При мінімізації - картина більш складна. Найменші значення впорядкованості виходять при  $\alpha=1$  і вони, приблизно, в два рази менші, ніж для вихідної структури. але при  $\alpha=0$ , що відповідає вимозі тільки збереження фазового об'єму [235], ступінь впорядкованості отриманих структур більша ніж у вихідній. Цей висновок повністю відповідає результатам розрахунків деформованої сітки при обробці металів тиском методом скінчених елементів [239]. При цьому важливим є тільки вимога збереження фазового об'єму, яке призводить до разупорядкованості сітки.

З введенням граничних умов в модель, а також, використовуючи замість значення лапласіана в кожній точці зображення, розрахованого тільки для класичної скінчене-різницевої схеми по (4.5), значення його узагальненого показника, що розраховується відповідно до формули (4.7), були отримані зображення, ближчі до реальних структур металу. Візуально помітна лише деяка текстура (див.рис.4.3).

Аналогічно проведено моделювання за узагальненою схемою скінчених різниць (4.7) для структур високохромистого чавуну в литому стані (рис.4.4, а) і після низькотемпературного циклічного відпалу (рис.4.4, б). На отриманих зображеннях можна розрізнити, що термообробка збільшує однорідність структури.

В даному розділі розглянуті розробки з побудови моделі для загального випадку металографічної структури. Така модель при необхідності може бути легко модифікована з урахуванням різних експериментальних умов, змін технологічних параметрів виробництва і обробки виробів з різних металів і сплавів, зокрема, шляхом задання конкретних граничних умов. Проведені дослідження показали, що в структурі високохромистого чавуну при оптико-математичному аналізі було виявлено 11 умовних кольорів. Моделювання із застосуванням класичної схеми обчислень (4.5) дає результат досить близький до реальної структури.

Проте, для побудови моделей в бінарних кольорах, що дають можливість оцінити структури різних сталей і сплавів, необхідно використовувати узагальнену схему скінчених різниць, в якій використовують значення узагальнених величин: лапласі-

ана, дивергенції і варіації. Такий підхід, що полягає в тому, що при моделюванні слід проводити генерацію потоків випадкових чисел, що складаються з порцій по 2 значення, які збігаються з розподілом по гістограмі показників кодів умовних кольорів на зображенні реальної металографічної структури. Така побудова показала досить високий збіг розподілу фаз з оригінальним зображенням. Цього методу може бути недостатньо оскільки він не враховує складність гетерогенної структури. Це не дозволяє включати в модель розподіл поєднання умовних кольорів, які, як показують проведені дослідження (див. Розділ 3), не враховують різний склад однотипних фаз, в залежності від умов їх формування.

У зв'язку з вищевикладеним, було розглянуто ще один підхід при такому моделюванні, що полягає в перестановці фрагментів, утворених пікселями зображення.

#### 4.2.1.2. Статистичне моделювання структур шляхом перестановки фрагментів пікселів

Вирішуючи задачу отримання розподілу фаз, одночасно використовуючи, як коди умовного кольору, так і їх поєднання, розглянули побудову моделей металографічних структур з використанням фрагментів пікселів зображення з розмірністю  $2 \times 2$ . При моделюванні використовували алгоритм, подібний, описаному вище (див. п.4.2.1.1).

Головною відмінністю від попереднього способу, було те, що при іншому підході до моделювання, на першому етапі генерували потік випадкових чисел, що складається з порцій по 4 значення, коди умовного кольору яких збігалися з точністю до 2.5% з наявними у всякому фрагменту розміром  $2 \times 2$  пікселя оригінального зображення аналізованої мікроструктури. Відбраковування проводили для комбінацій чисел, частка яких не перевищувала 0,1%. Такий потік був повністю аналогічним одночасно двом згенерованим потокам випадкових чисел. Це дозволило відразу моделювати як розподіл умовних кольорів, що визначають фази, так і їх поєднання. В результаті були отримані 2 взаємопов'язані гістограми розподілу, що збігаються з аналогічними оригінальної структури.

При подальших розрахунках кожену гістограму розподілу кодів умовних кольорів (від 0 до 255) розбивали на 32 дискретних інтервали (по 8 умовних кольорів в кожному), що включали три групи фаз: 1-10 (кольори 255 - 175) - 1-а група фаз фериту з різним типом досконалості кристалічної решітки, що відрізняються насиченістю вуглецем. У цей інтервал також включені і голчасті структури. 11-13 (кольори 174- 151) -

2-а група фаз аустеніту, також неоднорідна; 14-32 (кольори 150 - 0) - 3-тя група карбідів різних типів. В цьому випадку використовували такий алгоритм побудови моделі фазового складу, де застосували комбінації 32-х поєднань кольорів, що сприяло підвищенню точності процесу моделювання. Як приклад, в табл.Ж.1, додаток Ж представлені гістограми розподілу кодів умовних кольорів і 32-х їх поєднань у фрагменту розміром  $2 \times 2$  пікселя. На першому етапі моделювання отримані структури хромонікелевого чавуну (рис.4.5, а), описаним вище способом. Алгебраїчні гістограми розподілу поєднань умовних кольорів представлені, у напрямку зниження частки поєднань у фрагменту (стовпець 9). Цифра 0 в стовпцях 2-4, вказує на те, що всі 4 пікселі мають колір такий же, як в стовпці 1. При такому способі моделювання стало можливим отримання розподілу, де кількість пікселів кожного кольору було цілим числом.

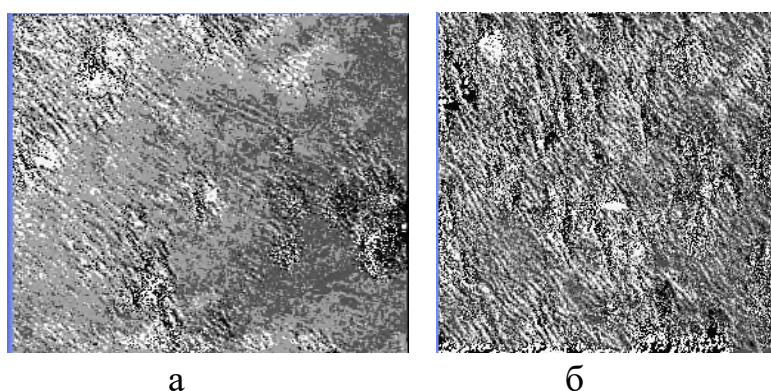
На другому етапі вирішували задачу моделювання структури шляхом зміни технологічних параметрів процесу виготовлення виробу, що впливають на процеси дифузії і дисипації енергії, такі як швидкість охолодження виливки при кристалізації, режими термічної обробки і т.ін., які позначали, відповідно до запропонованої методики [79,188] за допомогою оператора Лапласа і дивергенції. З отриманих випадкових значень проводили перестановку таких фрагментів різними способами, результатом яких була мінімізація або максимізація заданих функціоналів, що включали абсолютні узагальнені величини лапласіана, дивергенції і варіації. Відбирали такі перестановки, які найбільш швидко і якісно забезпечували необхідний результат. Наприклад, на рис.4.5, б, в, г представлені проміжні результати моделювання (після 50,100 і 150 ітерацій відповідно), отримані шляхом незалежної колективної перестановки трьох сусідніх фрагментів (спершу по горизонталі, а потім - по вертикалі), при якій відбирали такі, де не збігалися середні значення умовних кольорів. Тобто відбувалося «відштовхування» (отримання контрасту) один від одного фрагментів з однаковим середнім кольором.

Аналогічно, в якості експерименту, було проведено моделювання такої структури (див. рис 4.5, а), при якому формували фрагмент зображення з різною розмірністю і парністю пікселів в них (табл.Ж.2-Ж.4, додаток Ж).

При цьому, для обліку анізотропії властивостей, аналогічно, як при оцінці ступеня дисперсності структури (див. Розділ 3), використовували оцінку окремо напрямків по вертикалі і горизонталі. Аналогічно табл.Ж.1, додаток Ж, гістограму розподілу поєднань умовних кольорів (стовпець 9), мали у напрямку зниження.

Таблиця 4.6 - Порівняння впорядкованості вихідної випадкової структури і, отриманої оптимізацією функціоналів  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$

$\alpha =$	Мінімізація функціонала		Максимізація функціонала	
	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$
1	381331	446568	729480	748788
0.9	444715	444718	725429	727465
0.7	444715	552851	725429	706619
0.5	465820	594865	707600	706619
0.3	553149	594821	706619	706619
0.1	594865	594821	706619	706619
0	884984	884984	703252	703252
вихідна випадкова структура	775911	775911	775911	775911



а б  
для литого стану (а) і після ТО (б)

Рисунок 4.4 - Характер зображень мікроструктури високохромистого чавуну (див. рис. 4.1, а, б) при обробці з мінімізацією абсолютних величин лапласіана по узагальненій схемі скінчених різниць

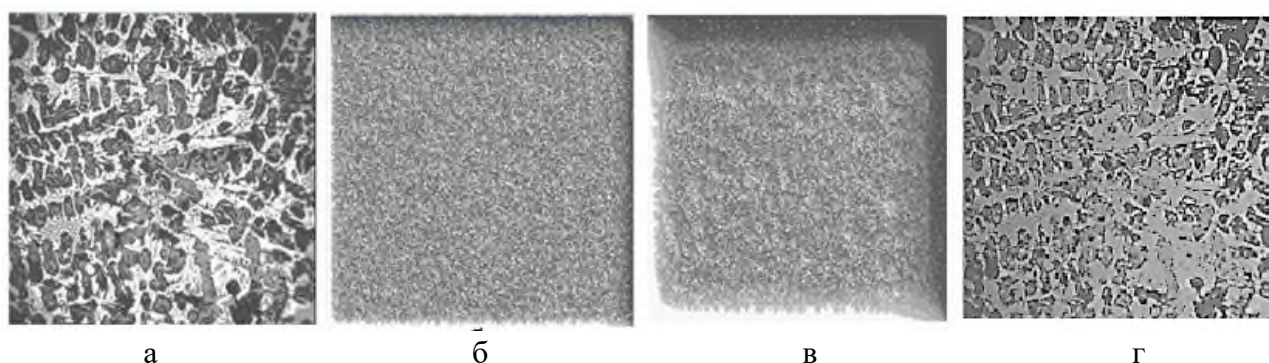


Рисунок 4.5 - Моделі мікроструктури хромонікелевого чавуну (а), отримані шляхом незалежної колективної перестановки трьох сусідніх фрагментів розміром  $2 \times 2$  пікселя способом «відштовхування» сусідніх фрагментів з однаковим середнім умовним кольором після 50 (б), 100 (в) і 150 (г) ітерацій

Аналізом встановлено, що в складі гістограми розподілу кодів умовних кольорів вдається отримати цілочисельне значення кількості пікселів в тому випадку, коли при моделюванні задавали фрагменти, що складаються з парного числа випадково згенерованих значень (див. табл.Ж.2-Ж.4, додаток Ж, стовпці 5-8). В іншому випадку, отримували дробові числа. При цьому, розглядаючи середні значення, з урахуванням обох напрямків, як по вертикалі, так і по горизонталі, отримували моделі структур, близькі до реальних (див.рис.4.5). Аналізуючи отримані результати, встановлено, що для фрагментів розмірністю  $2 \times 1$ , найбільші відхилення ( $d > 1$ ) між горизонтальним і вертикальним напрямками виявлені при таких поєднаннях умовних кольорів: 20; 21 і 12; 21; а також 10; 10 і 10;11 - по горизонталі і вертикалі відповідно. При цьому, найменші відхилення виявлені при таких поєднаннях: 11;12 - в обох випадках. А також 11;21 і 3;3 і інших 1;1 і 22;22 - по горизонталі і вертикалі відповідно. Аналогічно, для фрагментів розмірністю  $3 \times 1$ , найбільші відхилення відзначаються для: 21;31;21 та 21;31;31 - по горизонталі і вертикалі відповідно. Найменші: 10;11;11 та 10;10;10 - в обох випадках, а також 11;21;21 і 20;31;31 і далі 12;20;31 і 19;19;19 - по горизонталі і вертикалі відповідно. Для осередків розмірністю  $4 \times 1$ , найбільші відхилення мають поєднання 21;31;21;21 і 21;31;21;31, також 12;21;21;31 і 12;12;21;31 - по горизонталі і вертикалі відповідно, а також 31;31;31;31 і 21;21;21;21 - в обох випадках; найменші: 11;20;21;21 та 10;10;10;10 - в обох випадках, а також 3;11;12;12 і 12;12;20;31 і далі 10;11;11;12 і 19;19;19;19 - по горизонталі і вертикалі відповідно. Отриманий результат дає практичну можливість оцінити, які поєднання фаз відповідають певним умовним кольорам. Вони виявляють збільшення або зменшення неоднорідності структури за різними напрямками. Це чітко вказує на взаємозв'язок між парністю кількості заданих у фрагменту пікселів і особливостями будови структури металу.

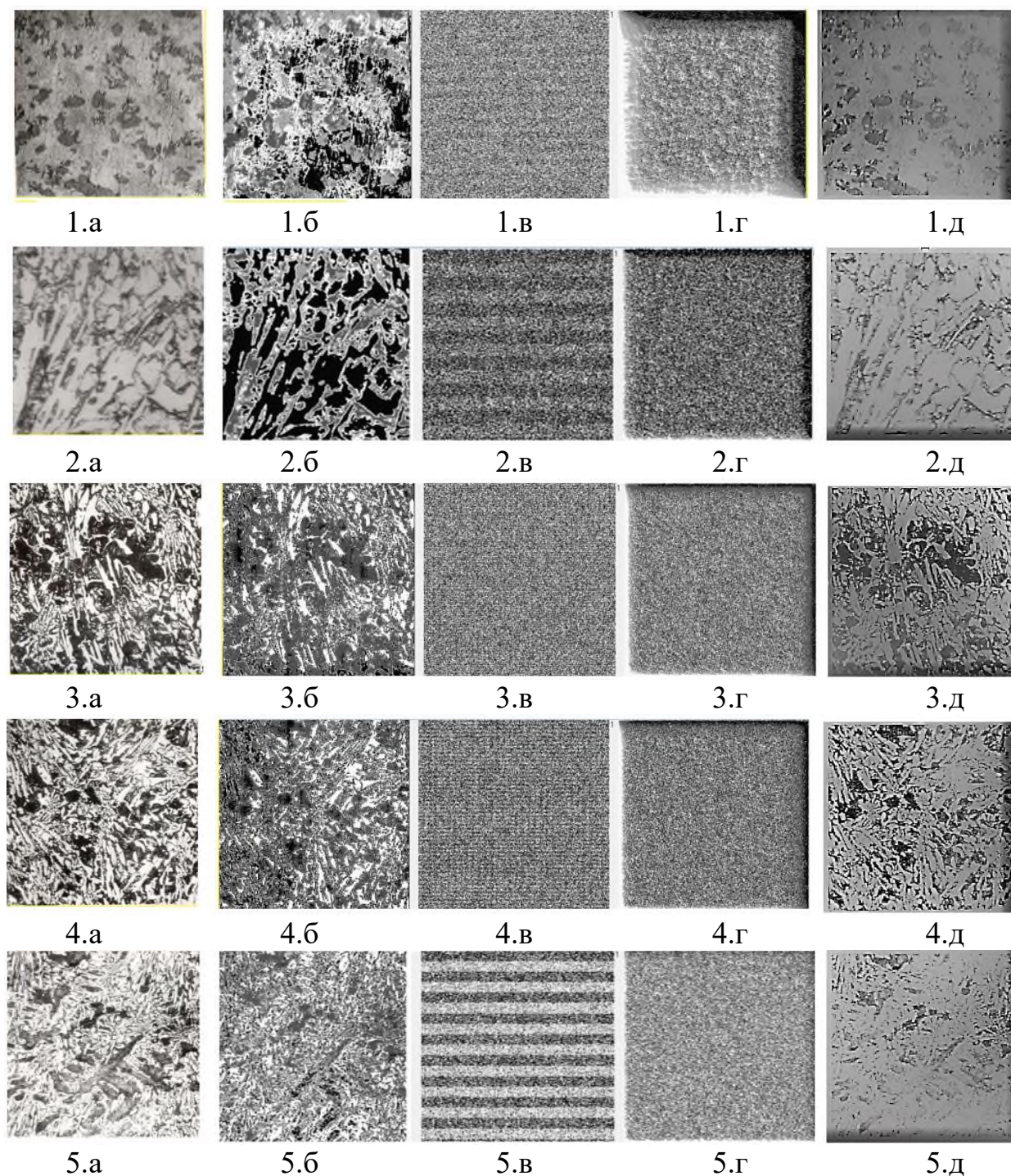
Аналогічно були розраховані гістограми розподілу кодів умовних кольорів і 32-х їх поєднань у фрагменту розміром  $2 \times 2$  пікселя. Отримано структури високохромистого чавуну. При дослідженні будували моделі, які порівнювали з 76-ю фотографіями реальних мікроструктур валкового високохромистого чавуну [3]. В результаті статистичного аналізу досліджуваного масиву даних, встановлено, що число поєднань умовних кольорів у фрагментах однакового розміру практично не змінюється для всіх зображень мікроструктур одного сплаву. Разом з тим, однакові поєднання



умовних кольорів в кожному такому вибраному фрагменті зображення, для різних фаз можуть відрізнятися кількістю пікселів кожного кольору з даного поєднання [211]. Отриманий результат також вказує на локальні неоднорідності всередині однакових фаз, внаслідок різних чинників, наприклад, температурного інтервалу кристалізації, локальних напружень, дифузійних процесів, неоднорідності розчинності компонентів, способу введення і складу модифікатора. За результатами дослідження сформована табл. Ж.5, додаток Ж, яка дозволяє оцінити частку кожного поєднання умовних кольорів щодо таких модельованих структур і вибрати найбільш представницькі (зустрічаються на більшій кількості фотографій) для виконання наступного етапу моделювання. При цьому, кількість поєднань умовних кольорів для розрахунку вибирали таку, що дорівнює кількості моделей. За результатами аналізу були обрані поєднання умовних кольорів з номеру 1-ий по 22-ий. На другому етапі моделювання були проведені незалежні колективні перестановки для кожних трьох сусідніх фрагментів зображення розміром  $2 \times 2$  пікселя способом «відштовхування» один від одного, що мають однаковий середній колір. Таку перестановку проводили в результаті кожної ітерації доти, поки не домагалися мінімізації функціоналів, які задаються за формулами (4.20) і (4.21). На рис.4.6, для структур 1-5, б, в, г, д представлені проміжні результати такої статистичної обробки, при якій моделі мікроструктур валкового високохромистого чавуну були отримані на основі мінімізації першого функціоналу  $F_1(\alpha)$  (4.20), що включає абсолютну узагальнену величину лапласіана (4.7). При цьому, моделі були побудовані двома способами: відповідно до методики, описаної в п.4.1.2.1, шляхом послідовної перестановки кожного пікселя з середньою точкою, після різного числа ітерацій (див. рис.4.6, 1.б-5.б), і даного розділу, проводячи перестановку трьох сусідніх фрагментів способом «відштовхування» з однаковим середнім умовним кольором (див.рис.4.6,1-5, в, г і д - після 50, 100 і 150 ітерацій відповідно).

Встановлено, що отримані моделі дозволяють з достатньою точністю відтворити фазовий склад мікроструктур. Разом з тим, використання при побудові моделі, поряд з розподілом умовних кольорів також їх поєднань, дозволяє додатково оцінити і локальну неоднорідність всередині всіх наявних фаз досліджуваного сплаву (див.рис.4.6, 1-5, б, д). Більш того, аналіз, проведений шляхом поєднання цих двох методик побудови статистичної моделі структури, як це представлено на рис.4.6, дає найбільш повну оці-

нку розподілу фаз, їх неоднорідності, а також дозволяє обґрунтувати напрями подальших досліджень по формуванню необхідного комплексу властивостей.



послідовної пікселів (1.б - після 50 ітерацій, 2.б-4.б - після 20 ітерацій, 5.б - після 10 ітерацій) і 3-х сусідніх фрагментів способом їх «відштовхування» з однаковим середнім умовним кольором після 50 (1.в-5.в), 100 (1.г-5.г) і 150 (1.д-5.д) ітерацій відповідно

Рисунок 4.6 - Моделі мікроструктури високохромистого валкового чавуну (1.а-5.а), отримані шляхом мінімізації функціоналу  $F_1(\alpha)$  (4.20), за допомогою незалежної колективної перестановки

Для додаткової оцінки достовірності отриманих моделей провели кореляційний аналіз, досліджуючи залежність твердості реальних структур високохромистого чавуну в порівнянні з побудованими моделями. Як параметри в кореляційному рівнянні використовували поєднання умовних кольорів, що задаються при побудові моделі (див.табл.Ж.5, додаток Ж), оскільки вони мають найбільш повно характеризують фази в таких структурах. У цьому випадку номер поєднання умовних кольорів відповідав номеру рядка в табл.Ж.5, додаток Ж, для кожної структури. Зіставлення номерів поєднань і відповідних їм кодів умовних кольорів, представлено в табл. Ж.6, додаток Ж. Для оцінки впливу кожного параметра на твердість, в табл.Ж.7, додаток Ж, представлена однофакторна кореляційна залежність. Встановлено, що найбільш високий коефіцієнт кореляції мають поєднання з номерами 19 (кольори 12 і 20), 15 (кольори 12, 20 і 21), 12 (кольори 20 і 21) і 01 (колір 31). Такі поєднання відповідають бейніту, аустеніту і спеціальним карбідам, що повністю узгоджується з даними, отриманими при аналізі реальної структури досліджуваного сплаву.

Оскільки досліджувані структури (навіть одного типу фази) мають склад, що відрізняється, була побудована багатфакторна кореляційна залежність твердості від двох, трьох і чотирьох поєднань їх умовних кольорів. У табл. Ж.8, додаток Ж, представлені результати з найбільш тісним зв'язком.

Виявлені залежності повністю відповідають і даним щодо впливу температурних параметрів при термічній обробці на мікротвердість фазових складових [84], а також на загальну твердість високохромистого сплаву.

#### 4.2.2. Математичне моделювання структури хромовмісних сплавів. Обґрунтування оптимальних граничних умов

У розділі аналізуються нові підходи до побудови комп'ютерних моделей металографічної гетерогенної структури шляхом комплексного підходу математичного моделювання з використанням рішення граничних задач для рівняння Лапласа, які з досить високою точністю дозволяють отримувати зображення структур, які враховують дифузійні процеси, що протікають при їх формуванні [230]. Для знаходження рішення рівняння Лапласа розглянули ряд граничних умов. На підставі таких рішень проводили моделювання, виконуючи обчислення методом ітерацій в скінченорізницевому вигляді для внутрішніх областей, заданих зображенням отриманих мік-

роструктур. В результаті, знаходили значення умовних кольорів і їх розподіл, проводячи при цьому порівняння з виявленими умовними кольорами металографічного зображення оригінальної структури, забезпечуючи мінімальні відхилення.

Найважливішим завданням при розробці нових прогресивних технологій є отримання матеріалів з необхідним комплексом властивостей, які дозволяють досягати необхідного структурно-фазового стану об'єкта. Для досягнення поставленої задачі необхідно адекватне розуміння впливу складних процесів структуроутворення на властивості, в тому числі такі, які враховують умови експлуатації. Одним із шляхів отримання такої інформації, є попереднє моделювання та детальне дослідження такого впливу на мінливість металографічних структур, які враховують вплив технологічних параметрів при кристалізації і термообробці. Від точності побудови і аналізу таких моделей залежить достовірність і об'єктивність вирішення завдань контролю і управління технологічними процесами виплавки та обробки металу, а також можливість обґрунтованого підвищення експлуатаційної стійкості готового виробу.

Граничні задачі для рівнянь з приватними похідними в областях з незв'язною границею відіграють важливу роль в теорії багатьох механічних і фізико-хімічних процесів, що відбуваються в гетерогенних середовищах [240]. У різні роки був запропонований цілий ряд як чисельних, так і аналітичних методів вирішення цих крайових задач [241-245].

У даній роботі для побудови моделей утворення структур складних гетерофазних сплавів (на прикладі валкових високохромистих і хромонікелевих чавунів), на які впливає велика кількість складних процесів, подібних гідродинамічним, використовували метод математичного моделювання за допомогою рішення граничних задач відповідно рівняння Лапласа.

При дослідженні використовували металографічні фотографії мікроструктур валкових високохромистих (16-18%Cr, 2.7-3.0%C) і хромонікелевих (1.2-1.5%Cr, 4.0-4.5%Ni) чавунів. Задаючи різні граничні умови, проводили моделювання, вирішуючи рівняння Лапласа у внутрішніх областях, заданих зображенням мікроструктури. В результаті, знаходили значення умовних кольорів і їх розподіл, проводячи при цьому порівняння з розподілом умовних кольорів металографічного зображення оригінальної структури.

Моделювання проводили шляхом вирішення наступної варіаційної задачі. На підставі граничних умов, які задавали, шляхом вирішення диференціальних рівнянь в частинних похідних (рівнянь Лапласа), відповідних (4.48), та з використанням методу ітерацій в скінчено-різницевому вигляді [188,238,246,247], знаходили коди умовного кольору внутрішніх точок кожного обраного фрагмента.

$$\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} = 0 \quad (4.48)$$

При цьому аналізували гістограми розподілу, у яких відзначали збіг з розподілом кодів умовного кольору оригінального зображення.

Відповідно (4.4), скінчено-різницевий вираз лапласіану задавали формулою, що містить 5 складових, а самі точки були представлені на схемі, рис.4.7, в якій приватні похідні по осях  $x$  та  $y$  знаходили за формулами:

$$\Delta_x c = c_{i,j-1} - c_{i,j}, \quad (4.49)$$

$$\Delta_x^2 c = c_{i,j-1} - c_{i,j} - (c_{i,j} - c_{i,j+1}) = c_{i,j-1} - 2c_{i,j} + c_{i,j+1}, \quad (4.50)$$

$$\Delta_y c = c_{i-1,j} - c_{i,j}, \quad (4.51)$$

$$\Delta_y^2 c = c_{i-1,j} - c_{i,j} - (c_{i,j} - c_{i+1,j}) = c_{i-1,j} - 2c_{i,j} + c_{i+1,j}, \quad (4.52)$$

де код умовного кольору в точці  $c_{i,j}$ , вираховували за формулою:

$$c_{i,j} = (c_{i,j-1} + c_{i,j+1} + c_{i-1,j} + c_{i+1,j} - L)/4 \quad (4.53)$$

Якщо через  $k$  означити номер ітерації рівняння Лапласу, то представлена формула служить наближенням для наступної ітерації  $k+1$  (4.48):

$$c_{k+1,i,j} = (c_{k,i,j-1} + c_{k,i,j+1} + c_{k,i-1,j} + c_{k,i+1,j} - L)/4 \quad (4.54)$$

Перепишемо цю формулу в такому вигляді:

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L)/4 \quad (4.55)$$

Проведені розрахунки показали, що рішення такого ітераційного рівняння може мати максимуми і мінімуми в граничних точках, що необхідно враховувати. Для виключення такого результату розрахунки виробляли за кількома варіантами завдання граничних умов. При цьому, домагалися мінімального відхилення від фактичного розподілу кольорів на оригінальному зображенні.

У першому варіанті - граничні умови задавали контуром фрагменту розміром  $25 \times 25$  пікселів. Тоді з 625 пікселів, що входять в обраний фрагмент, умовний колір контуру задавали, приблизно, на 100. На пікселях всередині фрагмента як нульову (початкову) ітерацію можна задавати колір довільно (255 - як білий, або - код умов-

ного кольору відповідних структурних складових [230]). На кожному фрагменті задавали по 100 ітерацій.

У другому варіанті граничні умови задавали на вертикальних лініях аналогічно першому - через 25 пікселів, а на горизонтальних - групами по 5 пікселів, що моделюють вихор, розташований у фрагментах розміром  $3 \times 3$  (див. рис.4.7). Для вирішення задачі моделювання структур, з урахуванням процесів структуроутворення, що інтенсивно відбуваються, наприклад, при кристалізації, був застосований третій варіант завдання граничних умов, який відповідав перестановці випадковим чином у внутрішніх областях зображення. У їх якості використовували групи по 5 пікселів (див. рис.4.7), що моделюють вихор, де для кожної точки задавали значення лапласіана.

Розглянуто зіставлення моделей, відповідно з різними варіантами. Як приклад, оцінили модель, отриману із завданням першого варіанту граничних умов. При цьому, розрахунок за основною ітераційною формулою (4.55) виробляли тільки для внутрішніх точок фрагменту. Якщо внутрішня точка поряд з границею, то, принаймні, одна (для кутових точок 2-і) належить границі фрагменту і цей факт враховували тим, що в правій частині розрахункової ітераційної формули (4.55) на відповідне місце підставляли граничне значення коду умовного кольору.

За нульову (початкову) ітерацію при  $k = 0$  брали білий колір:

$$c_{i,j}^0 = 255 \quad (4.56)$$

Наприклад, на рис. 4.8 представлена границя, що знаходиться праворуч від розрахункової внутрішньої точки  $c_{i,j}^k$ . Відповідно зі схемою для представлених пікселів, ітераційна формула має вигляд:

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4, \quad (4.57)$$

де  $c_{i,j+1}^k$  без верхнього індексу  $k$ , оскільки точка взята з граничного значення.

Аналогічно, для приграничних точок біля лівої вертикальної границі

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (4.58)$$

Біля верхньої границі

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (4.59)$$

Біля нижньої границі

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (4.60)$$

Вочевидь, що для приграничних кутових точок є ще 4 ітераційні формули без 2-х

верхніх індексів:

Правий верхній кут

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L)/4 \quad (4.61)$$

Правий нижній кут

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L)/4 \quad (4.62)$$

Лівий верхній кут

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L)/4 \quad (4.63)$$

Лівий нижній кут

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L)/4 \quad (4.64)$$

При виборі коду умовного кольору для завдання граничного контуру, слід враховувати, що для рівняння Лапласа найбільше та найменше значення рішення належить границі досліджуваної області [188]. Тому вочевидь, якщо прийняти в якості границі - кольори пікселів контуру всієї фотографії, то в отриманому рішенні не буде областей зображення, характерних для опису вихідної металографічної структури. На рис. 4.9 представлені моделі зображень мікроструктур валкового високохромистого чавуну. При побудові математичних моделей для зменшення часу комп'ютерної обробки розбивали фотографію на квадратні фрагменти розміром  $25 \times 25$  пікселів. Використовували 1-й варіант завдання граничних умов, в якості яких використовували кольори границь фрагментів. Відповідно, такій постановці, до граничних відносили 98 пікселів. При цьому, в першому рядку (номерами 1-5) наведені зображення вихідних мікроструктур.

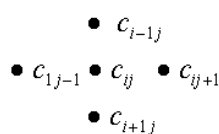


Рисунок 4.7 - Схема розташування групи з 5 пікселів, що моделюють вихор, у фрагменті розміром  $3 \times 3$  пікселя

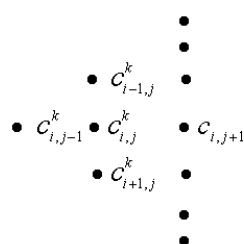
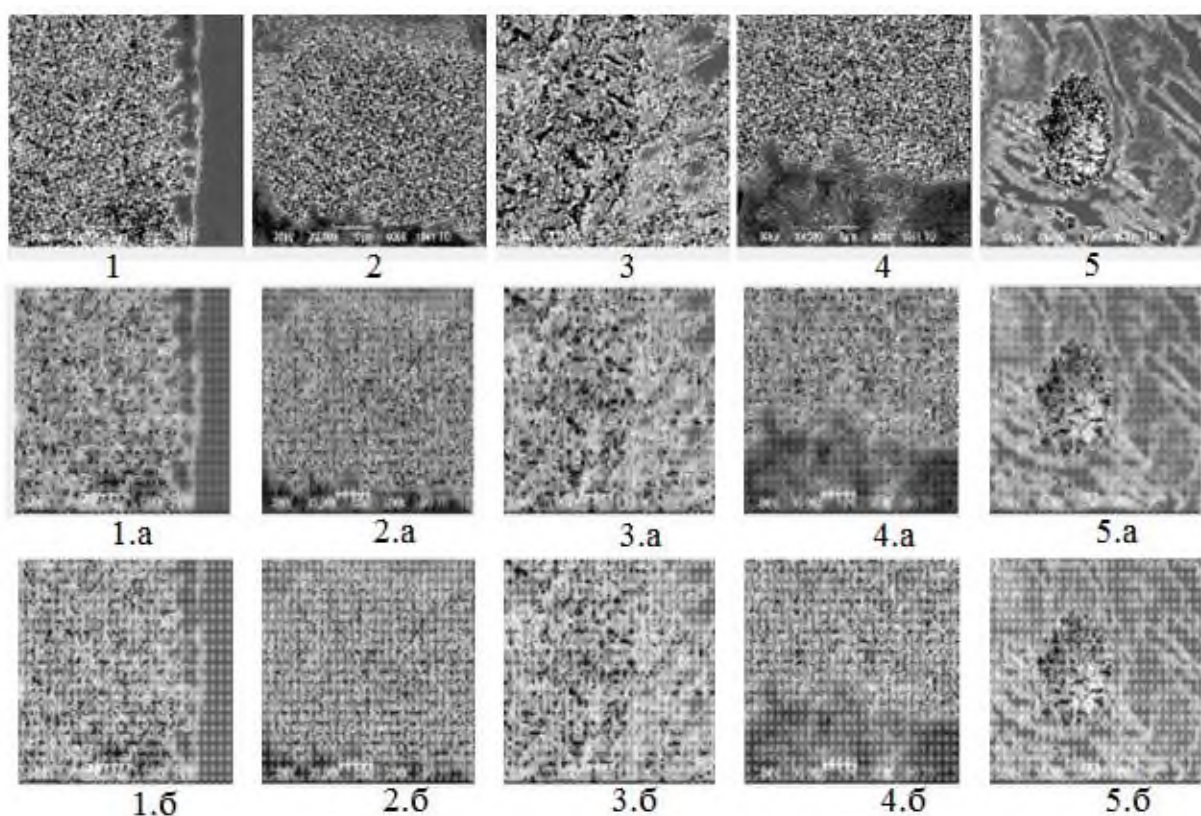


Рисунок 4.8 - Схема розташування приграничних пікселів біля правої вертикальної границі



1-5 - вихідні фотографії; 1.a -5.a - моделі з кодом умовного кольору нульової ітерації, що збігається з вихідною фотографією; 1.б -5.б - з кодом умовного кольору нульовій ітерації, відповідно (4.56).

Рисунок 4.9 - Моделі мікроструктур високохромистого валкового чавуну при розбитті області зображення на фрагменти  $25 \times 25$  і з 1-м варіантом граничних умов.

При моделюванні було проведено 100 ітерацій, де другий рядок (номера з індексом «а») - моделі з кодом умовного кольору нульової ітерації, що збігається з вихідною фотографією; третій рядок (номера з індексом «б») - з кодом умовного кольору нульової ітерації, що дорівнює 255. Аналізуючи отримані результати, встановили, що якість отриманих моделей структур - задовільна. Проте на деяких моделях видно квадрати, що свідчить про недостатньо точне рішення. При цьому, подальше збільшення кількості ітерацій не привело до поліпшення якості зображення.

Для усунення цього недоліку, при побудові моделей були задані інші граничні умови, відповідні другому варіанту: на вертикальних лініях через 25 пікселів, а на горизонтальних - точками (групами) по 5 пікселів, що входять до вихору (див. рис.4.7). На рис.4.10 представлено моделі мікроструктур високохромистого валкового чавуну при заданому другому варіанті граничних умов. При побудові таких моделей розби-



вали фотографію за запропонованою схемою. Було проведено 100 ітерацій. У першому рядку (номера 1-5) наведені зображення вихідних мікроструктур, у другому (номера 1.а-5.а) - моделі з кодом умовного кольору нульової ітерації, що дорівнює 255 де  $k = 0$ . Аналізуючи отримані моделі, можна стверджувати, що в порівнянні з побудованими при заданому 1-му варіанті граничних умов, даний підхід дозволяє їх отримувати, з більш яскраво вираженою текстурою (див.рис.4.9, 1.б-5.б і рис.4.10, 1.а-5.а). Це забезпечується тим, що найбільш повно враховується анізотропія структурних складових гетерогенних сплавів. Проте, при такому підході залишаються колишні недоліки у вигляді квадратів на зображенні, а також воно виходить менш чітким, ніж в першому варіанті моделювання. Для поліпшення якості отриманої моделі, були використані граничні умови, що задаються всередині області аналізованого зображення. Для них брали групи (вихори) по 5 пікселів (див. рис. 4.7), розкидані випадковим чином за структурою (третій варіант граничних умов). В процесі моделювання при завданні таких граничних умов, виникла необхідність у використанні додаткової керуючої матриці. У ній негативні значення лапласіанов для пікселів, крім зазначених у вихор, перебували на тих же місцях, що і на оригінальному зображенні.

Алгоритм вирішення такого завдання з моделювання включав розрахунок ітерації за формулою (4.55). Поряд з використанням кодів 5-ти кольорів з матриці ітерацій, програма додатково включала умовні кольори  $c_{i,j}, c_{i,j-1}, c_{i,j+1}, c_{i-1,j}, c_{i+1,j}$  п'яти елементів з керуючої матриці. Якщо, в результаті виконання програми, елемент з індексом керуючої матриці був невід'ємним, то його відносили до внутрішньої границі, і розрахунок за ітераційною формулою (4.55) не повторювали. В іншому випадку розраховували наступну ітерацію по цій формулі. Попередньо аналізували знак інших 4-х елементів ітераційної матриці  $c_{i,j-1}, c_{i,j+1}, c_{i-1,j}, c_{i+1,j}$ . Якщо якийсь із них був невід'ємним, то в ітераційну формулу (4.55) в праву частину вносили елемент з керуючої матриці. Такий алгоритм повністю можливо вживати щодо 8-ми, описаних вище, випадків (4.57) - (4.64) розташування пікселів уздовж обраної границі (приграничних).

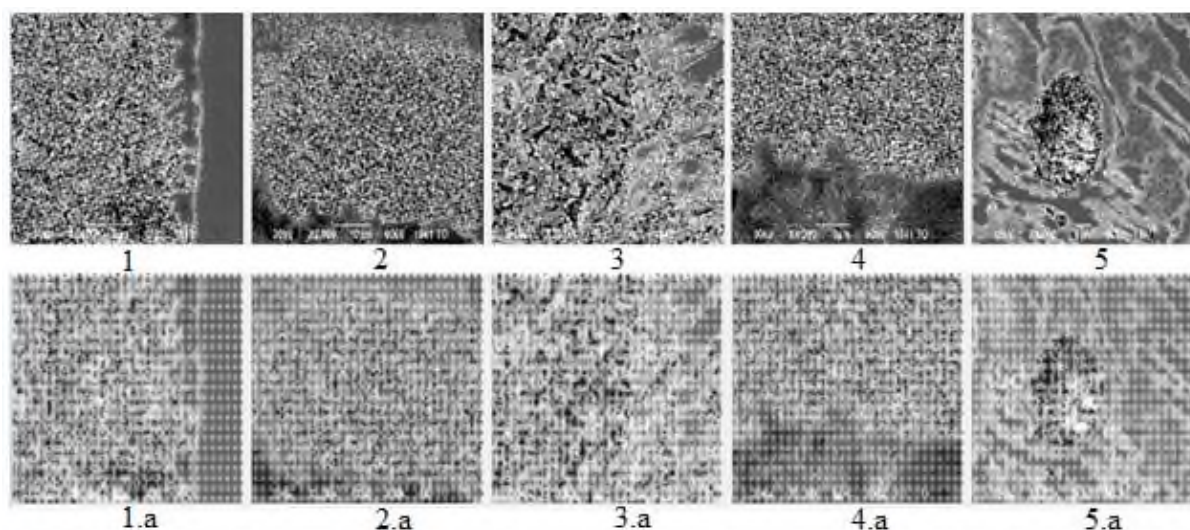
Наприклад, розглянемо на рис. 4.11 розташування вихору, що розраховується, який має верхні індекси  $k$  і, того що знаходиться поряд з ним, граничного - без верхнього. Це розташування відповідало б правому верхньому куту (див. формулу (4.57) і рис.4.8) при описі попередніх граничних умов. На рис.4.11 показано 8 точок,

з яких - 3 з верхніми індексами  $k$ , а 5 без них, тобто, належать внутрішньому граничному вихору. Відповідно, для цього випадку ітераційна формула має вигляд:

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (4.65)$$

Аналогічно можна уявити і інші можливі 7 випадків. Припустили, що чим більше таких вихорів, тим надійніше буде збігатися розрахункова модель з оригіналом. Було проведено дослідження необхідної кількості випадково заданих вихорів (груп пікселів) для отримання якісної моделі. Встановлено, що якщо кількість таких, випадково заданих груп (вихорів), є не менша ніж  $1/9$  числа точок на фотографії, то розрахунковий рисунок і оригінал структури досить добре збігаються. При меншій кількості вихорів на розрахунковому рисунку залишаються зайві білі плями.

Цікавим є встановити, як подібне моделювання виявляє зміни параметрів, що описують дифузійні процеси в системі, відповідно середніх абсолютних узагальнених величин лапласіану і потужності дисипації енергії [79,229]. Для цього були побудовані випадково згенеровані зображення з різними гістограмами розподілу умовних кольорів, що імітують металографічні структури, з групами по 5 пікселів (що моделюють вихори) без порядку розташованими в їх внутрішніх фрагментах (рис.4.12, 1-а і 3-я рядки). Далі було проведено моделювання, шляхом випадкової перестановки таких груп (рис.4.12, 2-я і 4-я рядки). В результаті моделювання при використанні заданого алгоритму, внаслідок тільки перестановки вихорів, середній код умовного кольору не змінювався.



1-5 - вихідні фотографії; 1.a -5.a - моделі з кодом умовного кольору нульовій ітерації, відповідно (4.56)

Рисунок 4.10 - Моделі мікроструктур високохромистого валкового чавуну при заданому другому варіанті граничних умов

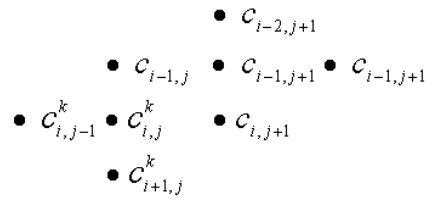


Рисунок 4.11 - Приклад розташування граничного вихору і суміжного з ним розрахункового (без верхнього і з верхнім індексом  $k$  відповідно)

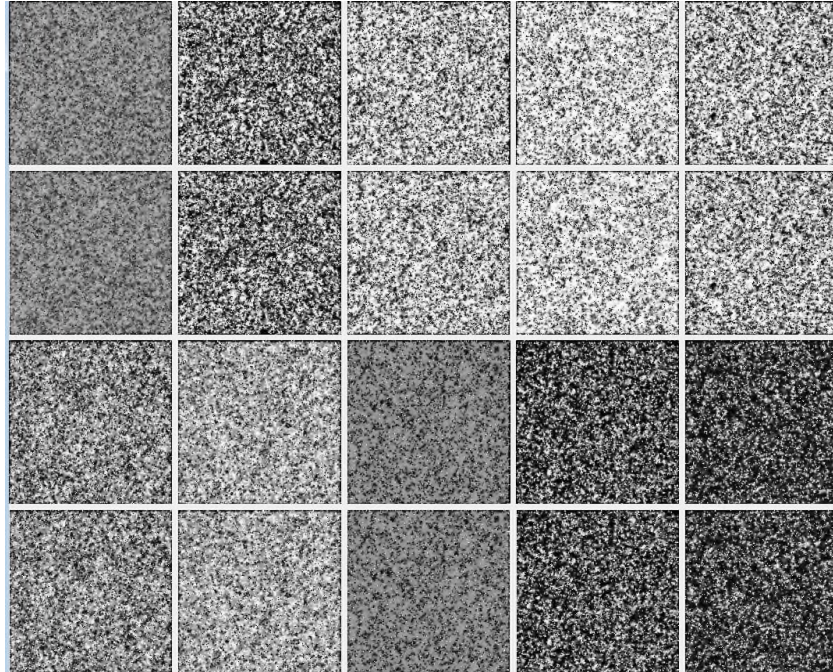
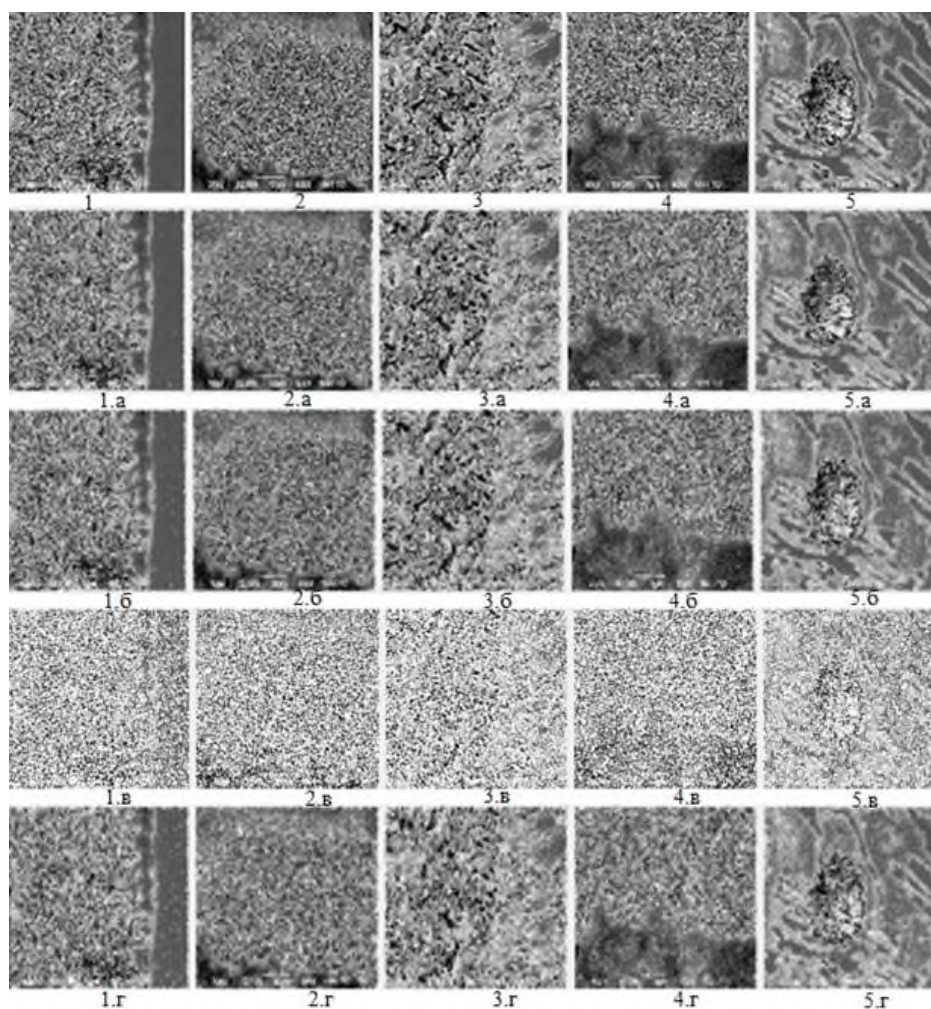


Рисунок 4.12 - Зображення, що імітують металографічні структури, з вихорами, без порядку розташованими в їх внутрішніх областях (1-а і 3-я рядки) і їх моделі, отримані шляхом випадкової перестановки таких груп (2-я і 4-я рядки)

Таблиця 4.7 - Зміна середніх величин абсолютного узагальненого Лапласіан і потужності дисипації енергії в результаті моделювання з 3-м варіантом граничних умов

Номер моделі	Середня величина					
	код кольору вихору при моделюванні		абсолютного узагальненого лапласіана		потужності дисипації енергії	
	до	після	до	після	до	після
1	125	125	6	47	354	2817
2	122	122	30	109	8847	15184
3	163	163	48	111	15782	17776
4	182	182	47	102	15319	16996
5	157	157	35	107	10502	16057
6	132	132	35	93	10829	12515
7	156	156	24	81	6434	9756
8	115	115	12	56	1449	4869
9	87	87	24	96	6741	12426
10	76	76	26	88	6756	12101



1-5 - вихідні фотографії; моделі з кількістю вихорів, рівним: 1.a-5.a – 20; 1.б-5.б – 25;  
1.в-5.в – 30; 1.г-5.г – 35

Рисунок 4.13 - Порівняння реальних мікроструктур високохромистого валкового чавуну і їх моделей при заданому третьому варіанті граничних умов

Разом з тим, відбулася зміна середніх величин абсолютного узагальненого лапласіана і потужності дисипації енергії (табл.4.7). Після проведеної схеми моделювання їх величина зросла  $\sim$  в 3 і 2 рази відповідно.

Незважаючи на використання таких комплексних підходів, отримані результати свідчать про неповну відповідність гістограми розподілу умовних кольорів до і після моделювання. Для усунення такого недоліку може виявитися ефективним метод звуження області гістограм, при якому будуть відкидатися коди умовних кольорів, раніше задані для груп пікселів, що моделюють вихори в граничних умовах.

Керуючись вищенаведеним результатом і, з урахуванням рекомендованої кількості аналізованих груп, були розглянуті моделі реальних мікроструктур високохромистого валкового чавуну, що враховують третій варіант граничних умов (рис.4.13). При моде-

люванні випадковим чином на зображення вводили групи (вихори) по п'ять пікселів, для яких код умовного кольору (4.53) змінювали, задаючи різні значення лапласіана.

Число таких пікселів, що задавали граничні умови, відповідало  $m \times n$ /кількість груп (вихорів), де  $m \times n$  - число пікселів на всьому зображенні. Для даних моделей при розрахунках задавали 20,25,30 і 35 груп (вихорів) відповідно. Всього було проведено 100 ітерацій, де код умовного кольору нульовій ітерації ( $k = 0$ ) дорівнював 255. У першому рядку (номера 1-5) наведені зображення вихідних мікроструктур; у другому (номера 1.а-5.а) - моделі з кількістю, заданих в випадкових місцях вихорів, рівних 20; у третьому (номера 1.б-5.б) - 25; у четвертому (номера 1.в-5.в) - 30; п'ятому (номера 1.г-5.г) - 35. Необхідно зазначити, що при побудові моделі з використанням третього типу граничних умов, все ітерації проводили одночасно для всього зображення розміром  $m \times n$  пікселів, а не для кожного окремого фрагмента, наприклад,  $25 \times 25$ , як при побудові моделі із завданням граничних умов 1-го і 2-го типу. Такий підхід, хоча незначно збільшує час машинної обробки, разом з тим дозволяє повністю виключити істотні недоліки попередніх підходів - появу квадратів на зображенні модельованої структури.

Аналіз отриманого підходу показав, що він найбільш точно дозволяє моделювати складні хромовмісні структури, оскільки враховує турбулентний характер дифузійних процесів (завдання граничних умов у вигляді вихорів всередині області зображення), що протікають при структуроутворенні в результаті різних впливів, в тому числі і фаз, що кристалізуються, в області високих температур і при виборі параметрів термічної обробки. Встановлено, що якість зображення не поліпшується прямо пропорційно кількості таких випадково заданих груп (вихорів). Наприклад, спостерігається значне погіршення якості моделі при кількості вихорів, рівних 30 (див. рис.4.13, 1.в-5.в). Спостерігається поява значного числа білих плям. Хоча подальше збільшення кількості таких груп, сприяє підвищенню якості моделі. Це свідчить про необхідність подальшого вдосконалення такого методу, що визначається якістю та умовами формування фазового складу. Таким чином, виходячи з розглянутих моделей, перестановка вихорів відповідає, більшою мірою, фізичної моделі структуроутворення і дає можливість в хромовмісних сплавах, враховувати вплив процесів дифузії в результаті різних складних впливів, наприклад, таких як опис впливу різних параметрів не тільки термообробки, але і деформаційних, а також радіаційно-термічних.

### 4.3. Прогнозування зв'язку фазовий склад - твердість

При виробництві прокатних валків основною здавальною характеристикою такого формуючого метал інструменту є твердість, що регламентується діючою нормативно-технічною документацією. Відомо, що цей параметр визначається фазовим складом сплаву, величиною зерен і ступенем розподілу карбідної фази, а також спадковими властивостями шихтових матеріалів, які використовуються.

#### 4.3.1. Особливості структуроутворення та експериментальна оцінка твердості хромовмісних сплавів

На даний час найбільш ефективним технологічним процесом виробництва листопрокатних валків для чистових клітей листових станів гарячої прокатки "1700" і "2000" є метод відцентрового лиття, який забезпечує отримання необхідної товщини робочого шару при литві їх двошаровими [3,4,251,252]. Цей метод лиття дозволив використовувати для отримання високої твердості інструмента нетехнологічний матеріал - високохромисті (16-18%Cr і до 1,8%Ni), а також хромонікелеві чавуни з підвищеним вмістом нікелю (4,0-4,5%Ni і до 1,6%Cr). При цьому, використання відцентрового методу лиття, при кристалізації виливків з таких чавунів в металеву форму, запобігає грубої дендритної будові металу робочого шару, забезпечує більш рівномірну твердість по його перетину і хороше зварювання з серцевиною з сірого чавуну. Проте, як показали проведені дослідження [3], за рахунок формування локальних напружень, які зберігаються і при повільному охолодженні таких валків в кесоні (до 76год), проявляється неоднорідний розподіл фаз, що містять різну частку вуглецю. Це пов'язано з високим ступенем гетерогенності хромовмісних матеріалів і дифузійними процесами. Регламентована твердість робочого шару таких валків залежить від їх призначення. Для чистових або предчистових клітей прокатного стану вимоги по твердості змінюються в межах 70-85HSD і 63-70HSD в залежності від розміру інструменту і типу матеріалу робочого шару. Статистичним аналізом досліджували 76 валків, виготовлених з високохромистого чавуну. Виявлено зміни рівня твердості не тільки в окремих партіях виливків, але - і в одній [3]. Показники твердості можуть залежати від спадкових властивостей шихтових матеріалів, температурних параметрів плавки, підготовки оснастки, позапічного рафінування, а також у

відхиленнях параметрів відцентрового лиття (швидкості заливки металу в форму, числа оборотів машини, часу знаходження виливки в машині, температури заливання і числа порцій металу серцевини, що вводяться) [3,4]. Всі ці фактори впливають на структуроутворення, і визначають відповідний рівень твердості.

Мікроструктура таких чавунів, в литому стані і після низькотемпературних циклічних відпалів [3], відрізняється істотною структурною, фазовою та хімічною неоднорідністю. Вона представлена аустеніто-карбідною евтектикою і багатофазною системою дисперсних продуктів розпаду аустеніту, які, після термообробки, включають спеціальні карбіди, що відрізняються дисперсністю і хімічним складом за вмістом заліза, вуглецю і легуючих компонентів. Карбіди цементитного типу різного ступеня легування  $Me_3C$ , більшою мірою, виділяються при термообробці з залишкового аустеніту, розташованого біля границь зерен. Це пов'язано з тим, що у таких границь металеві матриці знижена концентрація легуючих елементів і вуглецю. Також при розпаді аустеніту виділяються фази неоднорідно легуваного фериту, з різною насиченістю вуглецем та концентрацією компонентів [200]. Така неоднорідність структури і дисперсності карбідних фаз, що виділяються на різних етапах виготовлення валків, призводять до значної неоднорідності по мікротвердості фаз. У зв'язку з цим, експериментальна оцінка мікротвердості окремих фаз і структурних складових таких високолегованих сплавів не дає повного уявлення про рівень їх властивостей.

Тому в умовах сучасного високотехнологічного виробництва при розробці нових технологічних процесів для забезпечення необхідних властивостей виробів з хромовмісних сплавів необхідним є розробка нових підходів, що включають в себе, як теоретичну оцінку рівня твердості мікроструктурних складових сплаву, так і прогнозування зміни локальної неоднорідності фаз і її впливу на рівень твердості.

Для вирішення цієї проблеми був розроблений і вдосконалений комплексний підхід до дослідження структур, що формуються в високовуглецевих та хромовмісних сплавах, на основі оптико-математичного аналізу металографічних зображень [188,199], що враховує розподіл, частку і ступінь дисперсності кожної фази з відмінним вмістом компонентів, що дозволяє оцінити рівень їх мікротвердості. Застосування такого методу досліджень передбачало і використання більш швидких операцій комп'ютерної оцінці цих показників.

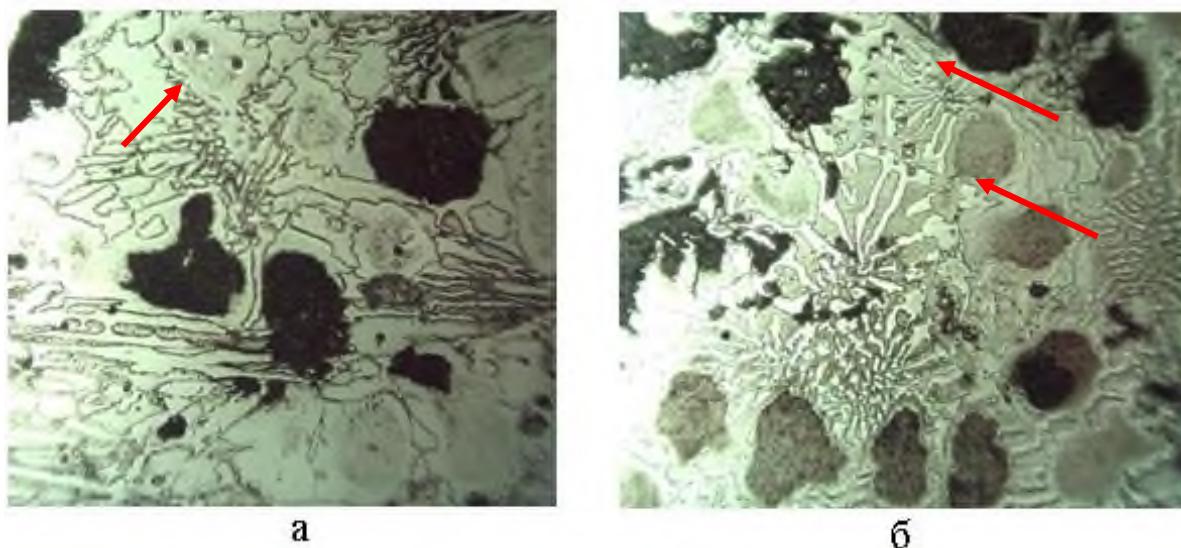
#### 4.3.2. Теоретична оцінка мікротвердості фаз хромовмісних сплавів

Дослідження проводили статистично на масиві даних, що містить 84 фотографії структур високохромистого чавуну (як приклад, дві з них представлені на рис.4.14) в литому стані і після низькотемпературного циклічного відпалу в інтервалі температур магнітного перетворення різних карбідних фаз [3] (52 і 32 відповідно), 18 з яких отримані після вимірювання мікротвердості (з відбитками індентора).

Оцінку проводили відповідно до розташування обчислюваних значень на металографічній структурі, яку оцифрували в формат *.bmp*. Обчислення проводили, використовуючи метод скінчених різниць, див.п.4.2, відповідно до методики, представленій в роботі [199]. В даному випадку при оптико-математичному аналізі все зображення мікроструктури розбивали на фрагменти розміром  $5 \times 5$  пікселів (матриця з 24-ма точками навколо середньої) - для зручності обчислення скінчено-різницевих похідних до 4-го порядку. Тоді матриця розташування пікселів, а також її спрощена запис, буде, відповідно (4.65), мати наступний вигляд:

$$C = \begin{vmatrix} c_{i-2,j-2} & c_{i-2,j-1} & c_{i-2,j} & c_{i-2,j+1} & c_{i-2,j+2} \\ c_{i-1,j-2} & c_{i-1,j-1} & c_{i-1,j} & c_{i-1,j+1} & c_{i-1,j+2} \\ c_{i,j-2} & c_{i,j-1} & c_{i,j} & c_{i,j+1} & c_{i,j+2} \\ c_{i+1,j-2} & c_{i+1,j-1} & c_{i+1,j} & c_{i+1,j+1} & c_{i+1,j+2} \\ c_{i+2,j-2} & c_{i+2,j-1} & c_{i+2,j} & c_{i+2,j+1} & c_{i+2,j+2} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} c_{12} & c_{13} & c_{14} & c_{15} & c_{16} \\ c_{11} & c_3 & c_4 & c_5 & c_{17} \\ c_{10} & c_2 & c_1 & c_6 & c_{18} \\ c_{25} & c_9 & c_8 & c_7 & c_{19} \\ c_{24} & c_{23} & c_{22} & c_{21} & c_{20} \end{vmatrix}, \quad (4.65)$$

де  $c_{i,j}$  ( $c_1$ )- код умовного кольору середньої точки



а) в литому стані; б) після термообробки,  $\times 100$

Рисунок 4.14 - Зображення структури високохромистого чавуну з відбитками індентора (вказано стрілками)



Мікротвердість структурних складових вимірювали за стандартною методикою твердоміром Мікро-Виккерсом UIT HVmicro-1 при навантаженні 0,49Н. При вимірюваннях мікротвердості ( $H_{\mu}$ ) дисперсної структури з різним вмістом фаз результати усереднювали. Це дало можливість оцінити внесок зміни в них концентрації компонентів.

Відповідно з дослідженнями, наведеними в роботах [224,225], весь виявлений діапазон умовних кольорів для досліджуваних структур, складався з трьох груп фаз:  $\alpha$  - з різним типом досконалості кристалічної решітки і насиченістю вуглецем, що віднесли до фериту (кольори 255-165); групу аустеніту (кольори 164-136) і - карбідів (кольори 135-0).

Для оцінки розподілу, частки і ступеня дисперсності кожної фази, з урахуванням вмісту компонентів, що відрізняється, були введені показники  $r_k$  (4.66)–(4.80), які характеризують локальні диференціальні співвідношення між умовними кольорами, що описують дисипацію енергії при дифузії хімічних елементів і щільність фрагмента зображення, - абсолютні значення лапласіана та дивергенції [188], а також умовні параметри, що характеризують відношення абсолютних величин лапласіана різних порядків (другої і четвертої похідних) до значення умовного кольору в середній точці. Крім того, введені характеристики використовували для побудови фільтрів і визначення нормативних показників при порівнянні зразків.

До таких показників відносили  $r_1$  (4.66) і  $r_3$  (4.68) - характеристики нейтральності абсолютних значень лапласіана (розгорнутих один відносно другого на кут  $45^\circ$ ), які характеризують частку зміщення різних фаз в область негативних або позитивних значень лапласіана на гістограмі розподілу умовних кольорів від тривкого положення (відсутня дисипація, або поглинання енергії) в обраному фрагменті зображення (див. Розділ 3, п.3.1.1). Відповідно досліджених даних, отриманих в роботі [212], впливає, що інтервали умовних кольорів пікселів, в яких лапласіан має негативне значення, зміщені в бік карбідних фаз, а позитивні - в сторону фериту. Показник нейтральності розраховували для кожного фрагмента:

$$r_1 = \frac{|c_2 + c_4 + c_6 + c_8 - 4c_1|}{|c_2 - c_1| + |c_4 - c_1| + |c_6 - c_1| + |c_8 - c_1|}, \quad \text{де } 0 \leq r_1 \leq 1. \quad (4.66)$$

$$r_2 = c_1, \quad (4.67)$$

$r_2$  – умовний колір середньої точки фрагмента зображення;

$$r_3 = \frac{|c_3 + c_5 + c_7 + c_9 - 4c_1|}{|c_3 - c_1| + |c_5 - c_1| + |c_7 - c_1| + |c_9 - c_1|} \quad \text{де } 0 \leq r_3 \leq 1. \quad (4.68)$$

Показник  $r_4$ , що оцінює середньоквадратичне відхилення ( $\sigma$ ) від середнього значення кольору локальної зони навколо середньої точки, знаходили за формулою:

$$r_4 = \sigma = \sqrt{\frac{(c_1 - \bar{c})^2 + (c_2 - \bar{c})^2 + (c_4 - \bar{c})^2 + (c_6 - \bar{c})^2 + (c_8 - \bar{c})^2}{4}}, \quad (4.69),$$

Де середня величина умовного кольору в локальній зоні навколо середньої точки:

$$\bar{c} = \frac{c_1 + c_2 + c_4 + c_6 + c_8}{5} \quad (4.70).$$

Параметри  $r_5$  (4.71) і  $r_6$  (4.72) – показники неоднорідності, що описують кореляцію між дивергенцією і умовним кольором в кожній точці фрагмента. При однакових значеннях умовних кольорів всіх пікселів фрагмента (однорідна структура), вони рівні 1. Де  $0 \leq r_5 \leq 1$  и  $0 \leq r_6 \leq 1$ , та:

$$r_5 = \frac{(c_3c_4 + c_2c_1 + c_9c_8 + c_4c_5 + c_1c_6 + c_8c_7)^2}{(c_3^2 + c_2^2 + c_9^2 + c_4^2 + c_1^2 + c_8^2)(c_4^2 + c_1^2 + c_8^2 + c_5^2 + c_6^2 + c_7^2)} \quad (4.71)$$

$$r_6 = \frac{(c_3c_2 + c_4c_1 + c_5c_6 + c_2c_9 + c_1c_8 + c_6c_7)^2}{(c_3^2 + c_4^2 + c_5^2 + c_2^2 + c_1^2 + c_6^2)(c_2^2 + c_1^2 + c_6^2 + c_9^2 + c_8^2 + c_7^2)} \quad (4.72)$$

Показники  $r_7$  (4.73) і  $r_8$  (4.74) – узагальнений (усереднений) градієнт по абсолютній величині лапласіану, що є середньою ефективною швидкістю зміни кольору, який можна, за аналогією з полями швидкостей в гідродинаміки, розглядати, як поле градієнтів умовних кольорів (показники розкиду неоднорідності локальних зон - різниця кольору сусідніх пікселів), і абсолютне значення лапласіану, що описує неоднорідність розподілу хімічних елементів [199] (розсіювання енергії) по площі аналізованого фрагмента, відповідно:

$$r_7 = \frac{|c_2 - c_1| + |c_4 - c_1| + |c_6 - c_1| + |c_8 - c_1|}{4} \quad (4.73)$$

$$r_8 = |c_2 + c_4 + c_6 + c_8 - 4c_1| \quad (4.74)$$

Параметри  $r_9$  (4.75),  $r_{10}$  (4.76) – абсолютні значення 3-ї і 4-ї похідних від лапласіану (надалі, для стислості - 3-го і 4-го лапласіана), які ввели для підвищення значення коефіцієнта кореляції:

$$r_9 = |c_{10} - 3c_2 + 3c_1 - c_6 + c_{14} - 3c_4 + 3c_1 - c_8| \quad (4.75)$$

$$r_{10} = |c_{10} - 4c_2 + 6c_1 - 4c_6 + c_{18} + c_{14} - 4c_4 + 6c_1 - 4c_8 + c_{22}| \quad (4.76)$$

Параметри  $r_{11}$  (4.77),  $r_{12}$  (4.78) - показники нейтральності параметрів  $r_9$  и  $r_{10}$ :

$$r_{11} = \frac{r_9}{|c_{10} - c_2| + 2|c_2 - c_1| + |c_1 - c_6| + |c_{14} - c_4| + 2|c_4 - c_1| + |c_1 - c_8|} \quad (4.77)$$

$$r_{12} = \frac{r_{10}}{|c_{10} - c_2| + 3|c_2 - c_1| + 3|c_1 - c_6| + |c_6 - c_{18}| + |c_{14} - c_4| + 3|c_4 - c_1| + 3|c_1 - c_8| + |c_8 - c_{22}|} \quad (4.78)$$

Показник  $r_{13}$  (4.79) – абсолютна величина дивергенції, яка характеризує зони ущільнення і розрідження в локальних областях зображення по осях  $x$  и  $y$ . Параметр  $r_{14}$  (4.80) - показник нейтральності дивергенції  $r_{13}$ .

$$r_{13} = |c_2 + c_4 - 2c_1| \quad (4.79)$$

$$r_{14} = \frac{r_{13}}{|c_2 - c_1| + |c_4 - c_1|} \quad (4.80)$$

При побудові кореляційних залежностей мікротвердості від факторів, що впливають на розподіл, частку і ступінь дисперсності кожної фази, з урахуванням вмісту компонентів, що відрізняється, для найбільш повної характеристики, були використані 23 фактори, які розраховуються для кожного фрагмента металографічного зображення. Першими 14-ю аргументами, були прийняті середні значення параметрів, що розраховуються за формулами (4.66) - (4.80) на фрагментах зображення розміром  $5 \times 5$  пікселів, на яких були відбитки індентора при вимірюванні мікротвердості:  $\bar{r}_k$ , де  $k = 1 \dots 14$  – номер фактору. Аргументами з номерами  $k = 15 \dots 18$  задавали параметри структури за допомогою сумарної частки параметрів  $r_8, r_9, r_{10}, r_{13}$ , відповідно гістограми значень для кожного виявленого умовного кольору, починаючи з 0-го. Встановлено, що таке сумарне значення, притаманне найбільш високій концентрації вуглецю в матриці сплаву і характеризувало частку фериту з підвищеним вмістом вуглецю, що відповідало бейнітної структурі. В якості аргументів з номерами  $k = 19 \dots 23$  вводили відношення середніх значень параметрів, що характеризують фізичні процеси, які перебігають при структуроутворенні, такі, як дифузія хімічних елементів, дисипація енергії, зміна щільності дислокаційної структури (див. формули (4.73-4.76) і (4.79)) до умовного кольору середньої точки заданого фрагмента зображення:  $r_7/c_1, r_8/c_1, r_9/c_1, r_{10}/c_1$  и  $r_{13}/c_1$ .

Перший етап комп'ютерного розрахунку полягав у виборі фрагментів на яких проводили оцінку рівня мікротвердості. За допомогою оригінальної програми був проведений аналіз двох масивів вихідних даних, що складався з 52-х рядків для структур в литому стані і 32-х - після низькотемпературного циклічного відпалу в інтервалі магнітного перетворення карбідних фаз. У кожному масиві задавали 24 стовпця (23 фак-

тори, запропонованих вище, і значення вимірної мікротвердості). У кожному з 23 аргументів вибирали найменші значення, якими описували залежність мікротвердості з урахуванням обраних факторів. В результаті проведеного аналізу, було отримано 33649 кореляційних рівнянь і знайдені, відповідні їм, коефіцієнти множинної кореляції. Показником, що задовольняє вибір аргументів, був коефіцієнт кореляції.

Наприклад, для 5-ти факторного аналізу (де в якості факторів вибирали по черзі без повторень будь-які  $r_1 \dots r_5$  з 23 наявних) кореляційне рівняння мало вигляд:

$$H_{\mu} = a_0 + a_1 r_1 + a_2 r_2 + a_3 r_3 + a_4 r_4 + a_5 r_5, \quad (4.81)$$

де коефіцієнти кореляційного рівняння  $a_0 \dots a_5$  знаходили методом найменших квадратів.

Отриманому рівнянню відповідав певний коефіцієнт множинної кореляції ( $R_{\text{мн}}$ ). Перебираючи різні поєднання з 23 аргументів по 5 значень, вибирали такі, які б забезпечували максимальний коефіцієнт  $R_{\text{мн}}$ . Крім найбільш значущих поєднань по п'ять, розглядали аналогічні по 4, 3 і 2 фактори. Розрахунки показали, що перехід від пошуку чотирьох чинників до п'яти практично не збільшує коефіцієнт множинної кореляції. Аналіз однофакторних залежностей наведено в табл.Ж.9, додаток Ж, з якої випливає, що майже всі залежності мають позитивний знак при відповідному факторі. Виняток становлять залежності від умовного кольору середньої точки фрагмента зображення ( $k=2$ ) і дві - від неоднорідності ( $k=5$  і  $6$ ). Негативний знак при коефіцієнті кореляційного рівняння означає зниження мікротвердості від збільшення значень аргументів. З ростом показника неоднорідності, в силу значних коефіцієнтів кореляції (0,574 і 0,576), можливе зменшення твердості.

Коефіцієнт кореляції 0,094 для аргументу при  $k=2$  показує, що в середньому залежність мікротвердості від умовного кольору середньої точки фрагмента зображення для литих структур проявляється незначно. Вочевидь, це можна пояснити значною локальною неоднорідністю мікроструктури таких чавунів. Слід зазначити, що коефіцієнт кореляції для залежностей мікротвердості від різних видів нейтральності помітно менший (від 0,373 до 0,414), ніж від факторів, пов'язаних з розкидом і розсіюванням (градієнти і ін.) енергії.

При дослідженні аналогічних кореляційних залежностей високохромистих чавунів після термообробки, в середньому встановлено низьку кореляцію між мікротвердістю і розглянутими параметрами при однофакторному аналізі. Причому, всі зна-

ки у коефіцієнтів, при відповідних аргументів, негативні крім тих, що характеризують залежність від: узагальненого градієнта (4.73), абсолютного значення лапласіана (4.74), абсолютної величини дивергенції (4.75) і показників нейтральності (4.76) і (4.79) з номерами  $k=19\dots 23$  відповідно. Для них має місце позитивний знак, що свідчить про істотний зв'язок з мікротвердістю карбідних фаз в більшості випадків.

Для дослідження зображень чавунів в литому стані проведено 4-х факторний аналіз. Одержано кореляційні залежності та розраховано коефіцієнти множинної кореляції ( $R_{mn}$ ), 22 варіанта з найбільшими коефіцієнтами  $R_{mn}$  представлено у табл. Ж.10, додаток Ж. Встановлено, що максимальний коефіцієнт множинної кореляції дорівнює 0.74 і відповідає кореляційної залежності, в якій задані чинники з номерами  $k = 7, 15, 17, 18$  (див. табл. Ж.10, додаток Ж, варіант №13). Вони включають показники розкиду однорідності кольору ( $r_7$ ); частки фериту з підвищеною концентрацією вуглецю щодо абсолютної величини лапласіана ( $r_{15}$ ), відносно - четвертого лапласіану ( $r_{17}$ ) і абсолютної величини дивергенції ( $r_{18}$ ) відповідно. Для цієї залежності отримані наступні коефіцієнти:  $a_0=261.158$  (вільний член) і  $a_1=-62.797$ ,  $a_2=120.910$ ,  $a_3=23.144$ ,  $a_4=-102.635$  відповідно. Значущості факторів (по порядку їх переліку): 26.6; 44.2; 5.6 і 8.8. Найбільш значущий фактор - частка фериту з підвищеною концентрацією вуглецю щодо абсолютної величини лапласіану ( $r_{15}$ ).

При п'ятифакторному аналізі в якості аргументів при побудові кореляційної моделі використовували показники нейтральності лапласіану  $r_1$ , четвертого лапласіану  $r_{12}$  і дивергенції  $r_{14}$ , а також показник відношення частки фериту з підвищеною концентрацією вуглецю до абсолютній величині 4-го лапласіану ( $r_{17}$ ) і середній показник відношення абсолютного значення 4-го лапласіану до кольору ( $r_{22}$ ). Отримані наступні кореляційні коефіцієнти:  $a_0=453.311$  (вільний член) і  $a_1=8109.330$ ,  $a_2=-2676.086$ ,  $a_3=-8751.377$ ,  $a_4=43.805$ ,  $a_5=-33.202$ .

Найбільше значення коефіцієнта множинної кореляції в цьому випадку відповідає 0.751. Значущості факторів (по порядку проходження в їх переліку): 57.8; 5.5; 45.8; 11.0 і 2.6. Найбільш значимий фактор - нейтральність лапласіана, що характеризує відхилення від рівноважного стану сплаву. З 22 розглянутих варіантів (див. табл. Ж.10, додаток Ж), у 10-ти одним з аргументів є  $r_1$  – нейтральність лапласіану. У всі, без винятку, варіанти увійшли аргументи, пов'язані зі структурами фериту, у

яких підвищена концентрація вуглецю. Наприклад, в першому рядку це аргумент  $r_{17}$ .

Досліджувані високохромисті чавуни були термічно оброблені по режиму, при якому забезпечувався максимальний розпад залишкового аустеніту [249,255], що полягає в циклічному нагріванні і ізотермічної витримки при певних температурах, для отримання магніострикційного ефекту (200-500°C) в легованому цементиті і спеціальних карбідах, що містять 40-43%Fe. Дослідження зображень мікроструктури високохромистого чавуну після термообробки проводили аналогічно литої структури. Щоб найбільш повно оцінити вплив обраних факторів на рівень твердості, аналізували залежності з урахуванням різного їх числа. У табл. Ж.10, додаток Ж, представлені 31 варіанти отриманих кореляційні залежностей з найбільшими коефіцієнтами множинної кореляції ( $R_{\text{мн}}$ ) при 4-х факторному аналізі. Встановлено, що максимальне значення  $R_{\text{мн}}$  відповідає 0.592 для аргументів з номерами  $k = 8, 14, 17, 23$  (див. табл.Ж.10, додаток Ж, варіант №21), що описують абсолютне значення лапласіану, нейтральність дивергенції і частку фериту з підвищеною концентрацією вуглецю щодо абсолютних величин 4-го лапласіана і щодо дивергенції до кольору відповідно. При цьому коефіцієнти кореляційного рівняння були такі:  $a_0=1060.026$  (вільний член) і  $a_1=27.425$ ,  $a_2=-2797.918$ ,  $a_3=-34.937$ ,  $a_4=-54.738$  відповідно. Значущість факторів (по порядку їх переліку): 56.5; 3.6; 9.0 і 16.1. Найбільш значущий з них –  $r_8$  (абсолютна величина лапласіану).

Оцінено альтернативні варіанти (для яких коефіцієнт кореляції близький до максимального) 4-х факторного взаємодії, див. табл.Ж.10, додаток Ж. В 28 з 31 варіантів увійшли аргументи, для яких  $k = 15...18$ , і вони пов'язані з голчастими структурами, відповідними бейніту. В усі без винятку варіанти увійшли аргументи, пов'язані з дисипацією енергії або її зміною (градієнтом). Наприклад, в першому рядку присутній аргумент  $r_8$  – абсолютна величина лапласіану. Аргументи, пов'язані з нейтральністю ( $k = 1, 3, 11, 12, 14$ ), увійшли в 23 варіанта з 31, що на ~ 28% перевищує подібне співвідношення для литих структур. Встановлено, що перші два варіанти (див. табл. Ж.10, додаток Ж) в якості аргументу містять колір, якого не було в литих структурах. Оскільки в ці варіанти входили і абсолютні значення лапласіану, то при такому аналізі, також враховували і відношення лапласіану до кольору. Тому можна стверджувати, що з 31 варіантів аналізу, що мають найбільший коефіцієнт множинної кореляції, у 28 одним з факторів є номер, пов'язаний з відношенням лапласіану (дисипація енергії).

пації енергії) до кольору (при  $k = 19...23$ ). При п'ятифакторному аналізі розглядали фактори з номерами  $k = 8,9,15,16,17$ , відповідні абсолютним величинам лапласіана і його третьої похідної, а також частці структур фериту з підвищеною концентрацією вуглецю щодо абсолютних величин лапласіана, його 3-ої і 4-ої похідним відповідно. Отримані наступні кореляційні коефіцієнти:  $a_0=1099.346$  (вільний член) і  $a_1=55.993$ ,  $a_2=-24.845$ ,  $a_3=-108.047$ ,  $a_4=117.455$ ,  $a_5=-84.857$ . Найбільший коефіцієнт кореляції дорівнює 0.651. Значущості факторів (по порядку їх переліку): 261.7; 131.1; 39.1; 71.5 і 53.9. Найбільш значущий фактор - абсолютна величина лапласіану.

Зіставляючи результати, отримані для структур в литому стані і після термічної обробки, можна зробити висновок, що є кілька механізмів утворення фаз в обох випадках. Проте, після термообробки таких механізмів більше, що в значній мірі пов'язано з розпадом залишкового аустеніту і процесами структуроутворення в карбідній фазі при обробці в температурному інтервалі магнітного перетворення цементиту і спецкарбідів хрому (явище магніострикції). Також можна зробити висновок про існування зв'язку між структурами фериту з підвищеною концентрацією вуглецю і введеними оцінюючими параметрами.

Щоб переконатися в тому, що отримані залежності відображають мікротвердість не тільки в локальних зонах, а й по всьому зображенню мікроструктури, були статистично визначені середні значення мікротвердості для кожної з аналізованих фотографій. Розрахунок середніх значень робили для залежностей з найкращими поєднаннями по 4 і 5 факторів для 18 фотографій з відбитками індентора: по 9 в литому стані і після термообробки. Розрахунок середнього значення мікротвердості по фотографії виробляли наступним чином. Для кожного фрагмента розраховували 23 середніх значення. У кожному розрахункову формулу входило 4 або 5 із запропонованих вище 23-х чинників, що істотно впливають на рівень твердості. Комп'ютерною програмою для кожного фрагмента були обрані середні значення і зроблено розрахунок мікротвердості. В процесі виконання алгоритму, показання рівнів мікротвердості накопичували за всіма фрагментами, а згодом знаходили їх середнє значення (ділили на число фрагментів). Отримані результати були зіставлені з експериментальними значеннями. Результати розрахунків, а також усереднені експериментальні значення мікротвердості представлені в табл.4.8. Встановлено, що результати розрахунків по 4 і 5-ти фактор-

ним моделям досить близькі один до одного і до експериментальних значень.

Таблиця 4.8 - Значення середньої мікротвердості  $H_{\mu}$ , розраховані за допомогою математичної моделі, і отримані експериментально

Значення середньої мікротвердості $H_{-50}$ , МПа					
в литому стані			після ТО		
експериментальні значення	4-х факторна модель	5-ти факторна модель	експериментальні значення	4-х факторна модель	5-ти факторна модель
447	381	402	563	660	644
658	508	557	648	663	666
275	353	368	706	714	731
473	436	468	574	644	650
437	432	477	735	755	782
288	363	372	644	664	689
437	426	463	604	660	644
437	434	465	619	663	666
466	486	534	704	714	731

Також показано, що після проведеної термообробки середня мікротвердість підвищується ~ в 1.5 рази. У проведених раніше дослідженнях було встановлено, що середні значення абсолютних величин лапласіану і похідних від нього також, приблизно, в тому ж співвідношенні підвищуються [224,225], що свідчить про інтенсифікацію процесів, пов'язаних з розсіюванням енергії, наприклад, дифузією елементів, зміною дислокаційної структури, в процесі термічної обробки. Отримані результати, виявили зменшення розкиду середніх значень мікротвердості в результаті термообробки, що підтверджено експериментальним шляхом. При теоретичному аналізі встановлено зменшення значень  $R_{mn}$  в порівнянні з литим станом, що свідчить і про появу нових фаз з локальними областями розташування, що відрізняються за хімічним складом.

#### 4.3.3. Прогнозування зміни локальної неоднорідності, під впливом різних технологічних параметрів, і оцінка її впливу на твердість хромовмісних сплавів

В опублікованих роботах [221,250-252] були проведені дослідження щодо зміни дислокаційної структури і її щільності в хромовмісних сплавах, в умовах впливу напружень, та оцінена структурна неоднорідність, що виникає в результаті цього, шляхом оптико-математичного аналізу металографічних зображень. Оцінку проводили, відповідно до розташування обчислюваних значень на зображеннях металог-



рафічних структур, оцифрованих у формат .bmp. Зображення розбивали на фрагменти розміром  $3 \times 3$  пікселя. При цьому, оцінювали неоднорідність, що визначає інтенсивність зміни щільності дислокаційної структури і ступінь дисперсності складових сплаву [253]. Для цього розглядали енергетичні параметри, такі як функції потужності дисипації енергії ( $M$ ) і напружень ( $S$ ):

$$M = D(x, y) \cdot L(x, y), \quad (4.81)$$

$$S = D(x, y) - L(x, y), \quad (4.82)$$

рівних добутку і різниці дивергенції  $D(x, y)$  і лапласіану  $L(x, y)$  у фрагменті  $C(x, y)$  на металографічному зображенні ( $x$  і  $y$  – координати пікселів фрагмента).  $C(x, y)$  в скінчено-різницевому поданні має вигляд матриці  $3 \times 3$  пікселя, див. формулу (4.2). Перший множник у виразі (4.81), див. формулу (4.3), визначає міру нестисливості (щільності фрагмента зображення, зони ущільнення і розрядження), другий множник, див. (4.4), - розсіювання енергії, що характеризує дифузію хімічних елементів.

Для оцінки ступеня локальної неоднорідності, що визначається зміною дислокаційної структури, розраховували середні значення абсолютної величини потужності дисипації енергії на всьому зображенні кожної досліджуваної фотографії. При цьому, оскільки при деформації енергетичний стан металу є нерівноважним, в оцінці значення даного параметра використовували показники з протилежними знаками. Позитивне відповідало стану збільшення щільності дислокацій (стиснення), негативне - розрідження (зони скидання напружень). Також визначали і абсолютні значення потужності дисипації, що характеризують перебіг процесу в цілому.

Оцінку ступеня дисперсності структурних складових проводили шляхом обчислення довжини ряду пікселів, досліджуваного цифрового зображення фаз, розташованих послідовно у вигляді горизонтальних і вертикальних ланцюжків, які складаються з одного і того ж умовного кольору, що описує конкретну структуру (фазу) досліджуваного сплаву, відповідно з алгоритмом, приведеним в Розділі 3. Довжину ланцюжка пікселів запропоновано розраховувати відповідно до нерівності Коші - Буняковського, де нормами для скалярного добутку є значення  $D$  и  $L$  [219]. Як ступінь дисперсності було вибрано відношення  $b_u$ , відповідно формулі (3.4), що виражає нормоване значення потужності дисипації енергії. Також, в скінчено-різницевому поданні нормоване значення функції потужності дисипації енергії виражався через дискрет-

ний параметр  $u_{i,j}$ , що приймав значення 0 при  $M_{i,j}=0$  або 1 при  $M_{i,j} > 0$ . При цьому, код умовного кольору для середньої точки  $c_{i,j}$  вираховували за формулою:

$$c_{i,j} = \frac{255 \cdot b_u}{(b_{u_{max}} - b_{u_{min}}) \cdot k}, \quad (4.83)$$

де  $k$  – коефіцієнт, що визначає кількість інтервалів, на які при обчисленні розбивали весь діапазон умовних кольорів (від 0 до 255 в форматі.bmp).

Дані дослідження є основою розробки різних підходів до встановлення впливу структуроутворення, ступеня дисперсності фаз для моделювання впливу цих факторів на твердість і визначення найбільш ефективного способу її оцінки, що в повній мірі відображає оптимальний рівень твердості різних мікроструктур [254]. Для аналізу використовували металографічне зображення мікроструктур високохромистого чавуну (16-18%Cr, 2,7-2,9%C) в литому стані і після низькотемпературного циклічного відпалу в інтервалі температур магнітного перетворення карбідних фаз (350° і 450°-500°C) [255] (рис.4.15, структури, а - г). Проби для аналізу відбирали від торця робочого шару відцентроволитих валків. Оцінювали локальну неоднорідність різних фаз і ступінь зміни їх дисперсності. Для оцінки анізотропії властивостей, проводили аналіз ступеня дисперсності структури і визначали кореляційну залежність твердості від цього показника, з огляду на умови кристалізації (уздовж і поперек осей дендритів), за двома напрямками - вертикальному і горизонтальному. За отриманими значеннями виявляли ступінь анізотропії матеріалу ( $\alpha$ ):

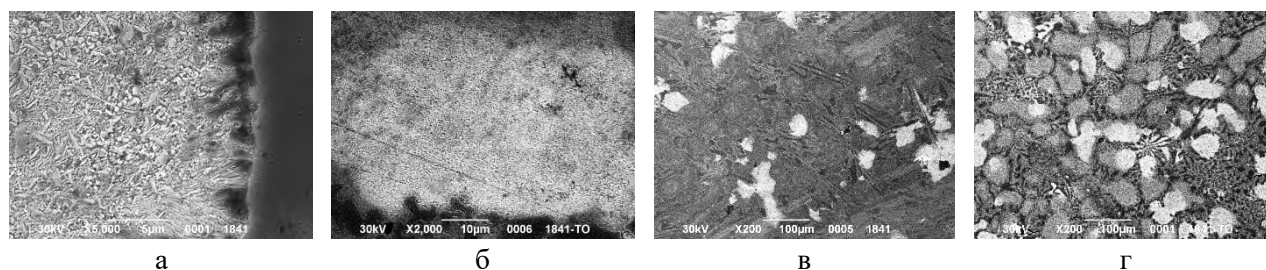
$$\alpha = 1 - \frac{r_{гориз}}{r_{вертик}}, \quad (4.84),$$

де коефіцієнти кореляції залежності твердості від ступеня дисперсності структури:  $r_{гориз}$  - уздовж осей дендритів (вертикальний напрямок);  $r_{вертик}$  - поперек осей дендритів (горизонтальний напрямок).

Дислокаційну структуру, оцінювали по зміні щільності розподілу, в умовах впливу локальних напружень від магнітострикції, що формуються карбідами після термічної обробки. Аналізу піддавали фотографії мікроструктур, на базі раніше розроблених методик оптико-математичного комп'ютерного аналізу [201, 203].

Для оцінки неоднорідності структурних складових, що визначають зміну твердості, отримали кореляційні залежності, використавши статистичну вибірку, представлену

зображеннями мікроструктур 76 зразків високохромистого чавуну, відібраних з робочого шару двошарових листових валків гарячої прокатки виконання ЛПХ18Нд (2.72-2.86%С, до 18%Cr, до 0,24%V і до 1,5%Ni). В цьому випадку використовували середні значення показань їх твердості. Вимірювання твердості проводили, відповідно з прийнятою стандартною методикою для таких виробів - за Шором. Для аналізованих електронних зображень (див. рис.4.15) розраховували розподіл ступеня дисперсності умовних кольорів і отримали відповідні залежності. Відповідно (3.4), величина ступеня дисперсності (значення параметра  $b_u$ ), в кожній точці зображення може приймати значення від 0 до 1. У табл.4.9 представлено розподіл такої оцінки ступеня дисперсності на прикладі аналізу мікроструктур (див. рис.4.15, зображення в і г). При оцінці розподілу ступеня дисперсності (рис.4.16), для підвищення візуалізації, всі отримані значення параметра  $b_u$  були виведені на екран у вигляді градації з 5 кольорів: 1 - чорного (включає мінімальне значення  $b_u$ ), 2 – синього, 3 - коричневого, 4 - червоного (кольори 2 - 4 з проміжними значеннями), 5 - жовтого (включає максимальне значення  $b_u$ ).



а - границя зерна з карбідної фазою, литий стан, х5000; б - границя зерна із карбідної фазою, після циклічної ТО при 350° і 500°, х2000; в - загальний вигляд, литий стан, х200; г - загальний вигляд, після циклічної термообробки при 350° и 450°-500°С, х200

Рисунок 4.15 - Мікроструктури високохромистого валкового чавуну

Таблиця 4.9 - Розподіл ступеня дисперсності умовного кольору ( $b_u$ ), % на 9 розрахованих інтервалах при  $k=20$

Значення параметру $b_u$ , %									Структура (див.рис.4.15)
номер заданого інтервалу (в дужках інтервал коду умовного кольору)									
1(1)	2 (2)	3 (3)	4 (4)	5 (5)	6 (5)	7 (5)	8 (5)	9 (5)	в
33.0	34.5	9.7	7.0	6.0	4.9	1.3	0.3	0.6	
56.1	26.4	6.1	3.9	3.3	1.7	0.8	0.2	0.4	г

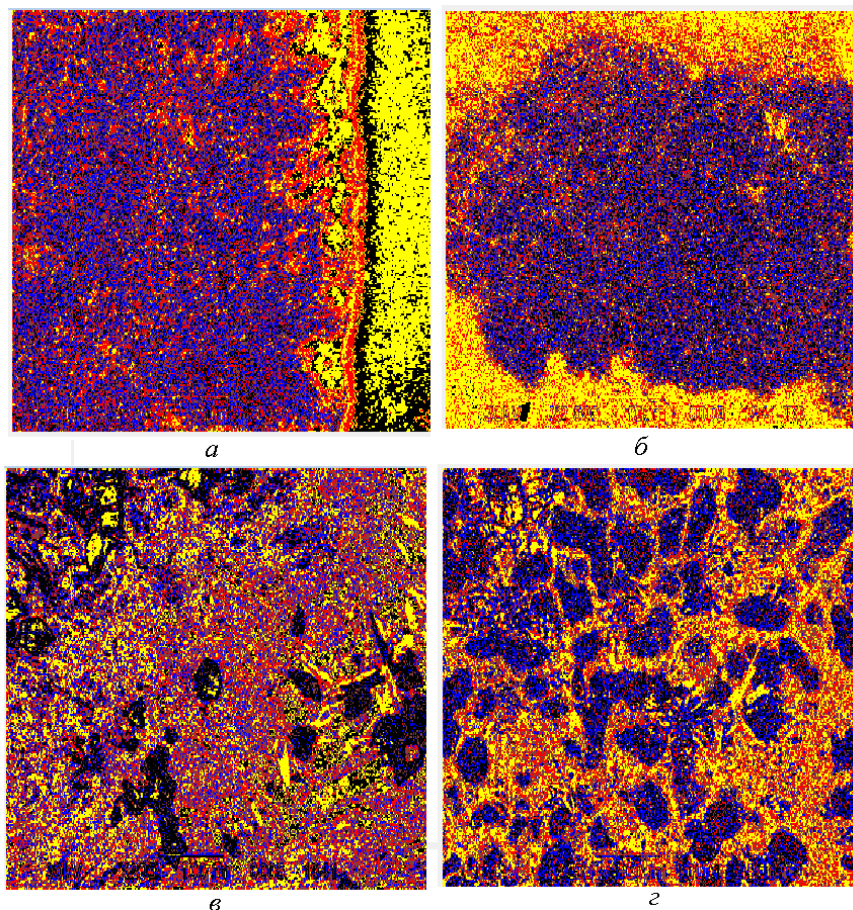


Рисунок 4.16 - Розподіл і ступінь дисперсності умовного кольору на зображеннях високохромистого чавуну (для порівняння див.рис.4.15)

При обчисленні весь діапазон умовних кольорів розбивали на 20 інтервалів ( $k=20$ ), проте в табл.4.9 наведені значення для 9 інтервалів, а потім вказано тільки 5, оскільки після такого інтервалу все значення  $b_u$  склалися тільки з жовтого кольору. При цьому  $b_{u\min} = 0$ ,  $b_{u\max} = 0,0588$ . Аналогічно (див.рис.4.16) було отримано розподіл ступеня дисперсності фаз і для мікроструктур високохромистого чавуну,  $a$  і  $б$  (див. познач. рис.4.15). Встановлено, що найменша величина ступеня дисперсності (чорний і близький до нього синій кольори) припадають області, де стався розпад залишкового аустеніту в зерні при дисперсійному твердінні в процесі кристалізації сплаву (див. рис.4.15, зображення,  $a$ ,  $в$ ).

Червоний і коричневий кольори відповідають області аустеніту, що не розпався, характерного для литого стану сплаву. Жовтий колір - описує карбідні фази різного складу, в тому числі, і - не стехіометричного ( $Me_3C$ ,  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_xC_y$  [3])

Оскільки, відповідно до (3.4), розглядали ступінь дисперсності, що виражали через нормоване значення потужності дисипації енергії, то приймали, що області з її

найменшими значеннями відповідають найбільш рівноважному стану системи - з найменшою щільністю дислокацій і більш однорідною структурою. Слід зазначити, що проведена термічна обробка істотно не змінює розташування основних інтервалів кольорів на фотографії в областях, де вже відбувся розпад аустеніту в процесі кристалізації за запропонованою технологією регламентованого процесу обробки [252]. З'явилося більше включень чорного кольору (див.рис.4.16, б, з), що свідчить про подрібнення карбідних фаз всередині зерна, що розпалося. В області карбідних фаз з'явилося багато вкраплень коричневого і червоного кольору, що свідчить про випадання дисперсних карбідів і часткове зняття напружень всередині фаз.

Проведено моделювання, яким передбачена оцінка впливу різних технологічних параметрів на зміну локальної неоднорідності структурних складових, а також скорочення кількості малозначущих факторів в кореляційних залежностях для спрощення розрахунків. Для цього запропонована наступна методика досліджень. Виразимо досліджувані енергетичні параметри - функції потужності дисипації енергії (4.81) і напружень (4.82), в скінчено-різницевого вигляді:

$$M_{i,j} \equiv M = (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j}) \cdot (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,j+1} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j}) \quad (4.85)$$

$$S_{i,j} \equiv S = (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j}) - (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,j+1} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j}) \quad (4.86)$$

Введемо наступні позначення:

$$a_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} \quad (4.87)$$

$$b_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,j+1} + c_{i+1,j} \quad (4.88)$$

Тоді, відповідно (4.4), функція потужності дисипації енергії буде мати вигляд:

$$M = (a_{i,j} - 2c_{i,j}) \cdot (b_{i,j} - 4c_{i,j}) \quad (4.89)$$

Із (4.89) випливає, що функція потужності дисипації енергії залежить від трьох величин. Крім того, якщо в правій частині маємо цілі числа, то і функція потужності є цілим числом. Будемо вважати, що величини  $M, a_{i,j}, b_{i,j}$  відомі, а  $c_{i,j}$  - невідома. Перетворимо (4.89) в квадратне рівняння:

$$8c_{i,j}^2 - 2c_{i,j}(2a_{i,j} + b_{i,j}) + a_{i,j}b_{i,j} - M = 0 \quad (4.90)$$

Рішення такого рівняння має вид:

$$c_{i,j(1)} = \frac{2a_{i,j} + b_{i,j} - \sqrt{(2a_{i,j} - b_{i,j})^2 + 8M}}{8} \quad (4.91)$$

$$c_{i,j(2)} = \frac{2a_{i,j} + b_{i,j} + \sqrt{(2a_{i,j} - b_{i,j})^2 + 8M}}{8} \quad (4.92)$$

Відповідно [256], для визначення максимального значення абсолютної величини негативної потужності дисипації енергії, допускаємо, що при  $M = 0$ :  $c_{i,j(1)} = \frac{b}{4}$  або  $c_{i,j(2)} = \frac{a}{2}$ . Тоді, виходячи з (4.88), (4.89):

$$M \geq -\frac{(2a_{i,j} - b_{i,j})^2}{8} \quad (4.93)$$

В силу цілочисловості  $a_{i,j}, b_{i,j}, c_{i,j}$ , величина  $M$  не може приймати довільних значень, але тільки ті, для яких, як випливає з залежностей (4.91), (4.92), корінь є цілим числом (тут підкорений вираз - квадрат цілого числа, тоді як,  $8M$  може не являтися цілим числом). Де

$$M = (a_{i,j} - 2c_{i,j})(b_{i,j} - 4c_{i,j}) \quad (4.94)$$

Перетворимо (4.94), записавши підкорений вираз у вигляді

$$(2a_{i,j} - b_{i,j})^2 + 8(a_{i,j} - 2c_{i,j})(b_{i,j} - 4c_{i,j}) = (8c_{i,j} - 2a_{i,j} - b_{i,j})^2 \quad (4.95)$$

Введемо наступні позначення:

$$S = (2a_{i,j} - b_{i,j}) = 2D - L \quad (4.96)$$

$$M = 8(a_{i,j} - 2c_{i,j})(b_{i,j} - 4c_{i,j}) = 8D \cdot L \quad (4.97)$$

$$t_{i,j} \equiv t = (8c_{i,j} - 2a_{i,j} - b_{i,j}) = -(2D + L) \quad (4.98)$$

За аналогією з піфагоровими числами [257], розглянемо упорядкований набір, що складається з трьох дійсних цілих чисел, які обчислюються за формулами (4.96) - (4.98). Введемо поняття трійки таких чисел. Оскільки, величини, що утворюють таку трійку, обчислюються через  $D$  і  $L$  в даній точці металографічного зображення, через які було виражено потужність дисипації енергії (4.85), назовемо її *M'-трійкою*. Для подальшого спрощення приведемо матрицю досліджуваних параметрів, що задаються на виділеному фрагменті металографічного зображення, до квадратичного виду. Відповідно [258] показано, що для цих M'-трійок має місце тотожність:

$$(2D - L)^2 + 8DL = (2D + L)^2, \quad (4.99)$$

де величина  $t_{i,j}^2$  - є власним значенням визначника квадратної матриці, утвореної енергетичними параметрами:

$$A_{i,j} = \begin{pmatrix} 4(a_{i,j} - 2c_{i,j}) & (2a_{i,j} - b_{i,j}) \\ (b_{i,j} - 2a_{i,j}) & 2(b_{i,j} - 4c_{i,j}) \end{pmatrix} \quad (4.100)$$

Для переходу до більш простої і зручної для аналізу математичній моделі, проведемо інваріантні перетворення координат матриці (4.100), що спеціально задається

на виділеному фрагменті металографічного зображення. Якби була в явному вигляді квадратична форма від координат, яка описувала структуру, то знайшлися б такі перетворення, які б приводили цю форму до діагонального вигляду. Проте, в результаті досліджень, в більшості випадків, вдалося перевести квадратну матрицю тільки до трикутної форми. В результаті стандартних перетворень наведемо квадратну матрицю (4.100) до трикутної форми і для спрощення  $a_{i,j}, b_{i,j}, c_{i,j}$  позначимо, як  $a, b, c$ :

$$A_x = \begin{pmatrix} 0 & -(2a+b-8c) \\ (2a+b-8c) & 2(2a+b-8c) \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 & (2D+L) \\ -(2D+L) & 2(2D+L) \end{pmatrix} \quad (4.101)$$

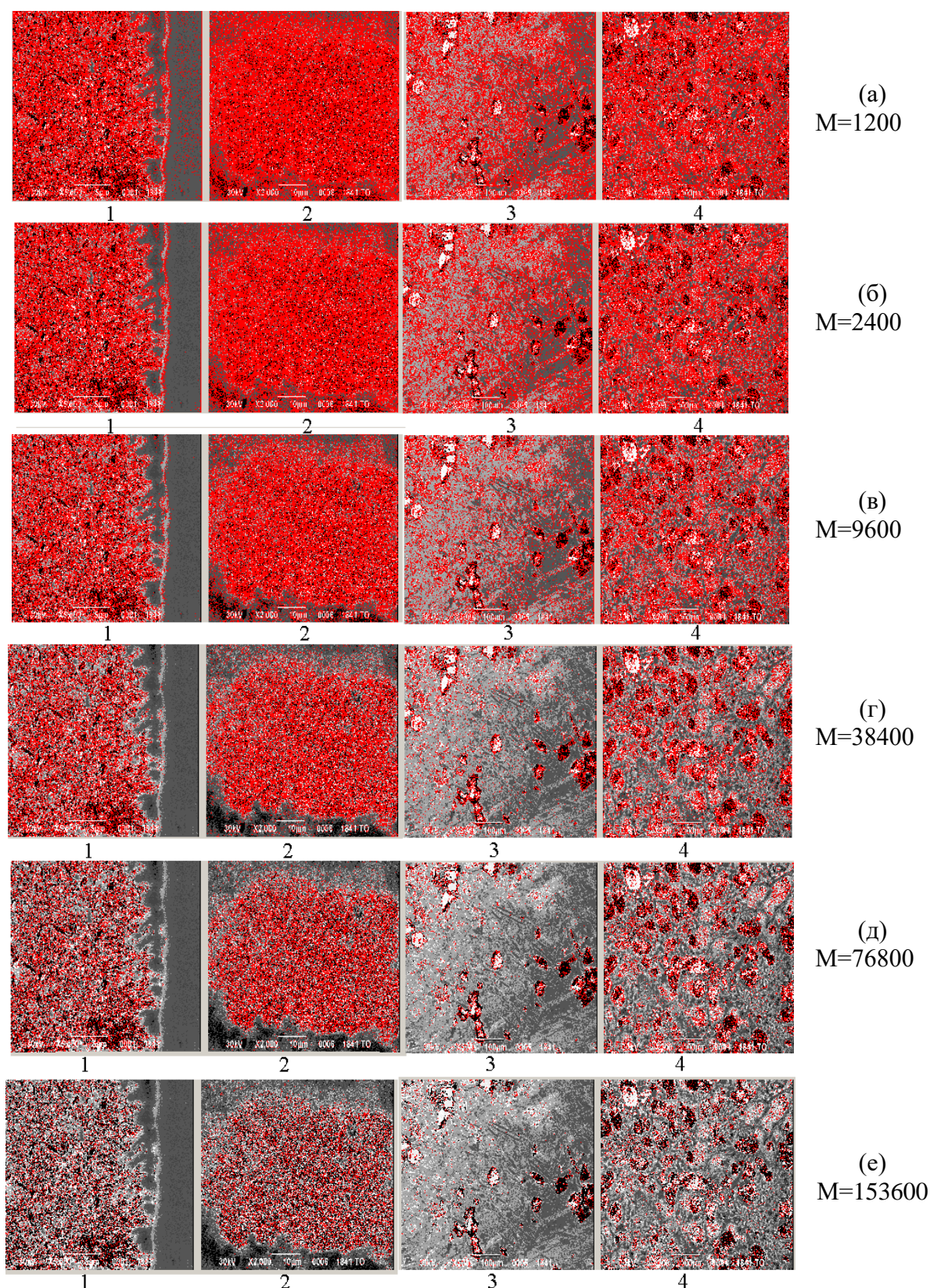
Визначник такої перетвореної матриці дорівнює  $2D+L$ .

Введення упорядкованого набору чисел (M'-трійки) може дозволити, змінюючи і задаючи певні енергетичні параметри (перестановкою, поворотом пікселів на досліджуваному зображенні), шляхом вирішення матриці, такий як (4.101), а також за допомогою системи лінійних рівнянь проводити моделювання зміни локальної неоднорідності структурних складових, задаючи різні параметри технологічних процесів (наплавлення, термообробки, лиття для регульованого процесу кристалізації). Для всіх можливих поєднань значень  $a, b, c$  (4.83), (4.87), (4.88), складових M'-трійки, на досліджуваних металографічних фотографіях були проведені інваріантні перетворення (4.96) - (4.98).

У проведених розрахунках для всіх структур номер коду кольору з змінювали від 1 до 16 (задавали 16 інтервалів умовного кольору, що включали 256 кольорів в цифровому форматі .bmp), параметри  $a$  – від 2 до 32 і  $b$  - від 4 до 64 (відповідно до формул (4.87) і (4.87)). Дослідженнями встановлено, що функція потужності дисипації енергії ~ в 97% випадків не є негативною на досліджуваних фотографіях структур. Тобто, вона визначає оціночну інтенсивність майже на всій фотографії. Також було встановлено, що великі абсолютні значення спостерігаються при перетворенні функції напружень.

Розраховані гістограми розподілу абсолютних значень перетворених функцій потужності дисипації енергії для досліджуваних зображень (див.рис.4.14). Отримані значення були розбиті на інтервали з певним кроком і для кожного оцінено ступінь дисперсності за допомогою цієї функції.

Побудовано графічні уявлення отриманих значень (рис.4.17), де на екран червоним кольором виводили пікселі, значення яких перевищували заданий інтервал, з конкретним рівнем величини потужності дисипації енергії (позначеному, як M) в кожному: (а) 1200; (б) 2400; (в) 9600; (г) 38400; (д) 76800; (е) 153600.



(а) - (е) після інваріантного перетворення вихідних структур, де: 1-відповідає структурі а, 2 – б, 3 – в, 4 – г (див.рис.4.15)

Рисунок 4.17 - Ступінь дисперсності, оцінена за допомогою функції потужності дисипації енергії ( $M$ ) для різних її інтервалів



Встановлено, що отримані в результаті інваріантного перетворення структури повністю відповідають за типом початковим зображенням. Таким чином, вдалося підвищити поріг чутливості методу оцінки. Це дозволило виділити, як перлітні складові різного ступеня дисперсності (див. рис.4.17, а-в), так і найбільш насичені вуглецем феритні, імовірно бейнітного типу (див.рис.4.17, е). При цьому мінімальний номер позитивного, відмінного від нуля, значення функції потужності дисипації енергії в цьому інтервалі відповідав - 112, максимальний - 1800. Це свідчить про точність проведеної оцінки. Отримане безліч функцій потужності дисипації утворює к.

Виходячи з цього, був побудований графік інтенсивності розподілу функції потужності дисипації енергії для мікроструктур високохромистого чавуну (рис.4.18). Для кожної функції була розрахована її частка, в %, і середнє значення. Для отримання статистично значущого результату оцінку проводили по фотографіях мікроструктур 76 зразків високохромистого валкового чавуну.

На графіку представлено по осі  $x$  - потужність дисипації енергії (від 0 до 155000), по осі  $y$  - частота події (число випадків,%). Розраховані значення ранжували за функціями потужності. Аналізуючи отриманий результат, слід зазначити нормальний характер розподілу по мірі зростання потужності дисипації з коливаннями числа випадків, де присутні пропуски в значеннях. Можна припустити, що максимум відповідає найбільш рівноважному стану структури, а зміщення вправо свідчить про зовнішній вплив (додатково підведеної енергії).

Вперше були проведені дослідження з моделювання зміни дислокаційної структури, яка визначає локальну неоднорідність, поворотом осі для пікселів зображення на різні кути. Для цього були розглянуті  $M^1$ -трийки (4.96) - (4.98), а також їх квадратична форма для приведення матриці перетворення координат до діагонального вигляду:

$$F = x^2 \cdot S + x \cdot y \cdot M + y^2 \cdot t, \quad (4.102)$$

$$F_1 = x^2 \cdot M + x \cdot y \cdot S + y^2 \cdot t, \quad (4.103)$$

$$F_2 = x^2 \cdot S + x \cdot y \cdot S + y^2 \cdot M, \quad (4.104)$$

де (4.102) - квадратична форма для функції потужності ( $M$ ); (4.103) - квадратична форма функції напружень ( $S$ ); (4.104) - квадратична форма визначника матриці ( $t$ );  $x$  і  $y$  - координати розглянутої точки металографічного зображення.

В результаті проведених розрахунків виявилось, що в переважній більшості випа-

дків для інваріантного перетворення (4.102) при повороті на  $45^\circ$  добуток обертається в 0. Тобто, така форма матриці приймає діагональний вид. Проте не точно при  $45^\circ$ , а спостерігається незначний вплив параметрів  $S$  і  $t$ . Для (4.103) і (4.104) кут повороту в переважній більшості випадків близький до від'ємного. Однак, у випадках, коли спостерігається відхилення від  $45^\circ$  для залежності (4.102), відзначається і не нульовий поворот для (4.103) і (4.104). Аналогічні дослідження, проведені для інших структур, і, наприклад, спектру випромінювання Сонця, дають схожий результат.

У табл. 4.10 наведені дані розрахунків, відповідно формул (4.96) - (4.98), значень квадратичної форми з  $M'$ -трійок (4.102) при повороті через  $1^\circ$  для від'ємних і додатних кутів випадково згенерованої структури, а також металографічних зображень досліджуваних фотографій. Незалежно від виду технологічних процесів виробництва, в структурі виявили 8 діапазонів значень, що відрізняються. Для кожної фотографії змінюється число пікселів (%) в цих діапазонах. При цьому, повороти на  $23^\circ$  і  $90^\circ$  відповідають розбиттю квадратичної форми з іншими показниками значень параметрів  $M'$ -трійок: замість  $S, M$  і  $t - S, t$  і  $M$  (див. (4.96) - (4.98)). Кут повороту на  $90^\circ$  і  $23^\circ$ , при якому  $S=t$ , що відповідав би тангенсу, буде дорівнювати нескінченності.

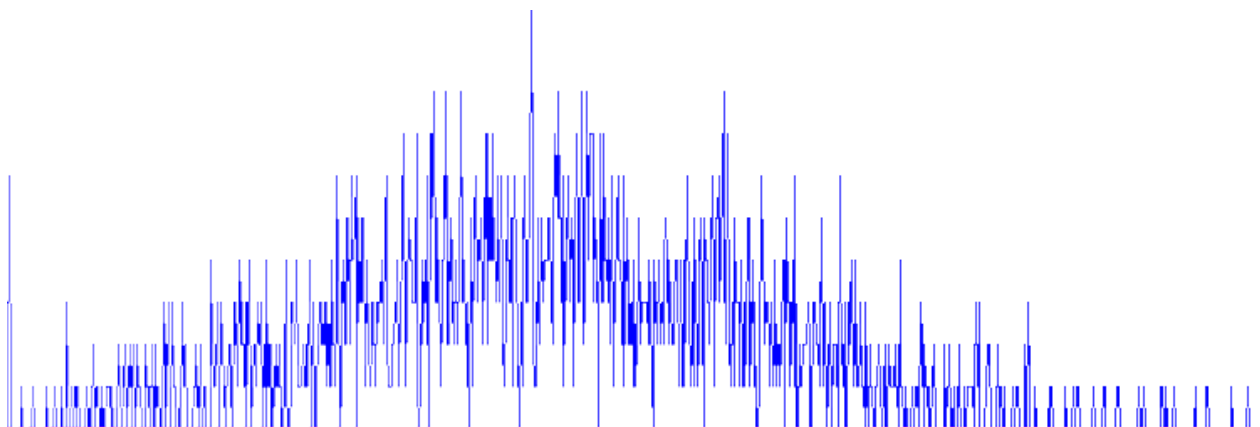


Рисунок 4.18 - Інтенсивність розподілу функцій потужності дисипації енергії для валкового високохромистого чавуну, відповідно до розподілу різних структурних складових

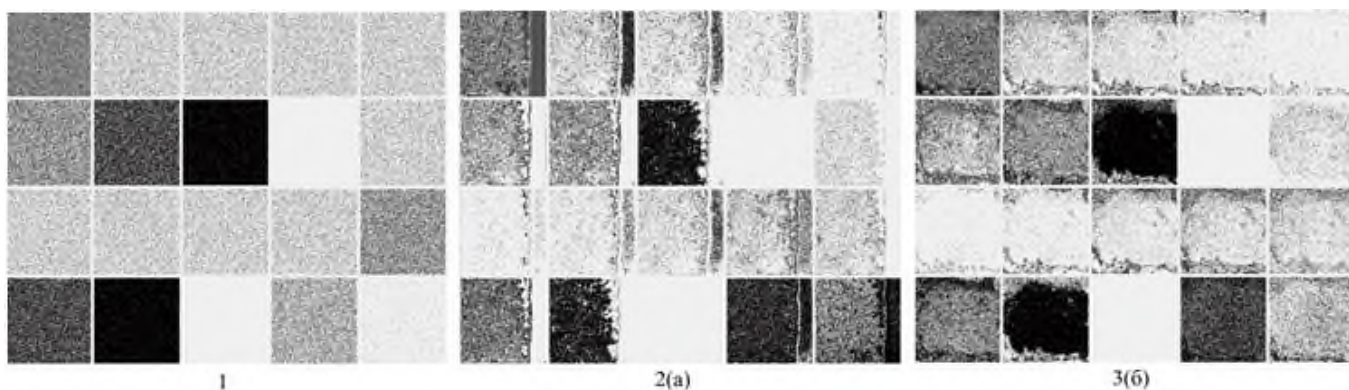
Також слід зауважити, що при повороті на  $0^\circ$  мали на увазі поворот між  $0^\circ$  і  $1^\circ$ , оскільки число пікселів, відповідних кутам повороту для всіх параметрів розраховували з точністю в  $1^\circ$ . При аналізі отриманих результатів встановлено, що для зображень високохромистого чавуну в литому стані (структура  $a$ , див. табл.4.10) поворот на  $45^\circ$  виявляє  $\sim$  в 1,5 рази менше пікселів, %, відповідних кутам повороту функції

потужності, ніж після термообробки (структура б, див. табл.4.10).

У порівнянні з числом пікселів випадкової структури (див. табл.4.10), можна побачити, що при повороті на  $45^\circ$  після термообробки порядок цифр наближається до неї. Для *в* і *г* структур - загального вигляду високохромистого чавуну (збільшення  $\times 200$ ) відхилення від значень для випадкового варіанту менш помітні.

Таблиця 4.10 - Число пікселів (%), відповідних кутам повороту функції потужності

M'-трийка: S, M, t															M"-трийка: M, t, S (залишок)		$\Sigma$ - ий %	Струк- тура
S $\neq$ t															M=t; S=t			
від'ємні кути повороту							0	додатні кути повороту							23	90		
32	38	41	42	43	44	45	0	32	38	41	42	43	44	45	23	90		
01.5	01.5	01.5	01.5	04.6	11.0	25.9	01.5	01.5	01.5	01.5	01.5	04.6	11.0	25.9	03.1	00.2	100	випад- кова
03.8	02.6	01.0	00.3	03.5	04.2	16.5	00.9	00.5	01.3	02.3	03.0	01.4	06.8	14.4	16.0	21.5	100	а
02.3	02.0	01.1	00.3	04.6	06.6	25.6	01.0	00.3	01.0	02.0	02.6	02.0	09.1	22.3	12.6	04.4	100	б
03.8	04.4	03.2	01.0	06.2	07.4	07.9	00.5	00.9	02.0	02.7	05.6	02.6	10.2	05.6	17.5	18.6	100	в
03.3	03.2	01.7	00.5	05.8	06.6	16.1	01.3	00.9	02.0	03.3	03.8	02.7	10.2	12.9	16.3	09.6	100	г



1) випадково згенерованої; 2) а; 3) б (див. рис.4.15)

Рисунок 4.19 - Розподіл значень функції потужності дисипації енергії, отриманий моделюванням досліджуваних структур в результаті повороту пікселів зображення на різні кути: фото структур

Таким чином, можна судити, при якому повороті які зображення структур мають найбільшу неоднорідність в результаті термічної обробки. Також, як і при кристалізації відзначаються відхилення у порівнянні з випадковою структурою. Тобто, можна оцінити яке, приблизно, місце займає впорядкування структури. Ці висновки підтверджуються розподілом функції потужності, отриманим моделюванням досліджуваних структур в результаті повороту пікселів зображення на різні кути (рис.4.19).

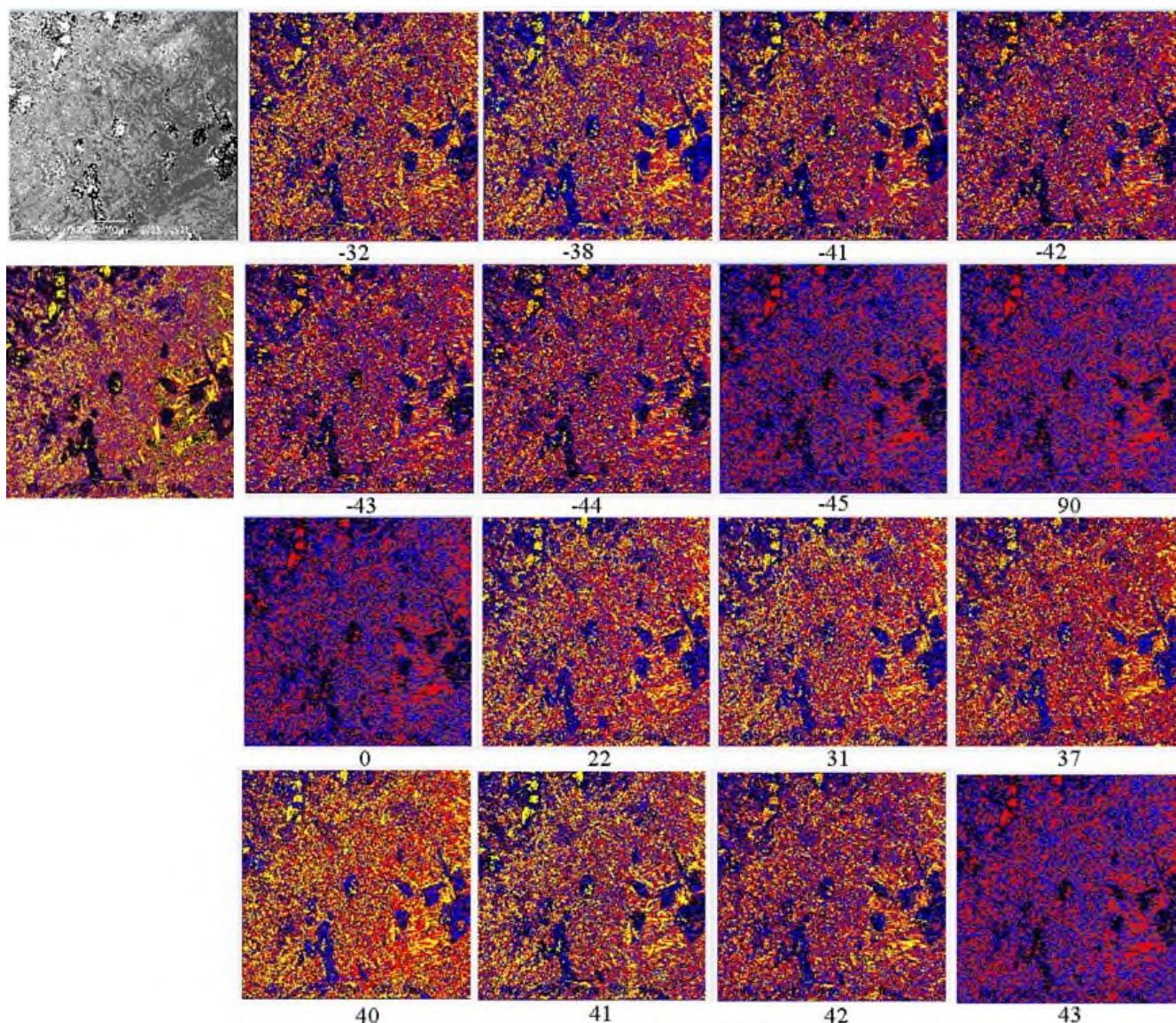
Отримані зображення зроблені з точністю до  $1^\circ$ . Кожне представлене зображення складається з 20 рисунків. Де самий лівий верхній рисунок - вихідна структура. Далі зверху вниз, зліва направо: 7 рисунків, відповідних від'ємному куту повороту. Далі окремо в другому ряду справа - рисунок, відповідний нульовому куту повороту. Починаючи з третього, наступні 7 рисунків відповідні додатнім кутам повороту, що за абсолютним значенням точно дорівнюють величинам від'ємних кутів. Величини кутів повороту відповідають структурам, наведеними раніше (див.табл.4.9). Останній і передостанній малюнок, аналогічно (см.табл.4.10), відповідають  $M''$  - трійці. Останній рисунок, назвемо залишком, оскільки він не піддається ніякому розкладанню по кутах повороту. При цьому моделюванні цікавило питання оцінки величини кутів повороту, при яких виходять найбільші і найменші функції потужності. Вихідні структури були представлені в натуральних відтінках сірого кольору, тоді як інші - в чорному і темно-сірих тонах. Таким чином, стало можливим оцінити і порівняти між собою порядок числа, що виражає кількість виведених пікселів на кожному рисунку. Наприклад, отримані зображення підтверджують аналітичні висновки про те, що на негативних кутах повороту виявляються в більшій мірі негативні значення лапласіана, що відповідає карбідним структурам. У раніш проведених дослідженнях було показано, що для цих фаз негативний лапласіан дає більш світлий малюнок, ніж позитивний [227].

Аналогічно було проведено моделювання зміни локальної неоднорідності структурних складових, що характеризується зміною ступеня дисперсності умовного кольору інваріантним перетворенням  $M'$ -трійок при заданих кутах повороту металографічного зображення з отриманням кореляційних залежностей для встановлення розподілу ступеня дисперсності. Отримані результати представлені на рис.4.20. У даній моделі кут повороту задавали зміною параметрів, що входять в  $M'$ -трійку, відповідно (4.96) - (4.98), в такий спосіб:

$$\operatorname{tg}\beta = \frac{M}{S-t}, \quad (4.105)$$

де  $\beta$  – кут повороту.

Отримані результати моделювання показали тісноту кореляційної зв'язку між ступенем дисперсності умовного кольору і задаються енергетичними параметрами, при цьому найбільший і найменший коефіцієнти множинної кореляції спостерігали при поворотах на кути  $41^\circ$  і  $-45^\circ$  відповідно.



верхній рядок і ліве зображення - вихідна структура, другий рядок ліве зображення - розподіл ступеня дисперсності, відповідно рис.4.16. Кути повороту вказані під зображеннями наведеної структури чавуну

Рисунок 4.20 - Розраховані значення ступеня дисперсності умовного кольору на зображенні мікроструктури високохромистого чавуну (див. рис.4.15, в - вихідне зображення), отримані при моделюванні, в результаті повороту пікселів зображення на різні кути

Аналогічно, використовуючи модель, де кут повороту задавали зміною параметрів, що входять в  $M'$ -трійку, відповідно (4.105), була проведена оцінка впливу неоднорідності структурних складових на їх твердість на основі металографічних зображень структур, відібраних від робочого шару статистичної вибірки з 76 валків. При

цьому, обчислювали ступінь дисперсності, застосовуючи функцію потужності дисипації енергії, окремо в вертикальному і горизонтальному напрямках (вздовж і поперек осей дендритів), шляхом моделювання, в результаті якого проводили інваріантне перетворення  $M'$ -трійок при повороті металографічного зображення на різні кути. Змінюючи параметри, що входять в  $M'$ -трійки по горизонталі і вертикалі, отримували для кожного зображення по 9 варіантів розрахунків. Далі будували однофакторні і багатфакторні кореляційні залежності для твердості. В цьому випадку факторами були поставлені кути повороту, що визначають кількість виявлених пікселів (%) зображення. Результати представлені в табл. Ж. 11 - Ж.13, додаток Ж.

Досліджуючи інші 8 варіантів розрахунків моделювання однофакторного аналізу, встановили, що найбільший коефіцієнт кореляції не перевищує 0.534.

При цьому, незважаючи на відцентровий метод лиття, виявлена істотна анізотропія властивостей матеріалу щодо напрямку росту дендритів, що сформована в процесі кристалізації металу робочого шару, яка визначається умовами тепловідводу, і вплив середнього показника цього фактора досягає 46%. Найбільші показники характерні для горизонтального напрямку - негативні значення параметра  $\alpha$  (див. табл.Ж.11, додаток Ж). Більш неоднорідна структура відповідає вертикальному напрямку. Найбільш однорідна структура виявлена при повороті зображення на  $31^\circ$  ( $\alpha_{\min} = 0,004$ ), найменша - на  $40^\circ$  ( $\alpha_{\max} = 0,916$ ). Тому при моделюванні структуроутворення необхідно строго враховувати і напрям вирізки зразків, а також спосіб і результати вимірювання твердості робочого шару таких валків на пробах, відібраних від кілець торця бочки. При розгляді результатів однофакторного кореляційного аналізу (див. табл.Ж.11, додаток Ж) встановлено, що найбільший коефіцієнт кореляції для вертикального напрямку дорівнює 0.505, а для горизонтального - 0.486 і вони відповідають кутам повороту на  $41^\circ$  і  $-42^\circ$  відповідно. Тоді як, коефіцієнти при кореляційному параметрі є негативні: -3.659 та -11.934 відповідно. Тобто, чим більше кількість пікселів зображень, що відрізняються, одержуваних при повороті, тим нижче твердість, особливо це характерно для горизонтальної складової.

Для підвищення коефіцієнта кореляції, провели розрахунок багатфакторної залежності. Розробили спеціальну програму статистичного аналізу для всіх можливих поєднань по 2-м і 3-м кутам повороту, за умови виконання обмежень що накладаються,

відповідно до моделі (4.105). Для отримання найбільшої ефективності вибирали поєднання, відповідні максимальними коефіцієнтами множинної кореляції. У розрахунках програмним шляхом в один рядок записували кількість пікселів,%, по черзі відповідних тангенсам кутів 2-х елементів з М'-трійки, відповідно (4.96) - (4.98). Кількість таких комбінацій було 780. Як позитивний результату вибирали такий, де був найбільший коефіцієнт кореляції. У табл.Ж.12 і Ж.13, додаток Ж, наведені кореляційні показники твердості в залежності від сполучень 3-х кутів повороту і, відповідна їм, ступінь дисперсності по вертикальному і горизонтальному напрямках.

З отриманих значень випливає, що тіснота зв'язку між розглянутими параметрами, в порівнянні з однофакторним аналізом, підвищилася в середньому ~ на 5%. Зіставляючи табл.Ж.12 і Ж.13, додаток Ж, встановлено, що вплив ступеня дисперсності фаз більшою мірою проявляється в горизонтальному напрямку (в кореляційної залежності все коефіцієнти при ступені дисперсності мають позитивний знак, а також більш високу значимість цього чинника і  $R_{\text{мн}}$ ).  $R_{\text{мн}}$  має певну різницю між вертикальним і горизонтальним напрямками, що визначається ступенем анізотропії властивостей хромовмісного сплаву виробу навіть при відцентровому литті. Встановлено, що коефіцієнт кореляції найнижчий в зонах, де кути повороту відповідають  $44^\circ$ ,  $-45^\circ$  і  $0^\circ$ ,  $90^\circ$ , як по вертикальному, так і по горизонтальному напрямках. При цьому, значимість ступеня дисперсності в першому варіанті має близькі значення, а в другому (по горизонталі) - істотно змінюється за різними кутами повороту.

Слід зазначити, що, хоча показники твердості сплаву зростають з підвищенням величини ступеня дисперсності, проте значимість цього параметра в обох напрямках нижче ніж в разі кутів повороту. Це свідчить про те, що дисперсність структурних складових не має визначального впливу на зміну рівня твердості сплаву, хоча вона помітно змінює показання. Подібна оцінка вимагає більш детального аналізу, що включає визначення впливу інших факторів, таких як зміна щільності дислокаційної структури, розташованої по межах зерен і субзерен, роль яких була виявлена навіть при радіаційно-термічному зміцненні [250].

З аналізу отриманих результатів випливає, що метод відцентрового лиття масивних прокатних валків до 20т із нетехнологічного високохромистого сплаву повністю не забезпечує формування однорідної структури і її дисперсності (проявляється по

мірі неоднорідності), що найбільш характерно для горизонтального напрямку по відношенню до відведення тепла при кристалізації вилівка. На підставі виявленої анізотропії властивостей металу робочого шару рекомендовано оцінювати зв'язок структури з властивостями на поперечних шліфах (поперек осей нечітко виражених дендритів), де спостерігається найбільша анізотропія властивостей металу робочого шару.

На основі отриманих даних становить інтерес проведення моделювання на всьому спектрі кутів повороту для встановлення тісного взаємозв'язку з усіма параметрами, що входять до складу М'-трійок, через які можна з більшою точністю оцінювати, як неоднорідність структурних складових, так і різний фазовий склад таких високовуглецевих сплавів. Це особливо важливо при створенні нових технологічних процесів виробництва, легування, модифікування і зміцнення сплавів для деталей машинобудування, і металургійного виробництва.

Підводячи підсумок представлених досліджень, слід зазначити, що виконане моделювання структуроутворення на основі запропонованих нових комплексних підходів з використанням факторів, що входять до М'-трійок, а також їх інваріантного перетворення, дозволяє, змінюючи і задаючи певні енергетичні параметри (перестановкою і поворотом пікселів на досліджуваному зображенні), проводити моделювання та виявляти локальну неоднорідність фазового складу і його частки, задаючи різні параметри технологічних процесів термообробки і лиття. Це також дозволяє в 2 рази зменшити число варіантів розглянутих значень, що істотно скоротить машинний час обробки.

Встановлено, що між трьома кутами поворотів, відповідних параметрів в кожній трійці, існує функціональний зв'язок. Запропонований підхід до оцінки структуроутворення уможливіє подальший розвиток досліджень, яке буде включати в себе проведення моделювання в усьому спектрі кутів повороту на зображеннях для локального виявлення особливостей формування структури і її мінливості при розробці нових технологічних процесів виробництва виробів і легування. Це також дозволить встановити найтісніший їх взаємозв'язок з усіма параметрами, що входять до складу М'-трійок, через які можна оцінити, як неоднорідність структурних складових, так і виявити появу нових.



## ВИСНОВКИ

1. Для прогнозування структуроутворення в хромовмісних сплавах проведено пошук оптимальних параметрів, які забезпечують найбільш якісну побудову моделей на основі математичного та експериментального аналізів, які можуть досить надійно враховувати процеси, що протікають при кристалізації і термообробці в умовах розвитку дифузії і напружень. При побудові таких моделей аналізували розподіл умовних кольорів, які забезпечують високу точність збігу з розподілом аналогічних фаз металографічного зображення оригінальної структури. Для отримання гістограм розподілу умовних кольорів реального металографічного зображення використовували розроблені методики оптико-математичного аналізу фаз. Опис процесів структуроутворення проводили на основі формування фаз за рахунок дисипації енергії в результаті дифузійних процесів і зміни щільності фрагментів.

Моделювання металографічних структур засноване на методі Монте-Карло, при якому за відомими статистичними характеристиками створювали потоки випадкових чисел з такими ж апріорно відомими показниками. Генерація потоків випадкових чисел повністю збігалася з розподілом по гістограмі значень кодів умовних кольорів оригінального металографічного зображення. Отримані потоки розподіляли на всьому зображенні і за допомогою певних перестановок пікселів забезпечували мінімізацію або максимізацію функціоналів, що задавали для отримання зображення необхідної структури. Розподіл генерованих потоків виконували різними способами для обґрунтування найбільш тісної подібності шляхом перестановки пікселів зображення або спеціальних фрагментів, утворених з них.

2. Отримані моделі загального випадку металографічної структури можуть бути модифіковані з урахуванням різних експериментальних умов, що вносяться змінами технологічних параметрів виробництва і термічної обробки із завданням конкретних граничних умов. Показано, що в високохромистого чавуні, де в результаті оптико-математичного аналізу було виявлено 11 інтервалів умовних кольорів, моделювання із застосуванням класичної схеми обчислень давало результат досить близький до реальної структури. Однак, для побудови моделей в бінарних кольорах, при оцінці різних фаз і структурних складових, необхідно застосовувати узагальнену схему

скінчених різниць, в якій використовують значення лапласіана, дивергенції та варіації. Розроблені алгоритми побудови таких моделей включали визначення текстури на основі формованої анізотропії металу. Для врахування цього чинника на властивості введені граничні умови в модель.

3. Статистичним аналізом встановлено, що число поєднань умовних кольорів в фрагментах однакового розміру практично не змінюється для всіх зображень мікроструктури одного сплаву. Проте, зображення можуть відрізнятися кількістю пікселів кожного кольору. Отриманий результат указує на локальні неоднорідності всередині однакових фаз, внаслідок різних чинників: температурного інтервалу кристалізації, локальних напружень, дифузійних процесів, неоднорідності розчинності компонентів, способу введення і складу модифікатора.

Отримані моделі з використанням різних підходів дозволяють з достатньою точністю відтворювати досліджувані мікроструктури. Поряд з розподілом умовних кольорів та їх поєднань, вони дозволяють оцінювати і локальну неоднорідність всередині всіх наявних фаз. Аналіз, проведений шляхом поєднання розглянутих способів побудови статистичної моделі структури, дає найбільш повну оцінку розподілу фаз, їх неоднорідності, а також забезпечує інформацію про ефективні напрямки змін структури для отримання необхідного комплексу властивостей.

Кореляційний аналіз структуроутворення, розглянутий на прикладі твердості високохромистого чавуну і отримані показники в моделях, виявили повну відповідність з даними за впливом температурних параметрів при термічній обробці.

4. Використання нових підходів до побудови комп'ютерних моделей металографічної структури хромовмісного сплаву за допомогою встановлення граничних умов, відповідно рівняння Лапласа, забезпечили точність зображень, які враховують дифузійні процеси, що протікають при кристалізації. Моделювання здійснювали, виконуючи обчислення методом ітерацій в скінчено-різницевому вигляді для внутрішніх областей, заданих зображенням отриманих мікроструктур. Знаходили значення умовних кольорів і їх розподіл при порівнянні з металографічним зображенням оригінальної структури, забезпечуючи мінімальні відхилення.

5. В якості граничних умов брали групи (вихори) по 5 пікселів, для яких код умовного кольору змінювали, задаючи різні значення оператора Лапласа, розкидані

випадковим чином за структурою, в кількості не менше ніж  $1/9$  від загального числа пікселів на фотографії. Розроблено рекомендації щодо визначення граничних умов, з урахуванням їх впливу на зміну параметрів, що описують дифузійні процеси в системі (середні абсолютні узагальнені величини лапласіана і потужності дисипації енергії). Розроблений підхід відповідає фізичній моделі, оскільки враховує турбулентний характер дифузійних процесів у вигляді вихорів всередині області зображення, що протікають при структуроутворенні в результаті різних впливів.

6. Запропоновані оціночні аргументи при теоретичній оцінці мікротвердості тісно пов'язані з фізико-хімічними процесами при формуванні структур високохромистих чавунів. Це доводять високі значення коефіцієнтів кореляцій, як для одновимірних, так і багатовимірних залежностей. В литому стані мають місце прямі залежності (крім ступеня неоднорідності) мікротвердості від введених різних аргументів (усереднені значення абсолютної величини лапласіана, що описує дисипацію енергії, і його градієнта, як показника розкиду неоднорідності локальних зон; абсолютної величини дивергенції, що характеризує зони ущільнення і розрідження в локальних областях зображення; показники неоднорідності структури і їх нейтральності).

Максимальні коефіцієнти кореляції структур в литому стані при 4-х і 5-ти факторному аналізі досягають 0.74 і 0.75. Максимальні коефіцієнти кореляції для структур, оброблених по режиму циклічного нагріву і ізотермічної витримки при температурах 200-500°C магнітного перетворення легованого цементиту і спеціальних карбідів, при 4-х факторному аналізі  $\leq 0,6$  і при 5-ти факторному змінюються несуттєво -  $\leq 0,65$ . Зниження коефіцієнта кореляції після термообробки можна пояснити помітним підвищенням неупорядкованості структури і зміною частки фаз, а також їх зв'язків.

7. Теоретична оцінка середньої мікротвердості по фотографії мікроструктури є певною новизною підходу і дозволяє оперативно визначати цей показник. Розрахунок зроблений з урахуванням того, що виявляються фрагменти, для яких отримані залежності використовуваних факторів можуть виявитися непридатними (сильна відміна мікротвердості різних фрагментів у зв'язку з інтенсивною ліквідацією), і будуть потрібні додаткові статистичні експериментальні випробування. Проте, цього не сталося, тому можна вважати, що отримані середні значення мікротвердості по фотографії достовірно підтверджують експериментальну картину збільшення мікро-

твердості після термообробки  $\sim$  в 1,5 рази.

8. Проведено математичне комп'ютерне моделювання для оцінки локальної неоднорідності структурних складових, що включає використання нових оцінних параметрів -  $M'$ -трійок, які представляють собою упорядкований набір, що складається з трьох дійсних цілих чисел ( $S$  та  $M$  - функції напружень і потужності дисипації енергії,  $t_{ij}$  - визначника квадратної матриці, утвореної енергетичними параметрами), що обчислюються через дивергенцію і лапласіан в розглянутому фрагменті металографічного зображення. При цьому був введений аналіз впливу підходу з поворотом зображень мікроструктури на різні кути, що дозволило, змінюючи і задаючи енергетичні параметри, провести найбільш достовірно оцінку зміни локальної неоднорідності структурних складових незалежно від напрямку вирізки зразка і отриманого зображення. Встановлено, що, хоча твердість сплаву зростає з підвищенням ступеня дисперсності, проте значимість цього параметра в обох напрямках, відповідно анізотропії, нижче ніж у випадку кутів повороту. Моделювання кутів повороту дозволило встановити найтісніший їх зв'язок з усіма параметрами, що входять до складу  $M'$ -трійок, через які можна оцінити не тільки неоднорідність структурних складових, але і виявити особливості їх формування в хромовмісних сплавах.

9. Використовувані підходи теоретичних і експериментальних досліджень дозволили підтвердити вплив різних технологічних факторів на властивості матеріалів, їх експлуатаційну стійкість в залежності від рівня твердості, мікротвердості і неоднорідності структуроутворення. Встановлено, що навіть відцентрове лиття і швидка кристалізація робочого шару завтовшки до 60 мм, повністю не усувають ліквідаційних явищ і неоднорідності формування структури, пов'язану з напрямом тепловідведення. На підставі виявленої анізотропії властивостей металу робочого шару рекомендовано оцінювати зв'язок структури з властивостями на поздовжніх шліфах (уздовж осей нечітко виражених дендритів), де спостерігається найбільша анізотропія властивостей металу робочого шару.

## РОЗДІЛ 5

ОЦІНКА ЛОКАЛЬНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ ХРОМОВМІСНИХ СПЛАВІВ  
НА ОСНОВІ ВИЯВЛЕННЯ ТА ЗМІН ДИСЛОКАЦІЙНОЇ СТРУКТУРИ

У розділі узагальнені результати досліджень ступеня локальної неоднорідності різних фаз хромовмісних сплавів, що формуються під впливом різних факторів, таких як, кристалізація, пластична деформація, радіаційно-термічна обробка, при зміні дислокаційної структури з визначенням її щільності на основі розробленого методу [253] опису ступеня дисперсності і оцінки енергетичних параметрів.

## 5.1. Вплив характеру дислокаційної структури на властивості хромовмісних сплавів

Для більшості виробів і деталей, що застосовуються в машинобудуванні, металургії, гірничорудної, енергетичної промисловості, які експлуатуються в умовах зносу, великих питомих тисків, ударних і термоциклічних навантажень, в якості основних конструкційних матеріалів використовують хромовмісні сплави. Забезпечення надійної роботи і підвищення експлуатаційної стійкості таких виробів визначаються ступенем деградації металу з розвитком неоднорідності фаз, їх пошкоджуваності, що пов'язано зі зміною дислокаційної структури, накопиченням і локалізацією деформацій, розвитком дифузійних процесів. При цьому, деградація структури супроводжується зміною щільності дислокаційної структури, різним ступенем її впорядкованості і неоднорідністю не тільки в поруч розташованих зернах, а й в межах - одного.

Наявність дислокацій і їх поведінка при впливі експлуатаційних факторів (тиску, температури) відповідає дифузії компонентів, впливає на зміну механічних властивостей металу. З їх еволюцією пов'язано подрібнювання і руйнування зерен карбідної фази, підвищення ступеня неоднорідності фаз, що можуть сприяти ефектам зміцнення і одночасно окрихчування. Тому становить інтерес оцінити зміни структури хромовмісних сплавів під впливом різних факторів.

Відомі багато методів, що дозволяють виявляти і досліджувати дислокаційні структури в металах: рентгенівські, електронної мікроскопії, ямок травлення, декорування [148-152,259]. Проте, дані методи не надають можливості досліджувати локальну неоднорідність різних фаз за концентрацією компонентів, що виникає вна-

слідок локальних деформацій та розвитку дифузійних процесів.

Раніше в роботі [227] авторами було показана можливість виявлення дислокаційної структури, з використанням методу їх декорування і подальшою оцінкою дифузії вуглецю методом оптико-математичного комп'ютерного аналізу [199]. Це дозволило виявити мінливість умовних кольорів, які є критерієм в оцінці неоднорідності гетерогенної структури хромовмісних сплавів. Подальшим розвитком досліджень стала розробка уточнених комплексних підходів до визначення дисперсності структурних складових різних фаз, що мають локальну неоднорідність за концентрацією компонентів [218]. При цьому, дисперсність структури гетерогенного сплаву, виражали також за допомогою функцій, що представляють собою енергетичні параметри [250]. У зв'язку з вищевикладеним, представляється можливим досліджувати зміни дислокаційної структури, визначити її щільність після різних технологічних процесів через функції, що представляють собою енергетичні параметри.

## 5.2. Дослідження локальної структурної неоднорідності хромовмісних сплавів при радіаційно-термічній обробці

Одним із шляхів підвищення стійкості виробів зі великою часткою фази карбиду і крупними включеннями є застосування способів зміцнення, що забезпечують їх дроблення і зменшення схильності до пошкоджуваності при експлуатації. До них відносяться і високоенергетичні методи поверхневого зміцнення, в тому числі, радіаційно-термічна обробка (РТО), що забезпечує найбільшу ефективність при мінімальних затратах енергоресурсів, максимальну продуктивність, автоматизацію і механізацію процесу. Перевагою такого методу є велика швидкість нагріву і охолодження поверхні, що дозволяє регулювати параметри електронно-променевого впливу (діапазон потужності, режим подачі енергії і т.ін.), здійснювати нагрів до заданої температури, проходження рекристалізації, фазові перетворення. Це забезпечує достатній рівень структурної однорідності оброблюваних хромовмісних сплавів, їх механічні та експлуатаційні властивості, а також економію енергоресурсів [3].

Для оцінки змін, що відбуваються при РТО використано комплексний підхід визначення ступеня локальної неоднорідності з використанням особливості зміни дислокаційної структури, її щільності за величиною дисперсності фаз, яка виражається

через енергетичні параметри, методом оптико-математичного аналізу металографічного зображення [250], а також з використанням фізичних методів аналізу в вихідному стані і після РТО.

Для аналізу використовували металографічні зображення мікроструктур валкової сталі 90ХФШ, відібраної від робочої поверхні валків холодної прокатки діаметром 50мм, загартованих ТВЧ, і після напрацювання зі зносом активного робочого шару, який додатково піддавали РТО (рис.5.1). У початковому стані досліджувана мікроструктура металу складалася з мартенситу, залишкового аустеніту і бейніто-сорбітної суміші. Обробку проводили за заданою схемою [3] у вигляді циклічного накопичення доз радіаційного опромінення за рахунок багаторазового імпульсного впливу (з кількістю циклів до 70) електронного пучка на прискорювачі типу "Електроніка" (модифікація ЕЛВ-4 з вихідною енергією електронів 4 МеВ. Діаметр пучка електронів змінювали в межах 1,0-1,5мм. При цьому температури в зоні енерговиділення пучка змінювалися в інтервалі 150-550°C). Радіаційний вплив на поверхневий шар валків відбувався за режимом поступового циклічного нарощування доз. Такий вплив електронного пучка не тільки викликає поступове накопичення радіаційних ушкоджень в кристалічній структурі металу, а й призводить до розігріву опроміненої зони. Тому, можна вважати, що всі спостережувані структурні перетворення і зміни властивостей з одного боку пов'язані з радіаційними дефектами, а з іншого - з тепловою дією електронного пучка.

Для оцінки локальної неоднорідності різних фаз використовували аналіз фотографій мікроструктур, відповідно раніше розробленим підходам оптико-математичного комп'ютерного аналізу [199]. Для порівняння проводили оцінку фазового складу методами рентгеноструктурного аналізу і месбауерівської мікроскопії, а також електронно-мікроскопічним методом дослідження тонкої фольги на просвіт. У порівнянні розширення інтерференційних рентгенівських відображень для матеріалу валків після РТО, оцінені мікрвикривлення кристалічних решіток.

В результаті впливу РТО виникають структурні напруги різного роду, які викликають пластичну деформацію (наклеп) як на міжфазних границях різних фаз, всередині фаз, так і локальну, в межах навіть одного зерна. При деформації (наклепі) віль-

на енергія металу підвищується, в основному, за рахунок - внутрішньої. Збільшення безладу в деформованому металі, призводить до зміни ентропії. При цьому збільшення відзначається в результаті пластичної деформації, а зменшення - в результаті розвитку дефектів.

В якості критеріїв, що описують зміни дислокаційної структури і її щільності відповідно, були використані дисперсність фаз, а також енергетичні параметри - функції потужності дисипації енергії і дисперсності напружень. Ці критерії розраховували за допомогою лапласіана (через який описували дисипацію енергії) і дивергенції (характеризує міру нестисливості - щільності фрагмента зображення, зон ущільнення і розрядження) з використанням при аналізі гідродинамічних аналогій [188]. Ступінь неоднорідності структури висловлювали через її дисперсність, відповідно до методики, наведеної в роботі [218]. Обчислення проводили, використовуючи метод скінчених різниць. Оцінювали, відповідно до розташування обчислюваних значень, на зображенні металографічної структури, що розбивали на фрагменти розміром  $3 \times 3$  пікселі, які зображуються у вигляді матриці, аналогічно описаної в Розділі 4, см. залежність (4.2). Обробку такої матриці виконували шляхом послідовного сканування кожного її пікселя, задаючи його як середню точку з координатами  $c_{i,j}$ .

При цифровій обробці зображень досліджуваних структур [200], весь діапазон, одержуваних в результаті аналізу умовних кольорів (від 0 до 255), був розбитий на 16 дискретних інтервалів, що включали чотири групи фаз: 1 - графіт (кольори 255-238); 2-8 (кольори 237 - 175) - група фаз фериту:  $\alpha$  - фаза з різним типом досконалості кристалічної решітки (в цей інтервал включені і голчасті структури), що розрізняються хімічним складом; 9-10 (кольори 174- 151) - група фаз аустеніту, також неоднорідна; 11-16 (кольори 150 - 0) - група карбідів різних типів. Функції потужності дисипації енергії (M) і напружень (S), див. формули (4.3) і (4.4), висловлювали через лапласіан і дивергенцію [188], скінчено-різницеvim методом за формулами (4.85) і (4.86). В результаті РТО оцінили ступінь неоднорідності по горизонтальній і вертикальній дисперсності виявлених фаз в локальних областях розміром  $3 \times 3$  пікселі (табл.5.1- 5.3, відповідно), за розробленою методикою [218].

Нерівномірне нагрівання по глибині шару і зміна питомого обсягу, внаслідок тем-



пературного розширення при опроміненні сфокусованим пучком електронів, призводить до виникнення термічних напружень в структурі металу. Паралельно в цьому об'ємі розвиваються процеси дифузії і рекомбінації - утворення точкових радіаційних і термічних дефектів. Так як поверхневий шар піддається кількаразовому впливу опромінення, то він відчуває циклічний вплив вищезгаданих чинників на метал. Це призводить до зростання мікрвикривлень кристалічної решітки, появи залишкового аустеніту і часткового перетворення його в мартенсит в зоні локалізації температур, а також до зміни вмісту вуглецю в мартенситі і виділенню дрібнодисперсних спеціальних карбідів, легованого цементиту. Електронно-мікроскопічні дослідження тонкої фольги на просвіт (рис.5.2) показали, що в зміцненому шарі відбувається частковий відпуск мартенситу з утворенням карбідів високої дисперсності. Внаслідок формування малих розмірів карбідної фази, присутність її частинок можливо виявити лише на темнопольному зображенні. Так, на рис. 5.2 (а) темнопольного зображення, знятому в рефлексі (110), реєструються карбіди розміром 1-2 мкм, що утворюють ряди вздовж колишніх кристалів мартенситу. В основному, це карбіди цементитного типу  $Me_3C$ . Також мікродифракційна картина фіксує наявність рефлексів, у вигляді "тяжів", розташованих перпендикулярно рядам карбідних виділень (рис. 5.2, б), які можливо інтерпретувати як відбиття від вельми дисперсних (0,02 мкм) карбідів. Щільність дислокацій, за даними електронно-мікроскопічного аналізу [3], зростає в два рази до значень  $\rho=2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , порівняно з  $\rho=1 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$  вихідною структурою.

В результаті проведеного аналізу, встановлено, що після РТО відбувається зміна фазового складу в порівнянні з вихідним станом (див.табл.5.1), крім високого вмісту голчастих структур - від 16,3% (локально до 35,3%) в структурі умовних кольорів фериту 5 і 6, виявлено наявність спецкарбідів - від 10,6% до 21,1%, в структурі 1 (умовні кольори 16 і 15). При аналізі отриманих зображень структур, які зазнали деформації в результаті РТО, було встановлено, що спостерігаються локальні зміни, які відбуваються поблизу фаз із підвищеною концентрацією вуглецю (карбідів). У деяких зонах, внаслідок дифузії вуглецю, відзначається за місцем включень карбідів розпад їх на графіт по дислокаційним стінкам і ферит (див. рис.5.1, фото 2) з одночасним перетворенням, а також структуризація цементиту (див. рис.5.1, фото 4).

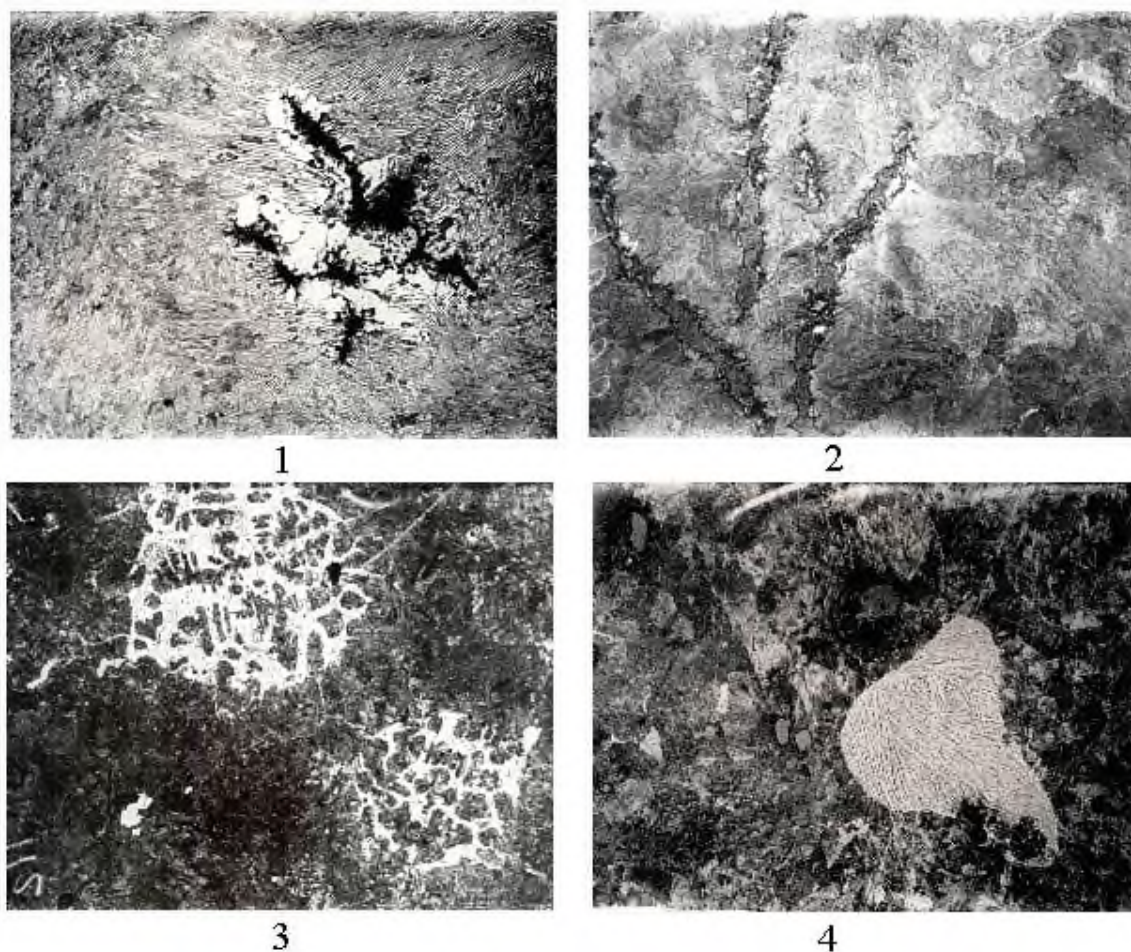


Рисунок 5.1 - Мікроструктури валкової сталі 90ХФШ, підданої РТО, 3 і 4 -  $\times 400$ ;  
1 і 2 -  $\times 1000$ .

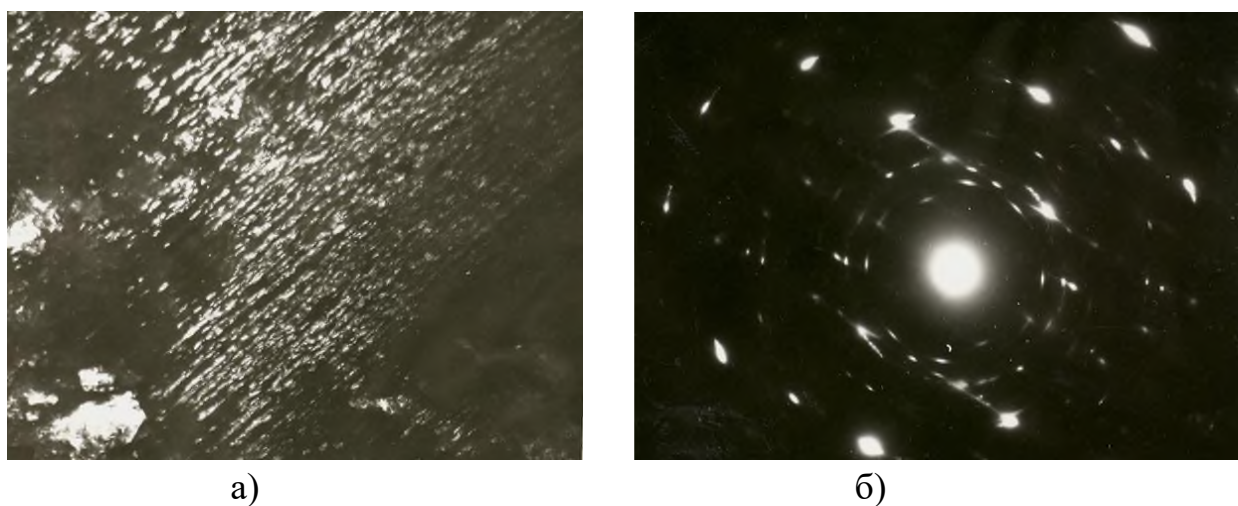


Рисунок 5.2 - Темнопольне електронно-мікроскопічне зображення поверхневого шару валка після РТО (а,  $\times 20000$ ) і відповідна мікродифракційна картина (б)

Таблиця 5.1 - Кількісне відношення виявлених умовних кольорів (фаз),%, в області аналізованого зображення

Виявлені умовні кольори, % груп фаз																№ фото*
графіту	фериту							аустеніту		карбідних						
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
0.4	29.2	0	0	06.4	16.3	0	0	0	04.5	11.5	0	0	0	21.1	10.6	1
2.8	23.4	0	0	04.4	19.4	0	0	0	08.4	18.4	0	0	0	07.0	19.0	2
0.0	14.5	0	0	13.0	35.3	0	0	0	05.7	10.8	0	0	0	09.5	08.4	3
0.6	36.1	0	0	11.0	25.8	0	0	0	05.9	12.5	0	0	0	0.5	07.6	4

Таблиця 5.2 - Величина горизонтальної дисперсності фаз в локальних областях (фрагменти розміром 3×3 пікселя)

Виявлені фази, %							Середнє значення	№ фото*
ферит	аустеніт	карбіди	ферит + аустеніт	ферит + карбіди	карбіди + аустеніт	ферит + аустеніт + карбіди + графіт		
6.007	1.367	5.845	1.463	6.130	1.514	3.523	4.665	1
7.075	1.784	5.556	2.336	5.499	2.467	2.995	4.395	2
17.694	1.554	7.246	2.107	4.620	1.952	3.106	5.836	3
18.534	1.873	5.044	2.287	4.020	2.027	3.055	5.948	4

Таблиця 5.3 - Величина вертикальної дисперсності фаз в локальних областях (фрагменти розміром 3×3 пікселя)

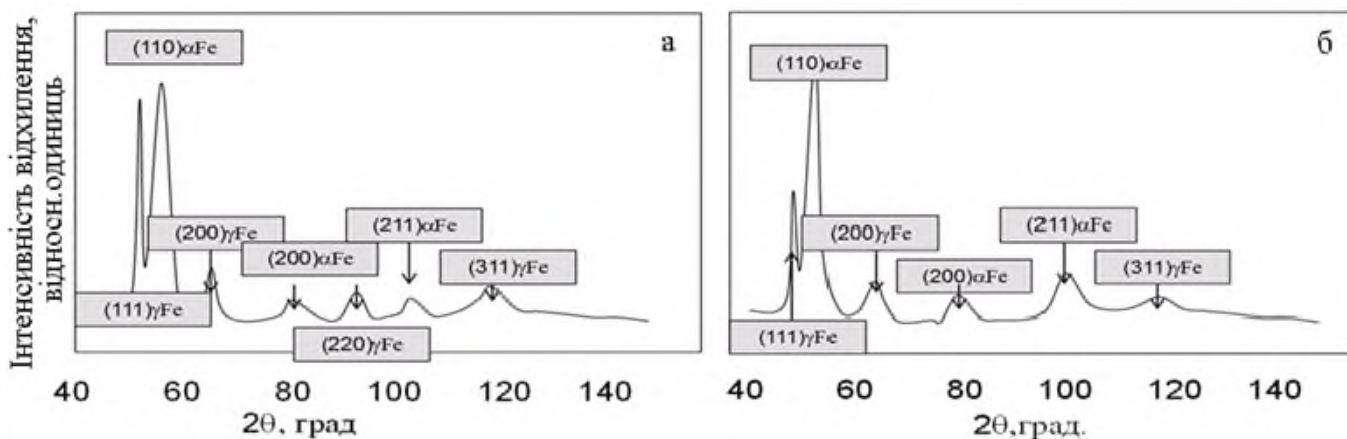
Виявлені фази, %							Середнє значення	№ фото*
ферит	аустеніт	карбіди	ферит + аустеніт	ферит + карбіди	карбіди + аустеніт	ферит + аустеніт + карбіди + графіт		
4.945	1.117	4.752	1.417	5.523	1.511	3.386	4.233	24
6.605	1.677	5.191	2.234	5.136	2.349	2.834	4.141	25
17.143	1.513	7.288	2.073	4.649	1.917	3.041	5.780	26
17.082	1.758	4.601	2.141	3.781	1.901	2.814	5.641	27

Примітка: \* - номер фотографії відповідає рис.5.1

Одночасно, в результаті розпаду зерен аустеніту, збільшується частка фази карбіду, виділяються роздроблені включення, відзначається формування карбідної евтектики (див.рис.5.1, фото 3), а також формування голчастих структур в матриці (кольори 5, 6). У мікроструктурі опроміненого сплаву виявлено аустеніт, близький за вмістом компонентів (тип 10, див. табл.5.1) і частка його становить від 4,5 до 8,4%. Отримані результати підтверджуються дослідженнями фазового складу поверхневого ша-

ру опромінених зразків методами рентгеноструктурного аналізу і месбауерівської спектроскопії [3]. В спектрі таких зразків, підданих низькотемпературної циклічної РТО при температурі 400-550°C дозою 150Мрад, присутні секстети ліній від  $\alpha$ -фази, розширення яких свідчать про нерівномірний розподіл легуючих елементів (Cr і V) в матриці і легованих карбідах цементитного типу (до 7%). Парамагнітна лінія залишкового аустеніту з відносною інтенсивністю, що відповідає вмісту, рівному 6-10%, і квадрупольний дублет, можуть бути віднесені до карбідних з'єднань і типу  $Me_7C_3$ .

Проведено оцінку ступеня локальної неоднорідності виявлених фаз (табл. 5.2 і 5.3). Аналіз отриманих результатів виявив значні локальні фазові неоднорідності в фериті, приблизно рівні як по вертикальній, так і по горизонтальній дисперсності (в середньому до 17,5%), що вказує на формування більш однорідної структури і узгоджується зі значеннями функції потужності дисипації, що перевищують заданий поріг значень (табл.5.2-5.3, рис.5.4). Середні значення горизонтальних і вертикальних дисперсностей мають незначний розкид (менше 1%), що вказує на підвищення структурної однорідності в результаті РТО. Ці дані узгоджуються з результатами рентгеноструктурного аналізу зразків після РТО. На рис.5.3 відображені рефлекси груп фаз фериту і аустеніту. Виявлено суттєві зміни в тонкій кристалічній структурі  $\alpha$  і  $\gamma$  фаз. Де поряд зі зменшенням кількості залишкового аустеніту, спостерігали зростання мікротекстури в  $\gamma$  фазі. Спостережуване обумовлено радіаційними ушкодженнями кристалічної решітки в результаті опромінення.



вихідний стан (а); після РТО (б)

Рисунок 5.3 - Дифрактограми  $\alpha$  и  $\gamma$  фаз

Для виявлення ступеня локальної неоднорідності, яка визначається зміною дислокаційної структури, були розраховані середні значення потужності дисипації енергії на всьому зображенні кожної фотографії, а також оцінені виявлені відхилення (табл.5.4).

Таблиця 5.4 Розподіл середніх значень потужності дисипації енергії

Величина потужності дисипації енергії (М)						№ фото
абсолютне значення		негативне значення		позитивне значення		
середнє	середньоквадратичне відхилення	середнє	середньоквадратичне відхилення	середнє	середньоквадратичне відхилення	
44406.7	82042.50	2374.4	2364.60	77980.4	75362.30	1
20597.6	55515.60	1624.6	1480.60	50003.8	77658.40	2
12016.5	42614.10	1626.3	1649.70	29017.0	62557.40	3
7697.0	31047.20	1367.8	1118.80	22150.8	49710.30	4

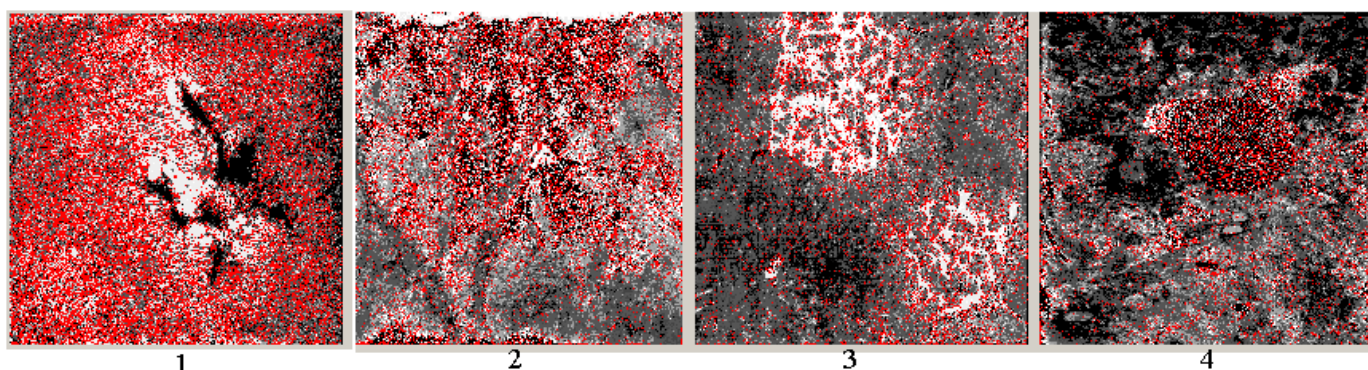


Рисунок 5.4 - Розподіл абсолютних значень потужності дисипації енергії, червоним кольором вказана дислокаційна структура

Оскільки при деформації енергетичний стан металу є нерівноважним, то при оцінці даного параметра брали значення з протилежними знаками. Позитивному - відповідали стани збільшення щільності дислокацій (стиснення), негативному - розрідження (зони скидання напружень). Одночасно були знайдені абсолютні значення потужності дисипації, що характеризують перебіг процесу в цілому. В результаті аналізу отриманих значень, встановлено, що закон розподілу потужності дисипації енергії, що розвивається в результаті деформаційних впливів, є близьким до експоненціального.

На рис.5.4 представлені зображення, що характеризують розподіл абсолютних значень потужності дисипації енергії. При цьому, на екран виводили ті значення, в яких параметр відмінний від нуля. Чорний колір символізував відсутність дисипації

енергії, тобто рівноважний стан. При перевищенні величини абсолютного значення 11500, що характеризує найбільш енергетично нестійкий стан, точку на екрані для наочності виводили в червоному кольорі. Подальше підвищення порога величини значень не мало сенсу, оскільки комп'ютерна програма вже не коректно обробляє такий рівень показань. Очевидно, дані значення є порогом чутливості при оптико-математичному аналізі.

В аналізованих структурах деформація пластинчастого перліту і окремих карбідних включень викликає помітні накопичення дефектів в кристалічній решітці (множинні зони червоного кольору на поле зображень, які мають високі значення позитивної потужності дисипації, див. табл.5.4, рис.5.4). Це супроводжується частковим руйнуванням цементитних пластин – скиданням напружень з виділенням уздовж дефектів графітових включень (див.рис.5.4, структура 1 - темна область, середнє значення абсолютної потужності дисипації перевищує 44000). Руйнування цементиту полегшується у разі виділення на дислокаційних стінках надлишкових компонентів (вуглець, кисень). З'являється хромистокарбідна евтектика, за рахунок перегріву локальних зон і перетворень (див.рис.5.4, структура 1). При цьому, дислокаційна структура впорядковується (див.рис.5.4, структура 3) за рахунок структуризації карбідної фази (див.рис.5.4, структура 4). З підвищенням щільності дислокацій відзначається зниження потужності дисипації енергії (табл.5.4), що свідчить про зменшення інтенсивності процесів, що відбуваються. Дані висновки підтверджуються і результатами, наведеними в роботі [3], де показано, що найбільш пластичними є голчасті включення вторинного цементиту або його роздроблені виділення. У разі, коли карбідна сітка утворює суцільний каркас, рівень пластичності матеріалу мінімальний. У міру наростання ступеня деформації збільшується контакт між зернами, і пластичність матеріалу зростає до рівня пластичності твердого розчину. Найгірше деформуються структури з ледебуритною евтектикою, особливо стільникової будови. Це пов'язано з малою схильністю дрібніших включень карбідної фази до фрагментації.

Дислокаційна структура феритних пластин і їх відокремлених ділянок істотно відрізняється від формованої в цементиті. У першому випадку вона має вигляд дислокаційних сіток з комірками різних розмірів. У другому - відмічається велика неод-

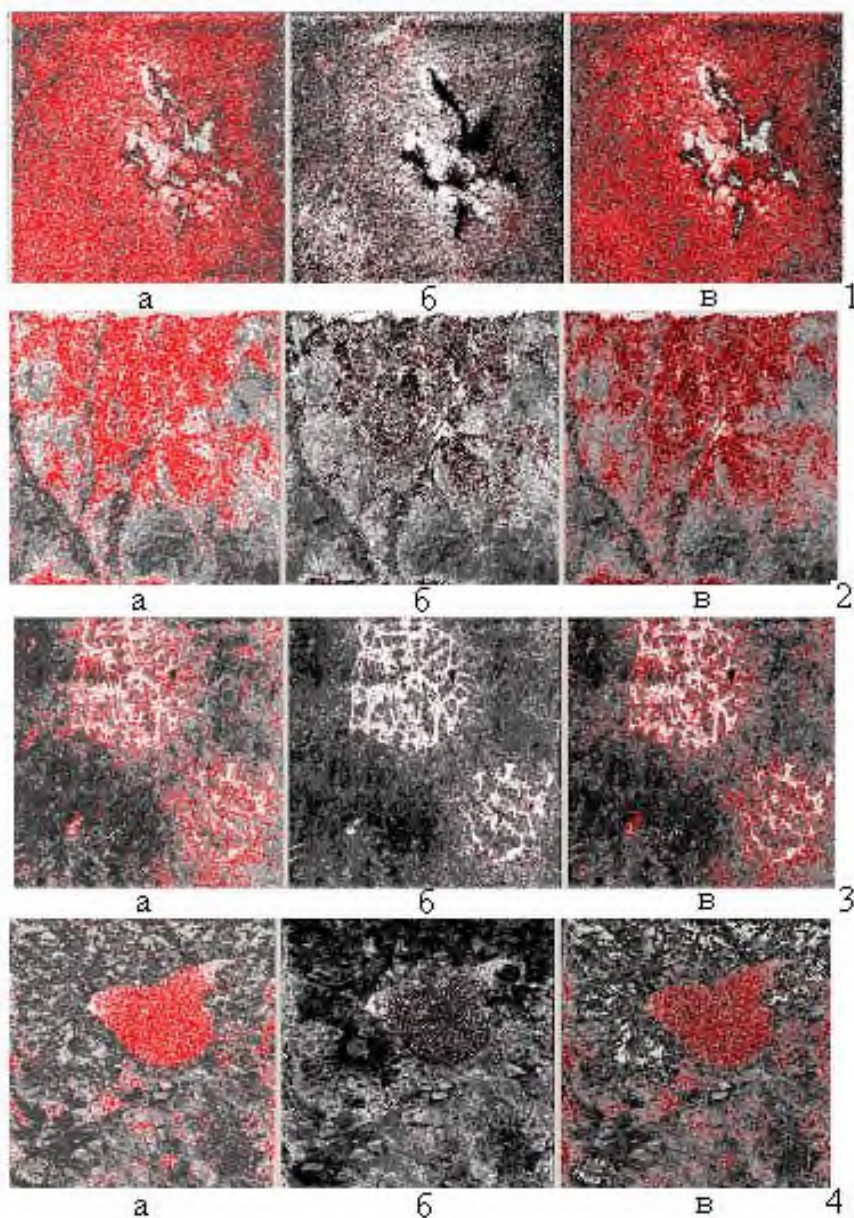
норідність дислокаційної структури: виявляються сітки, сплетення, блоки з бездислокаційними полями всередині. Також спостерігаються виділення на дислокаціях.

За формулою (5.2) була розрахована функція напружень, виражена відносним числом пікселів, що визначає щільність дислокацій (табл.5.5). Аналогічно функції потужності дисипації, функції напружень також мають позитивне, негативне і нульове значення, що визначають процеси, які мають місце в структурі. За результатами розрахунків були побудовані залежності розподілу функції напружень (рис.5.5), де, аналогічно рис.5.4, було поставлено межу значень лапласіана (10000), при перевищенні якого пікселі офарблювалися в червоний колір. Встановлено, що при радіаційно-термічної обробці при упорядкуванні дислокаційної структури, спостерігаються високі значення дисперсності функції напружень, що характеризують щільність дислокацій (див.табл.5.4, рис.5.5 - наявність багатьох зон червоного кольору на зображеннях з позитивним значенням функції).

В результаті проведених досліджень вперше була оцінена ступінь неоднорідності структури на основі визначення величини дисперсності фаз, а також функцій потужності дисипації енергії і напружень, що відображають зміни енергетичного стану системи, через процеси, що відбуваються при пластичній деформації в умовах зміцнення методом РТО. Аналіз отриманих даних виявив зміни структурно - фазового складу, які є результатом сумарного впливу швидкого нагріву поверхневого шару електронним пучком з утворенням в ньому радіаційних дефектів.

Таблиця 5.5 - Величина середньої дисперсності функції напружень (S)

Горизонтальна дисперсність	Горизонтальна дисперсність значень			Вертикальна дисперсність	Вертикальна дисперсність значень			№ фото
	негативних	нульових	позитивних		негативних	нульових	позитивних	
02.430	01.000	03.858	01.000	02.026	01.213	03.700	01.191	1
02.366	01.168	03.870	01.165	02.182	01.000	03.363	01.000	2
02.293	01.234	03.719	01.237	02.146	01.000	03.290	01.000	3
02.849	01.000	04.693	01.000	02.686	01.223	04.520	01.226	4



Для кожної структури 1-4 (див.рис.5.1): а - з негативним знаком; б - нульове значення; в - з позитивним знаком. Червоним кольором вказані значення щільності дислокаційної структури, величина лапласіана яких перевищує 10000.

Рисунок 5.5 - Розподіл дисперсності функції напружень

5.3. Дослідження локальної структурної неоднорідності, що формується в процесі кристалізації та пластичної деформації робочого шару виробу

Для оцінки особливостей структурних змін, що відбуваються при кристалізації у виробництві виливків і при пластичної деформації, наприклад, при витримці сплавів в інтервалі магнітного перетворення карбідних фаз, досліджували зміни дислокаційної структури, яка відображає локальні напруги в структурі металу, що виникають при



таких процесах. Дослідження проводили на зразках, відібраних від робочого шару двошарових відцентроволитих прокатних хромонікелевих валків (виконання ЛПХНМд),%: 2.86-3.77C, 1.5-1.9Cr, 0.2-0.5Mo, 3.9-4.5Ni з карбідною фазою цементитного типу, відлитих, відповідно розробленого методу (див. Розділ 7, п.7.1) з витримкою при кристалізації в інтервалі магнітного перетворення фази карбиду. Встановлено, що аналіз звичайним металографічним і електронно-мікроскопічним методами не дозволяє виявити локальну неоднорідність, що виникає по концентрації компонентів для структурних складових різних фаз хромовмісного сплаву [200]. Тому дослідження проводили на основі комплексного аналізу з використанням методів вакуумного травлення для виявлення дислокацій [227,228] з подальшою оцінкою формованих структурних змін. Також був проведений оптико-математичний аналіз металографічних зображень. В результаті такого комплексного підходу оцінили зміни дислокаційної структури і її щільності. Оцінку проводили на основі зображень металографічної структури, оцифрованих в форматі *.bmp*. Зображення розбивали на фрагменти у вигляді матриці розміром 3×3 пікселя [250,251]. Обробку такої матриці виконували шляхом послідовного сканування кожного пікселя, задаючи його як середню точку, що знаходиться всередині осередку. Як координати брали піксель зображення (щодо центрального елемента  $c_{i,j}$ :  $i$  – номер строки,  $j$  – номер стовпця). Де код умовного кольору при оцифруванні фотографії позначали, як  $c_{i,j}$ .

Одночасно для виявлення і моделювання процесу створення локальних напружень, а також вивчення змін дислокаційної структури різних фаз, що відбуваються в хромовмісних легованих сплавах, в умовах впливу напружень, аналізу піддавали фотографії мікроструктур хромонікелевого чавуну, з використанням раніше розроблених авторами методик оптико-математичного комп'ютерного аналізу [188,199,200]. При цьому проводили оцінку неоднорідності, що визначає інтенсивність зміни дислокаційної структури і щільності її розподілу [252]. Для моделювання використовували метод виявлення дислокацій структури *in situ* травленням і при деформації в вакуумі  $3 \times 10^{-3}$  мм.рт.ст. на установці типу системи Лозинського [228].

При пластичної деформації на міжфазних границях різних фаз хромовмісного сплаву виникають деформаційні і контактні напруження, обумовлені різним ступе-

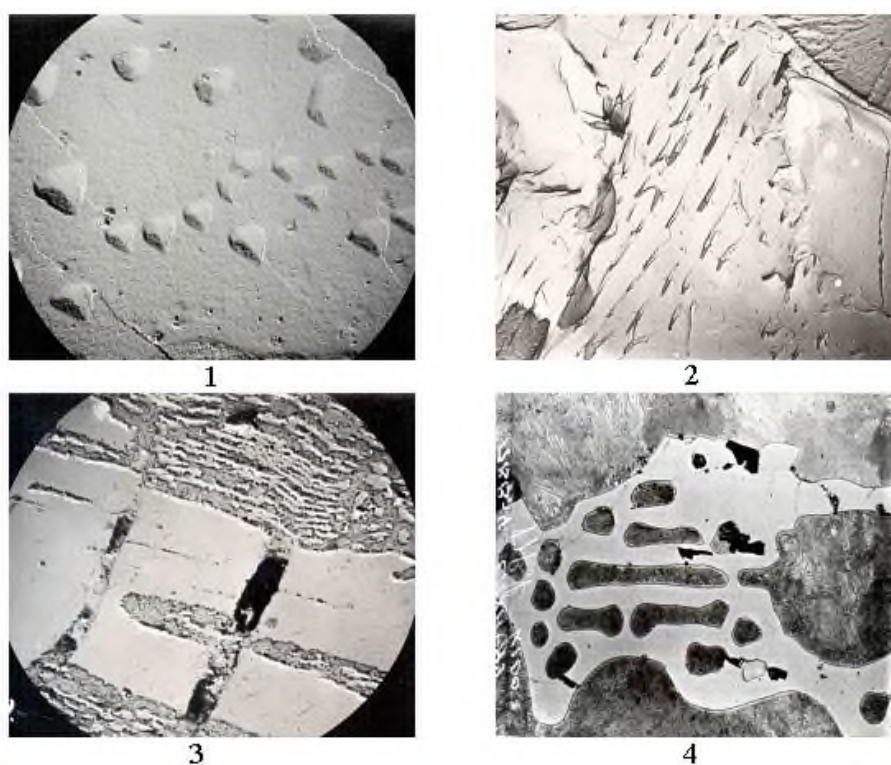
нем їх деформованості [260,261]. Така структура являє собою систему напруженого (карбідні фази) і пластичного шару (матриця) з дислокаціями по міжфазній границі. Пластична деформація здійснюється шляхом скидів напружень на концентраторах з розвитком різного роду дефектів. При деформації (наклепі) вільна енергія металу підвищується, в основному, за рахунок зростання внутрішньої енергії. Збільшення безладу в деформованому металі приводить до зміни ентропії (збільшення в результаті пластичної деформації, зменшення - в результаті розвитку дефектів в процесі деформації). Тому в роботі в якості критерію, що описує зміни дислокаційної структури і її щільності, був використаний енергетичний параметр, такий як функція потужності дисипації енергії (див. Розділ 4, (4.81)), який оцінювали в кожній точці металографічного зображення.

Для однозначного виявлення дислокаційної структури в вигляді рельєфу, утвореного напруженнями, навколо одинично витравленої в вакуумі при інтервалі температур травлення 250-600°C (рис.5.6, структури 1,2,3) карбідної фази, були проведені дослідження за допомогою електронного скануючого мікроскопа. Для оцінки неоднорідності, отриманої в результаті зміни дислокаційної структури і її щільності, були досліджені фотографії хромонікелевого чавуну в зоні деформації, після контрольованої кристалізації (див. рис.5.6 структура 4). Для виявлення неоднорідності, що визначає інтенсивність зміни дислокаційної структури, були розраховані середні значення потужності дисипації енергії на всьому металографічному зображенні, а також її флуктуації (табл.5.6). При цьому, так само, як і в попередньому розділі, оцінювали розподіл середніх значень функцій потужності дисипації енергії. На рис.5.7 представлені зображення, що характеризують розподілу абсолютних значень функції потужності дисипації енергії для кожної фотографії. На екран виводили ті значення, в яких параметр відмінний від нуля. Чорний колір символізував відсутність дисипації енергії, тобто відповідав рівноважному стану. При перевищенні величини абсолютного значення 11500, що характеризує найбільш енергетично нестійкий стан, точку на екрані для наочності також виводили в червоному кольорі. Зіставленням отриманих величин потужності дисипації і фігур травлення (рис.5.6 і рис.5.7, зображення 1-3) було встановлено, що для таких структур розраховані значення перевищують заданий поріг.

Таблиця 5.6 - Розподіл середніх значень функції потужності дисипації енергії

Величина потужності дисипації						№ фото
абсолютне значення		негативне значення		позитивне значення		
середнє	середньоквадратичне відхилення	середнє	середньоквадратичне відхилення	середнє	середньоквадратичне відхилення	
10006.20	41196.30	1496.80	1211.30	62748.20	85668.90	1
12379.40	43207.00	2118.10	2333.40	73777.90	81271.00	2
9762.10	38830.70	1621.80	1530.90	50897.10	76041.90	3
9131.30	37287.30	1343.90	1238.60	40514.60	70072.50	4

При розгляді розвитку ступеня неоднорідності за змістом вуглецю в хромонікелевим чавуні, слід враховувати, що пластичність перліту при деформації залежить від орієнтаційного зв'язку між феритом і цементитом. Оскільки збіг систем ковзання фериту і цементиту зустрічається рідко, то і деформація уздовж пластин цементиту спостерігається порівняно рідко. Обмеженість деформації пластин фериту призводить до того, що вже навіть після малих ступенів деформацій щільність дислокацій близько пластин цементиту різко зростає в результаті істотного впливу границі їх розділу.



Вакуумне травлення – 1-3; литий стан - 4. Збільшення:  $\times 500$  – 4;  $\times 3400$  – 3;  $\times 4800$  – 1;  $\times 10000$  – 2.

Рисунок 5.6 - Мікроструктури хромонікелевого чавуну

Показано, що границі розділу ферит - цементит є не тільки джерелом пошкоджуваності, але і перешкодою для просування дефектів. Останнє викликає полегшення поперечного ковзання і виникнення пористої структури в фериті перліту з формуванням дислокаційних стінок вздовж цементитних пластин. Це супроводжується підвищенням рівня локальних напружень, збільшенням щільності дислокацій. На зображенні 3 (див.рис.5.7), виявлено декорування таких областей в результаті дифузії атомів вуглецю. При нагріванні зразків, в процесі вакуумного травлення, спостерігали зони пластичної деформації, які виявляються з текстурованим (паралельним складкам) напруженням.

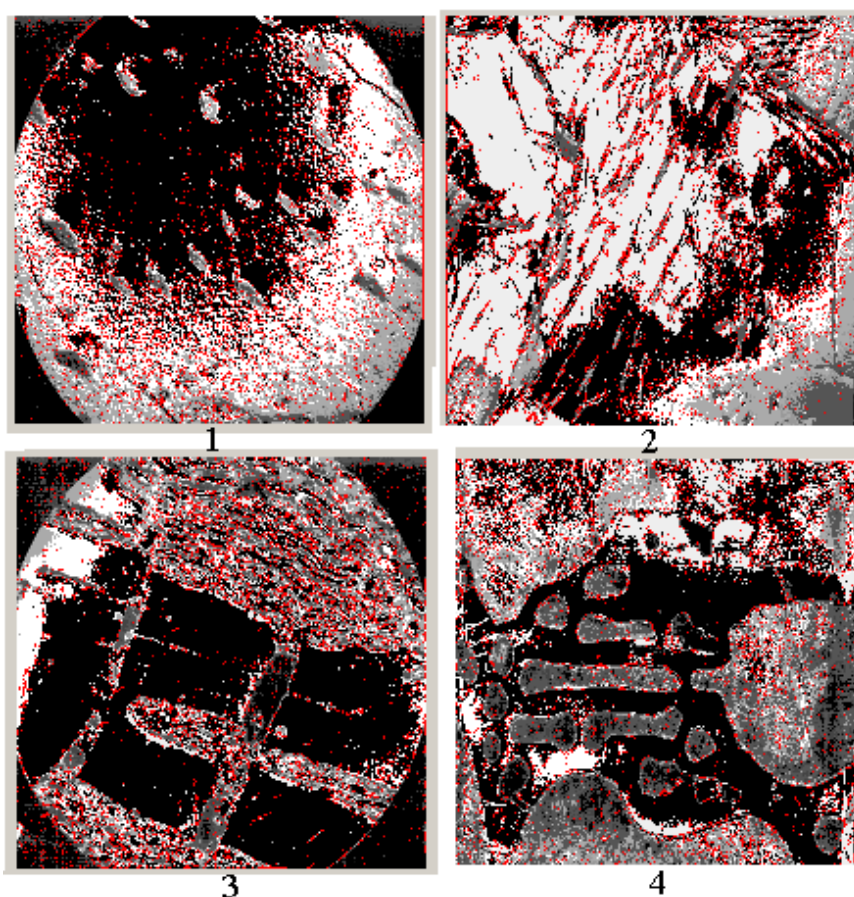


Рисунок 5.7 - Розподіл абсолютних значень потужності дисипації енергії, де червоним кольором вказана дислокаційна структура

Появу таких напружень встановили завдяки появі ліній і смуг ковзання дислокацій. При цьому, зміна напруженого стану, характеризувалося різними етапами ковзання. При нагріванні до 500°C, відзначали легке ковзання окремих дислокацій в локальних областях. Як правило, діяла одна система ковзання і дислокації ковзали на

значні відстані. Це сприяло формуванню дислокаційних стінок (див. рис.5.7, структури 1-3). Встановлено, що в області пластичності при малих витримках при нагріванні такі дислокації в карбідній фазі хромонікелевого чавуну характеризуються малим розміром фігур травлення і рівномірно розподілені по всьому кристалу. Вони знаходяться на значній відстані від раніше виявлених і легко ковзають в зв'язку з відсутністю на них значних виділень домішкових атомів (див. рис.5.7, структура 1, слабо виражене декорування дислокацій). При цьому спостерігали неоднорідність розподілу дислокаційної структури (див. рис.5.7), тоді як суттєвої неоднорідності за хімічним складом всередині фази в локальних областях не виявляли (див. табл.5.6). Спостережувані структурні зміни дозволяють коригувати параметри лиття, стабілізувати властивості сплаву в процесі експлуатації і оцінювати ступінь їх стабільності по коерцитивної силі і твердості.

Для підтвердження отриманих результатів та можливості використовувати розроблений метод визначення локальної структурної неоднорідності для інших хромовмісних сплавів, були додатково проведені дослідження на зразках, відібраних від виробів з сірого ферито-перлітного чавуну, після лиття у виливницю і експлуатації в умовах циклічних впливів напружень і температури [251]. Проведено дослідження з оцінкою ступеня неоднорідності структури такого чавуну за величиною дисперсності фаз і параметрів, що відображають зміни енергетичного стану системи в результаті процесів, що відбуваються при кристалізації і пластичній деформації з використанням функцій потужності дисипації енергії і напружень. Показано, що грубі включення графіту при кристалізації масивних виливків в результаті повільного охолодження підвищують рівень локальних напружень, збільшуючи щільність дислокацій, і в умовах механічних і температурних навантажень, є осередками зародження дефектів, що призводять до розвитку процесів деградації структури. Отримані результати повністю відповідають експериментальній оцінці особливостей структурної деградації, де перший етап процесу - супроводжується формуванням скупчень дислокацій, локальною деформацією, дифузією вуглецю до дефектів, а другий - розвитком інтенсивного вигорання і руйнування графітових включень, окисленням і одночасно їх відновленням [262].

Апробація даного підходу до визначення локальної структурної неоднорідності для матеріалів, що відрізняються, і після різних впливів в процесі виготовлення виробів і в результаті експлуатації, показала його повну адекватність і повторюваність, як при лабораторному моделюванні, так і при експлуатації. Дослідженнями показано, що за допомогою параметрів, які відображають зміни енергетичного стану системи, є можливість з досить високою точністю виявляти дислокації, аналізувати їх поведінку і вплив на дроблення фаз, пошкоджуваність, досліджувати зміни структури і оцінювати фазовий наклеп при перетвореннях в процесі різних зміцнювальних обробок і в експлуатації. Даний підхід позбавлений основних недоліків, існуючих методів дослідження. Це може дозволити коригувати параметри техпроцесу, ступінь легування матеріалу виробів, способи зміцнення і стабілізувати процес експлуатації.

## ВИСНОВКИ

1. Запропоновано новий комплексний підхід з використанням оптико-математичного опису енергетичних параметрів структурних змін, для оцінки ступеня локальної неоднорідності, що виникає в різних фазах при формуванні напружень II роду. Такий підхід базується на виявленні змін дислокаційної структури, оцінці величини дисперсності фаз, а також функцій потужності дисипації енергії і дисперсності напружень, які відображають енергетичний стан системи, в результаті процесів, що відбуваються при кристалізації, пластичній деформації і зміцненні (розглянутий метод радіаційно-термічної обробки - РТО ). Оцінювали зони і характер локалізації деформацій, роль структурного фактору (неоднорідності, дисперсності). Розглянуто вплив різних технологічних процесів на перебудову дислокаційної структури фаз і їх вплив на зародження і розвиток деградаційних процесів.

2. При оцінці неоднорідності структурних змін, що відбуваються при кристалізації робочого шару двошарових валків з хромонікелевих легованих чавунів, з температурною витримкою в області магнітного перетворення цементиту, показано, що тривале перебування металу робочого шару в інтервалі магнітного перетворення карбідів (190°-230°С) додатково створює локальні напруження, збільшуючи щільність дислокацій в карбідних включеннях, а також формує впорядковану структуру в вигляді стінок, сприяючи дробленню цієї фази. Дифузією виявлено декорування таких областей. Спостережувані структурні зміни дозволяють коригувати параметри лиття, стабілізувати властивості сплаву і в процесі експлуатації.

3. При РТО виявлені зміни структурно - фазового стану, які є результатом сумарного впливу швидкого ступеневої нагріву від 150 до 550°С поверхневого шару валка скануючим електронним пучком з формуванням радіаційних дефектів і фазових перетворень, зміною дислокаційної структури. Встановлено, що після обробки валкової сталі 90ХФШ методом РТО в результаті розпаду залишкового аустеніту, спостерігається збільшення частки карбідної фази, формуються роздроблені її включення, відзначається утворення карбідної евтектики (загальне зростання числа дисперсних спецкарбідів - від 10,6% до 21,1%), а також формування голчастих структур в матриці (від 16,3% у вихідному до 35,3% в зміцненому стані).

Оптико-математичний аналіз зображень мікроструктур після РТО виявив і локальні зміни, що відбуваються поблизу фаз з підвищеною концентрацією вуглецю (графіту і цементиту). У деяких зонах, внаслідок дифузії, відзначається часткове розчинення окремих включень цементиту і перліту з виділенням графіту по дислокаційним стінкам. Виявлено впорядкування дислокаційної структури в карбідній фазі. З підвищенням щільності дислокацій відзначається зниження потужності дисипації енергії, що свідчить про зниження інтенсивності процесів, що протікають. Дислокаційна структура феритних ділянок істотно відрізняється, від формованої в цементиті. У першому випадку вона має вигляд сіток з комітками різних розмірів. У другому - визначається її велика неоднорідність. При РТО і впорядкуванні дислокаційної структури, спостерігаються високі показники дисперсності функції напружень, що характеризують її щільність і значне зміцнення.

4. З огляду на той факт, що шийки і серцевину валків виготовляють з сірого чавуну, який також визначає працездатність інструменту, оцінили якість і структуроутворення такого матеріалу. Аналізом встановлено формування грубих включень графіту, що підвищує рівень локальних напружень, збільшуючи щільність дислокацій, і в умовах механічних і температурних навантажень, вони є осередками зародження дефектів і тріщин, що призводять до розвитку процесів деградації структури та руйнувань.

5. Апробація розробленого нового комплексного підходу щодо визначення локальної структурної неоднорідності при виготовленні виробів і в результаті експлуатації, показала його повну адекватність і повторюваність при використанні для різних хромовмісних матеріалів, а також способів їх виробництва і зміцнення. Дослідженнями показано, що за допомогою параметрів, які відображають зміни енергетичного стану системи, можливо з досить високою точністю виявляти дефекти кристалічної будови - дислокації, аналізувати їх поведінку і вплив на дроблення фаз, пошкоджуваність, досліджувати зміни структури і оцінювати фазовий наклеп, дифузійні процеси. Такий підхід дозволить коригувати параметри техпроцесу, мінімізуючи дисперсність фаз, ступінь легування матеріалу виробів, параметри технології виробництва і стабілізувати процес експлуатації.



## РОЗДІЛ 6

### РОЗРОБКА ПАРАМЕТРІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ МОДЕЛЮВАННЯМ ХАРАКТЕРИСТИК ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В ХРОМОМОВМІСНИХ СПЛАВАХ

Актуальною проблемою сучасного високотехнологічного машинобудування залишається питання підвищення експлуатаційної стійкості конструкційних матеріалів деталей і вузлів, виготовлених з хромовмісних 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 судових турбін) і багато іншого. Такі зносостійкі конструкційні матеріали повинні мати низький рівень напружень, малу схильність до утворення тріщин і підвищений рівень напрацювання.

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 [263-268]. Чисто 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, вна-

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

Основним об'єктом прогнозування для хромовмісних сплавів обрані вироби, які 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 [3, 4]. 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 [96,97,171,269,270], 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. У роботах [4, 271] показано, що найкращий комплекс властивостей, що поєднується з підвищеною твердістю, в високохромистих чавунах досягається після високотемпературної обробки (аустенітизації при 1160-1190°C, гартуванні на повітрі, відпусканні при 540-560°C). При такій обробці контрольоване охолодження при гартуванні і наступне відпускання в підвищеному інтервалі температур дозволяє отримати мікроструктуру, що складається з троостита відпускання з рівномірно розподіленими вторинними карбідами (73HS, при загальному вмісті 17,0%Cr). Високотемпературна термообробка найбільш ефективно забезпечує зменшення ступеня хімічної і структурної неоднорідності металевої матриці, зменшуючи макроліквіацію, 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 представляється можливим [272]. В роботі [3] показано, що така технологія високотемпературної обробки 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 серцевини, 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). У таких виробках (при вмісті 16-18%Cr) розпад відбувається за механізмом: аустеніт  $\rightarrow$  дисперсні спецкарбіди ( $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_xC_y$ ) + легований ферит. Отже, структура робочого шару, повинна складатися з дрібнодисперсної легової ферито-карбідної суміші і максима-

льно низької частки залишкового аустеніту. Проведені дослідження різних режимів термообробки, спрямованих на розпад залишкового аустеніту [80,96,129,130,255,270], показали, що найбільш прийнятним для таких двошарових виробів є низькотемпературний циклічний відпал [255] 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 методі скінченних елементів.

#### 6.1. 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 [79,85,170,269,270] 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 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). Хімічний склад досліджуваних валків, показники твердості, коерцитивної сили, а також металографічні зображення мікроструктур в литому стані і після термообробки, наведені в табл. Б.1, додаток Б.

На першому етапі в якості експерименту аналізували зразки, відібрані від робочого шару валків, в литому стані і оцінювали структуроутворення (фотографії №1, 2, 10,11, 16-21, 45,46, 56-59, див. табл. Б.3-Б.7, додаток Б). Такі зразки піддавали дестабілізуючому відпалу для розпаду залишкового аустеніту з одиничним і циклічним нагріванням від низьких до підвищених температур (табл.6.1). Ці режими і результати статистичної оцінки структуроутворення були використані для побудови моделей процесу термічної обробки. Аналізували металографічні зображення, які відрізнялися параметрами термічної обробки. Структуру оцінювали за розробленим оптико-математичним методом [199], із застосуванням гідродинамічних аналогій, в результаті якого побудовані гістограми розподілу умовних кольорів, відповідних виявленому фазовому складу сплаву (див. табл. Б.2, додаток Б). Побудову моделей технологічного процесу термічної обробки проводили на базі обчислювального експерименту із застосуванням методів математичного 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 математич-

них моделей на відповідність реальним експериментальним даним процесам ТО.

Таблиця 6.1 - Параметри досліджуваних режимів термічної обробки

$k^*$	Часові 1( $\tau_k$ , год) і 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		

Продовження табл. 6.1

$k^*$	Часові 1( $\tau_k$ , год) і 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															
	9		10		11		12		13		14		15		16	
1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2	0,5	600	0,33	200	0,5	500	0,42	475	0,91	475	0,67	500	0,36	500	0,41	520
3	1,5	600	1,33	200	1,5	500	3,42	475	3,58	475	7,16	500	7,36	500	6,41	520
4	22	70	24,3	20	22,5	50	42,3	20	23,1	20	23,6	60	25,2	80	23,4	80
5					23	500			23,5	475						
6					24	500			29,2	475						
7					46	50			46,7	20						

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

### 6.1.1. Уніфікування параметрів експериментальних режимів

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 (див.табл.6.1 і рис.6.1). Для цього була розроблена і використана узагальнена методика розрахунку таких параметрів. При моделюванні використовували такі приведені (усереднені) параметри, як температура 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 [273-275]. В даному випадку, така фігура є площею, наведеною під графіком режиму ТО (див. рис.6.1), а її висота - приведені значення температури. Тоді,

приймаючи, наприклад, в якості простої фігури прямокутник, значення приведеної температури дорівнюватиме площі фігури, поділеної на ширину його основи. Як площу розглядали певний інтеграл, а інтервал інтегрування (загальний час процесу) - як ширину його основи. Тоді узагальненим поняттям приведеної температури буде середнє значення певного інтеграла (площі графіка режиму ТО, див. рис.6.1), поділеного на загальний час процесу обробки. Аналогічно, приведена (усереднена) швидкість процесу - це інтеграл від похідної, поділений на різницю між верхньою і нижньою межею інтегрування (загальний час процесу).

Для обчислення застосовували скінчено-різницеve представлення моделі, при якому в дискретному вигляді, ці значення обчислювали за такими формулами. З даних табл.6.1, знаходили швидкість процесу термообробки для кожного інтервалу температур за формулою:

$$v_k = \frac{T_k - T_{k-1}}{\tau_k - \tau_{k-1}}, \quad (6.1)$$

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:

$$T_{п1}^l = \frac{\sum_1^n (T_k + T_{k-1})}{k}, \quad (6.2)$$

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 формулі (6.2), обчислювали  $T_{п2}^l$  - приведену температуру тільки нагріву та витримки для  $l$ -го режиму ТО.

$$T_{п2}^l = \frac{\sum_1^n (T_k - T_{k-1})}{k} \quad (6.3)$$

Приведена швидкість для всього процесу термообробки:

$$v_{п1}^l = \frac{\sum_1^n v_k \cdot (\tau_k + \tau_{k-1})}{\tau_l}, \quad (6.4)$$

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), обчи-

слювали  $v_{п2}^l$  – приведену швидкість тільки нагріву і витримки для  $l$ -го режиму ТО.

$$v_{п1}^l = \frac{\sum_1^n v_k \cdot (\tau_k - \tau_{k-1})}{\tau_l} \quad (6.5)$$

На прикладі режиму №1 (див. табл.6.1), розглянемо розрахунок приведених температур і швидкостей обробки. Вихідні дані для першого режиму представлені в табл.6.2. Тоді значення наведених температур і швидкостей, згідно (6.2) - (6.5), будуть рівні:  $T_{п1}^1 = 427,8^\circ\text{C}$ ;  $T_{п2}^1 = 562,5^\circ\text{C}$ ;  $v_{п1}^1 = 3,4^\circ\text{C}/\text{год}$ ;  $v_{п2}^1 = 375^\circ\text{C}/\text{год}$  відповідно.

Аналогічно, були розраховані приведені параметри для всіх експериментальних режимів ТО (табл.6.3). 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 подальших записах, литий стан сплаву позначали як режим №0.

В подальшому, для спрощення, використовували наступні позначення:  $T$  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.

### 6.1.2. Обчислювальний експеримент

На етапі обчислювального експерименту, було проведено якісний і кількісний аналіз хромовмісного сплаву розробленим 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 [276,277]. 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 [120,277]. Виключення негативних наслідків спадковості в металургії базується на оцінці впливу шихти і технології виплавки на якість кінцевої продукції.



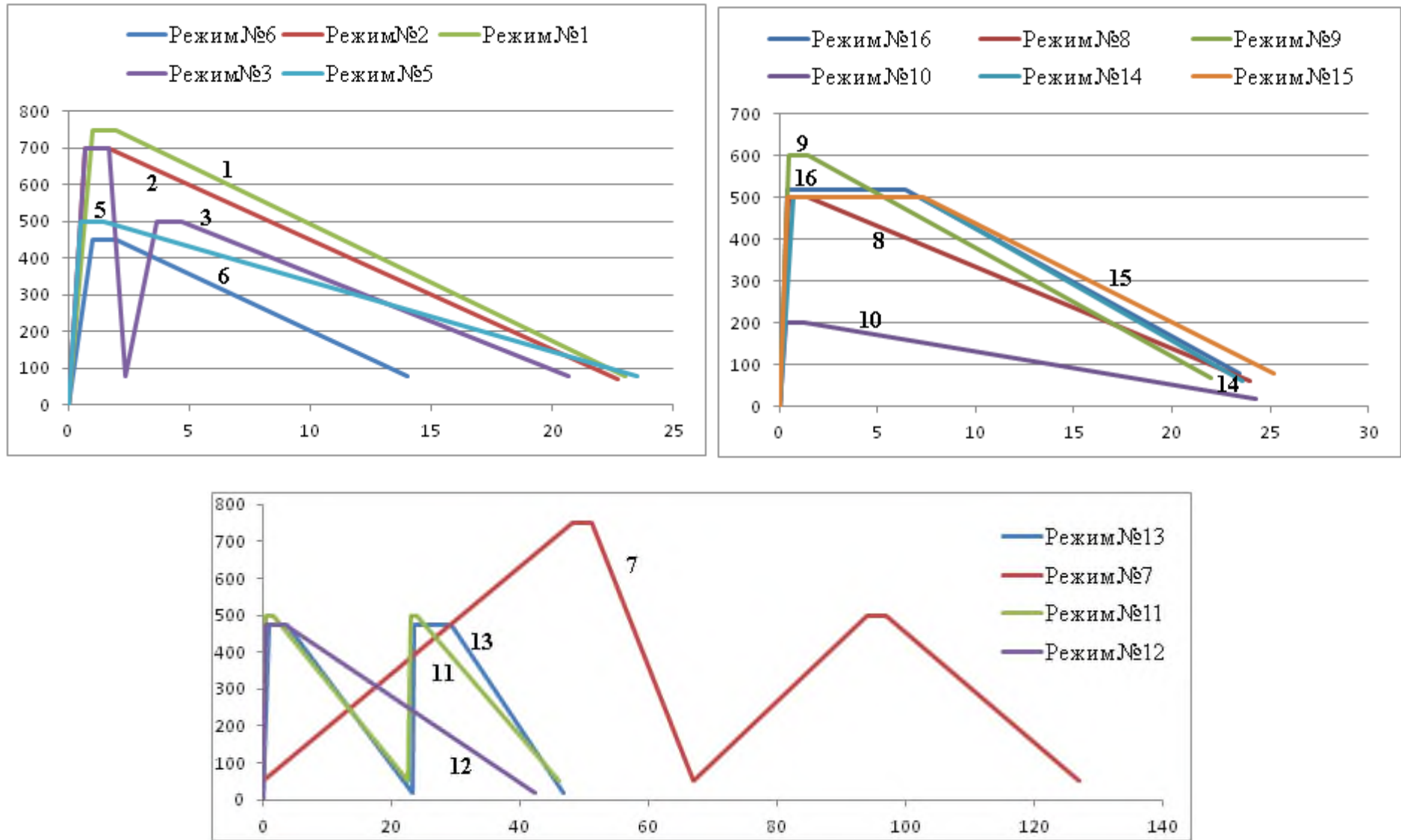


Рисунок 6.1 - Схеми експериментальних режимів термічної обробки зразків, відповідні табл.6.1

Таблиця 6.2 - Значення параметрів першого режиму термічної обробки

$\tau_k$ , год	$T_k$ , °C	$v_k$ , °C/год		
0	0	750	0	-31,9
1	750			
2	750			
23	80			

Таблиця 6.3 - Приведені значення параметрів\* режимів ТО

$T_{п1}^l$ , °C	$v_{п1}^l$ , °C/год	$\tau_l$ , год	$T_{п2}^l$ , °C	$v_{п2}^l$ , °C/год	$\tau_2$ , год	№ режиму ТО ( $l$ )
427,8	3,4	23,0	562,5	375,0	2,00	1
397,8	3,0	22,7	559,5	419,1	1,67	2
351,8	3,8	20,7	537,2	262,1	2,67	3
298,0	3,4	23,5	416,6	333,3	1,50	4
275,3	5,7	14,0	337,5	225,0	2,00	5
272,0	3,4	23,5	375,0	300,0	1,50	6
430,7	0,0	127,0	450,0	8,6	81,0	7
288,5	2,4	24,0	416,6	333,3	1,50	8
346,2	3,1	22,0	500,0	400,0	1,50	9
113,5	0,8	24,3	175,1	150,3	1,33	10
272,8	1,0	46,0	416,6	333,3	3,00	11
263,5	0,4	42,3	445,8	138,8	3,42	12
288,0	0,4	46,7	443,2	96,0	9,68	13
336,1	2,1	23,6	476,6	69,8	7,16	14
347,7	3,1	25,2	487,7	67,9	7,36	15
355,7	3,4	23,4	503,3	81,1	6,41	16
356,7	1,6	47,5	411,1	260,0	4,50	17
345,6	1,7	46,5	460,5	325,6	3,47	18

\*Параметри:  $T_{п1}^l$  - приведена температура для всього  $l$ -го режиму ТО;  $v_{п1}^l$  - приведена швидкість для всього  $l$ -го режиму ТО;  $\tau_l$  - повний час режиму ТО;  $T_{п2}^l$  - приведена температура тільки нагріву та витримки режиму ТО;  $v_{п2}^l$  - приведена швидкість тільки нагріву та витримки режиму ТО;  $\tau_2$  - час тільки нагріву та витримки режиму ТО

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 закладеної інфор-

мації визначається фізичними і хімічними властивостями елементів, що утворюють багатокомпонентний сплав. Численні дослідження [62,279-281] свідчать про різні фактори, які суттєво впливають, як в процесі металургійного виробництва, так і при виготовленні, а також експлуатації готового виробу. До таких факторів можна віднести вміст мікрокомпонентів (легуючі елементи; складні неметалеві включення; різні мікродомішки компонентів, що мають негативний вплив на механічні та експлуатаційні властивості сплаву, такі як, фосфор, сірка, миш'як, сурма та ін.), що здатні впливати на ступінь евтектичності сплаву, тим самим зрушуючи критичні температури фазових перетворень і змінюючи співвідношення фаз. Так, наприклад, положення ліній початку та закінчення евтектоїдного розпаду аустеніту білого чавуну залежить від його передісторії: бейніті та мартенситні структури формуються не шляхом різкого охолодження, що призвело б до появи гартівних тріщин у виливках, а за допомогою легуючих елементів (Ni, Cr, Cu, Mn і ін.) стабілізуючих аустеніт [62]. Відповідно даними [279], ймовірність прояву структурної спадковості різко зменшується, якщо сплав з великим зерном аустеніту, сформованим при литті, охолоджується в умовах, що забезпечують повний його розпад в перлітній області. Саме тому структурна спадковість значно частіше і різкіше 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 високохромистих валків листопрокатних станів гарячої прокатки, що забезпечують такі експлуатаційні показники, як високу зносостійкість (для запобігання зміни профілю прокату в зоні деформації); незначну схильність до утворення сітки розпалу для запобігання викришування, особливо при великих і нерівномірно розподілених зусиллях прокатки; високу механічну міцність; невеликі залишкові напруги; якісне з'єднання робочого шару і серцевини (для запобігання утворенню тріщин і їх розвитку), обумовлюють вузький інтервал розкиду хімічного складу робочого шару таких виробів: 16-18%Cr і 2,7-2,9%C. Виготовлення валків здійснюється на основі виливки і обробки заготовок в ході таких технологічних процесів, як металургійного та механічної обробки. 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 напруже-

но-деформованого стану, зміною фазового і структурного складу, вихідної геометричної форми, розвитком анізотропії властивостей і іншими факторами [3,281]. 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, вперше були оцінені 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 постійний суцільний контроль.

На основі проведених вище досліджень (див. Розділи 3 і 5), запропоновані показники, що характеризують структуру хромовмісних сплавів, що найбільш схильні до змін під впливом термічної обробки і мають значний вплив на властивості досліджуваного об'єкта. До них відносяться характеристики, які враховують фазовий склад; що оцінюють ступінь неоднорідності структури, в тому числі локальної, шляхом виявлення фаз, дислокацій (див. Розділ 5); коерцитивну силу, а також механічні властивості, серед яких найбільш значуща, обумовлена діючою нормативно-технічною документацією, є твердість.

Для отримання адекватних математичних моделей, близьких до реального процесу термообробки, обчислювальний експеримент проводили, оцінюючи статистично значущу кількість функцій, що описують такі характеристики. Для достовірності оцінки застосовували характеристики, одержувані за допомогою оптико-математичного аналізу, з використанням різних підходів і оцінок структурного стану сплаву, заснованих на фізичних аналогіях. Відповідно до цього всі використовувані характеристики можна умовно розділити на 4 групи (табл.В.1, додаток В). До цих груп належать наступні.

*Група I* – включає характеристики, що обчислюються на основі гідродинамічних аналогій (рішенням рівняння Нав'є-Стокса), стосовно до процесів структуроутво-

рення з оцінкою формованих фаз (враховує дифузійні процеси, зміну щільності фрагмента), в тому числі, при дисперсійному твердінні [188]. У свою чергу, 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, які враховували статистичний розподіл сусідніх пікселів (мають свій умовний колір) в локальних фрагментах зображення, за аналогією з розподілом бозе-частинок, за мікростанами, де в кожному енергетичному стані (аналогічно фрагменту зображення мікроструктури заданого розміру) може перебувати довільне їх число [226]. 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 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, коерцитивної сила і глибина робочого шару (відповідно,  $P_{107-108}$ ). Для цих характеристик були побудовані кореляційні залежності з досліджуваних режимом термообробки. При розрахунку використовували усереднені (див. табл.6.2) параметри. Розраховано їхні значущість і парні, а також множинні коефіцієнти кореляції. Для запобігання переповнення розрядної сітки комп'ютера, внаслідок значного числа характеристик, що розраховуються,

проводили корекцію коефіцієнтів при чинниках для кожної кореляційної залежності, шляхом множення або ділення на певну величину, що задається в кожному випадку. Розраховані таким чином коефіцієнти, були використані при побудові моделей процесу термообробки. Для завдання конкретної структури при побудові таких кореляційних залежностей, використовували фактор спадковості структурного стану сплаву, що враховує його литому стані. Для цього в рівняння кореляційної залежності введений параметр:

$$H_i = \frac{P_{i_{\text{ТО}}}}{P_{i_{\text{Л}}}}, \quad (6.6)$$

де  $H_i$  - фактор спадковості металу для  $i$ -ї характеристики (див. табл.В.1, додаток В);  $P_{i_{\text{Л}}}$ -величина оцінюваної характеристики в литому стані;  $P_{i_{\text{ТО}}}$ - величина оцінюваної характеристики після кожного досліджуваного режиму термообробки.

Для розрахунку фактору спадковості використовували експериментальні дані конкретної структури валкового високохромистого чавуну (див. додаток Б). Для них проведено обчислення всіх введених характеристик (див. табл.В.1, додаток В) структур в литому стані (фотографії №1, 2, 10,11, 16-21, 45,46, 56-59, див. табл. Б.3-Б.7, додаток Б) і після заданих режимів ТО (див. табл.6.2 і додаток Б).

Для кожного з 18-ти проведених режимів термічної обробки, було отримано по п'ять значень фактору спадковості  $H_i$  (за кількістю розглянутих валків) для аналізованих характеристик (див. табл.В.1, додаток В).

На основі проведених розрахунків, оцінили тісноту зв'язку між аналізованими характеристиками в литому ( $P_{i_{\text{Л}}}$ ) і термообробленому станах ( $P_{i_{\text{ТО}}}$ ) за формулою:

$$P_{i_{\text{ТО}}} = a_0 + a_1 \cdot P_{i_{\text{Л}}}, \quad (6.7)$$

де  $P_{i_{\text{ТО}}}$  і  $P_{i_{\text{Л}}}$  –  $i$ -а характеристика, що описує структуру після ТО і в литому стані, відповідно;  $a_0$  – вільний член;  $a_1$  – коефіцієнт при факторі (залежить від структури металу).

Розрахунок кореляційних залежностей проводили методом найменших квадратів за лінійною моделлю. Отримані залежності представлені в табл.В.2, додаток В. Встановлено, що характеристики  $P_8, P_{14}, P_{20}$  практично не змінюються при термічній обробці ( $r \ll 0,01$ ); характеристики  $P_9, P_{11}, P_{13}, P_{15}, P_{19}, P_{21}, P_{31}, P_{57}$  – мають низьку тісноту зв'язку між литим і термообробленим станом ( $r < 0,1$ ). Слід очікувати, що вплив цих характеристик при розгляді механізмів структуроутворення для побудови моделей процесу термічної обробки буде мізерно малим. Однак для отримання аде-

кватних математичних моделей, при подальших дослідженнях були виключені в розрахунках тільки характеристики, які виражали нульові значення дивергенції і лапласіана -  $P_8$  і  $P_{14}$  відповідно, а також потужності дисипації енергії -  $P_{20}$ . З огляду на це отримано залежності значень показників, що характеризують структурний стан сплаву, по глибині робочого шару (табл.В.3, додаток В).

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 [52,142,213,262]. Слід зауважити, що показники, що 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 серцевини), що відповідає відомим уявленням.

Встановлено, що характеристики  $P_5, P_7, P_9, P_{13}, P_{15}, P_{17}, P_{25-28}, P_{49}, P_{50}, P_{55}$  (див. табл.В.1, додаток В) мають низьку тісноту зв'язку між литим і термообробленим станом ( $r < 0.1$ ). Це можна пояснити малою товщиною робочого шару (до 60мм), щодо габаритів досліджуваних виливків, а також досить значним ступенем однорідності, а також щільності металу робочого шару, внаслідок застосовуваної технології відцентрового лиття при виготовленні виробів [3,4]. Тому, при побудові математичних моделей процесу термічної обробки для таких виробів, фактор мінливості структуроутворення глибини робочого шару, не чинив вирішального впливу.

Шляхом побудови кореляційних моделей, була проведена оцінка ступеня впливу різних режимів термообробки (див.табл.6.1 і 6.2), на аналізовані характеристики. Обчислення проводили за формулами:

$$P_i = a_0 + a_1 \cdot T + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot T_2 + a_4 \cdot \tau_2, \quad (6.8)$$

$$P'_i = a_0 + a_1 \cdot v + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot v_2 + a_4 \cdot \tau_2, \quad (6.9)$$

де  $P_i$  і  $P'_i$  –  $i$ -а характеристика в залежності від параметрів температури і швидкості процесу відповідно;  $T$  - приведена температура режиму;  $\tau$  - повний час режиму;  $T_2$  - приведена температура тільки нагріву і витримки;  $v$  - приведена швидкість режиму;  $v_2$  - приведена швидкість тільки нагріву і витримки;  $\tau_2$  - час тільки нагріву і

витримки режиму;  $a_0$  – вільний член;  $a_1 - a_4$  – коефіцієнти при факторах (залежать від режиму ТО).

За результатами дослідження, для кожної аналізованої характеристики були відібрані такі моделі, які мали максимальний коефіцієнт кореляції. Згідно з отриманими залежностями, був проведений аналіз, що дозволив оцінити такі режими ТО (температурні параметри і швидкості процесу), які мають найбільший вплив на процеси структуроутворення. Для режимів термічної обробки, які мають хорошу тісноту зв'язку ( $R_{\text{мн}} > 0,4$ ) з характеристиками ( $P_i$ ), що описують структурний стан системи, були розраховані фактори спадковості ( $H_i$ ) характеристик  $P_i$ , і проведено ранжування по їх зменшенням. Встановлено, що за залежностями параметрів швидкості процесу ТО, варіантів, що задовольняють таким умовам, значно менше, ніж - від температурних. Також 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 робити протилежний вплив на досліджувані показники, які характеризують однакові процеси структуроутворення сплавів. Наприклад, для характеристик, що описують дифузійні процеси, коефіцієнти кореляції для лапласіану -  $P_{39-41}$ , вище при розгляді впливу температурних параметрів ТО, тоді як на характеристики  $P_4$  і  $P_{43}$  в більшій мірі впливають швидкість процесу. 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.

У табл.Г.1 і Г.2, додаток Г представлені фактори впливу спадковості, які описують твердість і ступінь неоднорідності структури високохромистого чавуну, що дозволяють оцінити запропоновані режими ТО, з точки зору прогнозування досягнення оптимальної (мінімального ступеня неоднорідності і регламентованої твердості [80]) структури сплаву. В якості критерію оптимізації був прийнятий фактор спадковості по твердості ( $H_{107}$ ) і неоднорідності структури ( $H_{\Sigma}$ ). Останній оцінювали як середню суму відносин ступеня дисперсності (прогнозованої, розрахованої за кореляційною моделлю, щодо литої структури) для кожної складової сплаву по номеру умовного кольору пікселя. Де  $H_{107}$  і  $H_{\Sigma}$  – фактори спадковості по твердості і ступеню дисперсності для мікроструктури сплаву кожного досліджуваного валка відповідно. У наве-



деній таблиці номера аналізованих режимів термообробки ранжовані за зменшенням параметра  $H_{107}$  (стовпець 3) і по зростанню  $H_{\Sigma}$  (стовпець 6) відповідно.

В результаті аналізу встановлено, що обробка по режиму 07 (див.табл.6.1), показує для всіх кореляційних моделей нестабільні результати щодо твердості - високі значення при оцінці впливу температурного параметра і мінімальні, в залежності від ступеня вкладу швидкостей процесу. Разом з тим, в обох випадках, отримані максимальні значення збільшення ступеня дисперсності структури. Це свідчить про інтенсивність дифузійних процесів, що перебігають. Такі результати обумовлюють можливість виникнення додаткових напружень в формованій структурі робочого шару, що може сприяти утворенню тріщин і руйнуванню металу при експлуатації. Тому необхідно коригувати обрані параметри даного режиму з урахуванням габаритів виробу. Також, є небажаним, з точки зору розглянутих факторів, застосування режимів 01 і 10. Оскільки, режим №01 для всіх аналізованих валків показує максимальне зниження твердості при застосуванні досліджуваних температурних режимів, особливо це яскраво виражено для валка №157 (див. додаток Б). Даний результат не відповідає рівню механічних властивостей для даних виробів (зниження твердості, нижче 58HS, робочого шару в результаті проведення відпалу). Це не забезпечує виконання основних вимог до виробу за експлуатаційними показниками, таким як висока зносостійкість (для запобігання зміни профілю прокату в зоні деформації); мала схильність до викришування, особливо при великих і нерівномірно розподілених зусиллях прокатки; достатня механічна міцність [3,189]. Також в результаті термічної обробки, відповідно до режиму №10, не проявляється вплив факторів спадковості і твердості (див. табл.Г.1 і Г.2, додаток Г). У цьому випадку також незначно проявляється вплив ступеня дисперсності, що свідчить про низьку температуру обробки (200°C), що не забезпечує дифузійного процесу. 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.

На етапі обчислювального експерименту, використовуючи отримані значення фактору спадковості  $H_i$ , при якому має місце максимальна кореляція режиму термічної обробки, будували моделі за формулами (6.10), (6.11). Відповідно до отриманих результатами на наступному етапі моделювання, були відібрані характеристики, які мають найтісніший зв'язок із заданими режимами термообробки:

$$P_i = a_0 + a_1 \cdot T + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot T_2 + a_4 \cdot \tau_2 + a_5 \cdot H_i, \quad (6.10)$$

$$P'_i = a_0 + a_1 \cdot v + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot v_2 + a_4 \cdot \tau_2 + a_5 \cdot H_i, \quad (6.11)$$

де  $P_i$  и  $P'_i$  –  $i$ -а характеристика в залежності від параметрів температури і швидкості процесу відповідно;  $T, T_2, v, v_2, \tau, \tau_2$  – параметри режимів ТО (див.табл.6.2);  $H_i$  – параметр спадковості литого стану для  $P_i$ ;  $a_0$  – вільний член;  $a_1 - a_5$  – коефіцієнти при факторах (залежать від режиму ТО і  $H_i$ ). При цьому режими ТО і фактор спадковості вибирали обробленням комп'ютером, виходячи з коефіцієнтів кореляції та значущості параметрів.

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  $P_{47-P62}$ , див. табл. В.1, додаток В). 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 відповідно до методики, викладеної в Розділі 3, за допомогою оптико-математичного аналізу металографічних зображень.

Для подальшого кореляційного аналізу, за результатами оцінки сформувавши допоміжну табл. Г.3, додаток Г, в якій представлені, крім розрахованих величин, що характеризують структурну неоднорідність і ступінь дисперсності фаз, також відповідні їм значення твердості, коерцитивної сили (див. табл.Г.3, додаток Г, стовпець 1: де \* СІ (службова інформація) - допоміжна адресація для визначення факторів спадковості, що враховують будову вихідного литого металу, наприклад, номер 01, в першому стовпці, відповідає твердості в литому стані (77HS для валка №110, див. додаток Б). аналіз даних характеристик (див. табл. Г.3, додаток Г) показує, що після проведення процесу ТО по режиму 11 (циклічна термообробка з нагрівом в інтервал магнітного перетворення спецкарбідів хрому) спостерігається істотне зменшення ступеня неоднорідності сплаву в цілому і мінімальна різниця по характеристикам  $P_{54}$  і  $P_{62}$  складає 12.4 і 12.9% відповідно. Також спостерігається істотне підвищення самих значень характеристик в порівнянні з іншими режимами обробки. Отриманий результат повністю відповідає раніше виконаним дослідженням [169,255].

З використанням кореляційного аналізу проведено дослідження впливу на показники, що характеризують структуру (див. табл.В.1, додаток В), параметрів різних режимів ТО (див. табл.6.3), а також спадкового чинника литого металу, згідно з формулою (6.6). Отримані кореляційні залежності представлені в табл. Г.4 і Г.5, додаток Г. 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) - по вертикалі. Додаткове 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 процесу ТО ( $\tau$ , див. табл. Г.4 і Г.5, додаток Г). Це вказує на те, що твердість виробів знижується зі збільшенням тривалості режиму термічної обробки. Такий результат підтверджується і дослідженнями у виробництві [3]. Це 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 (табл.Д.1, додаток Д), які використовували для визначення тісноти зв'язку між фазами. Встановлено, що між першими 23-а характеристиками (див. табл.В.1, додаток В), 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). Кореляційні рівняння для таких характеристик, як середнє позитивне значення лапласіана ( $P_{16}$ ) і енергетичні параметри, що виражають функцію потужності дисипації енергії ( $P_{21}$ - $P_{23}$ ), мають позитивні знаки біля коефіцієнта при аналізованих факторах і високі показники їх значущості, для всіх випадків  $r=0,986$ . Це свідчить про прямо пропорційний вплив зміни внутрішньої енергії системи на процеси дифузії.

Для вибору найбільш підходящого, з точки зору формування оптимальної структури сплаву, режиму і параметрів ТО на основі значущих груп показників і їх відбору для виконання подальшого етапу моделювання процесу термічної обробки, було досліджено вплив структурної неоднорідності на досягнутий показник твердості (табл. Д.2, додаток Д). В цьому випадку неоднорідність оцінювали відповідно до

ступеня дисперсності фаз, відповідно таблиці, вихідних для розрахунку даних, в литому стані і після ТО (див. табл. Г.3, додаток Г). 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 ( $R_{\text{мн}} > 0,73$ ). Отримані залежності ранжирували спаданням коефіцієнта кореляції. Встановлено, що найбільший вплив на твердість ( $R_{\text{мн}}=0,78$ ) надає структурна неоднорідність, що визначається фазовими складовими, які входять в таблицю вихідних для розрахунку даних під номерами 8, 12, 14 і 16 (див. табл.Д.2, додаток Д). Де 8 і 16 - це горизонтальний і вертикальний ступень дисперсності умовного кольору 5 (ферит, насичений вуглецем - голчасті структури) відповідно. Оскільки для цих факторів знаки перед коефіцієнтами позитивні, а також відзначається найбільша значущість їх показань, то можна стверджувати, що такі структури значно впливають на підвищення твердості в результаті ТО, що відповідає експериментальним дослідженням автора [84]. З огляду на те, що кількість таких фаз на всіх зображеннях досліджуваних структур досягає 5% і вище (див. табл.Б.2, додаток Б), можна з упевненістю стверджувати про адекватність отриманого результату. У це поєднання також входять досягнуті показники по вертикальному напрямку (вздовж осей дендритів) зі ступенем дисперсності: середня всіх фаз (відповідно, номер 22, див. табл. Г.3, додаток Г) та спецкарбіда з номером коду умовного кольору 15 (відповідно, номер 21, див. табл. Г.3, додаток Г). Вплив вертикальної складової в більшій мірі узгоджується зі значним впливом такого фактору, як напрям тепловідведення, на структуроутворення при кристалізації [3].

Аналогічно, розглянуті групи сполучень за ступенями дисперсності фаз, у яких значення коефіцієнтів кореляції з твердістю перевищують 0,745 і 0,73 відповідно (див. табл.Д.2, додаток Д). У першому випадку, залежностей з  $R_{\text{мн}} > 0,745$  виявлено чотирнадцять варіантів. Причому, у всіх випадках, як і при максимальному значенні  $R_{\text{мн}}$ , присутня горизонтальна складова ступеня дисперсності умовного кольору 5, відповідна голчастому фериту (номер 8, див. табл. Г.3, додаток Г), а для одинадцяти випадків і вертикальна складова ступеня дисперсності цієї фази (номер 16 на поверхні валка, див. табл. Г.3, додаток Г). Для другого випадку при  $R_{\text{мн}} > 0,73$ , встановлено тридцять два таких поєднань чинників. Аналогічно попереднім залежностям, в переважній кількості випадків (в 23-х) присутня горизонтальна складова ступеня

дисперсності умовного кольору 5, відповідна голчастому фериту (номер 8, див. табл. Г.3, додаток Г). 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 сполучень інших характеристик по 3-м і 4-м факторам. Вибірку проводили за всіма характеристиками (див. табл.В.1, додаток В), 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). Отримана залежність представлена в табл.6.4.

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  $R_{\text{мн}} > 0.8$ . Кількість таких варіантів припадало на інтервал 20000 і 21000. Тому були проведені додаткові статистичні дослідження з розрахунку гістограм повторюваності кожного фактору в кореляційних залежностях.

Таблиця 6.4 - Кореляційна 3-х факторна залежність твердості від характеристик (див. табл.В.1, додаток В), що описують структуру, з найбільш тісним зв'язком

Номер фактору			Вільний член	Коефіцієнт при факторі			Значущість фактору			$R_{\text{мн}}$
1-го	2-го	3-го		1-м	2-м	3-м	1-го	2-го	3-го	
15	19	29	54.112	-2.306	2.355	-31.778	18.589	0.417	26.848	0.729

У табл. Д.3, додаток Д, наведена статистика частоти (повторюваності) факторів в кореляційних моделях твердості для коефіцієнтів множинної кореляції, що перевищує: 0.8, 0.825, 0.85, 0.875, 0.9. Аналізуючи отриману статистику, було виявлено 43 поєднання таких факторів, які суттєво впливають на рівень твердості сплаву ( $R_{\text{мн}} > 0.9$ ) після ТО. Для наочності на підставі отриманої статистики, сформована табл.6.5, що

включає такі дані. 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%.

Таблиця 6.5 - Поєднання факторів (див. табл.В.1, додаток В) в моделях, що оцінювали твердість при  $R_{\text{мн}} > 0.9$

Номер фактору $P_i$ у виявленому поєднанні				$R_{\text{мн}}$	Номер фактору $P_i$ у виявленому поєднанні				$R_{\text{мн}}$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
2	52	58	98	0.905	43	52	58	98	0.904
4	52	58	98	0.905	44	52	58	98	0.903
5	13	60	108	0.902	45	52	58	98	0.903
7	13	48	52	0.909	46	52	58	98	0.903
12	52	58	98	0.901	47	52	57	79	0.912
13	28	48	52	0.902	47	52	57	96	0.917
13	28	60	108	0.903	49	52	58	98	0.902
15	52	58	81	0.904	50	52	58	81	0.906
15	52	58	98	0.905	50	52	58	98	0.909
19	48	54	108	0.901	51	52	58	81	0.918
21	48	54	108	0.902	51	52	58	98	0.921
27	52	58	98	0.904	52	53	58	81	0.905
29	52	58	81	0.902	52	53	58	98	0.911
29	52	58	98	0.907	52	54	58	98	0.901
30	52	58	81	0.91	52	58	59	98	0.906
30	52	58	98	0.912	52	58	72	98	0.901
34	52	58	98	0.901	52	58	73	98	0.905
36	52	58	98	0.901	52	58	81	89	0.906
38	52	58	98	0.905	52	58	81	103	0.906
39	52	58	98	0.905	52	58	81	108	0.913
40	52	58	98	0.901	52	58	89	98	0.91
42	52	58	98	0.903	52	58	98	103	0.91
					52	58	98	108	0.916

Для порівняння, аналогічні дослідження для валкового хромонікелевого чавуну виявили близько 31% характеристик ступеня дисперсності, з них: ступінь дисперсності карбідних фаз  $\sim 12.5\%$ ; 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, що можна пояснити дисперсійним твердінням 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 хромонікелевих 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.

Також, приблизно, 9% поєднань містять показники, що характеризують функцію потужності дисипації енергії ( $P_{17-23}$ ,  $P_{87-95}$ ,  $P_{101-106}$ ), внаслідок розсіювання енергії при перебігу процесів структуроутворення через інтенсифікацію дифузії при ТО. Близько 3% (2% для хромонікелевих чавунів) поєднання чинників з високим коефіцієнтом кореляції, відображають зв'язок з показаннями коерцитивної сили ( $P_{108}$ ), що узгоджується з раніше проведеними дослідженнями [3].

На підставі виконаних оцінок, однозначно впливає, що в процесі термічної обробки на твердість найбільший вплив роблять, в порядку убутання (для високохромистого і хромонікелевого чавунів відповідно), характеристики: ступеня дисперсності фаз (до 56 і 36% випадків); неоднорідність структури по мінливості умовних кольорів в поєднаннях (до 16 і 49%); функції потужності дисипації енергії (до 9%); показання коерцитивної сили (3 і 2%). Оскільки на твердість для високохромистих сплавів головним чином впливають характеристики, що описують неоднорідність структури, що оцінюється ступенем дисперсності, представляє інтерес оцінити взаємозв'язок аналізованих характеристик (див. табл.В.1, додаток В) 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 ( $P_{i=47...62}$ ), а також що протікають при ТО дифузійних процесів, які відображають отримані значення середньої дивергенції для голчастих структур ( $P_{02}$ ). Одержано кореляційні залежності з усіма аналізованими характеристиками (див. табл.В.1, додаток В), що описують особливості структуроутворення.

Перебором отриманих по 4 з таких 16-ти факторів, що характеризують ступінь дисперсності і постійного  $P_{02}$ , були обрані їх комбінації з найбільшим коефіцієнтом кореляції. Встановлено, що у всіх випадках фактор  $P_{02}$ , мав високу значущість. Коефіцієнти кореляції за всіма аналізованими факторами також мали високі значення, у багатьох випадках  $R_{\text{мн}} > 0.9$ . Для обробки результатів використовували дані зі сформованої допоміжної таблиці (див. табл. Г.3, додаток Г). Отримані дані представлені в табл.Д.2, додаток Д. На підставі яких відібрані характеристики (див. табл.Д.4, до-

даток Д), найбільш залежні від факторів, що описують ступінь дисперсності ( $P_{i=47...62}$ ), 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 ( $P_{i=05,07,09,11,13,17,19,21}$ ).

### 6.1.3. Моделювання режимів термічної обробки

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 (див. табл.В.1, додаток В), 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 (див.табл.6.3). Потім, з урахуванням кореляційних залежностей, за формулою (6.10) розраховували всі вибрані значення аргументів (характеристик  $P_i$ ) для кожного, що задавався 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 по 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 модельованим режимам термічної обробки (де  $n$ -номер такого режиму).

Виходячи з того, що отримані кореляційні залежності лінійні, див. формулу (6.10), і графік кожної розрахованої за ними гістограми можливо уявити тільки од-



ним з 4-х певних видів кривих (опуклі або увігнуті, а також, убувальні або зростаючі), можна стверджувати, що можливий тільки один перегин кривої, відповідний екстремальному значенню функції характеристики  $P_i$ . Відповідно до цього, у всіх отриманих гістограмах по аргументам функції ( $P_i$ ), проводили відбір максимальних або мінімальних значень, що знаходяться в одному з  $n-1$  інтервалів, відповідних досліджуваного  $n$ -му режиму ТО.

На другій стадії досліджень з використанням алгоритму проводили пошук оптимальних параметрів процесу термічної обробки ( $T, \tau, T_2, \tau_2$ ), шляхом поступового звуження інтервалів їх значень. При проведенні обчислювального експерименту будували кореляційні залежності, за формулою (6.12), де в якості фактора спадковості брали значення характеристик  $P_i$ , відібраних при виконанні 1-го етапу за трьома гістограми для значень  $H_i$ , що відрізняються. Температурні і часові параметри всього процесу ( $T$  і  $\tau$ ) задавали у вигляді функцій за допомогою генератора випадкових чисел в інтервалі (0,1).

$$P_i = a_0 + a_1 \cdot T + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot (b_0 + b_1 \cdot T) + a_4 \cdot (c_0 + c_1 \cdot \tau) + a_5 \cdot P_{i_1}, \quad (6.12)$$

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:

$$T = T_{min} + (T_{max} - T_{min}) \cdot R_1, \quad (6.13)$$

$$\tau = \tau_{min} + (\tau_{max} - \tau_{min}) \cdot R_2, \quad (6.14)$$

де  $T_{min}$  і  $T_{max}$  - мінімальне і максимальне значення середньої температури режиму, що задаються;  $R_1, R_2$  - випадкові рівномірно розподілені на відріжку (0,1) числа, що генеруються;  $\tau_{min}$  и  $\tau_{max}$  - 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 залежностями:

$$T_2 = b_0 + b_1 \cdot T, \quad (6.15)$$

$$\tau_2 = c_0 + c_1 \cdot \tau, \quad (6.16)$$

де  $b_0$ ,  $b_1$  и  $c_0$ ,  $c_1$  – коефіцієнти, що розраховуються за кореляційними залежностями між середніми температурами і часом всього процесу нагріву, а також витримки відповідно, при максимальному значенні коефіцієнта кореляції  $R_{\text{мн}}=0.927$ , 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 (6.12), 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 алгоритму проводили заново доти, поки не був отриманий максимально вузький інтервал значень параметрів режимів ТО, при яких 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 вибирали - 1000. Відповідно були отримані гістограми розподілу значень  $P_i$  в залежності від величини параметрів для тисячі режимів термічної обробки. Для трьох варіантів гістограм отримували відповідні значення з різними спадковими факторами. На завершення з отриманих гістограм вибирали такі режими ТО, які відповідали їх оптимальним значенням.

Оскільки вимоги до твердості і фазового складу є головними для виробів, що виготовляються з досліджуваних хромовмісних сплавів [3,189], то як приклад, розглянули рішення оптимізаційної задачі для функцій, які характеризують ці показники: твердості ( $P_{107}$ ) і частки аустеніту ( $P_{72}$ ) відповідно, що впливають на рівень властивостей, та додатково голчастого фериту ( $P_{68}$ ), а також структурну неоднорідність у вигляді 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 відпалу для розпаду залишкового аустеніту проводили для виробів з високохромистого чавуну (див. табл. Б.3-Б.7, додаток Б).

При використанні першої стадії алгоритму, був проведений обчислювальний експеримент, в результаті якого були отримані гістограми розподілу аргументів функцій, що оптимізуються (відповідні мінімального, середнього і максимального значення фактору спадковості  $H_i$ ), які характеризують структурний стан досліджуваного сплаву після експериментальних режимів дестабілізуючого відпалу, за табл.6.3 (див.рис.6.1). Отримані в результаті виконання першої стадії досліджень, відповідно до алгоритму, гістограми розподілу аргументів функцій запропонованих характеристик представлені в табл.6.6-6.8. При цьому, кожен отриману 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 фази карбиду, впливає структура металевої матриці, було проведено дослідження фактору режиму ТО (різних відпалів), при яких формуються голчасті структури, що максимально сприяють її підвищенню (див.табл.6.7).

Проте, при моделюванні процесу термічної обробки для виробів, що працюють в умовах, які викликають фазові перетворення (високі питомі тиски, циклічні температурні впливи, тертя і т.ін.), що призводять до дестабілізації структури, необхідно враховувати такий фактор, як наявність залишкового аустеніту. Для цього проведено дослідження з виявлення впливу режимів ТО на розпад залишкового аустеніту з урахуванням фактору спадковості структури литого металу (див. табл. 6.8).

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, представляється необхідним включення в математичну модель також характеристик, що описують зміну дислокаційної структури і ступеня неоднорідності не тільки поруч розташованих зерен, але локальних зон - в межах одного. Фазові перетворення, які відбуваються в результаті дестабілізуючої термічної обробки в хромовмісних сплавах, викликають підвищення інтенсивно-

сті дисипації вільної енергії (як функції потужності) і зміни дислокаційної структури, що призводить і до її рухливості, часткової анігіляції і зменшення неоднорідності. Тому, як оптимальний критерій, що описує зміни дислокаційної структури, використовували максимальне значення функції потужності дисипації енергії. У зв'язку з цим, були проведені дослідження по виявленню впливу режимів ТО на локальну фазову неоднорідність, а також зміна потужності дисипації енергії при розвитку структурних напружень з урахуванням різного ступеня впливу фактора спадковості (табл. 6.9-6.11). 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 ( $\sim 2-3$  значення). Це вказує на необхідність побудови моделі процесу ТО шляхом пошуку компромісних режимів, які відповідають оптимальним значенням всіх розглянутих функцій. Отримані гістограми дозволяють виявити режими ТО, в результаті яких можливе отримання максимальних показників твердості, частки голчастих структур, мінливості по сполученням 4-х і 5-ти умовних кольорів на фрагментах зображень  $3 \times 3$  пікселя, а також потужності дисипації енергії і мінімального значення частки залишкового аустеніту. За табл.6.6-6.11, такими режимами є: по гістограмі 1 (що відповідає мінімальному значенню фактору спадковості): режим 5 - твердість ( $P_{107Л}$ ) і частка голчастих структур ( $P_{68Л}$ ); режим 4 – частка залишкового аустеніту ( $P_{72Л}$ ); 8 і 6 - мінливість поєднань умовних кольорів ( $P_{99}$  і  $P_{100}$ ), а також 11 - ( $P_{106}$ ) характерний для потужності дисипації енергії. За гістограмою 2, яка відповідає середньому показнику фактору спадковості, з урахуванням твердості і частки голчастих структур, показники близькі до режиму 6; частка залишкового аустеніту мінімальна при ТО по режиму 4; мінливість поєднання умовних кольорів ( $P_{99}$  і  $P_{100}$ ) і потужність дисипації енергії ( $P_{106}$ ) оптимальні за режимом 11. За гістограмою 3 (для максимального значення фактору спадковості) твердість і частка голчастих структур відповідає режиму 7; за часткою залишкового аустеніту - режиму 5; мінливості поєднання умовних кольорів ( $P_{99}$  и  $P_{100}$ ) і потужності дисипації енергії ( $P_{106}$ ) - режиму 11.

Ці режими ТО використовували при виконанні 2-го періоду розрахунків за алгори-

тмом, де для виконання 1-го циклу обчислень використовували формули (6.14)-(6.18). Далі, аналогічно раніше наведеним, були виконані 1000 циклів обчислень другого періоду. Для зручності аналізу, розраховані значення параметрів режимів термічної обробки були відсортовані послідовно по їх зростанню з урахуванням часу нагріву і витримки, середньої температури нагріву і витримки, а також відповідно до загального часу і температурою режиму відповідно. У табл.6.12-6.17 представлені тільки ті частини гістограм, які відповідають режимам ТО, у яких коефіцієнт кореляції  $> 0.9$ .

В отриманих моделях (див. табл. 6.12-6.17) вказані приведені 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 (усереднені) режими термічної обробки співвідносили з реальними використовуваними параметрами шляхом вирішення системи рівнянь за формулами (6.2) і (6.3) для кожного етапу обробки даних.

Таблиця 6.6 - Гістограми розподілу твердості, залежно від модельованих режимів ТО в заданих 10 інтервалах значень, при різному факторі спадковості литого стану

№ модельованого режиму ТО (n)	Гістограма 1 ( $P_{107Л} = 62$ HS)		Гістограма 2 ( $P_{107Л} = 70$ HS)		Гістограма 3 ( $P_{107Л} = 77$ HS)	
	частка, %	$P_{107}$	частка, %	$P_{107}$	частка, %	$P_{107}$
1	0	50	0	50	0	50
2	18,8	53,5	0	53,5	0	53,5
3	33,9	57	19,5	57	0	57
4	33,6	60,5	33,8	60,5	25,1	60,5
5	13,7	64	33,3	64	31,5	64
6	0	67,5	13,4	67,5	34,7	67,5
7	0	71	0	71	8,7	71
8	0	74,5	0	74,5	0	74,5
9	0	78	0	78	0	78
10	0	81,5	0	81,5	0	81,5
11	0	85	0	85	0	85

Аналізуючи отримані математичні моделі з найбільшими коефіцієнтами кореляції (див.табл.6.13-6.17), встановлено, що найбільші значення для оцінюваних характеристик  $R_{68}$ ,  $R_{99}$ ,  $R_{100}$ ,  $R_{106}$ , 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  $920^{\circ}\text{C}$  (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 (6.2) і (6.3), представлена на рис.6.2. Проте, такий режим термічної обробки не відповідає оптимальним значенням характеристики, що описує частку залишкового аустеніту (мінімальному значенню  $P_{72}$  рівному 4.3-4.8%, див. табл. 6.13). При цьому режимі також не спостерігається достатнього зв'язку твердості з литим станом (коефіцієнт кореляції менше заданого рівня - див. табл. 6.12).

Таблиця 6.7 - Гістограми розподілу частки голчастих структур, в залежності від модельованих режимів ТО в заданих 10 інтервалах значень, при різному факторі спадковості литого стану

№ модельованого режиму ТО (n)	Гістограма 1 ( $P_{68\text{Л}} = 10.9\%$ )		Гістограма 2 ( $P_{68\text{Л}} = 18.8\%$ )		Гістограма 3 ( $P_{68\text{Л}} = 26.6\%$ )	
	частка, %	$P_{68}$ , %	частка, %	$P_{68}$	частка, %	$P_{68}$ , %
1	0	6	0	6	0	6
2	0	8.1	0	8.1	0	8.1
3	20.2	10.2	0	10.2	0	10.2
4	70.4	12.3	9.5	12.3	0	12.3
5	9.4	14.4	68.2	14.4	2.1	14.4
6	0	16.5	22.3	16.5	60.9	16.5
7	0	18.6	0	18.6	37	18.6
8	0	20.7	0	20.7	0	20.7
9	0	22.8	0	22.8	0	22.8
10	0	24.9	0	24.9	0	24.9
11	0	27	0	27	0	27

Таблиця 6.8 - Гістограми розподілу частки аустеніту, в залежності від модельованих режимів ТО в заданих 10 інтервалах значень, при різному факторі спадковості литого стану

№ модельованого режиму ТО (n)	Гістограма 1 ( $P_{72\text{Л}} = 1.8\%$ )		Гістограма 2 ( $P_{72\text{Л}} = 3.2\%$ )		Гістограма 3 ( $P_{72\text{Л}} = 4.4\%$ )	
	частка, %	$P_{72}$ , %	частка, %	$P_{72}$ , %	частка, %	$P_{72}$ , %
1	0	0	0	0	0	0
2	0	1.2	0	1.2	0	1.2
3	0	2.4	0	2.4	0	2.4
4	47.9	3.6	19.6	3.6	0	3.6
5	51.8	4.8	53.4	4.8	49.6	4.8
6	0.3	6	27	6	50.2	6
7	0	7.2	0	7.2	0.2	7.2
8	0	8.4	0	8.4	0	8.4
9	0	9.6	0	9.6	0	9.6
10	0	10.8	0	10.8	0	10.8
11	0	12	0	12	0	12

Таблиця 6.9

Гістограми розподілу потужності дисипації енергії для поєднання 5-ти умовних кольорів, відповідних виявленим фазам (див. табл.Б.2, додаток Б), в залежності від модельованих режимів ТО в заданих 10 інтервалах значень, при різному факторі спадковості литого стану

№ модельованого режиму ТО (n)	Гістограма 1 ( $P_{106Л} = 0$ )		Гістограма 2 ( $P_{106Л} = 150$ )		Гістограма 3 ( $P_{106Л} = 300$ )	
	частка, %	$P_{106}$	частка, %	$P_{106}$	частка, %	$P_{106}$
1	51.5	0	12.1	0	0	0
2	4.2	30	1.7	30	0	30
3	4.8	60	3.1	60	0.3	60
4	4	90	3	90	0.3	90
5	4.5	120	3.9	120	1.1	120
6	3.4	150	4.1	150	0.8	150
7	4.2	180	3.9	180	1.4	180
8	3.3	210	4.2	210	0.9	210
9	2.8	240	4.8	240	1.2	240
10	3.3	270	4.5	270	2	270
11	14	300	54.7	300	92	300

Таблиця 6.10

Гістограми розподілу мінливості при поєднанні 4-х умовних кольорів, відповідних виявленим фазам (див. табл.Б.2, додаток Б), в залежності від модельованих режимів ТО в заданих 10 інтервалах значень, при різному факторі спадковості литого стану

№ модельованого режиму ТО (n)	Гістограма 1 ( $P_{99Л} = 0\%$ )		Гістограма 2 ( $P_{99Л} = 2.3\%$ )		Гістограма 3 ( $P_{99Л} = 4.6\%$ )	
	частка, %	$P_{99}$ , %	частка, %	$P_{99}$ , %	частка, %	$P_{99}$ , %
1	48.2	0	0	0	0	0
2	10.8	0.5	0.2	0.5	0	0.5
3	13.5	1	2.1	1	0	1
4	9	1.5	3.3	1.5	0	1.5
5	8.2	2	7.5	2	0	2
6	4.7	2.5	8.9	2.5	0	2.5
7	4.4	3	11	3	0	3
8	1.2	3.5	12.5	3.5	0	3.5
9	0	4	10.7	4	0	4
10	0	4.5	13	4.5	1.8	4.5
11	0	5	30.8	5	98.2	5

Таблиця 6.11 - Гістограми розподілу мінливості при поєднанні 5-ти умовних кольорів, відповідних виявленим фазами (див. табл.Б.2, додаток Б), в залежності від модельованих режимів ТО в заданих 10 інтервалах значень, при різному факторі спадковості литого стану

№ модельованого режиму ТО (n)	Гістограма 1 ( $P_{100Л} = 0\%$ )		Гістограма 2 ( $P_{100Л} = 0.55\%$ )		Гістограма 3 ( $P_{100Л} = 1.1\%$ )	
	частка, %	$P_{100}, \%$	частка, %	$P_{100}, \%$	частка, %	$P_{100}, \%$
1	63.1	0	0	0	0	0
2	13.8	0.15	0.1	0.15	0	0.15
3	10.8	0.3	2.5	0.3	0	0.3
4	6.1	0.45	5.1	0.45	0	0.45
5	5.2	0.6	8.6	0.6	0	0.6
6	1	0.75	12.7	0.75	0	0.75
7	0	0.9	15.2	0.9	0	0.9
8	0	1.05	16.2	1.05	0	1.05
9	0	1.2	14.2	1.2	0	1.2
10	0	1.35	11.6	1.35	1.9	1.35
11	0	1.5	13.8	1.5	98.1	1.5

Таблиця 6.12 - Математичні моделі режимів процесу термічної обробки, отримані по оптимізації аргументу функції твердості ( $P_{107}$ )

Гістограма 1 n=5, $P_{107_{max}} = 64HS$					Гістограма 2 n=6, $P_{107_{max}} = 67.5HS$					Гістограма 3 n=3, $P_{107_{max}} = 71HS$				
$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{107}, HS$	$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{107}, HS$	$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{107}, HS$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
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
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
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
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
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
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
110.1	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

Таблиця 6.13 - Математичні моделі режимів процесу термічної обробки, отримані по мінімізації аргументу функції, що характеризує частку залишкового аустеніту ( $P_{72}$ )

Гістограма 1 n=4, $P_{72_{min}} = 3.6\%$					Гістограма 2 n=4, $P_{72_{min}} = 3.6\%$					Гістограма 3 n=5, $P_{72_{min}} = 4.8\%$				
$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{72}, \%$	$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{72}, \%$	$T, ^\circ C$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, \Gamma$	$P_{72}, \%$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
439.6	25.5	596.5	13.2	04.6	439.6	25.5	596.5	13.2	04.3	439.6	25.5	596.5	13.2	04.8
439.0	22.2	595.8	2.1	04.6	439.0	12.2	595.8	02.1	04.2	439.0	12.2	595.8	2.1	04.8
438.5	10.6	595.1	2.0	04.6	347.4	20.2	483.6	02.8	03.6	438.5	10.6	595.1	2.0	04.8
434.8	10.8	590.6	2.0	04.5	347.3	19.8	483.5	02.8	03.6	337.4	42.6	342.8	17.4	01.8
337.4	42.6	342.8	17.4	01.8	345.1	15.7	480.8	02.4	03.6	271.3	10.6	390.4	2.0	02.7
					337.4	42.6	342.8	17.4	01.8					



Таблиця 6.14 - Математичні моделі режимів процесу термічної обробки, отримані по оптимізації функції, що характеризує частку голчастих структур фериту ( $P_{68}$ )

Гістограма 1 $n=5, P_{68max}=14.4\%$					Гістограма 2 $n=6, P_{68max}=16.5\%$					Гістограма 3 $n=7, P_{68max}=18.6\%$				
$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{68}, \%$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{68}, \%$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{68}, \%$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
337.6	42.6	342.3	17.7	14.3	365.4	10.7	505.6	2.0	16.6	439.0	12.2	595.8	2.1	18.6
286.9	10.3	409.5	1.9	14.4	349.4	11.5	486.0	2.0	16.6	438.5	10.6	595.1	2.0	18.7
286.3	10.6	408.8	2.0	14.6	338.7	12.6	472.9	2.1	16.6	434.8	10.8	590.6	2.0	18.7
282.6	10.2	404.3	1.9	14.5	337.4	42.8	342.8	17.9	16.9	337.4	042.7	342.8	17.8	19.4
113.4	16.1	197.1	2.4	14.9	111.7	12.4	195.0	2.1	17.7	111.6	16.4	194.9	2.5	20.0
111.7	12.4	195.0	2.1	15.2	111.6	16.4	194.9	2.5	17.4	111.3	27.0	194.5	3.4	19.2
111.6	16.4	194.9	2.5	14.9	111.3	27.0	194.5	3.4	16.7	110.1	31.5	193.0	3.7	19.0

Таблиця 6.15 - Математичні моделі режимів процесу термічної обробки, отримані при оптимізації аргументу функції, що характеризує мінливість складу фаз по поєднанню 4-х умовних кольорів в аналізованому фрагменті  $3 \times 3$  пікселя ( $P_{99}$ )

Гістограма 1 $n=8, P_{99max}=3.5$ пікселя					Гістограма 2 $n=11, P_{99max}=5$ пікселів					Гістограма 3 $n=11, P_{99max}=5$ пікселів				
$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{99}$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{99}$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{99}$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
439.6	25.5	596.5	13.2	3.9	439.6	25.5	596.5	13.2	6.6	439.6	25.5	596.5	13.2	8.2
438.5	10.6	595.1	2.0	4.0	439.5	25.2	596.4	3.2	6.6	439.5	25.2	596.4	3.2	8.2
434.8	10.8	590.6	2.0	3.9	439.0	12.2	595.8	2.1	7.5	439.0	12.2	595.8	2.1	8.1
411.1	12.1	561.6	2.1	3.5	337.3	42.6	342.8	17.4	4.6	337.4	42.6	342.8	17.6	7.9
407.4	11.4	557.1	2.0	3.5	147.6	10.7	239.0	2.0	3.8	111.3	27.0	194.5	3.4	5.9
404.1	10.5	553.0	2.0	3.5	136.0	11.8	224.7	2.1	3.6	110.3	41.7	193.3	4.6	5.0
337.3	43.2	352.2	18.9	3.6	131.7	10.5	219.5	2.0	3.7	110.1	31.5	193.0	3.7	5.6

Таблиця 6.16 - Математичні моделі режимів процесу термічної обробки, отримані при оптимізації аргументу функції, що характеризує мінливість складу фаз по поєднанню 5-ти умовних кольорів в аналізованому фрагменті  $3 \times 3$  пікселя ( $P_{100}$ )

Гістограма 1 $n=6, P_{100max}=0.75$ пікселя					Гістограма 2 $n=11, P_{100max}=1.5$ пікселя					Гістограма 3 $n=11, P_{100max}=1.5$ пікселя				
$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{100}$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{100}$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \Gamma$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$\tau_{2, \Gamma}$	$P_{100}$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
439.6	25.5	596.5	13.2	0.8	439.6	25.5	596.5	13.2	1.6	439.6	25.5	596.5	13.2	02.7
438.5	10.6	595.1	2.0	0.9	439.5	25.2	596.4	03.2	1.6	439.5	25.2	596.4	03.2	02.7
434.8	10.8	590.6	2.0	0.9	439.0	12.2	595.8	02.1	1.9	439.0	12.2	595.8	02.1	03.0
411.1	12.1	561.6	2.1	0.8	337.4	42.8	342.8	17.4	1.3	337.4	42.6	342.3	17.7	01.8
407.4	11.4	557.1	2.0	0.8	113.4	16.1	197.1	02.4	1.0	111.3	27.0	194.5	03.4	01.8
404.1	10.5	553.0	2.0	0.8	111.7	12.4	195.0	02.1	1.0	110.3	41.7	193.3	04.6	01.5
337.2	42.7	352.2	18.9	0.7	111.6	16.4	194.9	02.5	0.9	110.1	31.5	193.0	03.7	01.7

Таблиця 6.17 - Математичні моделі режимів процесу термічної обробки, отримані при оптимізації аргументу функції, що характеризує потужність дисипації енергії ( $P_{106}$ )

Гістограма 1 n=11, $P_{106_{max}}=300$					Гістограма 2 n=11, $P_{106_{max}}=300$					Гістограма 3 n=11, $P_{106_{max}}=300$				
T,°C	$\tau$ ,Г	T <sub>2</sub> ,°C	$\tau$ 2,Г	P <sub>106</sub>	T,°C	$\tau$ ,Г	T <sub>2</sub> ,°C	$\tau$ 2,Г	P <sub>106</sub>	T,°C	$\tau$ ,Г	T <sub>2</sub> ,°C	$\tau$ 2,Г	P <sub>106</sub>
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
439.6	25.5	596.5	13.2	615.7	439.6	25.5	596.5	13.2	929.45	439.6	25.5	596.5	13.2	1236.3
439.5	25.2	596.4	03.2	401.6	439.5	25.2	596.4	3.2	713.8	439.5	25.2	596.4	03.2	1026.0
439.0	12.2	595.8	02.1	590.5	439.0	12.2	595.8	2.1	902.8	439.0	12.2	595.8	02.1	1021.7
337.6	42.6	342.3	17.7	397.3	337.6	42.6	342.3	17.7	709.0	337.6	42.6	342.3	17.7	1215.0
210.9	10.5	316.5	02.0	186.5	113.4	16.1	197.1	2.4	233.5	111.3	27.0	194.5	03.4	382.1
203.9	11.8	307.9	02.1	153.2	111.7	12.4	195.0	2.1	284.2	110.3	41.7	193.3	04.6	166.9
197.6	10.9	300.2	02.0	155.2	111.6	16.4	194.9	2.5	224.8	110.1	31.5	193.0	03.7	315.1

Крім того, такий режим термічної обробки при досить тривалій витримці, в разі двошарових біметалевих валків (з робочим шаром з високохромистого і серцевиною - з сірого чавунів), може сприяти інтенсифікації графітизації металу серцевини, деформації шийок і зниження експлуатаційної стійкості виробів.

В результаті проведеного аналізу (рис.6.3), був визначений оптимальний режим ТО, з точки зору компромісного рішення, при якому отримані оптимальні характеристики ( $P_{68}$ ,  $P_{72}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$ ,  $P_{106}$ ,  $P_{107}$ ), забезпечують найменше зниження твердості, (~ на 1-1.5%) в порівнянні з литим станом (див. табл. 6.12), з формуванням мінімальної частки залишкового аустеніту і ступеня локальної неоднорідності структурних складових. Перераховані, за формулами (6.2) і (6.3), 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 приведеному режиму, табл. 6.12-6.17,  $T=337.6^\circ\text{C}$ ,  $T_2=343.1^\circ\text{C}$ ,  $\tau=42.6\text{год}$ ,  $\tau_2=17.7\text{год}$ ).

В результаті проведення 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). Разом з тим, при використанні

такої технології ТО охолодження до  $170^{\circ}\text{C}$ , в умовах відсутності витримки, є не достатньою для найбільш повного розпаду аустеніту з утворенням дисперсних карбідів легovanого цементиту. Отримані в результаті математичного моделювання оптимальні температурні параметри режиму ТО високохромистого чавуну (див. рис.6.3) 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 створюються 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) [3]. Схема такої обробки приведена на рис.6.4.

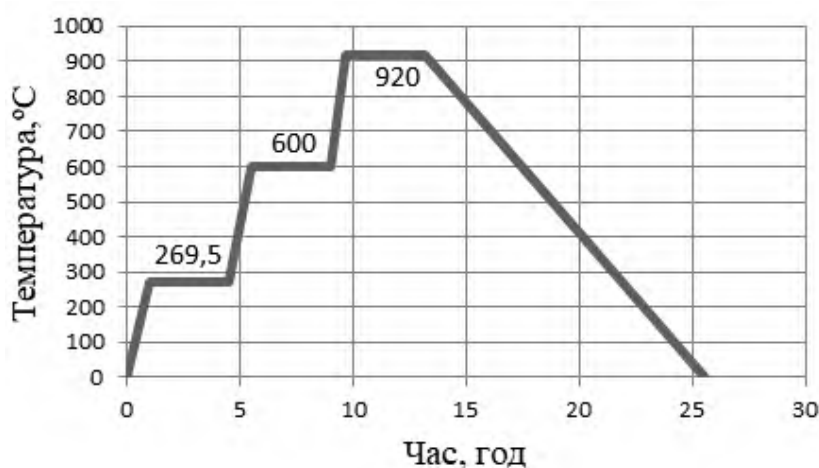


Рисунок 6.2 - Схема режиму ТО, в результаті якої отримані максимальні значення характеристик  $P_{68}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$  і  $P_{106}$

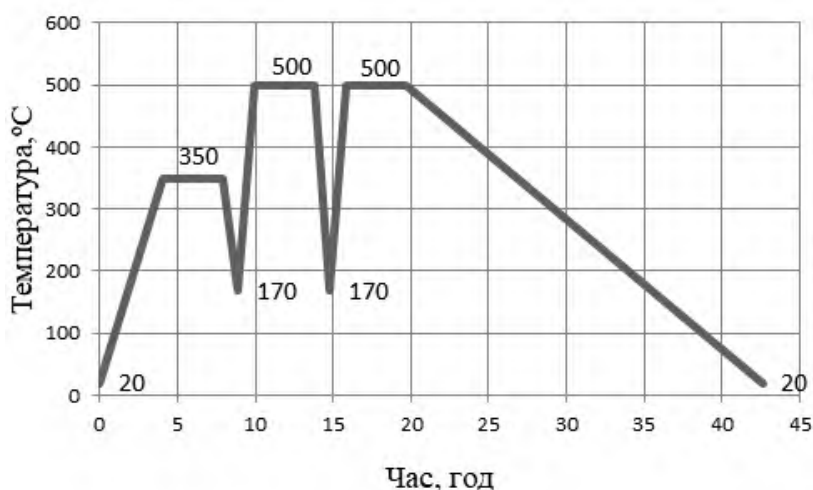


Рисунок 6.3 - Рекомендована схема режиму ТО, що забезпечує отримання оптимальних характеристик  $P_{68}$ ,  $P_{72}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$ ,  $P_{106}$  і твердості ( $P_{107}$ )

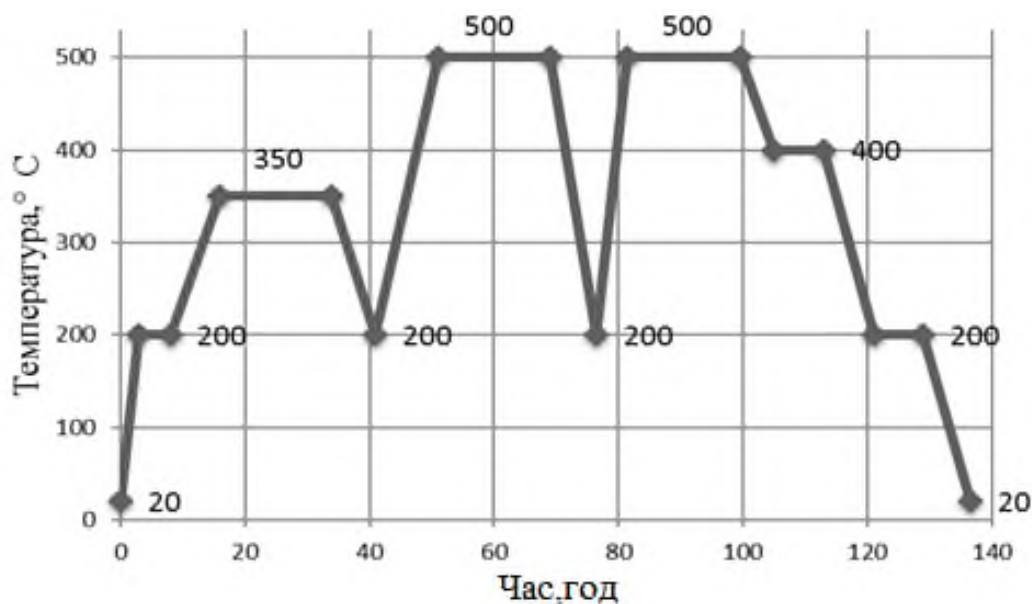


Рисунок 6.4 - Схема циклічного режиму низькотемпературної обробки високохромистих валків, що дестабілізує аустеніт, з нагрівом в області магнітного перетворення легованого цементиту і спецкарбідів

## 6.2. Аналіз адекватності розроблених математичних моделей

На завершальному етапі моделювання була перевірена адекватність розроблених математичних моделей на відповідність реальним процесам термічної обробки шляхом порівняння результатів теоретичних розрахунків з експериментальними даними. Оцінювали тісноту зв'язку характеристик ( $P_i$ ), отриманих на основі використання структур-прототипів валкових високохромистих чавунів, які зазнали термічну обробку в умовах виробництва за експериментальними режимам (див.табл.6.1) з характеристиками, розрахованими при моделюванні. Аналіз проводили зіставленням результатів теоретичних розрахунків з експериментальними даними шляхом побудови між ними кореляційних залежностей. Побудовано кореляційну модель аргументів функцій, що характеризують структурний стан сплаву, в литому стані і після модельованих режимів ТО, визначені коефіцієнти парної кореляції ( $r_{mod}$ ). Також провели порівняння отриманих показники з аналогічними коефіцієнтами для структур-прототипів після ТО ( $r_{експ}$ , див. табл.В.2, додаток В) в виробничих умовах. Для оцінки ступеня впливу термічної обробки на структурний стан системи в обох випадках, розраховували відношення коефіцієнтів анізотропії їх стану в сплаві:

$$\alpha' = \frac{r_{\text{мод}}}{r_{\text{експ}}}, \quad (6.17)$$

де  $\alpha'$  – коефіцієнт анізотропії для  $i$ -ї характеристики (див. табл.В.1, додаток В); величина коефіцієнта парної кореляції:  $r_{\text{експ}}$  – між аргументами функцій, що характеризують структурний стан сплаву, литого і після експериментальних режимів ТО, відповідно табл.б.1;  $r_{\text{мод}}$  – теж саме, але після модельованих режимів ТО.

Аналізуючи отримані значення, встановлено, що велика частина розглянутих характеристик, зменшується при моделюванні. Однак для деяких, таких як з групи I (див. табл.В.1, додаток В), що описують голчасті структури в результаті дифузійних процесів ( $P_4$ ); їх інтенсивність ( $P_{41,46}$ ); вертикальну дисперсність аустеніту ( $P_{58}$ ) і частку фаз фериту ( $P_{67}$ ); з групи II -  $P_{82}$  (див. табл.В.1, додаток В), частку фаз в поєднанні 4-х умовних кольорів з однаковим енергетичним мікростаном, що обчислюються за аналогією з розподілом бозе-частинок в фрагменту  $3 \times 3$  пікселя; з групи III (див. табл.В.1, додаток В.1), що описують неоднорідність за мінливістю умовних кольорів в комбінації різних поєднань ( $P_{98,102,105,106}$ ), встановлено підвищення їх значень.

Розглянуті моделі за 75-а відсотками характеристик, що описують локальну неоднорідність відповідно мінливості, відносяться до групи III ( $P_{96,98-100,102,105-106}$ , див. табл.В.1, додаток В) і мають більш тісний зв'язок з литою структурою, ніж в прототипах. У цих випадках коефіцієнт кореляції підвищується на 4.2% при моделюванні для показника коерцитивної сили ( $P_{108}$ ). Для побудови більш точних моделей ТО, необхідно враховувати ряд додаткових факторів, наприклад, таких як - просторова конфігурація, обсяг, щільність, теплоємність, маса деталі, температура печі і т.ін. Тим часом, підвищення числа факторів призводить до ускладнення моделі, а також до збільшення машинного часу розрахунку. При цьому, кількість вкладу таких значень не перевищуватиме 11.7% від загального вкладу використовуваних в роботі факторів.

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%

(значення відносини коефіцієнтів анізотропії структурного стану сплаву  $\alpha'_{cp}=0,779$ ).

Аналогічно, проведено порівняльний аналіз щодо впливу параметрів температури, швидкості і часу режимів термічної обробки, як оціненими в результаті моделювання, так і експериментальним шляхом по аргументам функцій, що характеризують структурний стан сплаву. Побудовано кореляційні залежності для отриманих моделей, розраховані відносини коефіцієнтів множинної кореляції ( $R''_{mn}$ ) і анізотропії структурного стану сплаву:

$$\alpha'' = \frac{R''_{mn}}{R'_{mn}}, \quad (6.18)$$

де  $\alpha''$  – коефіцієнт анізотропії для  $i$ -ї характеристики (див. табл.В.1, додаток В); значення коефіцієнта множинної кореляції:  $R'_{mn}$ - між аргументами функцій, що характеризують структурний стан сплаву і параметрами експериментальних режимів ТО;  $R''_{mn}$  – теж саме, і параметрами модельованих режимів ТО.

Аналіз отриманих даних показує, що, як і в попередньому дослідженні, зберігається ефект зниження, в середньому, кореляційних коефіцієнтів в запропонованих моделях, в порівнянні з - експериментальними. Це можна пояснити не повним урахуванням характеристик, що описують структурний стан сплаву. Проте, в цілому, збіжність результатів моделювання можна визнати задовільною, оскільки середні коефіцієнти анізотропії структурного стану сплаву, як при дослідженні параметрів термообробки, виражених через швидкість проведення процесу, так і - температури, є 0.896 і 0.611 відповідно. При цьому середнє значення коефіцієнта, з урахуванням всіх параметрів, близько до 1, де  $\alpha''_{cp} = 0,753$ , тобто збіг з аналогічними даними, отриманими в результаті проведення експерименту, в середньому становить 75%.

Отримані результати свідчать про те, що при моделюванні режимів відпалу для валків з робочим шаром з високохромистого чавуну, облік факторів, що характеризують стан структури в результаті проведення тільки процесу термічної обробки, призводить до похибки, яка, в середньому, дорівнює 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.

## ВИСНОВКИ

1. Для обґрунтування і розробки ефективних параметрів термічної обробки (ТО) 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 коерцитивної 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.

2. Розробку оптимальних режимів і параметрів процесу термічної обробки проводили на пробах, відібраних від робочого шару високохромистих двошарових листових валків станів "1700" і "2000" гарячої прокатки. За основу були прийняті 18 експериментальних режимів відпалу, здійснювані в виробничих умовах на валках 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). Показники твердості і коерцитивної сили робочого шару до і після обробки змінювалися в межах від 57HS до 77HS і від 18.2 до 45.6 А/см відповідно. Аналізували металографічні зображення 76 зразків від цих валків в литому стані і після термічної обробки.

3. 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. Найбільш важливими характеристиками є: ступінь неоднорідності структури, в тому числі локальної, що характерна для виявлених фаз і дислокаційної структури, які впливають на твердість і коерцитивної силу. Згідно з різними підходами, такі показники розділили на 4 групи, три з яких відносяться до - теоретичних, оцінюваних, в тому числі, і оптико-математичним аналізом при оцифруванні мета-

логографічних зображень, і одна - стосується характеристик, тільки експериментально отриманих результатів методами неруйнівного контролю. Для достовірності результатів використовували різні методики оцінки структурного стану сплаву, засновані на фізичних аналогіях. Для отримання адекватних математичних моделей, близьких до реального процесу ТО, обчислювальний експеримент проводили, оцінюючи статистично значущу кількість функцій, що описують різні характеристики. Оцінювали 4 умовні групи, в яких: I - відображають характеристики, що обчислюють шляхом застосування гідродинамічних аналогій щодо процесів структуроутворення; II – параметри обчислюють за аналогією розподілу бозе-частинок з урахуванням мікростану сплаву; III - описують неоднорідність по мінливості умовних кольорів в різних комбінаціях поєднань (для фрагмента 3×3 пікселя); IV - оцінюють твердість, фізичні і технологічні параметри термічної обробки.

4. При моделюванні для оцінки конкретної структури використовували фактор спадковості структурного стану сплаву за показниками - литого. Введення цього фактору, практично для всіх досліджуваних варіантів ТО, підвищує коефіцієнт кореляції при моделюванні, в середньому на 9.8%. Врахування показника спадковості дозволяє, не змінюючи коефіцієнтів кореляції, при виробництві нових виробів, прогнозувати рівень їх споживчих властивостей і ступінь структурної неоднорідності після ТО. На початковому етапі, за розробленою узагальненою методикою, уніфікували різні часові, температурні параметри і швидкості проведення процесу. В подальшому такі наведені (усереднені) показники, значно спростили завдання по формуванню вихідних даних і зменшили витрати часу на розробку обґрунтованих параметрів інноваційних технологій.

5. Другий етап моделювання включав в себе обчислювальний експеримент, завданням якого був аналіз чинників, що найбільше впливають на структуру і властивості сплаву в результаті промислових експериментальних режимів ТО з подальшим вибором найбільш значущих факторів для побудови моделі. За основу брали значення характеристик, розрахованих для прототипних структур. В результаті обрані оптимальні характеристики мінімального ступеня неоднорідності і регламентованого рівня твердості структури сплаву. Встановлено, що в процесі термічної обробки найбільший вплив на твердість надають, в порядку зменшення, такі характеристики,



як: ступінь дисперсності фаз, що залежить від спадкових властивостей (до 56%); неоднорідність структури за мінливістю умовних кольорів в поєднаннях (до 16%); функція потужності дисипації енергії (до 9%); показник коерцитивної сили (3%). Низькі показники останніх чинників в даному випадку можуть бути пов'язані з більш вузькими межами статистичної вибірки, що визначає рівень і стабільність процесу виробництва, а також із зоною відбору проб - торцевого кільця від валка, яка характеризується найбільшою швидкістю кристалізації.

6. На третьому етапі проводили математичне моделювання режимів термічної обробки, де в якості параметрів використовували дані, отримані на попередньому. Побудовано моделі де змінювали 1000 параметрів і режимів термічної обробки високохромистого чавуну - дестабілізуючого аустеніт відпалу. Рішення оптимізаційної задачі для функцій, що характеризують твердість, фазовий склад сплаву (частки аустеніту і голчастих структур), а також структурну неоднорідність у вигляді мінливості поєднання умовних кольорів і потужності дисипації енергії, дислокаційної структури показало, що найбільші значення для аналізованих характеристик відповідають ступеню неоднорідності структури після термічної обробки при 3-и ступеневому високотемпературному режимі нагріву зі швидким охолодженням (нормалізацією): нагрівання до  $T=920^{\circ}\text{C}$ , з 2-я ступенями технологічних зупинок при нагріванні:  $269.5^{\circ}\text{C}$  і  $600^{\circ}\text{C}$  та загальним часом режиму  $\tau=25.5$  год, часом тільки нагрівання і охолодження  $\tau_2=13.2$  год. Проте, такий режим термічної обробки не прийнятний для двошарових валків з різнорідного металу. Така обробка призводить до зниження рівня твердості нижче заданого значення.

7. Оптимальним, як компромісне рішення, що враховує розглянуті характеристики і вимоги, які пред'являються до рівня твердості, є низькотемпературний режим термічної обробки, що включає в себе 3 циклу нагріву до температур  $350^{\circ}\text{C}$ ,  $500^{\circ}\text{C}$ ,  $500^{\circ}\text{C}$  з охолодженням після 1- та 2-го циклів до  $170^{\circ}\text{C}$ , а після третього - до кімнатної температури. В результаті досягаються оптимальні характеристики структурного стану аналізованого високохромистого чавуну, з урахуванням чинника спадковості, які забезпечують необхідний інтервал значень: твердості від 63.4HS до 69.2HS (середнє - 67.5HS), спостерігається незначне її зменшення ( $\sim$  на 1-1.5%) в порівнянні з литим станом; частки голчастих структур, які зростають від 14.3% до 19.4% (серед-

не - 16.9%); а залишкового аустеніту - не перевищує 1.8%. При цьому, мінливість поєднань умовних кольорів, виявлених фаз на фрагменті зображення розміром  $3 \times 3$  пікселя, змінюється від 3.6 до 7.9 (середнє - 5.4 пікселя) і від 0.6 до 1.8 (середнє - 1.3 пікселя) відповідно. Одночасно потужність дисипації енергії, істотно зростає від 397.3 до 1215.0 (середнє - 709.0). Визначено оптимальні температурні параметри циклічної термообробки (нагрів до  $350^{\circ}\text{C}$  і двох ступенів при  $500^{\circ}\text{C}$ ), які підтверджені промисловим режимом такої обробки валків. Ефект досягнутий в результаті нагрівання в областях магнітних перетворень легованого цементиту і спецкарбідів хрому.

8. На четвертому етапі досліджень запропонованого підходу до моделювання, здійснювали аналіз адекватності розроблених математичних моделей на їх відповідність реальним експериментальним розрахунками. Встановлено, що збіжність результатів задовільна, оскільки збіг значень аргументів функцій, що характеризують структурний стан сплаву після ТО за розглянутими режимами, в середньому, становить 75-78%. Можна припустити, що крім спадковості литого стану, істотний вплив на структуру сплаву після ТО, надають і дифузійні процеси, які знижують значимість першого фактору.

## РОЗДІЛ 7

## ПРОМИСЛОВА АПРОБАЦІЯ РОЗРОБОК ТА ОЦІНКА ЇХ ЕФЕКТИВНОСТІ

7.1. Дослідження і розробка нового технологічного процесу кристалізації масивних виливків прокатних валків

На основі результатів оптико-математичного опису структуроутворення і дефектів кристалічної будови, що формуються при виробництві та експлуатації, запропоновано новий технологічний процес максимального зниження залишкових напружень і стабілізації твердості робочого шару з легованого чавуну при виробництві масивних виливків за рахунок контрольованого розпаду залишкового аустеніту. За допомогою математичного аналізу металографічних зображень оцінені особливості структурних змін, що відбуваються при кристалізації в процесі виробництва виливків в умовах експлуатації, розвитку дифузійних процесів і формування неоднорідності фаз.

Для виготовлення виробів і деталей, які експлуатуються в умовах зносу, великих питомих тисків, ударних і термоциклічних навантажень, впливу корозійного середовища, в якості основних конструкційних матеріалів використовують леговані чавуни, наприклад, хромонікелеві, високохромисті та ін. Такі матеріали широко застосовують для виготовлення робочого шару двошарових масивних валків листових станів гарячої прокатки [3, 282-284].

Сучасні чавуни є складнолегованими багатокомпонентними сплавами, різними за структурою і спеціальними властивостям. Вони мають низьку теплопровідність, пластичність, відрізняються великою усадкою при кристалізації. Крім того, через наявність значної частки залишкового аустеніту, який частково розпадається під дією підвищеної температури і тиску при експлуатації, схильні до підвищеного утворення тріщин. Зниження схильності до цього ефекту може бути забезпечено комплексним легуванням чавуну і термообробкою [4,285,286].

Легування чавунів карбідоутворюючими елементами сприяє зменшенню концентрації вуглецю в залишковому аустеніті, що знижує його стійкість до стабілізації [285]. Оскільки тільки легуванням не вдається повністю домогтися поставленого завдання по підвищенню стабілізації властивостей матеріалу при експлуатації, такі виливки доцільно піддавати циклічному низькотемпературному дестабілізуючому відпалу, який створює додаткові структурні напруження в робочому шарі. Така об-

робка сприяє локальному перетворенню - дисперсійному твердінню і найбільш повному розпаду залишкового аустеніту. Зниження частки залишкового аустеніту гарантує відсутність додаткових напружень в поверхневому шарі в процесі експлуатації, підвищує опірність утворенню тріщин [3,4,287]. Проте, така додаткова обробка не забезпечує необхідного стабільного рівня твердості робочого шару прокатних валків, що не дозволяє прогнозувати їх експлуатаційну стійкість і ефективний підбір в комплекти на стані [170,255,288].

Виходячи з вищевикладеного, а також керуючись результатами, отриманими при моделюванні параметрів режимів ТО при прогнозуванні структуроутворення таких сплавів (див. Розділ 6), були проведені дослідження, спрямовані на встановлення можливості максимального зниження залишкових напружень і стабілізацію твердості робочого шару в процесі кристалізації легованих чавунів, використовуваних для виробництва масивних виливків за рахунок контрольованого розпаду залишкового аустеніту і особливостей структурних змін карбідної фази і біля її границь.

Кристалізацію виливків для таких валків здійснювали в металевій формі, попередньо підігрітою до температури магнітного перетворення цементиту або спецкарбідів чавунів робочого шару з різним ступенем їх легування, що забезпечувало максимальне усунення залишкових напружень і найбільш повний розпад залишкового аустеніту, а також стабілізацію твердості без проведення додаткової термообробки. При цьому, параметри процесу контролювали по досягаємій твердості і неруйнівним методом за рівнем коерцитивної сили. Валки були відлиті відцентровим методом в металеву форму, підігріту до 130°, 150°, 190°, 200°, 210° С, а також 200°, 350°, 450° С, 500° відповідно з різним типом основної карбідної фази.

Дослідження були засновані на комплексному підході, що включав в себе оцінку дислокаційної структури, з використанням розробленого методу оптико-математичного аналізу (див. Розділ 5) з оцінкою частки залишкового аустеніту рентгеноструктурним аналізом. Крім того, були оцінені типи карбідних фаз, відповідним хімічним методом [289], а також виконані розрахунки термодинамічної оцінки карбідних фаз, що виділилися в такому чавуні [3, 210]. Результати аналізу зміни усереднених показників твердості і коерцитивної сили в робочому шарі прокатних валків, відлитих відцентровим способом, представлені в табл.7.1.

Таблиця 7.1 - Середні значення твердості і коерцитивної сили робочого шару хромо-нікелевих і високохромистих валків при різній температурі підігріву металевої форми перед заливанням робочого шару [252]

Температура металевої форми, °С	Коерцитивна сила, Нс, А/см		Твердість, (HSD)	
	литий сплав	після ТО	литий сплав	після ТО
Перша група валків				
130	36,5	28,12	73,6	63,0
150	30,58	25,98	75,16	66,2
190	26,8	26,65	72,14	71,85
210	25,4	25,0	76,20	76,00
Друга група валків				
200	39,0	39,5	80,1	80,0
350	19,2	19,0	72,0	71,9
450	20,3	19,8	73,2	73,0
500	38,2	39,0	81,3	82,2

Встановлено, що для стабілізації твердості, максимального зняття напружень і розпаду залишкового аустеніту в чавуні робочого шару досліджуваних виливків необхідно металеву форму підігрівати перед заливкою металу робочого шару з хромо-нікелевого і високохромистого чавунів до температур магнітного перетворення їх карбідів, 190°-210° і 350°-500° С, відповідно. Такі температури металевої форми забезпечують найбільш повну реалізацію явища магніострикції за рахунок тривалого перебування металу при кристалізації в температурному інтервалі магнітного перетворення (протягом ~ 6 годин) при тривалому охолодженні виливка, до 76 год [269].

Розроблений новий технологічний процес виробництва двошарових листопрокатних валів з легованих чавунів, що відливаються в металеві форми відцентровим методом, дозволяє програмувати умови кристалізації виливка. Аналіз наведених даних показує, що такі валки мають найбільш стабільну твердість по глибині всього робочого шару. Це пояснюється тим, що температура металевої форми при заливці чавуну, перебуваючи в інтервалі магнітного перетворення цементиту або спецкарбідів, вже при кристалізації металу сприяє зняттю напружень і максимального розпаду залишкового аустеніту, який можливо контролювати за рівнем коерцитивної сили. Розпад аустеніту забезпечує і стабільну твердість.

При литті в металеву форму, підігріту до 130°С, рівень твердості при термічній обробці падає на 13,5% (див. табл.7.1). Частка аустеніту суттєво не знижується (змінюється

від 13,6 до 11,3% для хромонікелевого чавуну і від 20,3 до 19,8% для високохромистого при температурі форми 200°C). При литті в металеву форму, підігріту до температури магнітного перетворення чавуну в першому випадку (190-200°C) частка залишкового аустеніту не перевищує 6,9-8,3%, а в другому (350-500°C) - знижується більш ніж в 2 рази до 7,1-9,2%. Оскільки при цьому твердість і коерцитивної сила стабілізуються, то не потрібно проведення додаткової термообробки, що дуже важливо для підбору валків в комплект з гарантованими показниками і їх стабільної експлуатації.

Якщо в робочому шарі частка карбідної фази менша 25% - не досягається достатнього рівня напружень II роду (структурних, що формуються в результаті явища магнітострикції), які сприяють найбільш повному розпаду залишкового аустеніту. Також, в цьому випадку, при кристалізації не забезпечується необхідний рівень твердості (70-75HS). При вмісті карбідних фаз більше 40% різко зростає рівень напружень, які сприяють стабілізації залишкового аустеніту, що не дозволяє досягти стабільної твердості при експлуатації. Одночасно при цьому зростає і схильність робочого шару валків до викришування при експлуатації (формуються грубіші включення в робочому шарі з рівнем твердості більш 80HS).

Для оцінки особливостей структурних змін, що відбуваються при кристалізації виливків у виробництві, згідно з розробленим способом, досліджували зміни дислокаційної структури, яка визначає локальні напруження, що виникають, і забезпечують, при витримці в інтервалі магнітного перетворення карбідних фаз, також розвиток неоднорідності і дифузії (див. Розділ 5, п. 5.3). Комплексними дослідженнями показано, що спостережуване може бути досягнуто попереднім підігрівом металевої форми для валків з хромонікелевого чавуну до 190-210°C і - з високохромистого чавуну до 350-500°C. Така технологія виливки валків дозволяє істотно знизити частку залишкового аустеніту більш ніж в 2 рази, стабілізувати рівень твердості і мінімізувати напруження, що важливо для підбору валків в комплект з однаковими параметрами для їх ефективної експлуатації. Нова технологія виливки базується на основі явища магнітно-структурних перетворень карбідів і рекомендується використовувати для легованих чавунів з часткою карбідних фаз в інтервалі 25-40%.

Для опису структурних змін, що відбуваються при такому технологічному процесі, використаний розроблений новий метод оптико-математичного опису структурних змін в різних фазах при формуванні напружень II роду в результаті ефекту магніто-

стрикції карбідних залізовмісних фаз. Метод опису структурних змін також заснований на виявленні дислокаційної структури і як оцінюючий параметр використана функція потужності дисипації енергії. Встановлено, що тривале перебування металу робочого шару в інтервалі магнітного перетворення карбідів додатково створює локальні деформації зі збільшеною щільністю дислокацій, а також формування впорядкованої структури у вигляді стінок, сіток в карбідній фазі і навколо неї. Виявлені структурні зміни рекомендується використовувати для коригування параметрів лиття, що дозволить стабілізувати властивості сплаву в процесі експлуатації і оцінювати ступінь їх стабільності за показниками коерцитивної сили і твердості.

Запропонований метод відливання валків дозволяє для деяких матеріалів виключити термічну обробку для зняття напружень і розпаду залишкового аустеніту, що є важливим для багатошарових виливків з різних хромовмісних сплавів.

7.2. Дослідження та розробка технологічного процесу підвищення зносостійкості покриттів при експлуатації виробів в умовах великих навантажень при терті та абразивному зносі

Як було показано в Розділі 1, перші експерименти з використання хромовмісних матеріалів були апробовані на листопрокатних валках НМЛК. Такий матеріал використовували у вигляді електролітичного хромування, що наноситься на робочу поверхню покриття, що формує, метал. Загальний ефект для таких масивних виробів був незначним, оскільки при переточуваннях, в умовах великих питомих тисків до  $3,0\text{т/мм}^2$  і робочої температури до  $600^\circ\text{C}$ , він швидко втрачав свої експлуатаційні властивості. Тому з розробкою нових технологій відцентрового лиття вдалося перейти на виробництво валків з робочим шаром з нетехнологічного високохромистого чавуну. Зважаючи на отримані позитивні результати, розробки по застосуванню електролітичних покриттів, з урахуванням нових, сучасних досягнень науки і виробництва, продовжені автором таких досліджень в області їх використання в машинобудуванні. В процесі експлуатації істотне зниження надійності і довговічності машин, механізмів пов'язано зі зносом вузлів тертя, в результаті якого 80-90% техніки передчасно виходить з ладу. Наприклад, основними причинами відмов паливоподавальної системи є надмірний знос, заклинювання плунжерної пари, що знижує продуктивність насоса, тиск в гідроаккумуляторі і супроводжується падінням потужності, ускладнює запуск дизеля.

Для зниження втрат від зносу використовують різні технологічні прийоми зміцнення поверхні. Нанесення електрохімічних покриттів, зокрема хромування, є одним з найбільш поширених методів зміцнення, оскільки цей метод, завдяки широким функціональним можливостям, відрізняється відносно маловитратним обладнанням та витратними матеріалами, що, незважаючи на деякі недоліки, робить його застосування доцільним в умовах ремонтних майстерень. Тим часом, не завжди така технологія забезпечує вимоги експлуатації через пористість і крупнозернистість структури, яка формується, що може привести до викришування, відриву абразивних частинок і потрапляння їх в сполучення, і, як наслідок, заклинювання прецизійних пар і виходу з ладу всього двигуна.

З огляду на складні умови експлуатації деталей і вузлів дизельних двигунів, що включають високі навантаження при терті, абразивному зносі і кавітації, які обумовлюють виникнення структурних змін в матеріалі робочої поверхні, були проведені дослідження особливостей зносу і кінетики структурних змін на поверхні тертя, оцінені характер зносу і залишкова товщина зміцнюючого покриття на деталях машин виробництва Японії та Канади, для пошуку шляхів підвищення рівня властивостей таких виробів. Ці дослідження лягли в основу розробки нових технологічних процесів зміцнювальної обробки поверхні, що дозволили, за рахунок управління процесами структуроутворення, вирішити поставлені завдання збільшення довговічності таких деталей при їх відновленні.

Дослідження проводили на деталях різних виробників з відмінним періодом експлуатації з покриттями, нанесеними за технологією напилення HVOF. Для вирішення поставлених завдань використовували комплексний підхід, який базувався на детальному вивченні характеру зносу поверхні тертя металографічними дослідженнями, оцінкою мікротвердості, мікрорентгеноспектральним і рентгеноструктурним аналізами, а також за допомогою розробленої методики математичного аналізу мінливості металографічних зображень при експлуатації.

### 7.2.1. Особливості зносу виробів з хромовмісними покриттями

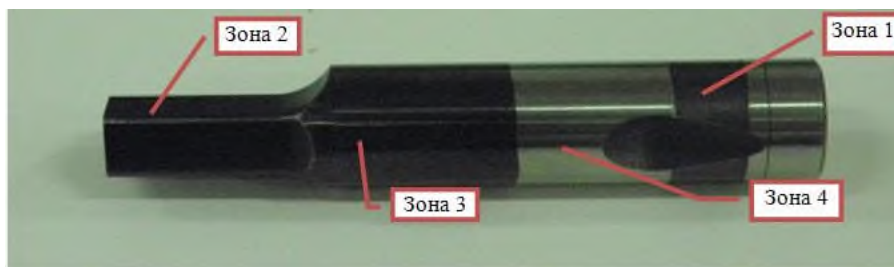
Перш ніж приступити до розробки технологічного процесу відновлення деталей доступним для ремонтних майстерень методом електролітичного хромування, необхідно було оцінити характер структурних змін, які характерні для зміцнення і зносу



використовуваної зарубіжної техніки. Розробки з цього наукового напрямку виконані і опубліковані [32,49], а їх новизна захищена патентами України [33,34].

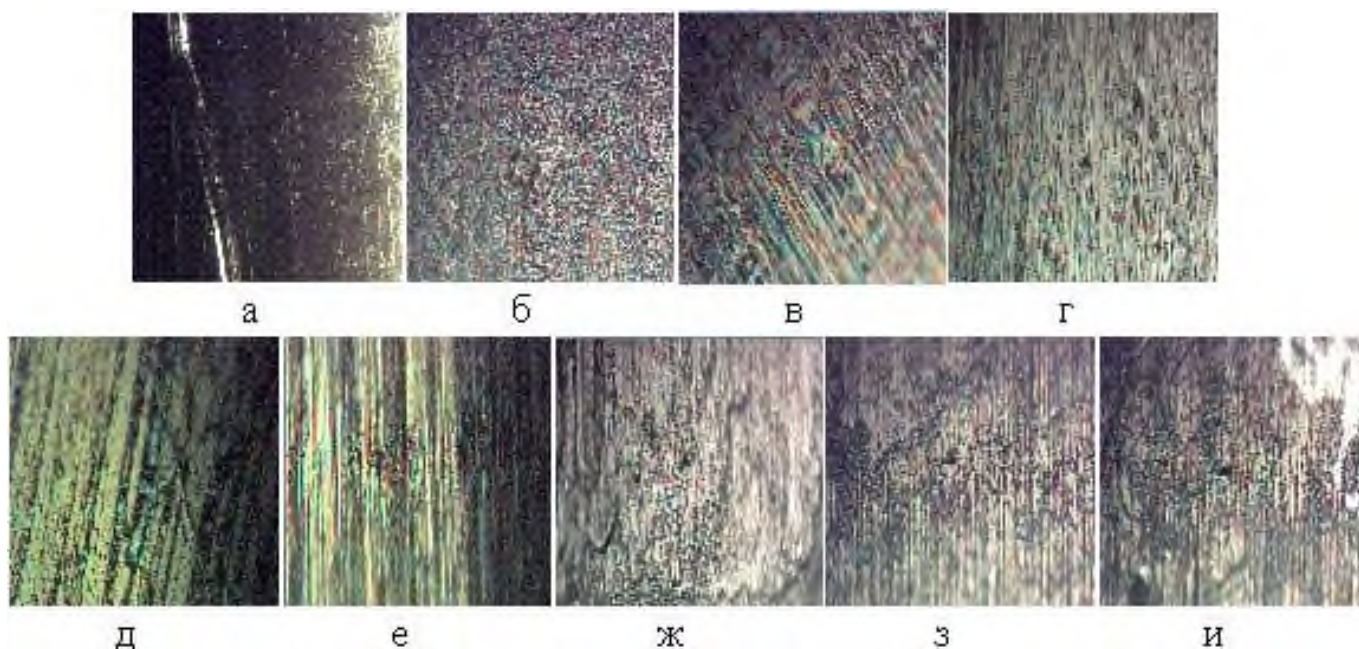
Дослідження проводили в різних зонах деталей, які характеризуються початковим станом і, що відрізняються ступенем зносу. На рис. 7.1 представлений ротор паливного насоса, виготовлений зі сталі 60X, з плівковим покриттям на основі карбідів вольфраму і хрому, з маркованими зонами зносу, інтенсивність якого оцінювали металографічне, проводячи аналіз різних зон тертя (рис.7.2). Встановлено, що в зонах, де процес тертя був відсутній, чітко проглядалася структура покриття, яка відповідала аморфному стану, що також підтверджувалося формою відбитка (рис.7.2, б) і показником рівня мікротвердості, відповідного середнім значенням основного металу ( $H_{50-365}$ ). Крім того, методом дряпання встановлений пластичний характер покриття в неробочих зонах (див. рис.7.2, б). У зонах, де тертя було незначним (див. рис.7.2, в), на робочій поверхні зафіксовано прояв кристалічної будови структури. Сформовано білі смуги у напрямку тертя різної товщини від 1-2 до 3-6 мкм. Зі збільшенням інтенсивності тертя смуг ставало менше, вони товщали до 6-8 мкм і дробилися на окремі зерна (див.рис.7.2), від початкових тонких смуг - слідів тертя залишилися лише окремі фрагменти. У зонах з максимальним зносом сформована сітчаста структура. На більш ранній стадії такого процесу всередині сітки зберігаються фрагменти смужкуватої структури. При цьому, межі сітки досить тонкі і представлені фрагментами включень. З наростанням зносу сітка потовщується і практично зникає, всередині неї з'являється чітко виражена смужкувата структура. Про її існування свідчать лише окремі фрагменти, що зберігають смужкувату спрямованість (див.рис.7.2). Зона 4 (див. рис.7.1) без покриття характеризується незначним зносом з чітко вираженими смугами ковзання. Методом рентгеноструктурного аналізу поверхні з максимальним зносом встановлено, що глибина покриття становить  $\sim 2$  мкм і, незалежно від наявності смуг тертя, є однорідною і також має аморфну структуру.

Результати вимірювання мікротвердості різних зон наведені в табл.7.2. Встановлено, що початковий стан покриття, (аморфна структура) відповідає матеріалу деталі (підкладці). На першому етапі максимального зносу, коли з'являються спрямовані смуги тертя, мікротвердість найбільш висока і досягає  $H_{50-1027}$ . У зоні найбільш інтенсивного зносу, коли смуги розпадаються на окремі фрагменти, мікротвердість істотно знижується, і становить  $H_{50-560}$ .



Початковий стан (зони 1,2), ділянки різного ступеня зносу (зони 3,4)

Рисунок 7.1 - Ротор паливного насоса і зони оцінки зносу



а) область покриття до експлуатації,  $\times 10$ ; б) те саме, аморфна структура; в) початок експлуатації, чітко видно деформаційні смуги - сліди тертя, деформація у відбитку індентора утворює смуги зсуву; г), д), е) розвиток процесу; ж), з), и) зменшення деформаційних смуг в результаті руйнування структури покриття, поява рельєфної пористої структури, деформація в зоні відбитка індентора - однорідна; б)-г)  $\times 500$ .

Рисунок 7.2 - Зображення фрагментів поверхні досліджуваної деталі в міру зростання інтенсивності зносу

У зоні 4 (див.рис.7.1) без покриття структура робочої поверхні також характеризується наявністю смуг, розташованих у напрямку тертя деталі. У цій зоні в процесі експлуатації смуги не руйнуються, і мікротвердість за рахунок наклепу досягає  $H_{50-831}$ . З наведених даних видно, що максимальна твердість досягається в покритті на початковому етапі максимального тертя. Можна припустити, що в аморфній структурі фо-

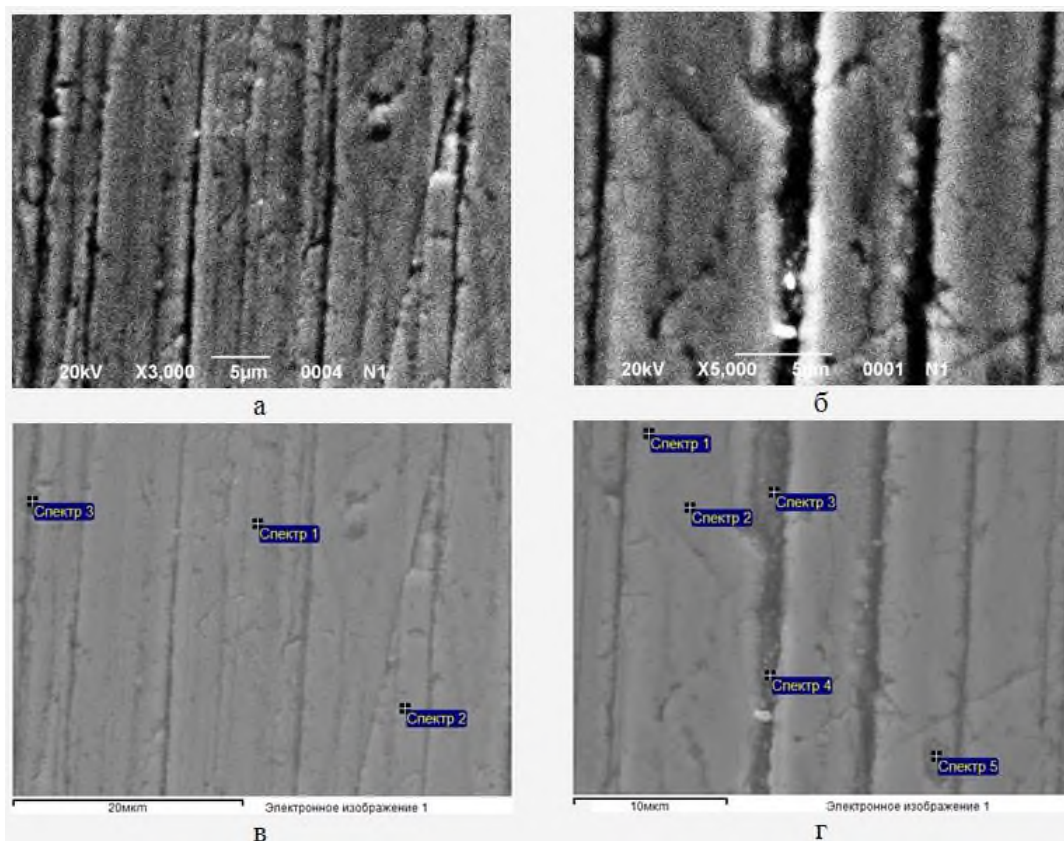
рмуються вуглецеві кластери, які і визначають її зміцнення за рахунок формування алмазоподібної плівки на поверхні тертя.

Таблиця 7.2 - Мікротвердість аналізованих зон тертя

Аналізовані зони	Середні значення мікротвердості, при навантаженні $H_{50}$
вихідне покриття (метал підкладки)	365
перший етап максимального тертя	1027
остаточний етап максимального тертя	560
без покриття ( зона 4, див.рис.7.1) - наклеп	831

Для встановлення кінетики структурних змін на поверхні тертя і оцінки рівня мікротвердості при наростанні інтенсивності процесу проведено аналіз цифрових зображень фрагментів досліджуваних структур поверхні тертя на зразках (див.рис.7.2). Спостерігається гомогенна деформація на поверхні відбитка індентора в зоні інтенсивного тертя, що характерно для плівок за рахунок відносного ковзання «стовпчиків» [290]. На рис.7.2,в показана структура поверхні, що сформована в результаті тертя на початковому етапі експлуатації, чітко видно деформаційні смуги світлого кольору. По відбитку спостерігається локалізація зрушень в напрямку зусилля при індентуванні, що підтверджує наявність кластерів і алмазоподібної плівки безпосередньо на поверхні тертя. На рис.7.2,г-и представлені фотографії поверхні досліджуваної деталі, отримані протягом усього періоду експлуатації, в міру зростання інтенсивності тертя і зносу. В результаті деформації відбувається збільшення межзерених границь, і виникають дефекти щільної упаковки. Зникають яскраво виражені смуги зсуву на поверхні відбитка індентору, деформація стає більш однорідною. Проведені мікрорентгеноспектральні дослідження (рис.7.3, табл.7.3) в зонах деформаційних смуг, що виникли на поверхні в результаті тертя в початковий період експлуатації і після значного зносу, виявили його неоднорідність. Так, при початковому ступені зносу, рисунок поверхні має яскраво виражений рельєф - з'являються численні сліди тертя у вигляді смуг ковзання, а також видні області з твердими фазами, що викришилися. Мікрорентгеноспектральним аналізом встановлено, що в деформаційній смузі (див. рис.7.3,в, спектр 3 і табл.7.3) підвищено в 1,5 рази вмісту вуглецю, поява до 0,56% хрому і незначне (на  $\sim 2\%$ ) зменшення вольфраму, що пов'язано з локальним стоншенням покриття і захопленням аналізатором зони основного металу. Тим

часом, однорідність структури покриття залишається досить високою - вміст вольфраму в зонах деформації і недеформованих відрізняються незначно (див. табл.7.3). Декілька зменшено кількість заліза в спектрі 2 (в 1,2 рази), швидше за все - пов'язано з меншим зносом аналізованої локальної зони (див. рис.7.3,а і табл.7.3).



а), в) - з невеликим зносом поверхні (початок експлуатації); б), г) - з високим зносом (після тривалої експлуатації), де, а),б) – електронно-мікроскопічний аналіз у вторинних електронах; в), г) - області мікрорентгеноспектрального аналізу

Рисунок 7.3 - Зони, деформовані в процесі тертя

В областях, що піддавалися зносу в процесі тривалої експлуатації (див.рис.7.3, г), встановлено появу продуктів окислення (від 2,4% кисню в спектрі 2 до 19,73% - в спектрі 4, табл.7.3). У всіх аналізованих областях з'являється хром (від 0,28 до 0,97%), в середньому збільшується концентрація заліза (~ 1,64%). Слід зазначити, що в цих областях спостерігається зростання неоднорідності структури покриття через різницю локального ступеня зносу. Так, значно відрізняється від інших зон хімічний склад в деформаційній смузі (див. рис.7.3, г, спектр 4): вміст вольфраму зменшується в 1,5 рази (до ~ 41%), підвищений вміст хрому і кисню, азоту, а також з'являються Na, Al, S, K,

Са, які, вочевидь, можна віднести до продуктів, що входять до складу дизельного палива. В спектрі 1 ідентифіковано підвищений вміст N (до 5%), S (до 0,41%) і V (0,21%), які, швидше за все, входять у вигляді включень в основний метал деталей сполучення. Зміст вуглецю в цих зонах коливається незначно (в межах 14%). Для визначення ступеня зносу аналізували зміну концентрації Fe і Cr, які містяться в основному металі, від частки W в покритті (рис.7.4). З отриманих даних випливає, що в перший період експлуатації, коли частка вольфраму максимальна (55-63%), а концентрації Fe і Cr - мінімальні, тобто в меншій мірі при мікрорентгеноспектральному аналізі захоплюється основний метал деталі (пляма зонда приладу до 3мкм). У цей період спостерігається і формування значної неоднорідності шару аморфного покриття. Встановлено розкид параметрів, що пов'язано зі структурною неоднорідністю.

Для ідентифікації особливостей формування структури і мікрорельєфу на поверхні тертя застосували обробку металографічних зображень, засновану на розробленій методиці оптико-математичного комп'ютерного аналізу [199].

Таблиця 7.3 - Мікрорентгеноспектральний аналіз зон тертя

Область аналізу	Хімічні елементи, %												
	C	N	O	Na	Al	S	K	Ca	V	Cr	Fe	Co	W
зона з невисоким зносом поверхні (рис.7.3,в)													
Спектр 1	25,53	5,0	4,24			0,41			0,21	0,28	1,42	3,48	59,43
Спектр 2	29,44		2,4							0,43	1,43	3,61	62,69
Спектр 3	27,45		8,8							0,8	1,8	3,57	57,58
Спектр 4	28,36	3,76	19,73	0,62	0,32	0,17	0,35	0,34		0,97	1,86	2,7	40,82
Спектр 5	26,03		4,79							0,40	1,64	3,69	63,45
зона з високим зносом поверхні (рис.7.3,г)													
Спектр 1	35,84		3,52							0	1,59	2,77	56,28
Спектр 2	34,62		3,84							0	1,31	3,13	57,09
Спектр 3	34,58		5,80							0,56	1,56	3,26	54,24

Дослідженнями аналізували структурний і фазовий склад за розподілом поєднань умовних кольорів (див. Розділ 3, [211]). При математичній оцінці аналізовані зображення розбивали на фрагменти розміром 5×5 пікселів. Кожній координаті пікселя цифрового зображення задавали значення умовного кольору, що характеризує процеси, що протікають на поверхні досліджуваних деталей в період експлуатації в умовах тертя. Проведена комп'ютерна обробка отриманих в форматі .bmp зображень, що включали 256 відтінків умовного кольору (в подальшому, кольору: від 0 до 255). Роз-

рахунок значень кольору здійснювали шляхом вирішення системи диференціальних рівнянь Нав'є-Стокса, представлених в змінних функції струму і вихору в скінченорізницевій формі [188]. В результаті в кожній точці, використовуючи значення кольорів, обчислювали абсолютні значення лапласіана і дивергенції, які описують розсіювання внутрішньої енергії при структурних змінах і кінетику процесу зносу, що виражається через зміну щільності фрагмента зображення (зони ущільнення і розрядження). Для зручності всі виявлені кольори, були згруповані в 16 інтервалів, що представлені в табл.7.4. За результатами обчислень побудовані гістограми інтегрального розподілу відповідного кольору для аналізованих фрагментів (табл.7.5).

На основі отриманих даних проведена кількісна оцінка структури мікрорельєфів робочих поверхонь металу в міру зміни інтенсивності зносу при експлуатації деталі. Вивчено зміну процентного вмісту груп умовних кольорів при зміні інтенсивності розвитку процесу тертя (див.табл.7.4). Встановлено, що в процесі тертя, відбувається циклічна зміна неоднорідності структури, що може бути пояснено відлущуванням кристалічних частинок, що відірвалися при терті, сформованої алмазоподібної плівки покриття. У початковий період тертя спостерігається значна кількість структур з високою концентрацією вуглецю  $\sim 32\%$ , що відповідають алмазоподібним структурам (див.табл.7.5, кольори групи 6). Далі протягом експлуатації, у міру збільшення зносу в процесі луцення, відбувається зменшення таких структур  $\sim$  в 2,3 рази (до  $14\%$ ), плівка руйнується і відділяється від поверхні. Далі процес циклічно повторюється до повного руйнування покриття. Оскільки знос поверхні носить неоднорідний характер, визначені середні значення кольору для кожної фотографії (рис.7.5 і 7.6). З розрахунку видно, що в початковий період процесу зносу (див.рис.7.6, б-д) спостерігається циклічна зміна середнього значення кольору всередині фрагмента зображення, потім, починаючи з 5-ої фотографії (див.рис.7.6, д), відбувається його монотонне збільшення, а починаючи з 7-ї (див.рис.7.6, з) - знос відбувається більш рівномірно. Для більш повного дослідження проаналізовано розподіл структур відриву частинок покриття в процесі тертя на поверхні зразків. Для цього кількісно визначено процентний вміст кольорів, що характеризують дані структури (табл.7.6) і побудовані гістограми розподілу їх по поверхні (див.рис.7.6) при  $20\%$  вмісті на фрагменті  $5 \times 5$  пікселів. Встановлено, що на початку експлуатації спостерігається різке наростання структур з відривом частинок алмазоподібної плівки покриття в процесі тертя (див.рис.7.6, г), різке зменшення такого процесу

в середині періоду експлуатації (див.рис.7.6, д, ж), далі сильне збільшення (див.рис.7.6, з) і подальше зменшення їх числа (див.рис.7.6, и, к), пов'язане з циклічним відлущуванням частинок з поверхні. тобто спостерігається циклічний, втомний характер зносу поверхні. Зі збільшенням частки відокремилися часток зростає кількість зон темного кольору, тобто відкриваються аморфні зони підшару (див.рис.7.6, д, ж).

В результаті комплексних досліджень особливостей зносу деталей паливної апаратури дизельних двигунів з нанесеними зміцнюючими покриттями на основі карбідів вольфраму і хрому, виявлена динаміка структурних змін на поверхні тертя. Встановлено, що знос таких покриттів в початковий період тертя досить неоднорідний і супроводжується локальною зміною товщини покриття. У процесі тертя формуються кристалічні структури, які викришуються в міру наростання втомних процесів. Таке аморфне покриття з елементами кристалічних фаз, які формуються при терті, забезпечує зниження коефіцієнта тертя при експлуатації за рахунок підвищення частки кисню і метастабільної алмазоподібної структури, яка руйнуючись може не тільки відшаровуватися, а й формувати графіт. На підставі проведених досліджень і аналізу літературних даних був зроблений висновок про можливість заміни даного технологічного процесу, при відновленні деталей, хромовмісним гальванічним покриттям з додатковим модифікуванням нанодобавками для продовження терміну служби деталей і використання для них відновлення зі зміцненням їх робочої поверхні в умовах ремонтного виробництва. Такий технологічний процес здатний забезпечити рівень властивостей, близький до покриттів, нанесеним за технологією газополуменевого напилення HVOF.

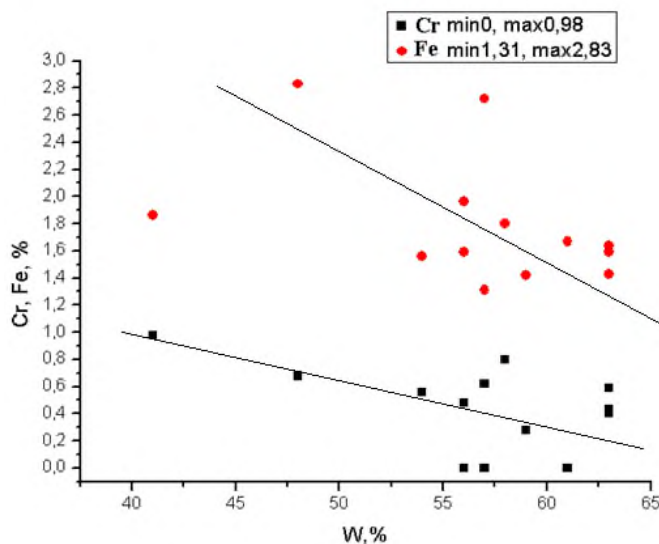


Рисунок 7.4 - Зміни концентрацій хрому і заліза в залежності від частки W

Таблиця 7.4 - Групи поєднань умовних кольорів

№ групи кольору	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
Інтервал кольору	0-7	8-24	25-41	42-58	59-75	76-92	93-109	110-126	127-143	144-160	161-177	178-194	195-213	214-230	231-247	248-255
Умовний колір групи	0	17	34	51	68	85	102	119	136	153	170	189	206	223	240	255

Таблиця 7.5 - Гістограми інтегрального розподілу груп умовного кольору, %

Вміст, % групи умовного кольору																№ фото
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
7.88	0.96	0.0	0.0	39.09	30.48	0.404	0.0	0.0	4.86	8.58	2.38	0.0	0.01	1.93	6.09	1
5.16	0.519	0.0	0.0	4.98	23.59	0.294	0.0	0.1	23.98	26.85	2.50	0.0	0.46	6.41	6.73	2
2.76	0.50	0.0	0.0	8.87	31.88	1.887	0.0	0.2	15.53	26.90	3.45	0.0	0.49	3.19	4.92	3
7.36	0.02	0.0	0.0	2.92	22.71	0.374	0.0	0.0	12.06	38.56	3.13	0.0	0.01	2.67	11.89	4
6.40	4.30	0.0	0.0	14.26	31.04	7.450	0.1	0.0	03.34	20.10	10.67	0.0	0.03	0.39	3.22	5
5.92	2.21	0.0	0.0	12.18	28.78	4.364	0.1	0.1	07.10	22.84	10.55	0.0	0.12	2.97	4.56	6
16.07	0.07	0.0	0.0	2.13	13.98	0.061	0.0	0.0	11.20	32.32	1.84	0.0	0.49	6.53	17.15	7
9.99	0.03	0.0	0.0	1.66	14.48	0.145	0.0	0.0	22.36	33.03	2.80	0.0	0.27	3.86	13.86	8
8.22	0.10	0.0	0.0	2.51	20.25	0.194	0.0	0.0	17.69	30.38	2.72	0.0	0.12	5.34	18.01	9

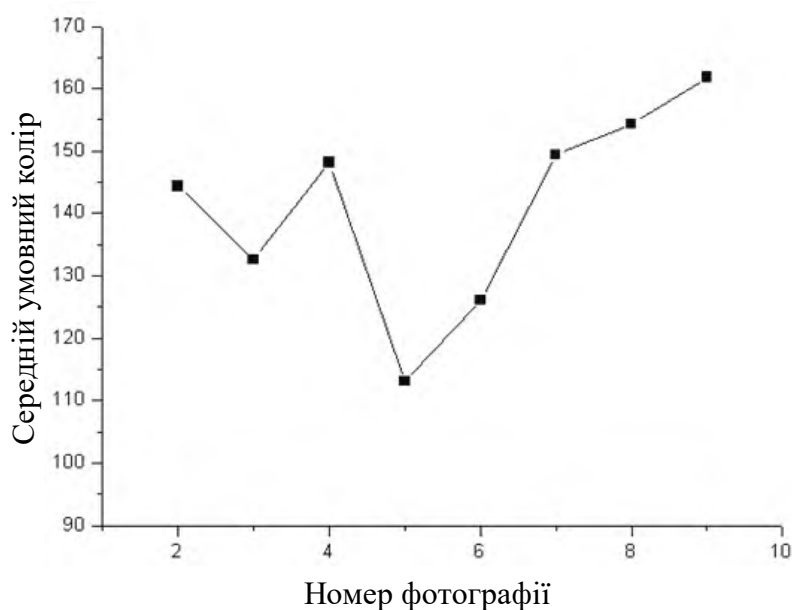


Рисунок 7.5 - Зміна середнього значення умовного кольору всередині фрагмента 5×5 пікселя, що характеризує інтенсивність зносу поверхні в процесі тертя, для кожної фотографії



Таблиця 7.6 - Розподіл структур відриву на фрагменті зображення розміром 5×5 пікселів

№ фотографії структури оцінені зображення	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
Кількість структур відриву, % при їх частці, %	10	5.6	27.4	5.7	18.5	0	4.9	35.6	29.1	20.8
	20	1.1	6.2	1	5.9	0	0.2	12.2	6.6	4.4
	а	б	в	г	д	ж	з	и	к	

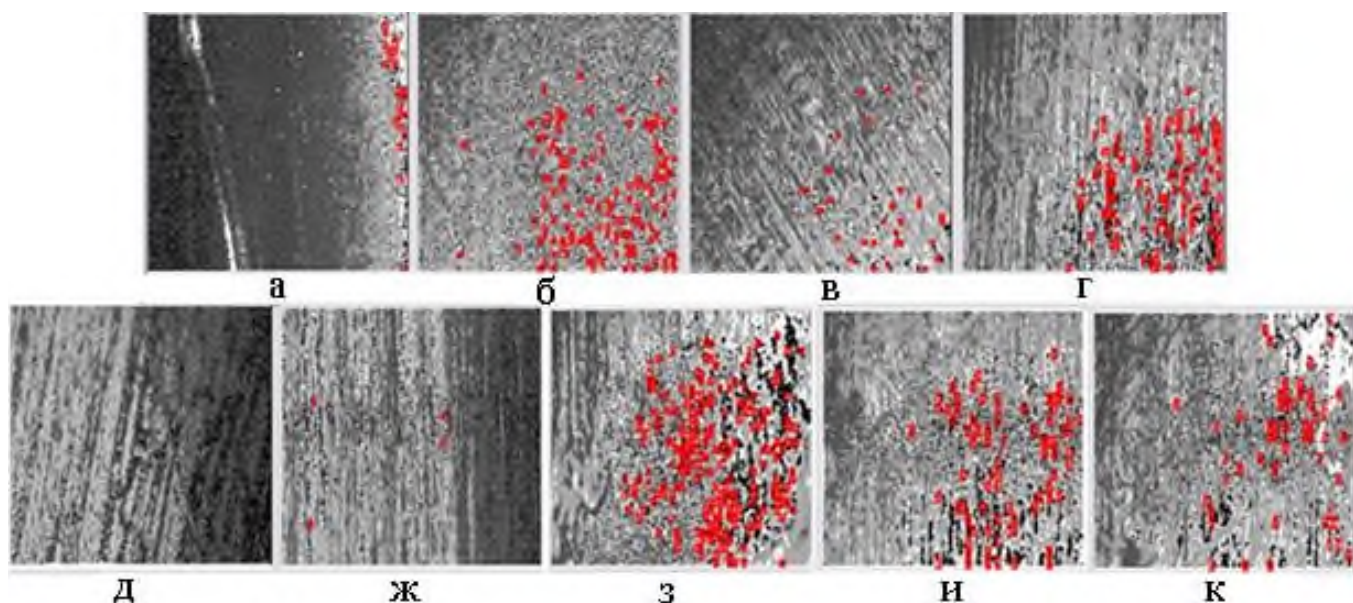


Рисунок 7.6 - Розподіл структур відриву частинок покриття по поверхні, що обмежені їх 20% вмістом на фрагменті 5×5 пікселів

7.2.2. Дослідження і розробка нового технологічного процесу отримання зносостійких електролітичних покриттів, зміцнених наноалмазами

Для підвищення зносостійкості хромованих покриттів одним з найбільш ефективних методів зміцнення є використання додаткового модифікування. У той же час процес хромування має ряд недоліків. Він супроводжується інтенсивним газовиділенням, формуванням пористості і крупнозернистості, внаслідок чого вимагає додаткового екологічного захисту робочого місця фахівця, а також не забезпечує необхідний рівень властивостей при експлуатації. Відповідно аналізу літературних джерел, модифікування наночастинками, зокрема, ультрадисперсними алмазами (УДА) в гальванічному процесі дозволяє отримати ефект, заснований на неспецифічній сорбції нанорозмірних кристалів в формованому покритті. Адсорбовані наноалмази, в свою чергу, служать центрами кристалізації і впорядкування осаджуваних іонів металів. В результаті структура осадженого покриття змінюється, утворюється двофазне композиційне електрохімічне покриття, що складається з металевої матриці і

впроваджених в неї УДА, які забезпечують підвищення твердості, зносостійкості і корозійної стійкості. Одночасно введення наноалмазів зменшує газовиділення, що дозволило в останні роки широко використовувати цей технологічний процес у всіх розвинених країнах [293]. Проте, недостатня седиментаційна стійкість дисперсної фази наноалмазів в таких електролітах не виключає і нестабільність якості осаджених покриттів, що стримує широке застосування УДА в практиці хромування. Ефективність модифікування хромових покриттів при збереженні високого рівня експлуатаційних характеристик можна тільки забезпечити підвищенням седиментаційною стійкості наноалмазної дисперсійної фази в електроліті.

З урахуванням вищевикладеного, розробка нового технологічного процесу отримання зносостійких електролітичних покриттів, зміцнених наночастинками, для підвищення рівня властивостей хромових покриттів при відновленні і зміцненні вузлів і деталей двигунів внутрішнього згорання, що працюють в умовах великих навантажень при терті, абразивному зносі і кавітації, зокрема, деталей вузлів паливної апаратури і компресійних кілець, включала в себе і розробку керованого процесу структуроутворення покриття, що наноситься. Це досягали шляхом зміни механізму осадження металу, що забезпечило підвищення однорідності структуроутворення і властивостей, розподілу наночастинок в електролітичному покритті, подрібнення зерен, подавлення пороутворення [294]. Такий ефект досягали забезпеченням рівномірної активації поверхні при кристалізації покриття, за рахунок підвищення седиментаційної стійкості вводимого модифікатора протягом усього періоду технологічного процесу, за рахунок створюваних магнітним полем вібраційних коливань електроліту.

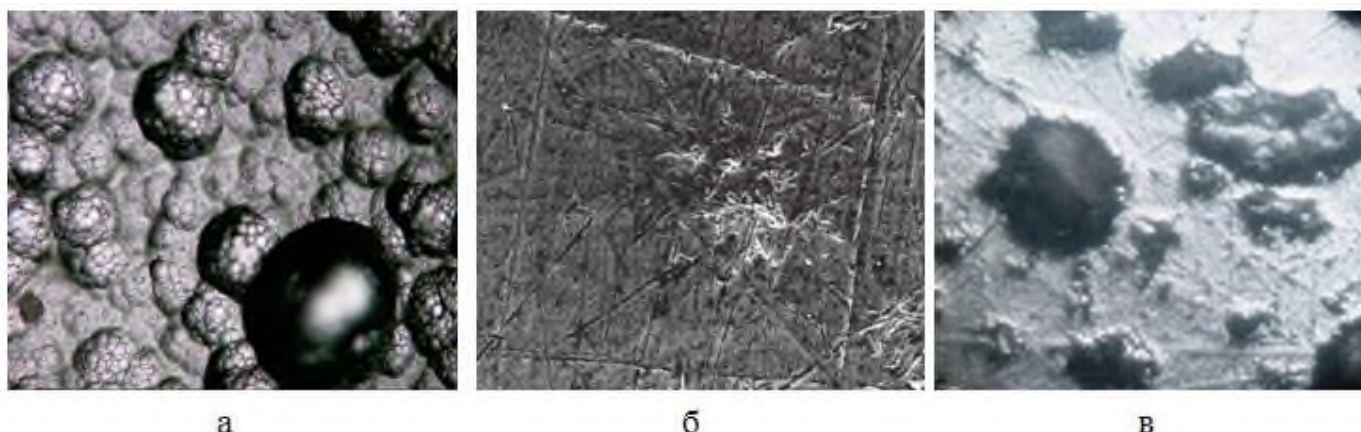
Дослідження включали порівняльний аналіз хромовмісних електролітичних покриттів, отриманих із застосуванням різних технологій хромування: базовим електролітом (без модифікування); з УДА без перемішування; за розробленою технологією. Сформовані структури хромованих покриттів, осаджених з електролітів за порівняльно досліджуваними технологіями, представлені на рис.7.7. Для підвищення зчіплюваності осащеного хромованого шару була проведена попередня рівномірна активація поверхні основного металу щітковою обробкою. Розподіл компонентів в покритті оцінювали мікрорентгеноспектральним аналізом і з використанням термоелектронної емісії.

Порівнянням розмірів осаджених кристалітів хрому встановлено, що в зразках без модифікування їх розміри набагато більші і яскравіше виражені. У модифікованому

покритті без перемішування вони меншого розміру, але агрегатуються, а з перемішуванням - розподілені рівномірно. Встановлено, що структура досліджуваних покриттів, модифікованих УДА, характеризується більш дрібнозернистою структурою, в порівнянні з чистим хромовим покриттям. Такий результат отримано за рахунок регульованого впливу наночастинок на механізм кристалізації, що виражається в деполяризуючому впливі УДА, видаленні бульбашок водню і плівки поверхнево-активних речовин з катода, згладжування поверхні і постійного оновлення електроліту в катодній зоні. Відповідно механізму процесу осадження хромалмазного покриття з електроліту [295], як з УДА, так і для базового, характер формування покриттів - змішаний. Перший шар формується у вигляді тонкої (~ 70 нм) плівки, що має дрібнодисперсну структуру, яка повністю покриває поверхню підкладки, а на ньому відбувається зростання об'ємних острівців покриття - центрів кристалізації. Встановлено, що за наявності в електроліті заряджених дисперсних фаз УДА, що осідають спільно з хромом, збільшується ~ на 2-3 порядки кількість таких центрів, тим самим зменшуються розміри утворених кристалітів ~ в 1,6 разів. В результаті ступінь текстурування і середній розмір зерна покриття суттєво зменшуються і одночасно, знижується пористість (див.рис.7.7). Проведені дослідження покриттів, що містять кластерні наноалмази, отримані при стаціонарному режимі і при перемішуванні (рис.7.8), показали, що покриття, без перемішування, характеризуються наявністю найбільших кластерів за рахунок інтенсивного агрегування наночастинок (див. рис.7.8, а) різного розміру з чітко вираженими границями зерен. Структура покриття формується більш крупнозернистою, в першу чергу в деформованих зонах, внаслідок зменшення седиментаційною стійкості суспензії УДА в електроліті. Ці великі агрегати (від 0,1мкм до декількох десятків) формують зони скупчень в структурі покриття і мають неправильну форму. Вони механічно неміцні і досить легко руйнуються (викришуються), що знижує зносостійкість таких покриттів при експлуатації в умовах інтенсивного тертя.

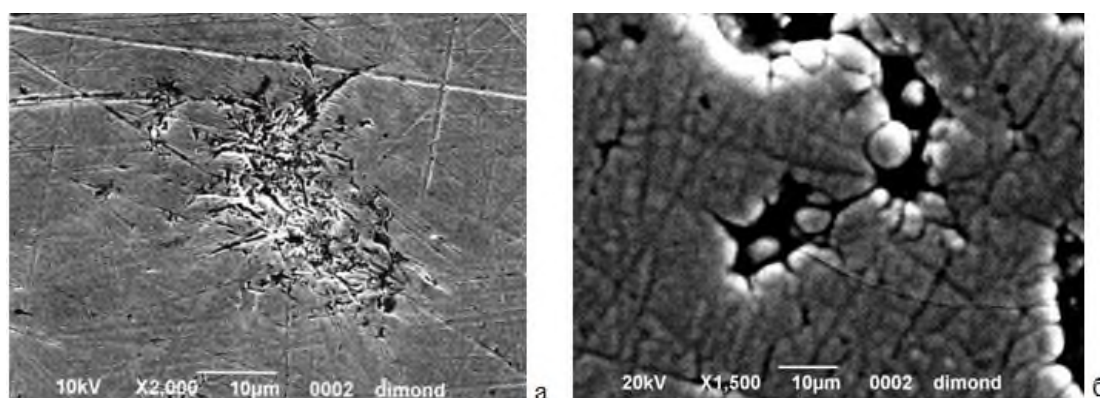
При дослідженні структури кластерних наноалмазів в покритті при введенні УДА з перемішуванням електроліту (див.рис.7.8, б), встановлено, що розміри зерен зменшуються. Частилки наноалмазів мають більш компактную форму, близьку до сферичної або овальної (рис.7.9, а, в), їх скупчення не мають гострих кромek і утворюють сітку по границям субзерен хромалмазного покриття (див. рис.7.8, б). Завдяки створенню додаткових центрів кристалізації вони забезпечують подрібнення зерен, зме-

ншення пористості і газовиділення.



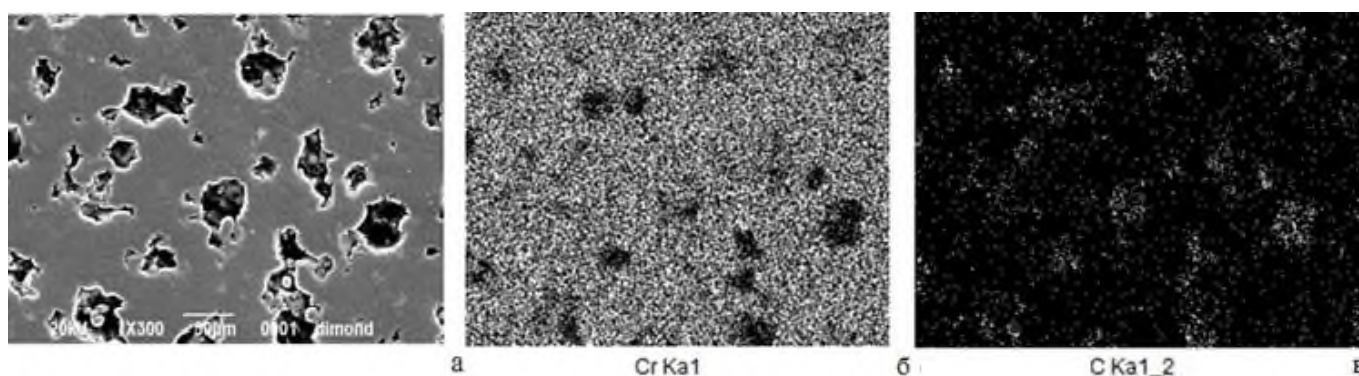
а) базовим електролітом (без модифікування),  $\times 400$ ; б) з УДА без перемішування,  $\times 100$ ; в) за розробленою технологією,  $\times 400$

Рисунок 7.7 - Структури хромованих покриттів



а) в стаціонарному режимі; б) з перемішуванням

Рисунок 7.8 - Структура кластерних наноалмазів, що містяться в хромованому покритті при введенні з УДА



а) структура покриття; б) розподіл хрому; в) розподіл вуглецю. Де б), в) отримані методом термоелектронної емісії

Рисунок 7.9 - Розподіл хімічних елементів в структурі хромалмазного покриття, отриманого способом перемішування електроліту з УДА

Відомо [294], що кластери УДА складаються з алмазного ядра, оточеного досить хімічно активною аморфною вуглецевою оболонкою зі складною структурою, здатною брати участь в різних хімічних реакціях, що призводить до появи унікальних властивостей в стандартних гальванічних покриттях. Електронно-мікроскопічні дослідження (рис.7.9, б) показали, що хром знаходиться всередині компактних агрегованих скупчень УДА. Мікрорентгеноспектральний аналіз таких зразків виявив, що в цих зонах концентрація Cr досягає 21-40%, а також 45-37%С; 0,7-0,9%Si; 0,8-0,6%Fe, крім того є домішки, що знаходяться в деформованих зонах підшару (його аналізує пляма зонда діаметром 3 мм) як забруднення. Тоді як в металевій матриці спостерігається тільки 6-9%С, решта Cr, що підтверджує наявність наноалмазів в структурі покриття.

Виконано порівняльний аналіз рівня мікротвердості без домішок, а також з введенням УДА і перемішуванням електроліту (табл.7.7). При введенні УДА, відповідно розробленому способу, рівень мікротвердості покриття зростає на 18% (див. табл.7.7) за рахунок рівномірного розподілу наночастинок, подрібнення зерна і зниження пористості. У зонах агрегування рівень мікротвердості не змінюється в порівнянні з введенням добавки без додаткового перемішування.

Таблиця 7.7 - Середні значення мікротвердості хромованих покриттів

Тип хромованого покриття	Мікротвердість, МПа при навантаженні Н <sub>50</sub>		
	покриття	зони наноалмазних агрегатів	перехідна зона
без введення УДА	1056	-	-
з УДА без перемішування	1207	1342	1228
з УДА та з перемішуванням	1420	1350	1361

Для дослідження впливу УДА на експлуатаційні властивості хромових покриттів при відновленні і зміцненні деталей вузлів паливної апаратури, що працюють в умовах великих навантажень при терті, абразивному зносі і кавітації, були проведені експлуатаційні випробування нового технологічного процесу відновлення таких деталей [291]. Досліджено прецизійні пари, що відносяться до рухливих сполучень високого тиску інжектора: кулька-конусове сідло; сідло-напрямна мультиплікатора; голка-корпус розпилювача. Ці сполучення схильні до активного впливу неякісного дизельного палива і, відповідно, підвищеного зносу, що призводить до виходу з ладу інжектора.

### 7.2.3. Оцінка структуроутворення поверхні тертя деталей, відновлених хромовмісним покриттям після експлуатації

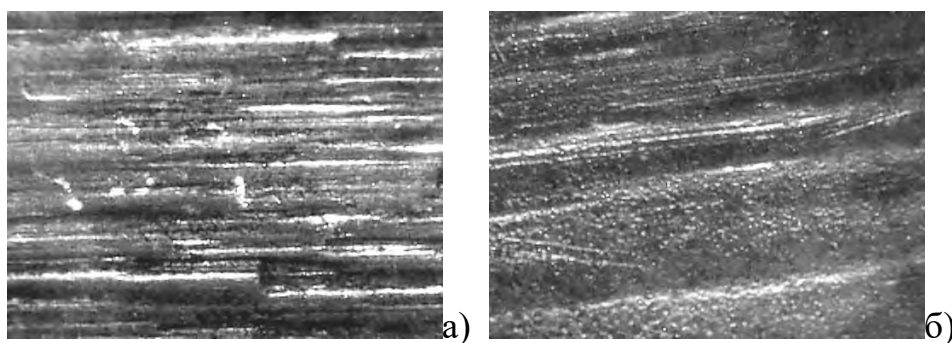
Для перевірки ефективності рекомендованих параметрів обробки були проведені стендові випробування на знос на обладнанні ДП «Завод ім. В.О. Малишева», а також дана оцінка оптико-математичним аналізом змін, які формуються на поверхні тертя після випробувань в експлуатації відновлених деталей з хромистим електролітичним покриттям по розробленій технології. В процесі стендових випробувань аналізували знос зміцнених покриттів в трьох середовищах: в свіжому маслі М14В2; дизельному паливі з добавкою кварцового пилю і без неї. У табл.7.8 наведені порівняльні дані зносу розглянутих варіантів хромування. З аналізу стендових випробувань випливає, що знос хромованих покриттів, отриманих за розробленою технологією, в 1,5-2 рази менший. Це особливо ефективно для випробувань в маслі М14В2 і дизельному паливі без добавок кварцового пилю. У всіх випадках помітно зниження коефіцієнта тертя на 5-20% в порівнянні з базовою технологією. В даний час технологія відновлення деталей хромуванням з додатковим модифікуванням УДА пройшла апробацію і в умовах ремонтного виробництва «Дізель-сервіс» м.Харкова, розроблена технологічна інструкція (додаток 3).

Реалізація нової технології базувалася на двох етапах обробки. Перший етап передбачав технологію повного зняття попередньо зміцненого плівкового покриття, що частково зберіглося, деталі вихідного стану, а потім - нанесення нового електролітичним хромуванням з УДА (додаток 3). Порівняльний аналіз поверхні тертя проводили для структур, сформованих в результаті експлуатації, хромовмісних електролітичних покриттів, нанесених на поверхню відновлюваних деталей - роторів паливного насоса (див. рис.7.1), виготовлених зі сталі 60Х, відповідно розробленої технології і з модифікуванням УДА, без переміщення електроліту. Проведений металографічний аналіз поверхонь тертя (рис.7.10) в обох випадках виявив формування смуг ковзання з утворенням мікрорельєфу поверхні. Для дослідження поверхні тертя використовували нові методики (див. Розділи 3,4) комп'ютерної математичної оцінки структурного стану металу при аналізі металографічних зображень з використанням гідродинамічних аналогій [188,200]. Проведено оцифрування фотографій в формат.bmp, що включав 256 відтінків сірого кольору (від 0 до 255). Відповідно до даного методу, при розрахунках використовували оператори, що характеризують енергетичний стан системи: Лапласа (аналог абсолютного значення вихору), що описує розсіювання енергії при зміні струк-

турного стану; дивергенції (міру нестисливості), що характеризує щільність фрагмента (зони ущільнення і розрядження); узагальненого градієнта - показує середню ефективну швидкість зміни кольору в кожній точці зображення (відповідає інтенсивності деформацій, що виникають в процесі тертя). При розрахунках використовували абсолютні значення величин. В роботі розглянуто розподіл сполучень умовних кольорів на фрагменті зображення  $5 \times 5$  пікселів навколо середньої точки з координатами  $c_{ij}$  на площині зображення, див. Розділ 4, (4.65). У кожній координаті пікселя цифрового зображення, використовуючи значення умовних кольорів, методом скінчених різниць, обчислювали показники, див. Розділ 4, (4.66) - (4.80), що характеризують процеси, які відбуваються на поверхні досліджуваних деталей в період експлуатації в умовах тертя. Їх використовували для побудови перетворених за цими формулами зображень, а також фільтрів і визначення нормативних показників. За результатами обчислень були побудовані алгебраїчні гістограми інтегрального розподілу відповідних характеристик аналізованих фрагментів зображення. Далі проводили якісну оцінку структур мікрорельєфів робочих поверхонь металу покриттів, для обох випадків, отриману при експлуатації. На основі результатів аналізу порівняли зміни на поверхні тертя при різних технологіях нанесення покриттів.

Таблиця 7.8 - Результати стендових випробувань на знос

Матеріал контртіла, середовище випробування	Вид домішок	Знос покриття, мг	Знос контртіла, мг	Коефіцієнт тертя
Сталь 38Х2МЮА, дизельне паливо з 0,1% кварцового пилу	-	0,2	0,3	0,12
	УДА	0,2	0,8	0,11
Сірий чавун, моторне мастило М14В2	-	0,2	0,3	0,10
	УДА	0,1	0,3	0,08
Сталь 38Х2МЮА, дизельне паливо	-	0,3	1,5	0,11
	УДА	0,2	0,8	0,10



а - без перемішування електроліту; б - відповідно розробленої технології,  $\times 100$   
Рисунок 7.10 - Поверхня тертя хромовмісних модифікованих УДА електролітичних покриттів, нанесених за різними технологіями

Таблиця 7.9 - Значення абсолютних величин показників, що характеризують структуру і рельєф поверхні металу покриттів, що формуються при експлуатації

Показники	Значення абсолютних величин показників поверхні тертя для модифікованого покриття, нанесеного по технології			
	без перемішування		з перемішуванням	
	середні	максимальні	середні	максимальні
умовний колір	134	-	128	-
лапласіан	108	742	86	742
дивергенція	69	448	56	478
узагальнений градієнт	36	227	29	239

Таблиця 7.10 - Число пікселів на гістограмах розподілу значень абсолютних величин показників з урахуванням похибок побудови

Показники (середні)	Число пікселів,%, на зображенні поверхні, для яких значення абсолютних величин показників менше для покриття							
	без перемішування				з перемішуванням			
	5	10	40	60	5	10	40	60
лапласіан	72	63	31	22	70	59	22	14
дивергенція	72	67	35	24	68	63	23	16
узагальнений градієнт	72	70	36	27	68	68	25	18

Розраховані середні значення і дисперсії зазначених вище показників для обох варіантів (табл.7.9). З огляду на те, що при зміцненні поверхні металу з використанням розробленої технології (див.рис.7.10) різко зменшується число зон ковзання, становить інтерес встановити, чи існує кореляційний зв'язок між середнім числом смуг в порівнюваних варіантах. В результаті розрахунків виявлено кореляцію між середніми значеннями розглянутих показників і числом смуг ковзання, що утворилися при терті. З табл.7.9 видно, що зміцнення, згідно розробленої технології, сприяє зниженню середніх значень всіх параметрів, це узгоджується з результатами стендових випробувань, оскільки в металі більш зносостійкого покриття (див. табл.7.8) різко зменшується число зон ковзання. Тобто, чим менше перепад висот мікрорельєфу, тим менше значення параметрів, що характеризують структурний стан металу. Отже, з упевненістю можна відзначити, що зменшення цих показників пов'язане зі зміною мікрорельєфу поверхні тертя в результаті зміцнення за розробленою технологією. Деяке збільшення максимальних значень показників (див. табл.7.9) є незначним. Воно зросло в меншій мірі, ніж зменшилися їх середні значення.

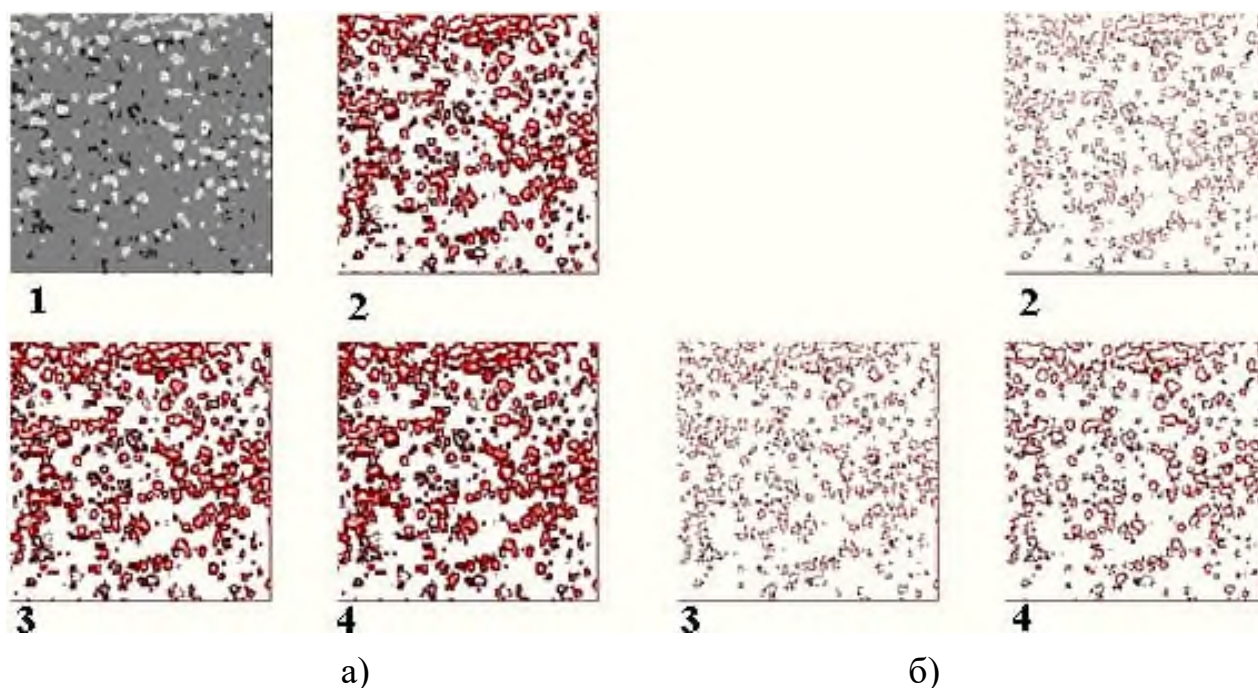




1-початкова фотографія зразка; 2-лапласіан; 3-узагальнений градієнт; 4 - дивергенція. Значення абсолютних величин показників менше: а,б) 5; в,г) 10; д,е) 40

Рисунок 7.11 - Розподіл розрахункових абсолютних значень показників, що характеризують процес тертя на поверхні металу покриттів, нанесених по технології без перемішування УДА (а) і - з перемішуванням (б)

Виявлене збільшення максимальних значень параметрів у другому випадку, можливо пов'язане з легкою деформацією структури в перший момент експлуатації. Для підвищення точності і виключення похибки проведені розрахунків, при яких, відтиналися величини, які мають крайні значення в області гістограм розподілу розглянутих показників (що переважали 5,10,40,60 - табл.7.10). За результатами розрахунків (див.табл.7.9 і 7.10) побудовані зображення, що показують розподіл абсолютних значень параметрів, які характеризують структурний стан металу покриття, що виникає в процесі тертя (рис.7.11) на робочій поверхні, сформованої за різними технологіями, після експлуатації. При побудові гістограм розподілу з більш чітким зображенням рельєфу використані фільтри за абсолютними величинами лапласіана і дивергенції. Порівняльний аналіз обробки металографічних зображень показав, що на поверхні тертя, відповідно розробленої технології, число зон ковзання і їх мікрорельєф зменшуються в 2-3 рази. На рельєфі формуються включення оксидів, які шикуються в один ряд із зонами зміцнення, що характерно для структур металу в обох випадках. При цьому зона підвищеної щільності елементів мікрорельєфу утворюється між зонами ковзання.



1-початкова фотографія зразка; 2 - лапласіан; 3 - узагальнений градієнт; 4 - дивергенція. Значення абсолютних величин показників: а)  $\pm 0,25$ ; б)  $\pm 0,125$  від середнього. Рисунок 7.12 - Розподіл розрахункових абсолютних значень показників, що характеризують процес тертя, на поверхні металу покриття, нанесеного за розробленою технологією (область між смугами тертя)

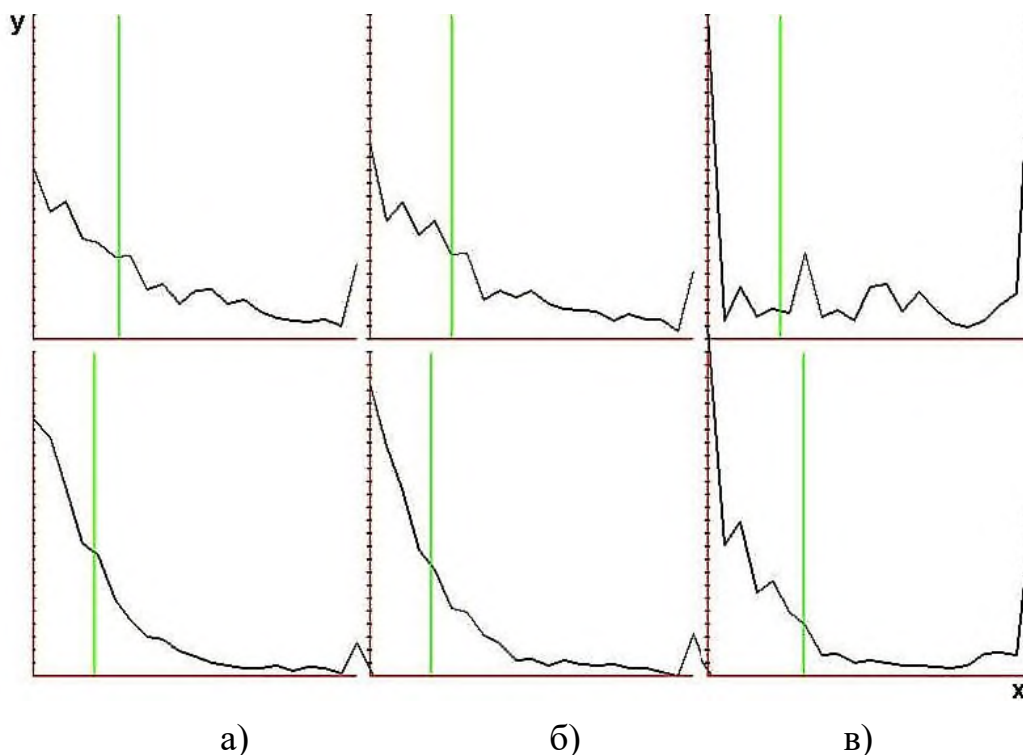
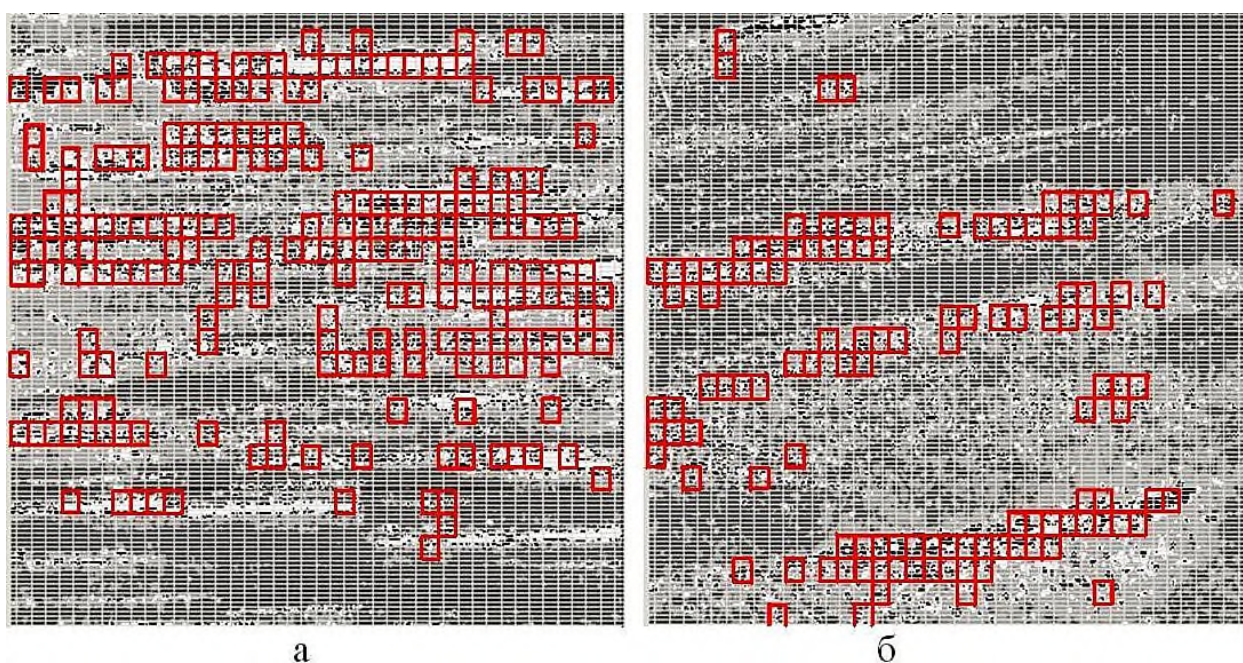


Рисунок 7.13 - Розподіл абсолютних величин дивергенції (верхні) і оператора Лапласа (нижні)



а - технологія без перемішування; б - з перемішуванням УДА

Рисунок 7.14 - Зони (обведені квадратиками) на поверхні тертя покриття для яких відсоток сумарного значення абсолютних дивергенції, починаючи з 255, перевищує 20%

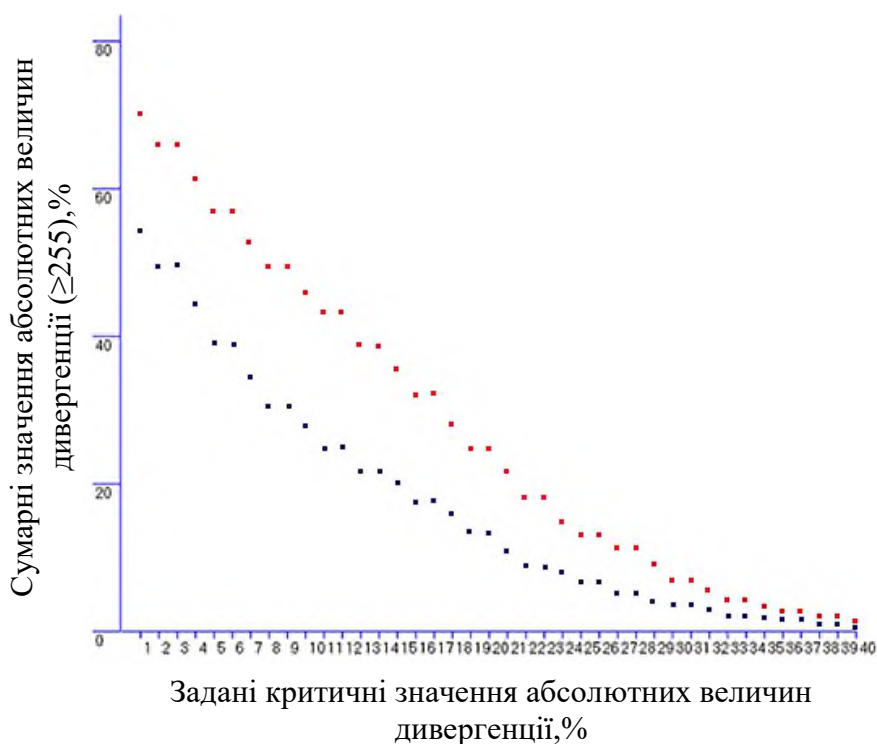


Рисунок 7.15 - Вміст,%, зон покриття на зображенні поверхні тертя, отриманого за різними технологіями його нанесення, для яких сумарне значення абсолютних значень дивергенції ( $\geq 255$ ), більше заданих критичних значень (від 1 до 40%): верхня крива - технологія без перемішування УДА; нижня - з перемішуванням

Додатково виконано теоретичний опис деформаційних зон між смугами на поверхні тертя зміцнених модифікуванням покриттів, за розробленою технологією (див. рис.7.10, б). На рис.7.12 показано розподіл абсолютних значень їх показників, що характеризують процес тертя на поверхні металу.

В результаті проведеного аналізу в деформаційних зонах між смугами на поверхні тертя хромовмісних електролітичних покриттів, нанесених, за розробленою технологією, спостерігається, на відміну від покриття без перемішування модифікатора, наявність дрібнозернистої комірчастої дислокаційної структури і виділень на неї вуглецевих і оксидних фаз. Така структура перешкоджає утворенню смуг ковзання при терті, що забезпечує підвищення зносостійкості робочої поверхні покриття.

В умовах зношування при терті мають місце ще два процеси, які можна пояснити впливом дифузії хрому на глибину, що перевищує товщину шару покриття - в метал основи. Перший з них супроводжується зародженням нових дислокацій під дією ви-

соких локальних навантажень в зонах контакту мікронерівностей поверхні. Щільна сітка дислокацій виникає в перехідній зоні з покриттям, що збільшує дифузійну рухливість хрому. Другий процес - локальний розігрів поверхні в точках контакту.

Рух атомів хрому відбувається і під дією великих температурних градієнтів. Дифузія уздовж ліній дислокацій є найбільш імовірним механізмом перенесення хрому в підкладку. На рис.7.13 представлені гістограми розподілу розрахункових значень показників, що характеризують процес тертя, для фотографій поверхні тертя: покриття з технологією без перемішування УДА (рис.7.13, а); з перемішуванням (рис.7.13, б); фрагмент деформаційних зон між смугами тертя на покритті, з перемішуванням (рис.7.13, в). На осі x відкладені відстані між точками (центрами фрагменту), на осі y наведені розрахункові значення абсолютних величин, розглянутих вище параметрів. Гістограми порівнювали між собою за критерієм Колмогорова [295]. З отриманих гістограм (див.рис.7.13) видно, що максимальні значення абсолютних величин дивергенції і лапласіану сильно розтягнуті, їх частота мала, тому частину (~ 1%) можна відкинути. Також слід зазначити, що гістограми лапласіана більш однорідні і відповідають показниковому закону розподілу. Для всіх типів гістограм характерно зменшення величини розподілу після нанесення покриття, згідно з розробленою технологією, що свідчить про підвищення однорідності структури.

Для оцінки ступеня неоднорідності структури мікрорельєфу металу покриття, проведено математичний аналіз їх зображень, заснований на критерії розподілу коефіцієнтів пропорційності кореляційних залежностей по малим зонам абсолютних значень дивергенції з розподілом умовного кольору на кожному фрагменті зображення. Аналізом встановлено, що абсолютні значення дивергенцій є спектром значень, що корелюють із розподілом умовних кольорів, отриманих в процесі оптико-математичного аналізу [202]. Для розглянутого матеріалу спектр зазначених функцій кратний числу 17.

За результатами обчислень отримано сумарне відсоткове співвідношення абсолютних значень дивергенцій, що перевищують 255 (зони підвищеної ущільненості структури, що створюють мікрорельєф тертя) на фрагментах зображення розміром 5×5 пікселів. Наприклад, на рис.7.14 представлені за розрахунками зони зображення (обведені квадратами), для яких відсоток сумарного значення абсолютних дивергенцій,

починаючи з 255, перевищує 20%. Загальна кількість таких виділених зон на фотографії поверхні покриття, нанесеного по технології без перемішування УДА (а), становить 24,7%, а після використання розробленої (б) - 13,4%. У загальному випадку, на підставі обчислень побудований графік (рис.7.15), що представляє вміст,%, зон на зображенні поверхні тертя покриття, отриманого за різними технологіями його нанесення, для яких сумарне значення абсолютних дивергенції ( $\geq 255$ ), більше заданих критичних (від 1 до 40%). Отримано дві криві, які показують, що після зміцнення за розробленою технологією покриття має більш однорідну структуру (величини сумарних значень дивергенції в 2-3 рази менше - нижня крива).

### 7.3. Оцінка технічної та економічної ефективності розробок

Розробки засновані на теоретичних і експериментальних оцінках процесів структуроутворення хромовмісних матеріалів при виготовленні та експлуатації виробів, що дозволило обґрунтувати ефективність їх підвищеної та стабільної стійкості.

#### 7.3.1. Економічна ефективність відновлення деталей паливної апаратури дизельних двигунів хромуванням зі зміцненням покриття

Виконані комплексні дослідження показали, що плівкове зміцнення покриття на основі W-Co-C і розроблена технологія електролітичного хромування з додатковим модифікуванням наноалмазами забезпечують підвищення основної споживчої властивості - твердості. У першому випадку середні значення - це H<sub>50</sub>-1027, а в другому – H<sub>50</sub>-1420. Недоліком плівкового покриття при зміцненні цим методом деталей є: нестабільне структурний стан в період експлуатації за рахунок циклічного періодичного формування алмазоподібних плівок і їх руйнування зі зниженням частки такої структури при збільшенні періоду використання сполучення; мала товщина покриття для компенсації зношеного шару для роботи в сполученні; висока вартість обладнання; відсутність необхідних витратних матеріалів та фахівців для реалізації процесу відновлення в ремонтному виробництві.

Економічну ефективність промислової апробації технології відновлення деталей паливної апаратури дизельних двигунів хромуванням зі зміцненням покриттів за рахунок модифікування електроліту ультрадисперсними домішками наноалмазів

(УДА) визначали на основі порівняння показників впроваджуваного варіанту з показниками середньої вартості відновлюваних деталей.

Механізм модифікування структури покриття за розробленою технологією, шляхом введення в електроліт заряджених фаз УДА, осідають спільно з хромом на попередньо активовану обробкою (анодним декапіруванням) поверхню, полягає в збільшенні центрів кристалізації, видаленні бульбашок водню, що зменшує розмір зерна, знижує пористість, підвищує твердість покриття в 1.3 рази, зносостійкість в 1.5-2.0 рази, знижує коефіцієнт тертя на 5-20%.

Результати науково-дослідної роботи «Розробка технології відновлення деталей паливної апаратури дизельних двигунів хромуванням зі зміцненням покриттів» апробовані на ремонтному підприємстві ТОВ «Дизельсервіс», м.Харків. Розроблена технологія (додаток 3) дозволяє вводити в електроліт домішки УДА, які в період всього процесу відновлення деталей знаходяться в підвищеному стані і забезпечують рівномірне зміцнення нарощуваного шару, подрібнення зерна в покритті і зниження газовиділення. За розробленою технологією були відновлені мультиплікатори форсунок, ротори паливних насосів типу VRZ ZEXEL паливної системи "Common Rail", в кількості 57 одиниць. За даними стендових випробувань стійкість деталей по запропонованій технології відновлення підвищується в 1.5-2.0 рази. Застосування запропонованої технології відновлення деталей паливної апаратури на підприємствах технічного сервісу, де відновлюють деталі різної номенклатури в невеликих кількостях, є менш витратним, більш доступним і забезпечує високий рівень споживчих властивостей (твердість, зносостійкість), тобто ресурс.

Оцінка цінової складової економічного ефекту від впровадження запропонованої технології виконана на прикладі відновлення ротора паливного насоса типу VRZ ZEXEL паливної системи "Common Rail". Собівартість відновлення охоплює всі витрати підприємства по здійсненню виробничого процесу та визначаються за формулою:

$$C_B = C_M + 3П + C_{об} + C_{п.і.} + A_{ц} + A_{з.г.} + C_{п.в.}, \quad (7.1)$$

де  $C_B$  – собівартість відновлення деталі, грн.;  $C_M$  – витрати на ремонтні матеріали, грн.; 3П – основа і додаткова заробітна плата виробничих робітників з відрахуваннями на соціальне страхування, грн.;  $C_{об}$  - витрати на утримання та експлуатацію обладнання, грн.;  $C_{п.і.}$  – витрати на утримання пристосувань, інструменту та осна-

щення цільового призначення, грн.;  $A_{ц}$  – цехові витрати, грн.;  $A_{з.г.}$  – загальногосподарські витрати, що пов'язані з витратами підприємством, грн.;  $C_{п.в.}$  – позавиробничі витрати, що представляють собою витрати по реалізації продукції, грн.

Витрати на ремонтні матеріали визначають за формулою:

$$C_M = \sum_1^n H_M \cdot C_M, \quad (7.2)$$

де  $H_M$  – норма одиниці матеріалу для відновлення деталі;  $C_M$  – ціна одиниці ремонтних матеріалів, грн/од. Орієнтовні витрати матеріалів в грамах на  $1\text{дм}^2$  відновленої поверхні для середньої товщини покриття 0.1 мм при хромування, їх ціна і вартість матеріалів на відновлення одного ротора наведені в табл.7.11.

Заробітна плата виробничих робітників визначається за формулою:

$$ЗП = ЗП_о + ЗП_д + ЕСВ, \quad (7.3)$$

де  $ЗП_о$  – основна заробітна плата виробничих робітників, грн.;  $ЗП_д$  – додаткова заробітна плата виробничих робітників, грн.; ЕСВ - єдиний соціальний внесок, грн.

Основна заробітна плата виробничих робітників визначається за формулою:

$$ЗП_о = T \cdot C_{ср.год} \cdot K_T, \quad (7.4)$$

де  $T$  – трудомісткість відновлення однієї деталі, люд.-год.;  $C_{ср.год.}$  – середня годинна ставка робітників, грн/год;  $K_T = 1.03$  - коефіцієнт, що враховує доплати до основної заробітної плати.

Таблиця 7.11 - Вартість матеріалів для відновлення одного ротору

№	Найменування матеріалу, позначення	Одиниця виміру	Ціна, грн	Витрати матеріалу на $1\text{дм}^2$ , гр	Вартість відновлення
1	хромовий ангідрид ( $\text{CrO}_3$ )	кг	200	84.0	16.8
2	сірчана кислота ( $\text{H}_2\text{SO}_4$ )	л	120	0.09	0.011
3	їдкий натр ( $\text{NaOH}$ )	кг	30	2.7	0.09
4	кальцинована сода ( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ )	кг	25	2.7	0.07
5	рідке скло ( $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ )	кг	11.60	0.15	0.002
6	віденське вапно ( $\text{CaO}+\text{MgO}$ )	кг	14	2.7	0.04
7	анооди свинцеві	кг	150	0.54	0.08
8	порошок алюмінієвий ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )	кг	126	12	1.5
9	порошок алмазний	кг	150	12	1.8
10	бензин А-80	л	25	0.5	0.01
11	обтиральний матеріал	кг	12	3.0	0.04
$C_M =$					18.94



Трудомісткість відновлення одного ротору складає  $T=1.26$  люд.-год. Середня годинна ставка робітника, що працює на роботах з важкими та шкідливими умовами складає  $C_{\text{ср.год.}}=51.82$  грн. Тоді основна заробітна плата, відповідно формулі (7.4) є:

$$ЗП_0 = 1.26 \cdot 51.82 \cdot 1.03 = 67.25 \text{ грн.}$$

Додаткова заробітна плата визначається, як:

$$ЗП_д = ЗП_0 \cdot K_д, \quad (7.5)$$

де  $K_д$  – коефіцієнт додаткової заробітної плати, що дорівнює  $K_д = 0.05-0.12$ . Тоді:

$$ЗП_д = 67.25 \cdot 0.1 = 6.725 \text{ грн.}$$

Єдиний соціальний внесок визначається, як:

$$ЕСВ = 0.38 \cdot (ЗП_0 + ЗП_д) = 0.38 \cdot (67.25 + 6.725) = 28.11 \text{ грн.} \quad (7.6)$$

Заробітна плата виробничих робітників складає:

$$ЗП = 67.25 + 6.725 + 28.11 \approx 102.1 \text{ грн.}$$

Витрати на утримання і експлуатацію обладнання з достатньою точністю визначаються за формулою:

$$C_{об} = 1.66 \cdot C_м \cdot A_{об} / 100, \quad (7.7)$$

де  $C_м$  - витрати на ремонтні матеріали, грн.;  $A_{об}$  - середня норма амортизаційних відрахувань по обладнанню, що дорівнює 19.2%. Тоді відповідно (7.7)  $C_{об} = 6.04$  грн.

Витрати на утримання пристосувань, інструменту та оснащення цільового призначення визначаються за формулою:

$$C_{п.і} = (0.15 - 0.05) \cdot C_{об} = 0.604 \quad (7.8)$$

Цехові витрати визначаються, як:

$$C_ц = 2.33 \cdot (0.3 \cdot ЗП + 0.17 \cdot C_{об}) = 73.8 \text{ грн.} \quad (7.9)$$

Загальногосподарські витрати, пов'язані з управлінням підприємством, дорівнюють:

$$C_{з.г.} = 0.27 \cdot ЗП = 27.6 \text{ грн} \quad (7.10)$$

Позавиробничі витрати приймаються рівними 3%, тобто

$$C_{п.в} = 0.03 \cdot (C_м + ЗП + C_{об} + C_ц) = 6.03 \text{ грн.} \quad (7.11)$$

Собівартість відновлення деталі буде дорівнювати:

$$C_в = 18.94 + 102.1 + 6.04 + 0.604 + 73.8 + 27.6 + 6.03 = 235.1 \text{ грн.}$$

Ціна реалізації одиниці продукції визначається за формулою

$$C_p = K_c \cdot (P_H + C_B) + H = (235.1 + 0.35 \cdot 234.1) \cdot 1.2 + 18.6 \approx 400 \text{ грн.}, \quad (7.12)$$

де  $K_c$  – коефіцієнт попиту продукції, що дорівнює  $K_c=1.2$ ;  $H$  – діючі на підприємстві податки і відрахування;  $C_B$  – собівартість відновлення одиниці продукції, грн.;  $P_H$  – нормативний прибуток:  $P_H=(10-15)\% \cdot C_B$ .

Середня вартість деталей дизельної паливної апаратури, що потребують відновлення, становить 1260 грн. З огляду на обсяг відновлених деталей за запропонованою технологією в кількості 57 одиниць, річний економічний ефект склав:

$$E_p = (C_1 - K \cdot C_2) \cdot N = (1895 - 1.5 \cdot 400) \cdot 57 = 73.8 \cdot 10^3, \text{ грн.} \quad (7.13)$$

де  $C_1=1895$  – середня вартість деталей, що підлягають відновленню;  $K_c=1.2$ ;  $H$  – діючі на підприємстві податки і відрахування;  $C_2 = C_p$  – ціна реалізації деталі, що відновлена за запропонованою технологією ( $C_2=400$  грн);  $N$  – річна кількість деталей, відновлених за запропонованою технологією ( $N=57$  одиниць);  $K$  – коефіцієнт підвищення зносостійкості ( $K=1.5$ ).

На основі порівняльних досліджень встановлено, що, в порівнянні з плівковою технологією, електролітичне покриття з модифікуванням наноалмазами є більш ефективним, оскільки відрізняється стабільністю експлуатаційних властивостей, має високі показники твердості, є досить економічним, менш витратним для ремонтного виробництва, обслуговуючого машинобудівну галузь. В результаті випробувань встановлено ефективність використання нової технології відновлення деталей дизельної паливної апаратури. Акт промислової апробації розробок додається (додаток 3)

### 7.3.2. Економічна ефективність нового технологічного процесу кристалізації масивних виливків прокатних валків

Дослідження, проведені в даній роботі, були розпочаті в 2009-2012р.р. (дисертаційна робота на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за темою «Підвищення експлуатаційних властивостей валків з високохромистого чавуну легуванням і термічною обробкою») і були присвячені тільки високохромистим валкам листових станів, однак такий інструмент може знайти застосування і для робочого шару дрібносортичних станів з мало врізаним калібром.

На основі теоретичних і експериментальних досліджень, оцінено вплив різних чинників на зміну споживчих властивостей - твердості, регламентовані НТД на виготовлення валків, що надає максимальний вплив на експлуатаційну стійкість таких виробів. Розробки виконувались в умовах ДП «ЛДНВВК», м. Лутугіно (до 2014р.) та ННІ технічного сервісу ХНТУСГ, де для використання нових технологій розроблені і затверджені на їх базі спеціальні технічні умови, результати захищені 4 патентами України (2 запропоновано до впровадження в виробництво).

Запропонована технологія виливки і регламентовані умови кристалізації (див.п.7.1) дозволяють виключити термічну обробку, а значить і знизити витрати на електроенергію. Економічна оцінка включає всі етапи розробок, які забезпечують технічний ефект (енергозбереження, підвищення якості металу, зниження рівня напруги, зменшення частки залишкового аустеніту в робочому шарі, стабілізація рівня твердості, можливість контролю твердості неруйнівними методами контролю, ефективне комплектування валків за рівнем твердості і напружень).

Інформація про зміни показників стану прокатних валків після застосування запропонованих рішень представлена в табл. 7.12.

Таблиця 7.12 – Характеристика застосовуваних нових технологічних рішень і зміни показників якості прокатних валків

Нові рішення	Характеристика зміни показників стану прокатних валків
1	2
1. Виливок валків в металеві форми, послідовно нагріті до температур 350-380°C и 480-500°C	1. Виключається термічна обробка при виробництві листопрокатних валків. 2. Знижується брак листів (зменшується різнотовщинність) у споживача на 5-7%
2. Комплектування валків за рівнем коерцитивної сили	1. Підвищення експлуатаційної стійкості валків ЛПХНМдц-71 (стан 2000) на 17,3% 2. Підвищення експлуатаційної стійкості валків ЛПХ17НМдц-71 (стан 1700) на 7,98%

Для оцінки цінової складової очікуваного економічного ефекту від впровадження запропонованих рішень застосований метод статистичного аналізу експертних оцінок [299], який виконувався в чотири етапи. На першому етапі проводили вибір оціночних показників конкурентоспроможності запропонованих технологічних рішень. Во-

ни були розділені на три групи. До першої групи увійшли: забезпечення стабілізації рівня твердості; поліпшення фізико-механічних властивостей; зниження рівня внутрішніх напружень. У другу - економічні показники, що характеризують збільшення чи зниження витрат на виготовлення валків (витрати на термічну обробку, додаткові витрати). До третьої групи увійшли експлуатаційні характеристики: зниження передчасних відмов у споживача; підвищення експлуатаційної стійкості валків.

Всі три групи показників були покращені при розробці анкети для вивчення можливості використання ефективних і менш витратних технологій виробництва валків з високохромистого чавуну, що забезпечують підвищення їх високохромистого чавуну, що забезпечують підвищення їх працездатності в процесі експлуатації, тобто підвищення споживчих властивостей (додаток І).

Другий етап полягав у зборі інформації. Була сформована група експертів з 10 осіб. До групи на рівній основі увійшли 5 фахівців підприємств, що експлуатують валки 5 фахівців підприємства, що виготовляє валки. Це дозволило виконати експертну оцінку експлуатаційних характеристик з точки зору споживача, і доступність застосування нових технологічних рішень за умови досягнення необхідних властивостей продукції виробником за методикою конкурентного опису [299].

Третім етапом статистичного аналізу стало виконання експертної оцінки. Суть його полягала в застосуванні методу нечіткого усереднення експертних оцінок ефективності запропонованих рішень. Обробка анкет проводилася за допомогою програми Microsoft Excel 2010. При обробці результатів анкетування додатково враховували два фактори: 1 - ступінь довіри до кожного експерту; 2 - ступінь впливу кожного показника анкети на значимість нового технологічного рішення. При складанні рейтингу довіри до експерта враховувалася можливість отримання ним інформації про групи параметрів якості показників валків. Рівень впливу кожного фактору на значимість нового технологічного рішення оцінювали по його впливу на підвищення експлуатаційної стійкості валків. Запропонований метод дозволив визначити ступінь ефективності виконання розробок.

На четвертому етапі був виконаний аналіз результатів розрахунків (табл. І.1, додаток І), який показав, що технологічне рішення, спрямоване на вилівок валків з ви-

сокохромистого чавуну виконання ЛПХ17НМдц в металеву форму, послідовно нагріту до температури 350-380°C і 480-500°C є ефективним. Рівень довіри експертів до цієї пропозиції склав 0,720 при порозі довіри 0,5. Запропонований спосіб комплектування валків, також був оцінений високо: позитивний - 0,685, негативний - 0,271.

Надалі на підставі визначення цифрового еквівалента одного відсотка позитивної оцінки значущості властивостей в підвищенні базової значущості 1т виробу, виготовленого за традиційною технологією, були отримані розрахункові величини (табл. I.2, додаток I), які дозволили визначити ефективність нових технологічних рішень виробництва прокатних валків з високохромистого чавуну. Наведені в табл. I.2, додаток I, розрахунки показали, що як для підприємства-виробника, так і для підприємства, яке експлуатує валки з високохромистого чавуну найбільш вигідним є варіант виливки валків в металеві форми, послідовно нагріті до температури 350-380°C і 480-500°C. Така технологія виливки валків дозволяє істотно знизити частку залишкового аустеніту більш ніж в 2 рази, стабілізувати рівень твердості, мінімізувати рівень напружень, що важливо для підбору валків в комплект і їх ефективної експлуатації.

Запропонована технологія виливки і регламентовані умови кристалізації дозволяють виключити термічну обробку. Підвищення експлуатаційної стійкості дозволяє підприємству яке експлуатує валки зменшити виробничі витрати на їх придбання і підвищити якість прокату.

Результати розрахунку очікуваного річного економічного ефекту від впровадження запропонованих рішень представлений в табл. I.3, додаток I.

Очікуваний економічний ефект від впровадження виконаних розробок щодо підвищення стійкості прокатних масивних валків листових станів металургійних підприємств дає 910 тис.грн. при обсязі їх виробництва 1300 т.

## ВИСНОВКИ

1. Виконана промислова апробація розробок зі створенням і впровадженням нових технологічних процесів виробництва прокатних валків і покриттів із хромовмісних матеріалів. Розробки засновані на теоретичних і експериментальних оцінках процесів структуроутворення таких матеріалів при виробництві та експлуатації виробів і дозволили обґрунтувати ефективність їх підвищеної та стабільної експлуатаційної стійкості.

2. Запропоновано новий технологічний процес виробництва двошарових листопркатних валків чистових клітей з хромовмісних чавунів, що відливаються в металеві форми відцентровим методом, і підхід до моделювання умов кристалізації виливків з витримкою робочого шару протягом  $\sim 6$  год в інтервалі магнітного перетворення цементиту і спеціальних карбідів. Моделюванням показано, що підвищення споживчих властивостей досягається попереднім підгрівом металевої форми при заливці робочого шару валків з хромонікелевого чавуну при  $190-210^{\circ}\text{C}$ , а з високохромистого -  $350-500^{\circ}\text{C}$ . Така технологія дозволяє істотно знизити частку залишкового аустеніту, більш ніж в 2 рази, стабілізувати рівень твердості, мінімізувати рівень напружень, що важливо для підбору валків в комплект і їх ефективної експлуатації. Нова технологія вилівки базується на основі явища магнітоструктурних змін, і вона найбільш ефективна для легованих чавунів з часткою карбідних фаз в інтервалі 25-40%. Показано, що зміна споживчих властивостей - твердості можна контролювати і по коерцитивній силі, яка є стабільною при термічній обробці в інтервалі температур магнітного перетворення карбідів легованих чавунів. Запропонована технологія вилівки і регламентовані умови кристалізації дозволяють виключити термічну обробку.

3. Застосування хромування для підвищення стійкості прокатних валків листопркатних станів не показали суттєвої ефективності через складність технологічного процесу, а також малої товщини зміцнювального покриття і умов експлуатації, які характеризуються високими питомими тисками і значними переточуваннями робочого шару, тому такі розробки були перенесені на деталі машинобудування, що працюють в умовах тертя і зносу. При виконанні розробок, які відрізнялися б обґрунтованою науковою та практичною значимістю, вивчили кінетику і механізм

зносу деталей паливної апаратури машин, у яких зміцнення нових деталей у виробництві здійснювали нанесенням плівкових покриттів W-Co-C. На основі отриманої інформації були з'ясовані переваги і недоліки такої технології, на підставі чого запропонували нову технологію їх відновлення в умовах ремонтного виробництва. Найбільш простим і доступним є метод електролітичного хромування.

4. Виходячи з отриманих попередніх результатів, потрібно було забезпечити технічні та екологічні вимоги. Їх реалізацію здійснили на основі використання додаткового модифікування такого покриття ультрадисперсними алмазами (УДА). Важливим з'явилася і необхідність рівномірного розподілу таких включень з мінімальним їх агрегуванням в електроліті і рівномірному розподілі в покритті. Рівень властивостей отриманого модифікованого електролітичного покриття був вище раніше використовуваного плівкового, оскільки відрізнявся стабільністю, більш високою мікротвердістю і значною товщиною граничного шару, для нанесення якого не було потрібно спеціального устаткування, витратних матеріалів і значних енергоресурсів. Для рівномірної кристалізації УДА створили спеціальний пристрій (магнітну мішалку). Порівняння структури покриттів, отриманих при перемішуванні електроліту в процесі кристалізації без- і з модифікуванням УДА показало, що при відсутності руху частинок структура покриття формується більш крупнозернистою і характеризується значним ступенем агрегування включень алмазів. При перемішуванні - формується дрібнозерниста структура, що пояснюється більш швидким підведенням іонів до поверхні катода. Агрегати УДА мають більш компактную форму, близьку до сферичної, і утворюють сітку по границям субзерен покриття, що кристалізуються. Мікрорентгено-спектральний аналіз показав значну наявність хрому (до 40%) всередині агрегатів УДА, що свідчить про достатню однорідність структури отриманого покриття. Це підтверджують і вимірювання мікротвердості в зоні наявності агрегатів алмазів і поза ними, де вона практично не змінюється.

5. Методом математичного опису виконаний порівняльний аналіз металографічних зображень поверхні тертя структур, що формуються в результаті експлуатації, хромовмісних електролітичних покриттів, згідно з розробленою технологією і модифікуванням УДА. Встановлено, що на зміцненій поверхні число зон ковзання і їх

мікрорельєф при експлуатації зменшуються в 2-3 рази. Виявлено однозначне зменшення структурної неоднорідності покриття, нанесеного за розробленою технологією, в порівнянні з відомими. За розрахунками, зони зображення, для яких сумарне значення параметра, що характеризує формований в процесі тертя рельєф поверхні (області стиснення і скидання), відрізняються абсолютними значеннями дивергенції, які перевищують 20% для покриття, нанесеного по технології без перемішування УДА. Після експлуатації вони становлять 24,7%. За новою розробленою технологією такий показник знижується до 13,4%. Це характеризується і зменшенням неоднорідності, в середньому в 2-3 рази. Технічний ефект модифікування структури покриття за розробленою технологією, шляхом введення в електроліт заряджених фаз УДА, що осаджуються спільно з хромом на попередньо активовану обробку поверхню, забезпечує рівномірній розподіл такої модифікуючої присадки, що змінює умови кристалізації, при яких відсутнє газовиділення, підвищується твердість в 1.5-2,0 рази (коефіцієнт тертя зніжується на 5-20%).

6. Фактичний економічний ефект від виконаних розробок щодо підвищення властивостей зміцнювальних покриттів при відновленні деталей в умовах ремонтного підприємства ТОВ «Дизельсервіс», м. Харків, склав 73,8 тис. грн обсягом – 57 одиниць. Очікуваний економічний ефект на металургійних підприємствах від виконаних розробок щодо підвищення стійкості прокатних масивних валків листових станів буде складати 910 тис. грн. при обсязі їх виробництва 1300т. Нові технологічні процеси виробництва і зміцнення, а також оригінальні підходи і методи досліджень захищені 8 патентами України.



## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі представлені нові науково обґрунтовані теоретичні та експериментальні результати, які узагальнюють і забезпечують вирішення актуальної науково-технічної проблеми – підвищення експлуатаційних властивостей виробів з використанням процесів моделювання та прогнозування структуроутворення, властивостей у хромовмісних сплавах та покриттях.

1. Аналіз літературних публікацій, патентів, а також власних багаторічних досліджень показав, що істотним недоліком у формуванні стабільної структури і експлуатаційних показників в хромовмісних сплавах є залежність їх властивостей і технологічних параметрів виробництва виробів від спадковості литого металу. Це призводить до кристалізації підвищеної частки залишкового аустеніту, локалізації деформацій в робочому шарі при експлуатації і його деградації, а також руйнування.

Додаткове легування істотно не змінює долю залишкового аустеніту. У зв'язку з цим, важливим є розробка таких умов кристалізації і термообробки, які дозволяють мінімізувати частку такої фази і знизити її вплив на рівень напружень, що формуються при розпаді аустеніту в умовах експлуатації.

2. На основі досліджень запропоновано загальний комплексний підхід оцінки впливу різних факторів виробництва на структуроутворення та властивості сплавів. Для цього використовували оптичну електронну мікроскопію, рентгеноструктурний аналіз, оцінку твердості, мікротвердості та рівня напружень, згідно коерцитивної сили. Для оцінки структурного стану виробів використовували нові розроблені методики досліджень з використанням оптико-математичного опису фазового складу, а також процесів дифузії, щільності фрагментів, що формуються, дисипації енергії.

Велика увага приділялася оцінкам неоднорідності фаз, які формуються, їх дисперсності, структурній анізотропії, а також спадкоємним властивостям металу виробів. Додатково дифузійні процеси при розпаді аустеніту та деформації зі створенням нових фаз, та їх склад, оцінювали експериментально та теоретично згідно щільності дислокацій та виділенням на них.

3. Розроблено нові підходи до теоретичної оцінки структуроутворення хромовмісних сплавів і покриттів, які включають визначення поєднань умовних кольорів

(фаз) і абсолютних значень лапласіана матриці умовних кольорів (фрагмента зображення). Для опису ступеня неоднорідності формованої структури використовували параметр мінливості поєднань умовних кольорів (фаз), що оцінює мікроліквацію хімічних компонентів, в тому числі, і в області дефектів кристалічної будови - дислокацій. Процеси дифузії і деформації описували через зміну енергетичного стану системи згідно зміни ступеня дисперсності структури. Даний теоретичний підхід в оцінці структуроутворення пройшов перевірку мінливості фаз при експериментальному проведенні низькотемпературної циклічної термообробки в інтервалі температур магнітного перетворення карбідних фаз і показав хороший збіг результатів. Аналізом показано, що така термообробка сприяє виникненню нових фаз і це дозволяє прогнозувати оцінка функції потужності дисипації енергії.

Такий підхід дозволив встановити причини і оцінити характер деградації фази карбиду в валковому хромовмісному чавуні. Показано, що таку деградацію визначають процеси, пов'язані з формуванням дислокаційної структури і дифузії, при яких відбувається поява нових типів карбідних фаз нестехіометричного складу, квазікристалічного графіту, а також фериту та бейніту. Виявлено типи поєднань таких з'єднань, які також визначають нестабільність карбідної фази. Розроблено рекомендації щодо підвищення її стабільності.

Отримана інформація щодо причин і характеру деградаційних процесів карбідної фази, які визначають загальну експлуатаційну стійкість прокатних валків, може бути ефективно використана при розробці нових комплексних технологій їх виробництва, зі збереженням необхідного рівня твердості і стабілізуючі карбідну фазу різних типів чавунів. Це може бути досягнуто застосуванням багатьох технологічних прийомів.

4. Вперше отримані результати показують, що інтенсифікація дифузійних процесів в умовах локальних деформацій супроводжується підвищенням щільності дислокацій, виділенням окремих фаз фериту насичених вуглецем, бейніту, карбідів нестехіометричного складу, а також їх взаємозв'язку.

Показано, що локальні напруження, що формуються від ефекту магнітострикції, викликають розпад залишкового аустеніту і формування нових дисперсних фаз, які відрізняються за складом і типом. Одночасно в карбідних зернах великих розмірів

формується впорядкована дислокаційна структура у вигляді сіток з виділенням по ній нових фаз. Спостережуване зменшує схильність формованої структури до викришування робочого шару і більш стабільній експлуатації таких виробів.

5. Для прогнозування структуроутворення проведено визначення параметрів, що роблять найбільший вплив на її зміну. Це ґрунтувалося на розподілі умовних кольорів (фаз), отримання гістограм їх розподілу, оцінці дисипації енергії в результаті розвитку процесів дифузії і зміні щільності аналізованих фрагментів. Моделювання структур базувалося на методі Монте-Карло, при якому, відповідно відомим фактичним статистичним характеристикам, створювали потоки випадкових чисел.

Аналізом різних моделей було встановлено, що для достовірної оцінки необхідно враховувати анізотропію структури і властивостей, а також локальну неоднорідність формованих фаз і визначати граничні умови, згідно з рівнянням Лапласа.

Теоретичні та експериментальні дослідження підтвердили вплив різних технологічних факторів на структуроутворення і твердість (основний нормований критерій відповідно до НТД) і показали ідентичність їх оцінки.

6. При моделюванні локальної неоднорідності структурних складових рекомендується використовувати комплексний параметр  $M'$ -трийок, що становить собою упорядкований набір факторів, що складається із трьох дійсних цілих чисел ( $S$  і  $M$  - функції напружень і потужності дисипації енергії, а також  $t_{ij}$  - детермінанта квадратної матриці, утвореної енергетичними параметрами), обчислюваних через дивергенцію і оператор Лапласа в розглянутій точці металографічного зображення. У такий аналіз був додатково введено метод оцінки (задаючи і змінюючи енергетичні параметри) мікроструктури з поворотом зображення на кути від  $1^\circ$  до  $45^\circ$ . Це пов'язано з тим, що при відборі проб у вигляді кільця від торця валка не завжди вдається чітко встановити напрям тепловідведення (визначити поздовжний і поперечний напрям). Даним аналізом чітко виявляється максимальна неоднорідність фаз сплаву.

7. На основі використання розробленого оптико-математичного методу опису енергетичних параметрів структуроутворення запропоновано провести перевірку ефективності комплексного підходу для оцінки ступеня локальної неоднорідності, яка формується в різних фазах при розвитку напружень II роду. Розробки базуються

на виявленні, аналізі змін дислокаційної структури і дисперсності фаз. Крім того, використовується функція потужності дисипації енергії, що відображає процеси, що відбуваються при литті, пластичної деформації, термообробці. Встановлено, що в процесі кристалізації масивних виливків з хромовмісних сплавів, при їх тривалому охолодженні (до 78год) і в залежності від параметрів технології виробництва, відзначається формування дефектів кристалічної будови, які, в залежності від виникаючих локальних деформацій, сприяють інтенсифікації дифузійних процесів.

8. Для розробки оптимальних параметрів і режимів термічної обробки аналізували 18 експериментальних процесів відпалу на валках з високохромистого чавуну. Виявлено критерії, які найбільш повно відображають структурний і енергетичний стан системи і визначають зв'язок з твердістю і коерцитивною силою. Для достовірної оцінки, отримання адекватних математичних моделей, що описують зв'язок структуроутворення з властивостями при термічній обробці, аналіз проводили в 4 етапи, які відображали вплив різних чинників (теоретичних і експериментальних).

Встановлено, що у всіх досліджуваних варіантах термообробки така технологічна операція підвищує коефіцієнт кореляції, в середньому, на 9.8%. Найбільший вплив на твердість надають: ступінь дисперсності фаз, пов'язаної зі спадковістю (до 56%); неоднорідність структури за мінливістю умовних кольорів (16%); функція потужності дисипації енергії (9%); показник коерцитивної сили (3%).

Оптимальним режимом термічної обробки високохромистого чавуну є триступеневий відпал (350°C, 500°C, 500°C), при якому забезпечується твердість, яка відповідає вимогам НТД (63.4-69.2HS). Її зниження, в порівнянні з литим станом, незначно (на 1.0-1.5%). Одночасно частка голчастих структур зростає з 14.3% до 19.4%, а залишкового аустеніту - не перевищує 1.8%. Отримані математичні моделі добре узгоджуються з результатами експериментів і збіжність показань відповідає 75.0-78.0%.

9. Застосування електролітичного хромування покриттів з добавками дисперсних алмазів дозволило в процесі експлуатації оперативно відновлювати робочу поверхню, навіть при попередньому зміцненні плазмовим методом W-Co-C, після її зносу. Для його реалізації розроблена спеціальна технологія і пристосування, що забезпечує рівномірний розподіл такої модифікуючої присадки, що змінює умови кристалізації,

при яких відсутнє газовиділення, підвищується твердість в 1.5-2,0 рази (коефіцієнт тертя знижується на 5-20%). При модифікуванні електроліту дисперсними алмазами неоднорідність покриття, оцінена теоретично, зменшується в 2.0-3.0 рази.

Експерименти по застосуванню процесу хромування для зміцнення робочої поверхні прокатних валків листових станів виявилися не ефективними в зв'язку з технічними можливостями реалізації технологічного процесу, а також через велику їх масу і вимоги по глибині зони зміцнення. Тому досліджували деталі малого розміру (паливної апаратури машин). На основі теоретичних і експериментальних досліджень виробництва хромовмісних сплавів і покриттів розроблені методи моделювання і встановлено внесок різних параметрів, що описують зв'язок структуроутворення зі споживчими властивостями виробів. Це дозволило прогнозувати і обґрунтувати параметри технологічного виробництва та відновлення виробів при експлуатації.

10. Фактичний економічний ефект від виконаних розробок щодо підвищення властивостей зміцнювальних покриттів при відновленні деталей в умовах ремонтного підприємства ТОВ «Дизельсервіс», м. Харків, склав 73,8 тис. грн обсягом – 57 одиниць. Очікуваний економічний ефект на металургійних підприємствах від виконаних розробок щодо підвищення стійкості прокатних масивних валків листових станів буде складати 910 тис. грн. при обсязі їх виробництва 1300т. Нові технологічні процеси виробництва і зміцнення, а також оригінальні підходи і методи досліджень захищені 8 патентами України.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Українська металургія: сучасні виклики та перспективи розвитку: Монографія / [А.І.Антоша, В.І.Большаков, А.А.Мінаєв та інші].—Донецьк: Ін-т економіки промисловості,2013. – 114с. (рос.)
2. Сидорова А.В. Інтегральна оцінка змін на металургійних підприємствах /А.В.Сидорова, А.М.Глуценко // Статистика України. - №4, 2015. – С.23-29.
3. Производство и применение прокатных валков. Справочник: под ред. проф. Скобло Т.С. /Т.С. Скобло, А.И.Сидашенко, Н.М.Александрова, Е.Л. Белкин, В.М. Власовец, О.Ю. Клочко, А.Д. Мартыненко //Харьков: ЦД №1, 2013. – 572с.
4. Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов /Т.С.Скобло, Н.М. Воронцов, С.И.Рудюк, Н.А. Будагьянц, В. А. Воронина; ред.Т.С.Скобло. - М.: Металлургия, 1994. - 336 с.
5. Kussling R. The influence of the inclusions on the properties of steel. The concept of micro-and macro inclusions. 2. The physical properties of inclusion phases in situ //Jernkontorets annaler. -1989. -153.-№2.-P79. -№7.-P.295.
6. Beevers C.J. The ductile fracture of metals. A survey of mechanisms /C.J.Beevers, R.W.K. Honeycomb // Fracture Met. Lorne Fac. Eng. Univ. Melbourne. - 1995.-28p.
7. Jrabian F. Hartmetallwalzea in Drahtwalzwerken / F.Jrabian // Bänder. Bleche. Rahre. -1980. -№5. -S.175-178.
8. Продукты и инжиниринговые услуги: [Перспектив фірми Kobe Steel, Ltd.]: <http://www.kobelco.co.jp/english/>
9. Uenom. A ball – bearing steel melted in a imkum – induction furnace /Uenom, H.Nakazima //J.I.S.I. -Japen.-1998.-44.-№2.-103 p.; 1999.-45.- №5.-506p.
10. Thornton P.A. The influences of nonmetallic inclusions on the mechanical of steel a review / P.A.Thornton //I.Mater. Sei. -2001.-6.-№4.-P.347.
11. Epremian E. A statistical interpretation of the effect of under stressing on fatigue strength /E.Epremian, R.F.Mehl // ASTM Spec. Techn. Publ.- 2003.-№137.-P.58-69.
12. Kadles J. Racionalni Konstrukce sadylorew pro odstredive liti valcu /J.Kadles // Slevarensfvi. -1999. -V.27. -№12.- S. 514 – 516.

13. Kubota Rolls for Steel mills. – Tokyo, Japan, 1985. – 12 p.
14. Hitachi Metals, LTD – Tokyo, Japan.– 1976.– Т.37, Т–70. The high quality Hitachi centrifugal casting Rolls and centrifugal casting techniques.– Tokyo, Japan, 1977. – Part I, II. – 89p.
15. Прокатные валки. -ГПНТБ СССР.-№ 80/4935.-185 с.- Материал фирмы ateliers, forges et fonderies- USINOR, Франция
16. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Металлургия. 1983. -176с.
17. Комплексное поверхностное упрочнение стальных изделий / А.В. Ковальчук, С.В. Константинов // Литье и металлургия. - 4 (77), 2014. – С.144-150.
18. Повышение надежности деталей горных машин методом поверхностного упрочнения / В.В. Загора, В.Ф. Ганкевич, А.Г. Лисняк // Геотехнічна механіка: Міжвід. зб. наук. праць. - Дніпропетровск: ІГТМ НАНУ, 2016. - Вип. 131. - С. 75-82.
19. Долматов А.И. Перспективы развития высоких технологий в машиностроении / А.И. Долматов, А.Я. Мовшович, М.М. Буденный // Мир техники и технологий. - №3, 2002. - С.8-11.
20. Прикладная электрохимия. Под ред. д.т.н. проф. Томилова А.П. – М.: Химия, 1984. – 520 с.
21. Конторович И.Е. Термическая обработка стали и чугуна. - М.: Металлургиздат, 1950. - 684с.
22. Современные способы получения хромсодержащих покрытий на сталях газотранспортными методами /Н.А. Христюк, С.П. Богданов, М.М. Сычев // Известия СПбГТИ(ТУ): [Химия и технология неорганических веществ]. - №29, 2015. – С.10-14.
23. Способ диффузионного хромирования прокатных валков из отбеленного чугуна / Л.И.Боровик, А.Д.Белянский, В.Н.Мамонов и [др.] // Патент РФ №2090647. – Заявка №96102055/02 от 31.01.1996, Оpubл. 20.09.1997.
24. Данеев А. В. Восстановление прецизионных деталей топливных насосов высокого давления дизельных двигателей с применением метода сульфохромирования А. В. Данеев, С. Н. Думнов // Современные технологии. Системный анализ. Моделиро-

вание. - 2018. - Т. 58. № 2. - С. 19-26. - DOI: 10.26731/1813-9108.2018.2(58). 19-26.

25. Солодкова Л.Н., Кудрявцев В.Н. Электролитическое хромирование. - Изд. М.: Глобус, 2007. 191с.

26. Боровик Л.И., Гурин С.М., Пименов А.Ф. Хромирование рабочих валков 20-валкового стана. Бюл. Института «Черметинформация», 1972, №8, с.48-49.

27. Коляда А.А., Давидчук П.И., Захарова А.М. и др. Состав для диффузионного хромирования. БИ, 1985, №3, с.71-72, а.с.1135800; также: «Металловедение и термическая обработка металлов», 1986, №6, с.59.

28. Валки с хромовым покрытием для станов холодной прокатки полосы. Экспресс-информация «Черная металлургия», серия «Прокатное и трубчатое производство», 1985, вып.23, с.11-12.

29. Company Kolding, Slovenia: <http://www.kolding.si/>

30. Структурообразование и физико-механические свойства электрохимических диффузионных покрытий на основе хрома, используемых для восстановления валков из серого чугуна плазменной обработкой / В.Н.Гадалов, И.С.Щеренкова, И.В.Ворначева и [др.] // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №2. С. 53-62. doi: 10.18503/1995-2732-2016-14-2-53-62.

31. Авторизований дизельний сервіс Bosch, Delphi, Denso, Stanadyne в Україні: <https://bcs.avers-c.com.ua/dizel-centr/>; <http://eurodieselcenter.com/>

32. Особенности износа деталей топливной аппаратуры современных дизельных двигателей / [Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, А.В. Плугатарев, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин, В.Н. Иващенко] // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). - №1, 2014. – С.6-13.

33. Спосіб оцінки стану зношення деталей інжекторів дизельних двигунів / [І.Г. Шержуков, О.Ю. Клочко, А.В. Плугатарьов, О.І. Сідашенко, Т.С. Скобло] // Патент України № 88376, F02M65/00. – Опубл.11.03.2014, Бюл.№5.

34. Спосіб оцінки зносу і залишкової товщини робочого шару деталей з плівковими покриттями / [А.В. Плугатарьов, С.П. Романюк, О.І. Сідашенко, Н.С. Пасько, Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко] // Патент України № 99408, G01B21/08 (2006.01). –



Опубл.10.06.2015, Бюл. № 11.

35. Гончаренко К.С. Пористое хромирование деталей машин.- М.: Машиностроение, 1969. — 192с.

36. Плугатарев А.В. Повышение износостойкости восстановленных деталей топливной аппаратуры хромированием с предварительной активацией поверхности / А.В. Плугатарев, Д.В. Грудина // Сб.: «Физические и компьютерные технологии», 5-6 декабря 2012, Харьков. - С.165-171.

37. Чечет В.А. Оценка технического состояния дизелей с топливной системой "Common Rail": [Научно-информационный материал] //НО «Ассоциация московских вузов» ФГБОУ ВПО РГАУ—МГАУ им. В.П. Горячкина. - М.: 2010, - С. 3-13.

38. Композиционные электрохимические покрытия и материалы / Л.И. Антропов, Ю. Н. Лебединский. - Киев: Техніка, 1986. – 199с.

39. Method and electrolyte for producing composite metal-diamond coatings, diamond-containing additive and a method for the production thereof / Burkat G.K. // Патент WO2009084985 A2 МПК7 C25D15/02. - Опубл.: 09.07.2009.

40. Способ получения композиционных покрытий на основе хрома / Макаренко Л.В. // Патент RU 2031982 C1 МПК7 C25D15/00, C25D3/06.- Опубл. 27.03.1995.

41. Электрохимические хром-алмазные покрытия на основе алмазов детонационного и статического синтеза / В.Ю. Долматов, Г.К. Буркат, S.K. Jo, B.S. Suh, M.T. Kwon, Е.А. Орлова, М.В. Веретенникова // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. — К.: ИМ ім. В.М. Бакуля НАН України, 2006. — Вип. 9. — С. 247-256.

42. Способ получения гальванических покрытий, модифицированных наноалмазами /Петров И.Л.// Патент RU 2368709 C2 МПК<sup>7</sup> C25D15/00, B82B1/00, C25D5/20. - Опубл.: 27.09.2009.

43. Электроосаждение толстослойных хромуглеродных покрытий из электролита на основе солей трехвалентного хрома / Ф.И. Данилов, В. С. Проценко //Вопросы химии и химической технологии. - №4, 2013. – С.149-153.

44. Салахова Р.К. Особенности хромирования в электролитах на основе соединений трехвалентного хрома с применением наноразмерных частиц оксида цир-

кония /Р.К. Салахова, В.В. Семенычев // Известия Самарского научного центра РАН. - Т.14, № 4 (3), 2012. - С. 787-790.

45. Criteria for a Recommended Standard: Occupational Exposure to Hexavalent Chromium: <https://www.cdc.gov/niosh/docs/2013-128/>

46. RoHS Compliance in the EU: <http://www.rohs.eu:80/english/index.html>

47. Kreye H., Granz-Schnibbe U. High velocity flame spraying of chromium oxide and aluminum oxide // Thermal Spray Research and Application. Proceeding of the Third National Thermal Spray Conference. Long Beach (CA, USA), 1990. - P.575-580.

48. Seiji Kuroda, Jin Kawakita, Makoto Watanabe & Hiroshi Katanoda (2008) Warm spraying—a novel coating process based on high-velocity impact of solid particles, Science and Technology of Advanced Materials, 9:3, DOI: 10.1088/1468-6996/9/3/033002

49. Особенности износа деталей топливной аппаратуры с пленочным покрытием /Скобло Т.С., Плугатарев А.В., Сидашенко А.И., Клочко О.Ю. и [др.] //Промышленность в фокусе. - №1 (25), 2015. – С.57-58.

50. Peschek G. Verschleißschutztechnologien // Galvanotechnik.– 2005. – N 8. – S. 1844–1846.

51. Вакуумно-плазмовий спосіб зміцнення різального інструмента з вуглецевої сталі /[Гаркуша І.Є., Бандура А.М.; Бирка О.В.; Скобло Т.С.] // Пат. UA № 57072 Україна, МПК (2011.02) С23С 8/24, С23С 14/56.; заявник та патентоутримувач ННЦ ХФТІ. - №u201008747; заявл. 13.07.2010; опубл. 10.02.2011, Бюл.№ 3.

52. Скобло Т.С. Особенности износа ножей для переработки сахарной свеклы /Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л.Белкин и др. //Сб. трудов Междун. научно-практич. конф. «Развитие науки, образования и культуры независимого Казахстана в условиях глобальных вызовов современности», посвященной 70-летию ЮКГУ им. М.Ауэзова. – Казахстан, Шымкент, 2013. – С.185-197.

53. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Металлургия. 1983. -176с.

54. Pearce J.T.H. Potentiokinetic study of the aqueous corrosion behavior of high chromium cast irons/ Pearce J.T.H., Perry B., Blackwell P.L. // Bull. Cercle Etud. Metaux.-1989. - Vol.15, №18.-P.25/1-25/13.

55. Новый сплав для изделий, работающих в условиях повышенного износа и высоких циклических механических и температурных нагрузок /Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сидашенко А.И. //Промышленность в фокусе. - №12 (36), 2015. – С. 56-58.
56. Zum Gahr Karl-Heinz. Optimizing fracture toughness and resistance in white cast iron/ Zum Gahr Karl-Heinz, Doane Douglas V.// Met.Trans.-1980, Vol.A11, №4.- P.613-620.
57. Рао Оичанг. Взаимосвязь между коррозией и абразивным износом высокохромистого чугуна в процессе испытаний на коррозионно-эрозионный износ./ Рао Оичанг, Гао Имлин, Лиу Филинг.// Цзенсе гунчен сюэбао=Chin.J.Mech.Eng. - 1991.- Т.27, №6.-С.1-5.-Кит.
58. Corrosion and abrasion resistant alloy: Пат. 4929288 США, МКИ5 С22 С38/22/ R.J.Borges (США). - №140740; Заявл.04.01.88; Оpubл.29.05.90; НКИ 148/326.
59. Бобро Ю.Г. Жаростойкие и ростоустойчивые чугуны./ Бобро Ю.Г. - М.: Машгиз. 1960.-168с.
60. Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии /[Киндрачук М.В., Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В. и др.] // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). - №2, 2012. – С.58-63.
61. Высокопрочный валок из чугуна с высоким содержанием хрома: Заявка 63303608 Япония, МКИ4 В21 В27/00, С22 С37/00/ Ватанабэ Ясуо; Кавасаки сэйтэцу к.к. - №62-138996; Заявл.04.06.87; Оpubл.12.12.88//Кокай токкё кохо. Сер.2(2).- 1988.-Т.77.-С.57-64.-Яп.
62. Гарбер М.Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация./ Гарбер М.Е. - М.: Машиностроение, 2010.-280с.
63. Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии /[Киндрачук М.В., Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В. и др.] // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). - №2, 2012. – С.58-63.
64. Паламарчук А.В. Исследование стойкости металла валков к износу/ Паламарчук А.В., Кащенко Ф.Д., Романов Е.В. // Магнитог. горно-металлург. ин-т.-Магнитогорск, 1991.-10с.-Деп. В Черметинформации 15.05.91,№5730-чм 91.

65. Бунин К.П. Строение чугуна /Бунин К.П., Таран Ю.Н. -М.: Metallurgy, 1972.-160с.
66. Герек А. Легированный чугун - конструкционный материал. / Герек А., Байка Л. - М.: Metallurgy, 1978.-208с.
67. Богачев И.Н. Metallography of cast iron./ Богачев И.Н. - Свердловск: Государственное научно-техническое издательство лит-ры по черной и цветной металлургии, 1962.-392с.
68. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali i chuguna: Sprav.: V 3 t. / [Б.С. Бокштейн, Ю.Г. Векслер, Б.А. Дроздовский, Л.М. Капуткина] //Т.2: Строение стали и чугуна. – М.: Интермет Инжиниринг, 2004. – 526 с.
69. M. Šittner. Primární kristalizace chromových litin. Část II (Primary Solidification of the Chromium Cast Irons, Part II)//Slévárenství.- 1985.-Vol33 (№9). - P.363.
70. P. Dupin. Etude structural de l'état brut de fontes blanches à 17% Cr/ P. Dupin, J.M. Schissler. //Revue Hommes et Fonderie.- 1985.-№151. – P.19-28
71. T. Ohide. Solidification of High Chromium Alloyed Cast Irons/ T. Ohide, G. Ogira. //Br. Foundryman. - 1983.- Vol 76 (№1). -P.7.
72. Бунин К.П. Основы metallographии чугуна./ Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. - М.: Metallurgy, 1969.-416с.
73. Lecome-Mertens Ch. Influence de certains elements sur les proprietes et les structures de fontes a haute teneur en chrome/ Lecome-Mertens Ch., Breyer J.P., Totoldiis D., Magnee A.// Bull. Cercle étud. métaux. – 1989.-Vol.15, №18.-P.7/1-7/16.
74. Ногуши Хироши. Влияние карбидов на высокотемпературную износостойкость белого чугуна для изготовления валков// Тэцу то хаганэ=J. Iron and Steel Inst. Jap.- 1985.-Т.71, №13.-С.156-160.-Яп.
75. Жуков А.А. О влиянии элементов на равновесные температуры эвтектических превращений/ Жуков А.А., Савуляк В.И., Архипова Т.Ф. // Metalloved. i term. obrab. met. – 2000.-№2.-С.3-8.
76. Тихонович В.И. Управление износостойкостью хромистых сталей и чугунов путем создания оптимальной гетерогенной структуры// Процессы литья. –

1994. - №1.-С.104-108.

77. Вишнякова Е.С. Валки горячей прокатки из высокохромистого чугуна/ Вишнякова Е.С., Скобло Т.С., Можарова Н.М. // Мол. ученые и спец. – научн.-техн. конф. Т.3-Донецк, 1985.-С.66-67.-Деп. в УкрНИИНТИ 6.,6.1985г. №123Ук-85.

78. Дроздова Е.И. Влияние хрома на фазовый состав отожженных белых хромистых чугунов./ Дроздова Е.И., Банных О.А. [и др.] //Деп. в Черметинформации, №5624-чм 93.-М., 1993.-6с.

79. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Structure of high-chromium cast iron //Steel in Translation. - March 2012, Volume 42, Issue 3, pp. 261–268. DOI: 10.3103/S0967091212030151. <https://doi.org/10.3103/S0967091212030151>

80. Скобло Т.С. Разработка методов повышения эксплуатационной стойкости изделий из высокохромистого чугуна / Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, О.И. Тришевский // Автомобильный транспорт. Сб. научн. трудов. – Х.: ХНАДУ,2012. – Вып.31. – С.136-146.

81. Клочко О.Ю. Влияние добавок меди на структуру и свойства высокохромистых чугунов / Т.С. Скобло, В.М. Власовец, О.Ю. Клочко [и др.] //Матеріалознавство та термічна обробка матеріалів. Науков. та інформ. журнал / ПДАБА.- Дн-вськ.- 2010.- №1(48).- С. 49-58.

82. Клочко О.Ю. Влияние добавок вольфрама на структуру и свойства высокохромистого чугуна /Скобло Т.С., Власовец В.М., Клочко О.Ю. //Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ, вип.81 – Харків. - 2009. – С.114-124.

83. Schissler J.-M. Relation entre la resistance a l'usure et la structure de fontes blanches riches en chrome (20%)/ Schissler J.-M., Saverna J., Dupin P., Mathia T. //Strength Metals and Alloys (ICSMA7): Proc.7th Int. Conf., Montreal.-Vol.2.-Oxford e.a.-1986.-P.1583-1588.

84. Клочко О.Ю. Влияние низкотемпературной циклической термообработки на структурную неоднородность в массивных отливках из высокохромистого комплекснолегированного чугуна //Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ, вип.101 – Харків. -

2010. – С.73-77.

85. Особенности структурообразования в высокохромистых чугунах //Скобло Т.С.; Ключко О.Ю.; Сидашенко А.И.; Белкин Е.Л. //Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. Вип. 146. – Харків, 2014. - С. 186-191.

86. Комаров О.С. Свойства высокохромистых чугунов в литом состоянии./ Комаров О.С., Урбанович Н.И., Ходосевич В.Г. - М., 1987.-123с. Деп. в ВИНТИ, №282-мш 87.

87. Ионова Л.Ю. Структура высокохромистых железоуглеродистых сплавов// Проблемы металлургич. пр-ва. – Киев: Техника, 1990.-ДМетИ.-Вып.101.-С.106-108.

88. Рожкова Е.В. Влияние марганца на превращение аустенита белых хромистых чугунов/ Рожкова Е.В., Гарбер М.Е., Цыпин И.И. // Металловед. и терм. обраб. мет. – 1981.-№1.-С.48-51.

89. Рожкова Е.В. Влияние металлической основы на износостойкость хромистых чугунов/ Рожкова Е.В., Романов О.М., Козлов Л.Я., Романов Л.М.// Металловед. и терм. обраб. мет. – 1986.-№6.-С.30-32.

90. Рожкова Е.В. Особенности фазовых превращений в высокохромистых чугунах/ Рожкова Е.В., Михайловская С.С., Цыпин И.И. // Металловед. и терм. обраб. мет. – 1983.-№4.-С.29-32.

91. Андрейко І.М. Вплив мікроструктури на міцність і циклічну тріщиностійкість чавунів// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002.-№5.-С.48-56.

92. Материал прокатных валков с высокой прокаливаемостью: Заявка 313540 Япония, МКИ5 С22 С37/08, В21 В27/00/ Маэиэ Нобуро, Хасимото Такаси, Катаяма Хироаки, Морикава Нагаси; К.к. Кубота - №64-147670; Заявл.08.06.89; Оpubл.22.01.91//Кокай токкё кохо. Сер.3(4).-1991.-Т.4.-С.221-224.-Яп.

93. Юрасов С.А., Козлов Л.Я., Рожкова Е.В., Романов О.М., Романов Л.М. Влияние структуры металлической основы на прочность хромистых чугунов/ Юрасов С.А., Рожкова Е.В. [и др.] // Металловед. и терм. обраб. мет. – 1984.-№7.-С.18-20.

94. Ключко О.Ю. Характеристика, умови експлуатації та вимоги до матеріалу прокатних валків із високохромистого чавуну //Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ. - Вип.77,

Харків, 2009. – С.433-440.

95. Скобло Т.С. Оценка термических напряжений в массивных отливках прокатных валков / [Т.С.Скобло, В.М.Власовец, О.Ю.Клочко, Н.Попов и др.] // Технологічні системи ремонтного виробництва: Вісник ХНТУСГ, вип.96 – Харків. - 2010. – С.36-45.

96. Анализ эксплуатационной стойкости рабочих прокатных валков широкополосных станов из высокохромистого чугуна / Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, Р.Г.Соколов // Промышленность в Фокусе. - №5, 2013. - С.54-56.

97. Зносостійкий високолегований чавун / Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, О.І. Сідашенко // Патент №102160 України; опубл. 26.10.15., Бюл. № 20.

98. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1982. – 182с.

99. Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко и др. Разработка технологии термообработки двухслойных прокатных валков из легированных чугунов // Сталь. – №9, 2013. С.77-80.

100. Разработка технологии повышения стойкости листопрокатных валков / Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, О.Ю. Клочко, И.Н. Рыбалко // Промышленность в фокусе. - №10 (59), 2017 – С.53-58.

101. Скобло Т.С. Влияние количества и размеров карбидной фазы на свойства центробежнолитых валков с рабочим слоем из высокохромистого чугуна / Т.С. Скобло, Е.Г. Попова, А.И. Сидашенко // Литейное производство. – 2001. – №8. – С.7 – 8.

102. Садовский В.М. Влияние микроструктуры высокохромистого чугуна на терциностойкость // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002.-№2.-С.35-36.

103. Клочко О.Ю. Статистическая оценка влияния химического состава на механические свойства высокохромистых чугуновых прокатных валков. / Скобло Т.С., Клочко О.Ю. // Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ, вип.118. – Харків. - 2011. – С.85-90.

104. Скобло Т.С., Автухов А. К., Соколов Р. Г. Особенности структурообразования карбидной фазы хромоникелевого чугуна прокатных валков. Научное обо-

зрение. 2015. №22. С. 178-183.

105. Скобло Т.С., Говор У.С. Применение чугуна, легированного ванадием и ниобием, для прокатных валков // Известия вузов. Черная металлургия. - 1967, №9. - С. 115-119.

106. Maratray F. Choice of Appropriate Compositions for Chromium Molybdenum White Iron // AFS Transactions. - №79, 1971. - Pp. 121-124.

107. Dodd J. "High Chromium Molybdenum Alloy Iron Rolls // Climax Molybdenum Company publication.

108. Jackson R.S. The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system // Journal of the Iron and Steel Institute. - №208, 1970. Pp.163-167.

109. Glover T.J. Acicular irons containing tungsten./ Glover T.J. // B.C.I.R.A. Journal, 1984, vol.12, №6, p.738-748.

110. Founders evaluate tungsten for strengthening iron. // Steel, 1975, vol.156, №17, p.54-56.

111. Криштал М.А. Влияние вольфрама на кинетику процесса графитизации белого чугуна // Металловедение и обработка металлов, 1965.-№5.-С.17-18.

112. Zielinski E. Einfluß und praktische Anwendung der Legierungselemente bei Stahl und Gußeisen, Teil VII. Wolfram // Maschinenmarkt, 1984, 70, №10, 9-10.

113. Клочко О.Ю. Влияние карбидообразующего элемента вольфрама на структуру и свойства высокохромистого комплекснолегированного чугуна в литом и термообработанном состояниях. / Скобло Т.С., Власовец В.М., Клочко О.Ю. // Труды 15 Международной научно-технической конференции «Физические и компьютерные технологии». – Харьков, 2009. – С.311-316.

114. Гришин А.М. Влияние ванадия и титана на фазовый состав высокоуглеродистого сплава системы Fe-C-Mn-Cr/ Гришин А.М., Романтовский Ю.И., Седов Г.В. // Металловед. и терм. обраб. мет.-1991.-№1.-С.32-33.

115. Пивоварский Е. Высококачественный чугун. - М.: Металлургия (т.1 и 2). 1965. – 1184с.

116. Сильман Г.И. Влияние меди на структурообразование в чугуне/ Сильман Г.И., Камынин В.В., Тарасов А.А. // Металловедение и термическая обработка ме-



таллов. – 2003.-№7.-С.15-20.

117. Оги Кейсаку. Влияние легирующих элементов на образование эвтектики в высокохромистых чугунах/ Оги Кейсаку, Нагасава Кениши, Матсуда Кимио. // Имоно-Ж.Яр. Foundrymen's Soc.-1979.-Т.51, №11.-С.648-654.-Яп.

118. Calabuig Blanes F. Fundicion blanca martencitica al 15 por ciento Cr y 2-3 por ciento Mo //Fundicion.-1973.- vol.20, №155, p.17-25.

119. Jin Won Choi. Effects of Molybdenum and Copper Additions on Microstructure of High Chromium Cast Iron Rolls./ Jin Won Choi, Sam Kyu Chang.// ISIJ Int'l, Vol. 32 (1992), No.11, P. - 1170-1176.

120. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Гиршович Н.Г. – М.: Машиностроение, 1966. – 562 с.

121. Шалевская И.А. Управление структурой и свойствами литой матрицы высокохромистых износостойких чугунов/ Шалевская И.А., Гутько Ю.И., Рей М.Р. // Металлургия Машиностроения. – 2009.- №1.-С.21-24.

122. Кириллов А.А., Белов В.Д., Рожкова Е.В., Дядькова А.Ю., Зуев И.Е. Структурно- и неструктурно-чувствительные свойства хромистых чугунов/ Кириллов А.А., Белов В.Д. [и др.] //Черные металлы. - 2007.-№9.-С.7-13.

123. Вафин Р. К. Прочность термообрабатываемых прокатных валков. / Вафин Р. К., Покровский А. М., Лешковцев В. Г.- М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2004.- 264 с.

124. Скобло Т.С. Оценка термических напряжений в массивных отливках прокатных валков /Скобло Т.С., Власовец В.М., Клочко О.Ю. [и др.] //Технологічні системи ремонтного виробництва: Вісник ХНТУСГ, вип.96, Харків, 2010. – С.36-45.

125. Анализ температурных полей отливок прокатных валков при кристаллизации /О.Ю. Клочко, Т.С.Скобло и др. //Промышленность. Focus Plus. Ежемесячн. промышл. журнал /Полиарт, Харьков.-2012.-№8.-С.38-44.

126. Расчет контактных напряжений в прокатных валках, возникающих при эксплуатации /Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, О.Ю. Клочко, И.Н Рыбалко // Промышленность в фокусе. - №3 (52), 2017 – С.54-58.

127. Дульнев Р.А. Термическая усталость металлов. / Дульнев Р.А, КотовП.И.

-М.: Машиностроение, 1980.- 200с.

128. Баранов А.А. Фазовые превращения и темоциклирование металлов. /Баранов А.А. - Киев: Наукова думка. 1974.-231с.

129. Особливості термообробки масивних чавунних двошарових валків гарячої прокатки /Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, А.И.Сидашенко //Промышленность в фокусе. - №11 (72), 2018. – С.53-58.

130. Скобло Т.С. Структура и свойства термообработанных заэвтектоидных сталей для прокатных валков //Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, А.И.Сидашенко //Промышленность в фокусе. - №8 (45), 2016 – С.56-58.

131. Влияние различных факторов на погрешности измерения микротвердости цементита хромоникелевого чугуна / В.И.Мощенок, Т.С.Скобло, И.В. Дощечкина [и др.] // Вестник ХНАДУ. – 2011, Вып. 54. - С.27-32.

132. Влияние различных факторов на погрешности измерения микротвердости аустенитной структурной составляющей стали 12Х18Н10Т /В.И.Мощенок, Т.С.Скобло, И.В.Дощечкина [и др.] //Вестник ХНАДУ. – 2009, Вып. 43. - С.68-70.

133. Влияние различных факторов на погрешности измерения микротвердости феррита армко-железа /В.И.Мощенок, Т.С.Скобло, И.В. Дощечкина [и др.] //Вестник ХНАДУ. – 2010, Вып. 51. - С.85-89.

134. Югеда Такатеру. Структура и износостойкость высокохромистого чугуна//Дзайре то пуросэсу= Sur. Adv. Mater. and Process.- 1991.-Т.4, №2.-С.430-433.-Яп.

135. Гото Кунио. Трение и износ чугуна для горячей прокатки/ Гото Кунио, Масае Тоширо // J. Iron and Steel Inst. Jap. 1991. Т.77, №1. С.107-114. Яп.

136. Клочко О.Ю. Метод контролю якості металовиробів, заснований на вимірі коерцитивної сили /Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, С.О. Бурцев, О.І. Листопад [та інш.] //Зб. наукових праць: Якість технологій та освіти: УПА, вип.1. Харків, 2011. С.9-15.

137. Спосіб оцінки якості та властивості виробів /Т.С.Скобло, С.О.Бурцев, О.Ю.Клочко [та інш.] //Патент України заявка №u201200948 від 30.01.2012.

138. Неразрушающие методы контроля качества валков /Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, О.Ю. Клочко, И.Н.Рыбалко //Промышленность в фокусе. - №7 (56), 2017 – С.53-58.

139. Оценка твердости рабочего слоя центробежнолитых валков из высокохромистого чугуна по магнитному параметру / Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, В.М. Власовец, О.Ю. Клочко // Вісник ХНТУСГ, Вип. 115, 2011. – С.4-9.
140. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. М.: Наука, 1985.
141. Коттрел А. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Металлургиздат, 1958. – 280с.
142. Скобло Т.С. Оценка структурообразования при деформации в малоуглеродистых сталях /Т.С.Скобло, Г.Я. Безлюдько, А. И. Сидашенко, О.Ю. Клочко, Е. Л. Белкин, А.Ю. Марченко //Сталь. – №9, 2014. – С.65-70.
143. Скобло Т.С. Влияние пластической деформации на структуру и свойства стали 20 / Т.С.Скобло, Г.Я.Безлюдько, В.М.Власовец, О.Ю.Клочко, А.Ю.Марченко //Промышленность в Фокусе. -2013.-№11.- С.25-30.
144. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. — М.:Металлургия. 1971. — 264 с.
145. Иванова В.С. Усталостное разрушение металлов. — М.: Металлургиздат. 1963. - 272 с.
146. Финкель ВМ. Физика разрушения. Рост трещин в твердых телах. — М.: Металлургия. 1970. — 376 с.
147. Скобло Т.С. Поведение дислокаций в цементите чугуна крупных отливок при нагреве и деформации /Т.С. Скобло, С.И. Рудюк, Н.И. Сандлер [и др.] // Вестник Харьковского политехнического ин-та. [Литейное производство]. – 1973. – Вып.80. – С.125–127.
148. Томас Г. Просвечивающая электронная микроскопия /Г.Томас, М.Дж. Гориндж. – М.: Наука, 1983. – 316с.
149. Боуэн Д.К., Таннер Б.К. Высокорастворимая рентгеновская дифрактометрия и топография. СПб: Наука, 2002. - 147 с.
150. Амелинкс С. Методы прямого наблюдения дислокаций: пер. с англ. / С. Амелинкс. - Москва: Мир, 1968. - 440 с.
151. Самойлов А. Н. Методы получения контуров на цифровых растровых

изображениях с нечётким отображением дислокаций в пластинах GaAs /А.Н.Самойлов, И.В. Шевченко // Науковий журнал «Комп'ютерно-інтегровані технології: освіта, наука, виробництво», Луцьк. – 2013. – № 12. – С.63 – 69.

152. Скобло Т.С. Методика выявления фигур травления в цементите чугуна /Т.С. Скобло, Н.И. Сандлер // Заводская лаборатория. - №2. 1967. – С.202-203.

153. Способ термической обработки изделий из чугуна. /Скобло Т.С., Гончаров В.Н., Воронцов Н.М. [и др.]. //Авторское свидетельство СССР №1185849, кл. С213 5/00, 1984.

154. Клочко О.Ю. Новая технология обработки валков из легированных сплавов. /Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Власовец В.М. //Промышленность. Focus Plus. Ежемесячн. промышл. журнал /Полиарт, Харьков.-2012, №1.-С.46-47.

155. Скобло Т.С. Повышение качества прокатных валков из высокохромистого чугуна высокотемпературной термической обработкой / Т.С. Скобло, Е.Н. Вишнякова [и др.] // Металловед. и терм. обраб. мет. – 1990. – №10. – С. 7 – 9.

156. Оценка влияния различных режимов термической обработки на уровень твердости и напряженно–деформированного состояния высокохромистого сплава /[Скобло Т.С., Будагьянц Н.А., Жижкина Н.А., Власовец В.М.] / Сб. Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. – Харьков, 2006. – Том 1. – С.63–67.

157. Скобло Т.С. Термическое упрочнение двухслойных чугуновых валков для станов горячей прокатки / Т.С. Скобло, В.Н. Гончаров, В.Ф. Коробейник [и др.] //Бюл. научно–технич. информации. [Черная металлургия].–1986, №9.–С.59–60.

158. Saverna J. Influence du traitement thermique sur la microstructure et la resistance a l'abrasion d'une fonte eutectique de type 15Cr-2Mo/ Saverna J., Schissler J.-M., Masounave J. //Mem. et. étud. sci. Rev. met. -1992.- vol.89, №4, p.205-216.

159. Barnier C. Influence d'un traitement thermique sur l'evolution structurale d'une fonte blanche a haut chrome (2,8C, 18Cr) /Barnier C., Dupin P., Saverna J., Schissler J.-M. //Revue Traitement.-1984.- №181.-P.33-40.

160. Мишихиро Тагами. Влияние термической обработки на вязкость разрушения высокохромистого белого чугуна /Тагами Мишихиро, Сато Микио, Ёшида

Юкио, Юсами Тодаши, Хашиура Кокиши //Имоно=J.Jap. Foundrymen's Soc.-1982.- Т.54, №5. –С.284-288.-Яп.

161. Влияние термообработки на свойства чугуна Cr28Ni3 и Cr15Mo3 /Ду Жуалин. //Цзенсе гунчен сюэбао=Chin.J.Mech.Eng.- 1992.-Т.28, №5.–С.68-71.-Кит.

162. Бобро Ю.Г. Легированные чугуны. - М.: Металлургия, 1976.-288с.

163. Петроченко Е.В., Влияние химического состава, условий кристаллизации и режимов термообработки на особенности микроструктуры, механические и специальные свойства белых хромванадиевых чугунов. /Петроченко Е.В., Валишина Т.С. // Изв. вузов. Черная металлургия.-2009.-№2.-С.39-40.

164. Шебастинов М.П. Влияние термообработки на структуру и свойства белого чугуна /Шебастинов М.П., Болдырев Е.В.//Литейн. пр-во.-1987.-№2.-С.8-10.

165. Клочко О.Ю. Влияние термической обработки на распад остаточного аустенита в высокохромистых массивных отливках /Скобло Т.С., Власовец В.М., Клочко О.Ю. //Materiály VI Mezinárodní vědecko-praktická konference “DNY VĚDY-2010”. – Praha: Publishing House “Education and Science” s.r.o., 2010.– С.86-91.

166. Изготовление прокатных валков центробежным способом /Комплексная рабочая инструкция РИ D 24.2.81-11. – ЛГНПВК, 2011. – 24с.

167. T. Ohide. Solidification of High Chromium Alloyed Cast Irons/ T. Ohide, G.Ogira. //Br. Foundryman. - 1983.- Vol 76 (№1). -P.7.

168. Гуреев Д.М. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокохромистого чугуна /Гуреев Д.М., Зайкин А.Е., Ямщиков С.В.// Металловед. и терм. обраб. мет.-1985.-№11.-С.14-17.

169. Скобло Т.С. Разработка параметров оптимальной низкотемпературной термообработки для уменьшения доли остаточного аустенита в высокохромистых комплекснолегированных чугунах / Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, А.И. Сидашенко //Инновационные технологии в машиностроении: Промышленный инвестиционный форум. [Материалы Международной научно–практической конференции]. – Запорожье, 2011.– Т. 2. – С. 53 – 54.

170. Клочко О.Ю. Разработка параметров оптимальной термообработки в высокохромистых комплекснолегированных чугунах массивных двухслойных прокат-

ных валков /Скобло Т.С., Клочко О.Ю. [и др.] //Materiały VIII Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji «Strategiczne pytania światowej nauki». – Przemysł: Nauka i studia, 2012. - С. 3-9.

171. Спосіб термічної обробки валків з високолегованого чавуну. /Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, В.Я. Погорелов [та інші.] //Патент України UA №65602, МПК (2011.01) C21D5/00. Власники – ХНТУСГ імені П.Василенка, Клочко О.Ю. - №u2011006215; заявл.18.05.2011; опубл.12.12.2011, Бюл.№23. – 10с.

172. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.

173. ГОСТ 3443-87. Отливки из чугуна с различной формой графита.

174. ASTM E1245 - 03 (2016). Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis

175. ASTM E562. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count

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

177. Donald C. Zipperian, Metallographic handbook. - PACE Technologies, USA, 2011. – 342 p.

178. Карпов Ю.А., Савостин А.П. Методы пробоотбора и пробоподготовки. – М.: БИНОМ, Лаборатория знаний, 2003. – 143 с.

179. ДСТУ БА.1.1-10-94. Метод мікроскопічного кількісного аналізу структури матеріалів. Терміни та визначення.

180. CRC handbook of thermal engineering /Edited by Raj P. Chhabra. - Boca Raton: Taylor & Francis, CRC Press, 2017, 1649 p.

181. Малинкин Е. И. Образование трещин при термической обработке стальных изделий. М.: Машиностроение, 1965.

182. Бутковский А.Г., Малый С.А., Андреев Ю.Н. Оптимальное управление нагревом металла. М.: Metallurgia, 1972.

183. Бутковский А.Г. Структурная теория распределенных систем. М.: Наука, 1977.

184. Математическое моделирование процесса термической обработки изделий со сложной внутренней структурой /А.Н.Чичко, В.Ф.Соболев, О.И.Чичко [и др.] //Литье и металлургия, №2(60), 2011. – С.73-78.

185. Математическая модель структурной диаграммы малоуглеродистых коррозионностойких сталей и ее применение при разработке новых материалов /Г.С.Кривоногов, Е.Н. Каблов // «Металлы», ВИАМ, № 5, 2001.

186. ESI Group: <https://www.esi-group.com>

187. Применение математического моделирования при выборе режима термической обработки /Котов В.В., Сергеева К.И., Троянов В.А., Беликов С.В. // Металлург. Научный журнал по металлургии, 2014, №11. - С.81.

188. Белкин Е.Л. Обоснование применения понятий уравнений гидродинамики Навье-Стокса для анализа металлографических изображений /Е.Л.Белкин, Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко //Materiały VII Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji, V. 21, Przemysł. Nauka i studia – P. 94-96.

189. ТУ У 27.1-26524137-1291: 2007. Валки чавунні для гарячого прокатування металів. - Х., 2007.- 29 с.

190. Brenner, S. C. and L. R. Scott. The Mathematical Theory of Finite Element Methods. 3rd ed. Springer-Verlag, New York, 2008.

191. Numerical Grid Generation: Foundations and Applications /J.F.Thompson, Z.U.A.Warsi, C.W.Mastin //Amsterdam: North-Holland, 1985.

192. Особенности технологии радиационно-термического упрочнения деталей /Т.С.Скобло, Н.М.Александрова, О.Ю.Клочко, А.И.Сидашенко //Промышленность в фокусе. - №5 (54), 2017 – С.54-57.

193. Гайдышев И. Анализ и обработка данных: Специальный справочник. – СПб: Питер, 2001. – 752с.

194. Hron, J. and Turek, S. 2006. A monolithic FEM/multigrid solver for an ALE formulation of fluidstructure interaction with applications in biomechanics. Lecture Notes in Computational Science and Engineering (Eds: Bungartz H.-J. & Schaefer M.), Springer Verlag, Berlin, Germany, 146–170.

195. Sahin, M. and Mohseni, K. 2009. An arbitrary Lagrangian–Eulerian formula-

tion for the numerical simulation of flow patterns generated by the hydromedusa *Aequorea victoria*. *Journal of Computational Physics* 228: 4588.

196. Soti, A. K., Bhardwaj, R., Sheridan, J. 2015. Flow-induced deformation of an elastic plate as manifestation of heat transfer enhancement in laminar channel flow. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 84: 1070–1081.

197. Joshi, R. U., Soti, A., Bhardwaj, R. 2015. Numerical study of heat transfer enhancement by deformable twin plates in laminar heated channel flow. *Computational Thermal Sciences*, 7(1): 10.

198. Ferziger, J.H. and M. Peric. 2002. *Computational Methods for Fluid Dynamics*. Berlin: Springer.

199. Скобло Т.С. Применение компьютерного анализа металлографических изображений при исследовании структуры высокохромистого чугуна /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин //Заводская лаборатория. Диагностика материалов.–2012, № 6 (78).–С.35-42.

200. Скобло Т.С. Исследование структуры высокохромистого комплекснолегированного чугуна с применением методов математического анализа / Т.С. Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л.Белкин// Сталь. – 2012.-№3.-С.46-52.

201. Слезкин Н.А. Динамика вязкой несжимаемой жидкости. - М.: Государственное изд-во технико-теоретической литературы, 1955. - 520с.

202. Ключко О.Ю. Исследование энергетического состояния микроструктуры рельсовой стали при помощи оптико-математического анализа //Промышленность в фокусе. - №7 (68), 2018. – С.57-58.

203. Скобло Т.С. Математическая оценка особенностей структурообразования высоколегированных чугунов /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин //Материаловедение.– М.: Наука и технологии, 2014, №8. – С.6-11.

204. Скобло Т.С. Разработка методов оценки структуры рельсов, закаленных ТВЧ / Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л.Белкин, А.И. Сидашенко, Н. М.Александрова //Сталь. – №3, 2014. – С.74-82.

205. Скобло Т.С. Исследование особенностей структурообразования высокоуглеродистых легированных сплавов методом математического описания /



Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов [Материалы XXII Уральской школы металловедов-термистов]. – Оренбург, Россия, 2014. – С.139-142.

206. Особенности структурообразования в высокохромистых чугунах //Скобло Т.С.; Клочко О.Ю.; Сидашенко А.И.; Белкин Е.Л. //Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. Вип. 146. – Харків, 2014. - С. 186-191

207. Скобло Т.С., Автухов А.К., Белкин Е.Л. Оптико-математический анализ структурообразования рабочего слоя валков исполнения ЛПХНМдц. Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Інноваційні технології та обробки матеріалів у машинобудуванні та металургії. Х.: НТУ «ХПІ», 2015. №48(1167). С. 57- 61.

208. Исследование структуры высоколегированных сплавов математическим методом /Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, Е.Л.Белкин //Вестник МГАУ.- Москва, 2015.- №5 (69).- С.31-36.

209. Исследование особенностей структурных изменений режущего инструмента из сталей 65Г и 20Х13 с помощью математической статистики /Т.С. Скобло, Е.Л. Белкин, С.П. Романюк //Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства. - №151, 2014. – С.141-146.

210. Thermodynamic evaluation of carbide phase precipitation in high-chromium cast irons /Т.С.Скобло, Е.Н.Вішнякава, N.M.Mozharova, V.I. Gazov //Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov.-1990.-No.1.-P.56-59.

211. Исследования микроструктур гетерогенных сплавов методом математического анализа при помощи сочетаний условных цветов и абсолютных значений лапласианов /Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, Е.Л.Белкин, О.И.Тришевский //Промышленность в фокусе. №7 (31). 2015. С.52-56.

212. Новые подходы описания гетерогенной структуры высокоуглеродистых сплавов математическим методом /Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, Е.Л.Белкин // Промышленность в Фокусе. -№2, 2014. - С.46-50.

213. Перераспределение углерода в тонкостенном режущем инструменте при эксплуатации /Т.С. Скобло, С.П. Романюк, Е.Л. Белкин // Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів. - №1, 2014. - С.96-104.

214. Особенности формирования структурно-фазового состояния, дислокационная структура и внутренние напряжения высокохромистого чугуна модифицированного ультрадисперсными частицами / А.П. Зыкова, Н.А. Попова, И.А. Курзина // Современное материаловедение: материалы и технологии новых поколений [Сборник трудов] – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2014. – С.14-18.

215. Structure, phases and alloying elements distribution of Nikorim (high-temperature strength Ni-Cr alloy) in its cast form /V.Z. Kutsova, M.A. Kovzel, A.V. Grebeneva // New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. [A collective monograph]. – Czestochowa 2013. – №31 (2). – P. 99 - 105.

216. Yakovlev A.N., Kostikov K.S., Martyushev N.V., Shcpotcnko N.A., Falkovich Y.V. Institute of high technology physics experience in masters of engineering and doctoral training: the platform for cooperation with russian and international companies in the domain of material science and physics of high energy systems // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2012, Т. 55, № 11 - С. 256.

217. Математическое моделирование гидроимпульсного механизма бурильных машин /Е.П. Пашков, Л.А. Саруев, Г.Р.Зиякаев //Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). -2011, № 5. -С.26-31.

218. Математический анализ оценки дисперсности структуры легированных чугунов /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л.Белкин, А.И. Сидашенко //Сталь.–2017, №2.–С.51-54.

219. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике для научных работников и инженеров. – М.: Наука, 1973.

220. Patrick J. Roache, Fundamentals of Computational Fluid Dynamics (Publisher: Hermosa Pub, 1998), p.648.

221. Исследование структуры высокохромистых чугунов / Т.С.Скобло, О.Ю.Ключко, Е.Л.Белкин, А.И.Сидашенко //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2017. - №5 (Том 83). – С.27-38.

222. Скобло Т.С. Методика математической оценки структурообразования

при наплавке восстановленного слоя изделия / Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, И.Н. Рыбалко [и др.] // Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. - Випуск 133, 2013. – С.58-68.

223. Скобло Т.С. Розробка способу комбінованого зміцнення поршневих кілець /Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, И.Н. Рыбалко [и др.] // Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. - Випуск 146, 2014. – С.62-68.

224. Математическая модель зависимости микротвердости структурных составляющих термообработанных гетерогенных сплавов/ Т. С. Скобло, О. Ю. Клочко, Е. Л. Белкин // Современные проблемы освоения новой техники, технологий, организации технического сервиса в АПК: материалы Международной научно-практической конференции. - Минск: БГАТУ, в 2 ч. Ч. 1. – С.320-326.

225. Исследование особенностей структурообразования в гетерогенных сплавах /Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин [и др.] //«Промышленность в фокусе». - №3 (40) - 2016. – С.53-58.

226. Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. Теоретическая физика. Статистическая физика. Часть I. 3-е изд., испр. -М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1976. - 584 с. (т. V).

227. Оценка степени неоднородности карбидов гетерогенных сплавов методом оптико-математического анализа при помощи изменчивости условных цветов / Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин [и др.] // Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. - Випуск 168, 2016. – С.174-186.

228. Скобло Т.С. Применение эмиссионного микроскопа для исследования структуры и свойств чугуна /Т.С.Скобло, Н.И.Сандлер, С.И.Рудюк [и др.] // "Заводская лаборатория".-1972.-№ 8.-С.963-966.

229. Скобло Т.С. Методика моделирования структуры металлов с помощью перестановки пикселей изображения /Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин //Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ, вип.115. – Харків, 2011. – С.10-21.

230. Клочко О.Ю. Математичне моделювання металографічного зображення за допомогою рішення граничних задач для рівняння Лапласа //Математичне моделювання. - №1(38), 2018.- С.124-133.

231. Васидзу К. Вариационные методы в теории упругости и пластичности. -

М: Мир, 1987.- 542с.

232. Шрейдер Ю.А. (ред.) Метод статистических испытаний (метод Монте-Карло). - ГИФМЛ, Москва, 1962. - 334 с.

233. Трухан С.Н. Моделирование диффузии методом Монте-Карло. - <http://www.exponenta.ru/educat/systemat/truhan/truhan.asp>.

234. Никоненко В.А. Математическое моделирование технологических процессов: Моделирование в среде MathCAD. Практикум /Под ред. Г.Д. Кузнецова. - М: МИСиС, 2001. – 48 с.

235. Годунов С.К., Роменский Е. И. Элементы механики сплошных сред и законы сохранения. — Новосибирск: Научная книга, 1998. — 280 с.

236. Ben-Tal A. and Nemirovskii A. Lectures on Modern Convex Optimizatin Analysis, Alogorithms, and Engineering Applications, SIAM, Philadelphia, 2001

237. Цирлин А.М. Методы оптимизации для инженеров.-Directmedia, 2015. — с. 214.

238. Беккенбах Э.Ф. Современная математика для инженеров.- Рипол Классик, 2013. – с.506.

239. Теоретические исследования процесса валковой формовки элементов противоскольжения /А.А Юрченко, Е.Л.Белкин, В.А.Евстратов //Информационные технологии: наука, техника, технология, образование, здоровье: Материалы IV международной научно-технической конференции. 30-31 мая 1996 г., Ч.5.-Харьков, Мишкольц, 1996. 164 с.

240. Ладыженская О.А. Краевые задачи математической физики. М.:“Наука”,1973, 407с.

241. Криворучко А. А. Моделирование диффузии примесей в полупроводниках при неравновесных условиях.// Физико-химические процессы в конденсированном состоянии и на межфазных границах «ФАГРАН-2006»: материалы III Всерос. конф., г. Воронеж, окт. 2006 г. - Воронеж, 2006. - Т2. - С. 469 - 472.

242. Бажал И.Г., Куриленко О.Д. Перекристаллизация в дисперсных системах. Киев, Наукова думка, 1975, 216 с.

243. Brailsford A.D., Bullough R. The theory of sink strengths. Philos. Trans. R.

Soc. London, Ser. A, 1981, v.302, p.87-137.

244. Calef D. F., Deutch J. M. Diffusion- controlled reactions. *Ann. Rev. Phys. Chem.*, 1983, v.34, p.493-524.

245. Згаевский В.Э., Яновский Ю.Г. Вычисление эффективной вязкости концентрированных суспензий жестких частиц на основе кристаллической модели. *Механика композиционных материалов и конструкций*, 1996, т.2, №1, с.137-167.

246. Traitak S.D. Methods for solution of boundary value problems for regions with multiply connected boundaries // *J. Composite Mech. Design*, Vol.9, №4 (2003), P.495-521.

247. Пикулин В.П., Похожаев С.И. Практический курс по уравнениям математической физики. – Пиксел, 2013. – 208с.

248. SMS group, <https://www.sms-group.com>.

249. Балаклеец, И. А. Производство и эксплуатация центробежнолитых прокатных валков ЛГНПВК /И.А. Балаклеец, П.П. Долгих, В.Я.Погорелов, В.С. Филиппов, А.В. Шамрин, А.А. Сирота // *Сталь*. – 2008. – №1. – С. 45-47.

250. Ключко О.Ю. Оценка оптико-математическим методом локальной неоднородности высокоуглеродистых сплавов, образованной в результате РТО / О.Ю.Ключко // *Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві: Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка*. – Вип. 183, 2017. – С.20-30.

251. Исследование локальной структурной неоднородности в сером чугуна оптико-математическим методом /Т.С.Скобло, О.Ю.Ключко, Е.Л.Белкин // *Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів [Наук. журнал]*.- №8. – Х.:2017.- С. 193-200.

252. Effective Technological Process of Crystallization of Turning Rollers' Massive Castings: Development and Analysis / Tamara Skoblo, Oksana Klochko, Efim Belkin, Aleksandr Sidashenko // *International Journal of Mineral Processing and Extractive Metallurgy (IJMPREM)*. - NY , U.S.A., Vol. 2, Issue 3, May 2017, PP. 34-39. DOI: 10.11648/j.ijmprem.20170203.12.

253. Спосіб виявлення неоднорідності фаз у високовуглецевих сплавах /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, О.І. Сідашенко, Ю.Л.Белкін //Патент № 120043 України,

опубл. 25.10.17, Бюл. №20.

254. Новые подходы в исследовании неоднородности гетерогенных структур /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин, А.И. Сидашенко // Металлофизика и новейшие технологии (МФиНТ). - №2 (40), 2018. – С.255-280.

255. Heat treatment of two-layer alloyed-iron rollers / T.S. Skoblo, O.Yu. Klochko, A.I.Sidashenko, R. G. Sokolov // ISSN 0967-0912, Steel in Translation. - Springer US: - Vol. 43. No 9, 2013. – P.p. 603-606.

256. George Bachman, Lawrence Narici, Functional Analysis (Courier Corporation) (2012), p. 141.

257. Sudipto Banerjee, Anindya Roy, Linear Algebra and Matrix Analysis for Statistics (CRC Press, 2014), p. 181.

258. Douglas W. Mitchell, The Mathematical Gazette, Vol. 503, 85: 273 (2001).

259. Williams, David B., Carter, C. Barry. Transmission Electron Microscopy: A Textbook for Materials Science. - Springer Science. Business Media, 2009.

260. M. F. Ashby. The deformation of plastically non-homogeneous materials // Philosophical Magazine. - Vol. 21, 1970, pp. 399-424.

261. K. Ammar, B. Appolaire et al. Modelling inheritance of plastic deformation during migration of phase boundaries using a phase field method // Meccanica. - August 2014, Springer.

262. Особенности структурной деградации в отливках из серых чугунов, работающих в условиях нагружения / Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сидашенко А.И., Сайчук А.В., Рыбалко И.Н. // Промышленность в фокусе, №4 (41), 2016. – С.55-57.

263. ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы, Методы выявления и определения величины зерна»

264. ГОСТ 3443-87 «Отливки из чугуна с различной формой графита»

265. ASTM E3-11(2017), Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, www.astm.org

266. Donald C, Zipperian, Metallographic handbook. - PACE Technologies, USA, 2011. – 342 p,

267. Карпов Ю.А., Савостин А.П. Методы пробоотбора и пробоподготовки. –

М.: БИНОМ, Лаборатория знаний, 2003. – 143 с.

268. ДСТУ БА.1.1-10-94. Метод мікроскопічного кількісного аналізу структури матеріалів. Терміни та визначення

269. Патент № 105761 України. Спосіб виробництва прокатних валків /Т.С.Скобло, А.К. Автухов, О.Ю., Ключко, О.І. Сідашенко та інш.; опубл. 11.04.16. Бюл. № 7.

270. Разработка технологии повышения стойкости листопрокатных валков /Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, О.Ю. Ключко, И.Н. Рыбалко //Промышленность в фокусе. - №10 (59), 2017. – С.53-58.

271. High Chromium Cast Irons: Destabilized-Subcritical Secondary Carbide Precipitation and Its Effect on Hardness and Wear Properties / Guitar, M.A., Suárez, S., Prat, O. et al. // J. of Materi Eng and Perform (2018).

272. 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, Warrendale, Pittsburgh, 2002, pp. 29-40.

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

274. Развитие научных основ создания базовых технологий для производства экономичных фасонных профилей проката / Медведев В.С. // Сборник научных трудов "Вестник НТУ "ХПИ": Нові рішення в сучасних технологіях. - Вестник НТУ "ХПИ", №33, 2009. – С.77-83.

275. Тришевский О.И. Методика расчета технологических параметров формовки в валках периодических замкнутых гофров на листовых и гнутых профилях // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. -2012, №1. – С.25-27.

276. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – 2-е изд., перераб. и доп. –М.: Машиностроение-1,2005.– 476с.

277. Металлургическая наследственность в жидкой стали / В.С. Лучкин, Л.Г. Тубольцев, В.П. Корченко, Н.И. Падун, А.М. Шевченко // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. — Дніпропетровськ.: ІЧМ

НАН України, 2007. — Вип. 15. — С. 130-140.

278. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали.- М.: "Металлургия", 1973, 208 с

279. Zel'dovich, V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys //Met.Sci.Heat.Treat.(2008), 50: p.p.442-448.

280. 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.

281. Панов В. И. Технологическая наследственность металла крупногабаритных конструкций / В. И. Панов, С. В. Кандалов // Сварка и диагностика : тезисы докладов форума (Екатеринбург, 14–16 ноября 2017 г.) — Екатеринбург : УрФУ, 2017. — С. 104-106.

282. T. Kudo, S. Kawashima, R. Kurahashi. Development of Monobloc Type High-carbon High-alloyed Rolls for Hot Rolling Mills // ISIJ International. - Vol. 32, 1992, No.11, pp. 1190-1193.

283. T.S. Skoblo, V. Tokmakov. Application of hard alloy rolls for high quality rolling // Chern. Met. - Bul. NTI, 1992, Vol. 6, pp.3-18.

284. E.N. Vishnyakova, T.S.Skoblo et al. The Production of Rolling Mill Rolls From High-Chromium Cast Iron // Metall. Gornorudn. Prom-st. – 1987, No.1, pp.28-30.

285. Skoblo T., Sandler N., Govor U. Mechanical properties, wear-resistance, and use of cast iron alloyed with vanadium and niobium for rolling rolls // Chernaya metalluriya. - 1967, pp.115-119.

286. V.M. Kolokoltsev, E.V. Petrochenko. Structure features and properties of high-alloy white irons // Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. – 2013, No.5, pp.3-8.

287. A. Wiengmoon, J.T.H. Pearce, S. Nusen, T. Chairuang Sri. Effects of Si on microstructure and phase transformation at elevated temperatures in ferritic white cast irons // Materials Characterization. - October 2016, Vol.120, pp.159-167.

288. D. Kopyciński, E. Guzik, D. Siekaniec, A. Szczęsny. Analysis of the High Chromium Cast Iron Microstructure after the Heat Treatment // Archives of foundry engineering. – Vol. 14, Issue 3/2014, pp.43-46.



289. O.I. Nikitina, S.V. Spirina, E.P. Gubenko, T.S. Skoblo, V.P. Danilenko. Isolation of Carbide Phase in Chromium-Nickel and High-Chromium Cast Iron With a Potentiostatic Method // Ind. Lab.(USSR). – 1979, 45(11), pp.1214-1217.

290. Гусев А.И., Рампель А.А. Нанокристаллические материалы. – М.:ФИЗМАТЛИТ, 2001. – 224 с.

291. Скобло Т.С., Плугатарьов В.А., Клочко О.Ю. та інш. Патент України №95887 «Спосіб одержання зносостійких електролітичних покриттів, зміцнених наночастинками» - Заявл. 18.07.2014. Опубл.: 12.01.2015, Бюл.№1. – 4с.

292. Влияние наноразмерных углеродных добавок на формирование структуры и триботехнические свойства гальванических хромовых покрытий /П.А. Витязь, В.И. Жорник [и др.] //Трение и износ. -2009. - Т. 30, № 2. - С. 132-137.

293. В. Ю. Долматов, Г. К. Буркат, V. Mullymäki, A. Vehanen. Электрохимическое хром-алмазное покрытие. Сверхтвердые материалы, 2015, № 2. – С.21-45.

294. Структура алмазного нанокластера /[А.Е.Алексенский, М.В.Байдакова, А.Я.Вуль, В.И. Сиклицкий] // ФТТ. - 1999. -Т.41. Вып. 4. - С. 740-743.

295. Кобзарь А. И. Прикладная математическая статистика. — М.: Физматлит, 2006. — 816 с.

296. Скобло Т.С., Автухов А.К., Сідашенко О.І., Соколов Р.Г. Чавун робочого шару двошарових прокатних валків// Патент України UA №101550, опубл.25.09.2015. - Бюл.№18.

297. Грибов В.Г., Домрачев Г.А., Жук Б.В. и др. Осаждение пленок и покрытий разложением металлоорганических соединений. - М.: Наука, 1981. - 322 с.

298. Домрачев, Г.А., Лазарев, А.И., Каверин, Б.С. и др.: Роль углерода и металла в самоорганизации системы железо-углерод при различном содержании компонентов// Физика твердого тела. - 2004. – 46, №10. - С.1901-1915.

299. Руделиус В., Азарян О. М., Виноградов О.А. та інш. Маркетинг. - Консорціум із удосконалення менеджмент-освіти в Україні, 2009, 648с.

## ДОДАТКИ

## ДОДАТОК А

**Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:**

1. Скобло Т.С., Сидашенко О.І., Александрова Н.М., Белкин Е.Л., Власовець В.М., Клочко О.Ю., Мартиненко О.Д. Производство и применение прокатных валков. *Довідник*: Під ред. проф. Скобло Т.С. Х.: ЦД № 1. 2013. 572 с.
2. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І., Белкин Е.Л. Теоретические и экспериментальные основы прогнозирования структурообразования, свойств высокоуглеродистых легированных сплавов. *Монографія*: Під ред. проф. Т.С. Скобло. Х.: Діса плюс. 2019. 278с.
3. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Structure of high-chromium cast iron. *Steel in Translation*. 2012. 42 (3). P.261–268.
4. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Sidashenko A.I., Sokolov R.G. Heat treatment of two-layer alloyed-iron rollers. *Steel in Translation*. 2013. 43 (9). P. 603-606.
5. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л., Сидашенко О.І. Новые подходы в исследовании неоднородности гетерогенных структур. *Металофізика та новітні технології*. 2018. 40 (2). С.255-280.
6. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Исследование структуры высокохромистого комплекснолегированного чугуна с применением методов математического анализа. *Сталь*. 2012. №3. С.46-52.
7. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Применение компьютерного анализа металлографических изображений при исследовании структуры высокохромистого чугуна. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2012. 78(6). С.35-42.
8. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І., Соколов Р.Г. Разработка технологии термообработки двухслойных прокатных валков из легированных чугунов. *Сталь*. 2013. №9. С.77-80.
9. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Тришевський О.І. Разработка методов повышения эксплуатационной стойкости изделий из высокохромистого чугуна. *Автомобільний транспорт: зб. наук. праць*. Х.: ХНАДУ. 2012. Вип.31. С.136-146.

10. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І., Белкин Е.Л. и др. Оценка структурообразования при деформации в малоуглеродистых сталях. *Сталь*. 2014. №9. С.65-70.

11. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Математическая оценка особенностей структурообразования высоколегированных чугунов. *Материаловедение*. М.: Наука и технологии. 2014. №8. С.6-11.

12. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. та інш. Разработка методов оценки структуры рельсов, закаленных ТВЧ. *Сталь*. 2014. №3. С.74-82.

13. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Определение микротвердости структурных составляющих высокохромистых чугунов в результате математической обработки их изображений. *Х.: Вісник ХНТУСГ: Проблеми надійності машин та засобів механізації с/г виробництва*. Вип. 151. 2014. С.183-189.

14. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І., Белкин Е.Л. Особенности структурообразования в высокохромистых чугунах. *Х.: Вісник ХНТУСГ*. 2014. Вип.146. С. 186-191.

15. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І. та інш. Особенности износа деталей топливной аппаратуры современных дизельных двигателей. *Проблеми трибології*. 2014. №1. С.6-13.

16. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Исследование структуры высоколегированных сплавов математическим методом. М.: *Вестник МГАУ*. 2015. 69 (№5). С.31-36.

17. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.І. та інш. Исследование влияния УДА при восстановлении и упрочнении деталей узлов топливной аппаратуры. *Проблеми трибології*. 2015. 75 (№1). С. 106-112.

18. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. та інш. Оценка степени неоднородности карбидов гетерогенных сплавов методом оптико-математического анализа при помощи изменчивости условных цветов. 2016. *Х.: Вісник ХНТУСГ*. Вип.168. С.174-186.

19. Клочко О.Ю. Применение методов оптико-математического анализа оценки дисперсности структуры высокоуглеродистых сплавов. *Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів*. 2016. №6. С.112-117.

20. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л., Сидашенко О.І. Исследование струк-

туры высокохромистых чугунов. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2017. 83(№5). С.27-38.

21. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л., Сидашенко О.И. Математический анализ оценки дисперсности структуры легированных чугунов. *Сталь*. 2017. №2. С.51-54.

22. Клочко О.Ю. Оценка оптико-математическим методом локальной неоднородности высокоуглеродистых сплавов, образованной в результате РТО. *Х.: Вісник ХНТУСГ: Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві*. 2017. Вип. 183. С.20-30.

23. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Исследование локальной структурной неоднородности в сером чугуне оптико-математическим методом. *Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів*. 2017. №8. С.193-200.

24. Skoblo T., Klochko O., Belkin E., Sidashenko A. Effective Technological Process of Crystallization of Turning Rollers' Massive Castings: Development and Analysis. *International Journal of Mineral Processing and Extractive Metallurgy: NY, USA*. May 2017. 2(3). P.34-39.

25. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко О.И. та інші. Оценка локальной структурной неоднородности в отливках из серого чугуна. Научно-практический журнал: *Агротехника и энергообеспечение*. ФГБОУ ВО Орловский ГАУ. 2017. 17(№ 4). С. 141-150.

26. Клочко О.Ю. Новая методика оценки и исследования структур, моделированием их локальной неоднородности. *Х.: Вісник ХНАДУ*. 2018. Вип. 80. С.80-89.

27. Клочко О.Ю. Математичне моделювання металографічного зображення за допомогою рішення граничних задач для рівняння Лапласа. *Математичне моделювання*. 2018. 38 (№1). С124-133.

28. Спосіб оцінки стану зношення деталей інжекторів дизельних двигунів: *пат. 88376 Україна*: МПК F02M 65/00(2014.01) /Скобло Т.С., Шержуков І.Г., Клочко О.Ю. та інші.; № u201312592; заявл. 28.10.2013; опубл. 11.03.2014, Бюл.№ 5.

29. Спосіб оцінки зношення і залишкової товщини робочого шару деталей з плівковими покриттями: *пат. 99408 Україна*: МПК G01B 21/08 (2006.01) /Скобло Т.С., Плуатарьов А.В., Клочко О.Ю. та інші.; № u201406168; заявл.04.06.2014; опубл. 10.06.15, Бюл. № 11.

30.Спосіб одержання зносостійких електролітичних покриттів, зміцнених наночастинками *пат. 95887 Україна*: МПК С25D 15/00 (2015.01) /Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І. та інші.; № u201408166; заявл.18.07.2014; опубл. 12.01.15., Бюл. № 1.

31.Зносостійкий високолегований чавун: *пат. 102160 Україна*: МПК С22С 37/00 (2015.01) /Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І.; № u201500809; заявл.02.02.2015; опубл. 26.10.15., Бюл. № 20.

32.Спосіб виробництва прокатних валків: *пат. 105761 Україна*: МПК В21В 27/00, В22D 23/00 (2015.01) /Скобло Т.С., Автухов А.К., Клочко О.Ю. та інші.; №u201507442; заявл.24.07.2015; опубл. 11.04.16, Бюл. № 7.

33.Спосіб виявлення неоднорідності фаз у високовуглецевих сплавах: *пат. 120043 Україна*: МПК С22С 38/00 (2017.01) /Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І., Белкін Й.Л.; № u201702695; заявл.22.03.2017; опубл. 25.10.17, Бюл. № 20.

34.Метод визначення гетерогенної структурної неоднорідності: *пат. Україна*: МПК С22С 38/00 (2019.01) /Скобло Т.С., Романюк С.П., Клочко О.Ю. та інші.; № u201805708; заявл.22.05.2018; висн. про видачу 1.08.2019.

35.Спосіб відновлення деталей зміцнюючим покриттям: *пат. Україна*: МПК F02M 65/00 (2019.06) /Скобло Т.С., Плугатарьов А.В., Клочко О.Ю. та інші.; №u201905575; заявл. 07.06.2019; висн. про видачу 22.10.2019.

#### **Праці апробаційного характеру:**

36.Klochko O. The predicting methods for the structural state of heterogeneous alloy. Book of Abstracts: *10th Interdisciplinary Conference Nature-Human-Culture with the Statement of the Polish ASAP Chapter*. Wydawnictwo Uniwersytetu Pedagogicznego. Poland, Kraków, 2019. [Електронний ресурс]. Режим доступу: [https://www.researchgate.net/publication/333648370\\_Book\\_of\\_Abstracts](https://www.researchgate.net/publication/333648370_Book_of_Abstracts)

37.Скобло Т.С., Клочко О.Ю. та інші. Особенности износа ножей для переработки сахарной свеклы. *Сб. трудов Междун. научно-практич. конф., посвящ. 70-летию ЮКГУ им. М.Ауэзова* (Казахстан, м.Шимкент, 1-9 липня 2013р.). Шимкент, 2013. С.185-197.

38.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Исследование особенностей структурообразования высокоуглеродистых легированных сплавов методом математического описания. *Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов*:

материалы XXII Уральской школы металловедов-термистов. Оренбург, 2014. С.139-142.

39.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Тимченко В.А. Исследование влияния графитизирующих добавок на повышение технологичности валковых высокохромистых чугунов. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2019. 75 (№3). С. 52-56.

40.Скобло Т.С., Сідашенко О.І., Клочко О.Ю. та інш. Неразрушающие методы контроля качества валков. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2017. 56 (№7). С. 53-58.

41.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І. та інш. Разработка технологии повышения стойкости листопрокатных валков. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2017. 59 (№10). С. 53-58.

42.Клочко О.Ю., Шевченко Е.В. Методы выявления дислокаций, для определения неоднородности фаз. *Нові і нетрадиційні технології в ресурсо- та енергозбереженні: матеріали міжн. наук.-техн. конф. (м. Одеса, ОНПУ 26–29 вересня 2018р.)*. Одеса, 2018. С.69-71.

43.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л., Тришевський О.І. Исследования микроструктур гетерогенных сплавов методом математического анализа при помощи сочетаний условных цветов и абсолютных значений лапласианов. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2015. 31 (№7). С.52-56.

44.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Новые подходы описания гетерогенной структуры высокоуглеродистых сплавов математическим методом. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в Фокусе*. 2014. №2. С.46-50.

45.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І. Структура и свойства термообработанных заэвтектоидных сталей для прокатных валков. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 45 (№8). 2016. С.56-58.

46.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І. Новый сплав для изделий, работающих в условиях повышенного износа и высоких циклических механических и температурных нагрузок. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2015. 36 (№12). С. 56-58.

47.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. та інш. Исследование особенностей

структурообразования в гетерогенных сплавах. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2016. №3. С.53-58.

48.Скобло Т.С., Плугатарьев А.В., Ключко О.Ю. та інш. Способ определения износа деталей инжекторов дизельных двигателей. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в Фокусе*. 2013. №12. С.52-54.

49.Т.С.Скобло, О.Ю.Ключко, Р.Г.Соколов Анализ эксплуатационной стойкости рабочих прокатных валков широкополосных станов из высокохромистого чугуна. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в Фокусе*. 2013. №5. С.54-56.

50.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Плугатарьев А.В. та інш. Особенности износа деталей топливной аппаратуры с пленочным покрытием. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2015. 25(№1). С.57-58.

51.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. та інш. Особенности структурной деградации в отливках из серых чугунов, работающих в условиях нагружения. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 41(№4). 2016. С.55-57.

52.Ключко О.Ю. Исследование энергетического состояния микроструктуры рельсовой стали при помощи оптико-математического анализа. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2018. 68 (№7). С.57-58.

53.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. Хромосодержащие покрытия, виды, применение и технологии получения. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2019. 74 (№2). С. 52-56.

54.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Й.Л. Исследование зависимости микротвердости структурных составляющих легированных чугунов оптико-математическим анализом. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2018. 71(№10). С.54-57.

55.Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сідашенко О.І. та інш. Особенности износа деталей топливной аппаратуры двигателей внутреннего сгорания. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2019. 77 (№5). С. 56-58.

**Праці, які додатково відображають наукові результати дисертації:**

56.Ключко О.Ю., Скобло Т.С. та інш. Анализ температурных полей отливок про-

катных валков при кристаллизации. *Ежемесячн. промышл. журнал: Промышленность. Focus Plus*. Харьков: Полиарт. 2012. №8. С.38-44.

57.Скобло Т.С., Безлюдько Г.Я., Клочко О.Ю. та інш. Влияние пластической деформации на структуру и свойства стали 20. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в Фокусе*. 2013. №11. С.25-30.

58.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І. та інш. Расчет контактных напряжений в прокатных валках, возникающих при эксплуатации. *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 2017. 52(№3). С.54-58.

59.Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сідашенко О.І. та інш. Разработка нового методического подхода к выявлению дефектных структур в рельсовых сталях *Инф.-аналитич. межд. технич. журнал: Промышленность в фокусе*. 51(№2). 2017. С.53-58.



## ДОДАТОК Б

Таблиця Б.1 - Хімічний склад робочого шару досліджуваних валків з високохромистого чавуну

Зразок	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Mg	Cu	Ti
110	3.15	0.45	1.06	0.10	0.06	16.6	2.05	1.12	-	-	-
117	3.24	0.48	0.97	0.10	0.04	16.0	1.70	1.00	-	0.38	-
157	2.94	0.44	1.16	0.09	0.03	16.8	1.12	1.08	0.02	-	-
161	2.96	0.33	0.81	0.09	0.03	13.0	1.50	1.17	0.04	-	-
162	2.86	0.56	1.02	0.10	0.03	13.9	1.30	1.10	0.04	-	-

Таблиця Б.2 - Структурно-фазовий склад досліджених сплавів

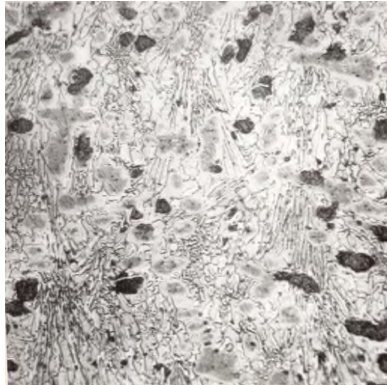
Номер коду умовного кольору																№ фото
група фаз фериту								аустеніт/бейніт		карбіди різного типу						
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
Частка умовного кольору на зображенні, %																
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
49.7	0.0	0.0	0.0	0.5	5.1	0.0	0.0	0.0	1.8	08.2	0.0	0.0	0.0	20.2	14.5	1
39.6	0.0	0.0	0.0	2.3	12.3	0.0	0.0	0.0	3.8	15.0	0.0	0.0	0.0	11.2	15.7	2
36.1	0.0	0.0	0.0	1.0	14.6	0.0	0.0	0.0	5.0	19.7	0.0	0.0	0.0	6.1	17.3	3
45.0	0.0	0.0	0.0	0.0	10.4	0.0	0.0	0.0	4.3	18.1	0.0	0.0	0.0	0.0	22.1	4
25.8	0.0	0.0	0.0	3.4	25.0	0.0	0.0	0.0	5.5	15.1	0.0	0.0	0.0	9.7	15.5	5
25.3	0.0	0.0	0.0	0.8	11.6	0.0	0.0	0.0	3.5	12.7	0.0	0.0	0.0	24.0	22.1	6
33.2	0.0	0.0	0.0	3.7	21.7	0.0	0.0	0.0	4.5	13.8	0.0	0.0	0.0	10.5	12.6	7
22.9	0.0	0.0	0.0	2.5	17.3	0.0	0.0	0.0	4.1	12.1	0.0	0.0	0.0	22.2	18.9	8
71.7	0.0	0.0	0.0	0.1	1.3	0.0	0.0	0.0	0.8	5.8	0.0	0.0	0.0	9.8	10.6	9
59.0	0.0	0.0	0.0	0.0	5.6	0.0	0.0	0.0	3.5	16.6	0.0	0.0	0.0	0.3	15.0	10
24.3	0.0	0.0	0.0	0.5	14.1	0.0	0.0	0.0	5.3	24.6	0.0	0.0	0.0	0.3	30.9	11
31.2	0.0	0.0	0.0	1.3	13.8	0.0	0.0	0.0	3.7	11.5	0.0	0.0	0.0	25.1	13.4	12
26.3	0.0	0.0	0.0	5.0	23.3	0.0	0.0	0.0	4.1	10.5	0.0	0.0	0.0	20.8	9.9	13
32.6	0.0	0.0	0.0	3.4	24.5	0.0	0.0	0.0	4.5	11.6	0.0	0.0	0.0	13.8	9.6	14
18.8	0.0	0.0	0.0	5.9	33.0	0.0	0.0	0.0	4.5	9.7	0.0	0.0	0.0	19.1	9.0	15
52.2	0.0	0.0	0.0	1.3	5.9	0.0	0.0	0.0	2.1	11.3	0.0	0.0	0.0	9.7	17.6	16
42.3	0.0	0.0	0.0	2.2	9.1	0.0	0.0	0.0	2.4	11.0	0.0	0.0	0.0	17.0	15.9	17
64.0	0.0	0.0	0.0	0.3	2.5	0.0	0.0	0.0	0.8	5.4	0.0	0.0	0.0	15.7	11.3	18
50.6	0.0	0.0	0.0	2.2	7.4	0.0	0.0	0.0	1.9	8.7	0.0	0.0	0.0	15.8	13.5	19
60.6	0.0	0.0	0.0	1.9	8.1	0.0	0.0	0.0	1.6	7.7	0.0	0.0	0.0	7.2	12.8	20
51.0	0.0	0.0	0.0	3.0	15.1	0.0	0.0	0.0	2.9	10.3	0.0	0.0	0.0	3.5	14.4	21
26.9	0.0	0.0	0.0	0.2	22.4	0.0	0.0	0.0	9.0	24.9	0.0	0.0	0.0	2.0	14.6	22
46.6	0.0	0.0	0.0	0.2	8.6	0.0	0.0	0.0	3.8	16.6	0.0	0.0	0.0	5.9	18.3	23
36.3	0.0	0.0	0.0	0.6	11.8	0.0	0.0	0.0	3.8	13.5	0.0	0.0	0.0	20.8	13.1	24
32.1	0.0	0.0	0.0	2.3	14.0	0.0	0.0	0.0	3.2	10.5	0.0	0.0	0.0	23.4	14.5	25
35.2	0.0	0.0	0.0	0.4	13.2	0.0	0.0	0.0	3.9	12.6	0.0	0.0	0.0	21.2	13.6	26
26.3	0.0	0.0	0.0	0.1	8.0	0.0	0.0	0.0	3.8	13.7	0.0	0.0	0.0	23.4	24.8	27
24.1	0.0	0.0	0.0	0.1	11.2	0.0	0.0	0.0	3.6	10.6	0.0	0.0	0.0	20.6	29.8	28
31.3	0.0	0.0	0.0	3.4	18.2	0.0	0.0	0.0	3.5	11.6	0.0	0.0	0.0	17.2	14.7	29
24.2	0.0	0.0	0.0	0.6	17.9	0.0	0.0	0.0	5.3	15.6	0.0	0.0	0.0	20.5	16.0	30

Продовження табл. Б.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
27.0	0.0	0.0	0.0	1.9	15.6	0.0	0.0	0.0	3.6	11.6	0.0	0.0	0.0	24.0	16.3	31
39.3	0.0	0.0	0.0	0.9	12.9	0.0	0.0	0.0	3.2	14.8	0.0	0.0	0.0	9.9	19.1	32
35.6	0.0	0.0	0.0	1.5	11.9	0.0	0.0	0.0	2.7	11.0	0.0	0.0	0.0	21.1	16.2	33
36.5	0.0	0.0	0.0	3.6	24.0	0.0	0.0	0.0	4.2	11.1	0.0	0.0	0.0	10.3	10.3	34
13.7	0.0	0.0	0.0	3.0	34.3	0.0	0.0	0.0	5.1	11.1	0.0	0.0	0.0	17.6	15.3	35
30.0	0.0	0.0	0.0	0.0	12.1	0.0	0.0	0.0	7.8	26.3	0.0	0.0	0.0	7.0	16.8	36
26.5	0.0	0.0	0.0	0.2	20.8	0.0	0.0	0.0	7.4	20.6	0.0	0.0	0.0	11.6	12.9	37
27.3	0.0	0.0	0.0	2.0	26.4	0.0	0.0	0.0	6.6	18.3	0.0	0.0	0.0	7.5	11.9	38
26.2	0.0	0.0	0.0	0.5	17.3	0.0	0.0	0.0	5.6	15.4	0.0	0.0	0.0	17.1	17.9	39
24.4	0.0	0.0	0.0	0.3	14.4	0.0	0.0	0.0	5.3	15.3	0.0	0.0	0.0	21.1	19.1	40
24.8	0.0	0.0	0.0	0.0	16.2	0.0	0.0	0.0	6.0	17.5	0.0	0.0	0.0	18.6	16.9	41
37.2	0.0	0.0	0.0	0.6	11.6	0.0	0.0	0.0	3.2	13.6	0.0	0.0	0.0	16.7	17.2	42
35.6	0.0	0.0	0.0	0.4	10.3	0.0	0.0	0.0	3.6	15.3	0.0	0.0	0.0	16.8	17.9	43
31.5	0.0	0.0	0.0	0.1	13.8	0.0	0.0	0.0	6.1	20.2	0.0	0.0	0.0	12.1	16.2	44
32.9	0.0	0.0	0.0	4.3	33.5	0.0	0.0	0.0	4.1	10.7	0.0	0.0	0.0	5.3	9.2	45
21.6	0.0	0.0	0.0	1.4	27.3	0.0	0.0	0.0	5.4	12.5	0.0	0.0	0.0	21.5	10.4	46
57.4	0.0	0.0	0.0	0.1	05.4	0.0	0.0	0.0	3.0	8.4	0.0	0.0	0.0	13.0	12.6	47
42.6	0.0	0.0	0.0	0.1	06.1	0.0	0.0	0.0	2.6	12.1	0.0	0.0	0.0	20.2	16.4	48
38.1	0.0	0.0	0.0	1.2	11.8	0.0	0.0	0.0	3.2	12.5	0.0	0.0	0.0	19.0	14.2	49
35.5	0.0	0.0	0.0	8.8	30.5	0.0	0.0	0.0	2.8	08.1	0.0	0.0	0.0	6.5	7.9	50
26.5	0.0	0.0	0.0	0.2	12.5	0.0	0.0	0.0	5.7	22.0	0.0	0.0	0.0	14.3	18.9	51
27.2	0.0	0.0	0.0	0.2	17.1	0.0	0.0	0.0	7.0	19.9	0.0	0.0	0.0	16.5	12.2	52
49.3	0.0	0.0	0.0	0.4	05.8	0.0	0.0	0.0	1.9	08.8	0.0	0.0	0.0	20.1	13.6	53
60.6	0.0	0.0	0.0	1.3	07.6	0.0	0.0	0.0	1.4	08.4	0.0	0.0	0.0	2.6	18.0	54
27.4	0.0	0.0	0.0	0.2	13.5	0.0	0.0	0.0	6.9	22.3	0.0	0.0	0.0	11.5	18.2	55
37.1	0.0	0.0	0.0	0.0	06.4	0.0	0.0	0.0	4.2	21.6	0.0	0.0	0.0	8.7	21.9	56
26.5	0.0	0.0	0.0	3.5	30.1	0.0	0.0	0.0	5.2	14.6	0.0	0.0	0.0	10.2	10.0	57
36.1	0.0	0.0	0.0	0.6	14.1	0.0	0.0	0.0	4.3	15.9	0.0	0.0	0.0	12.6	16.4	58
27.8	0.0	0.0	0.0	1.3	21.0	0.0	0.0	0.0	6.5	22.5	0.0	0.0	0.0	3.0	18.0	59
30.7	0.0	0.0	0.0	1.5	25.6	0.0	0.0	0.0	8.0	18.6	0.0	0.0	0.0	3.3	12.4	60
16.1	0.0	0.0	0.0	1.3	25.2	0.0	0.0	0.0	6.5	17.7	0.0	0.0	0.0	19.5	13.6	61
19.5	0.0	0.0	0.0	1.9	25.8	0.0	0.0	0.0	7.1	18.7	0.0	0.0	0.0	16.5	10.4	62
34.9	0.0	0.0	0.0	5.1	27.3	0.0	0.0	0.0	5.7	15.6	0.0	0.0	0.0	1.4	10.1	63
30.8	0.0	0.0	0.0	0.8	16.9	0.0	0.0	0.0	6.1	18.6	0.0	0.0	0.0	11.8	15.1	64
19.5	0.0	0.0	0.0	1.2	27.3	0.0	0.0	0.0	8.5	26.1	0.0	0.0	0.0	3.7	13.6	65
25.1	0.0	0.0	0.0	0.3	13.6	0.0	0.0	0.0	6.1	25.9	0.0	0.0	0.0	8.0	21.1	66
19.1	0.0	0.0	0.0	1.6	32.8	0.0	0.0	0.0	6.9	17.4	0.0	0.0	0.0	13.5	8.7	67
20.7	0.0	0.0	0.0	4.0	33.7	0.0	0.0	0.0	7.9	21.7	0.0	0.0	0.0	0.5	11.5	68
24.7	0.0	0.0	0.0	1.2	20.3	0.0	0.0	0.0	6.9	18.6	0.0	0.0	0.0	14.8	13.5	69
20.3	0.0	0.0	0.0	2.9	23.1	0.0	0.0	0.0	5.2	13.8	0.0	0.0	0.0	22.8	11.8	70
27.6	0.0	0.0	0.0	06.1	32.7	0.0	0.0	0.0	6.1	14.8	0.0	0.0	0.0	04.4	8.3	71
24.6	0.0	0.0	0.0	1.3	24.7	0.0	0.0	0.0	6.1	16.7	0.0	0.0	0.0	14.1	12.3	72
20.6	0.0	0.0	0.0	1.6	27.3	0.0	0.0	0.0	5.5	15.0	0.0	0.0	0.0	14.5	15.6	73
28.9	0.0	0.0	0.0	1.7	22.8	0.0	0.0	0.0	5.2	15.2	0.0	0.0	0.0	14.7	11.5	74
15.8	0.0	0.0	0.0	0.2	26.8	0.0	0.0	0.0	11.1	29.1	0.0	0.0	0.0	0.1	17.0	75
27.2	0.0	0.0	0.0	0.0	4.6	0.0	0.0	0.0	5.2	37.4	0.0	0.0	0.0	0.1	25.5	76

Таблиця Б.3 - Мікроструктура валкового високохромистого чавуну №110

Литий стан  
HS=77, Hc=39A/см



1, ×100, поверхня

Термообробка №2,  
HS=62, Hc=30,4A/см



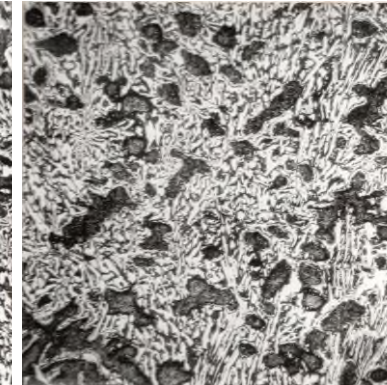
3, ×100, поверхня

Термообробка №3,  
HS=63, Hc=29,8A/см



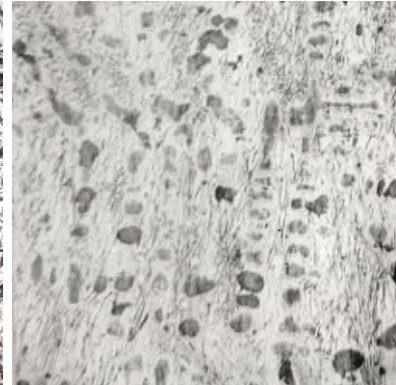
5, ×100, поверхня

Термообробка №4,  
HS=62.5, Hc=22,1A/см

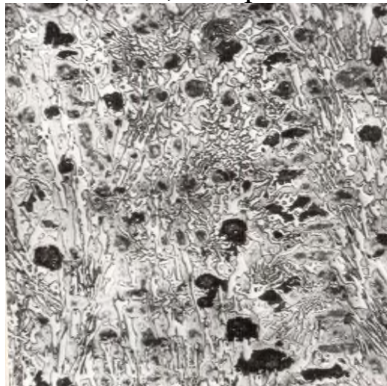


7, ×100, поверхня

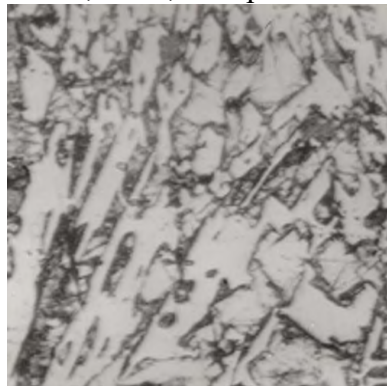
Термообробка №11,  
HS=69, Hc=38 A/см



9, ×100, поверхня



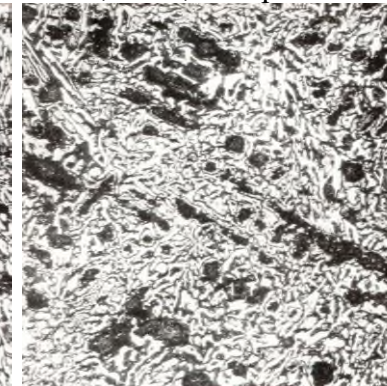
2, ×100, глибина 20мм



4, ×400, глибина 25мм



6, ×100, глибина 20 мм



8, ×100, глибина 20 мм

Таблиця Б.4 - Мікроструктура валкового високохромистого чавуну №117

Литий стан, HS=73, Hc=38,1A/cm



10, ×100, поверхня

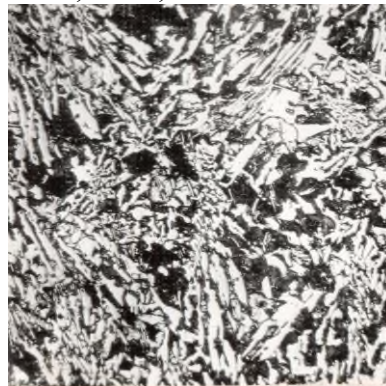


11, ×100, глибина 30мм

ТО №1, HS=62, Hc=23,5A/cm



12, ×100, глибина 5 мм

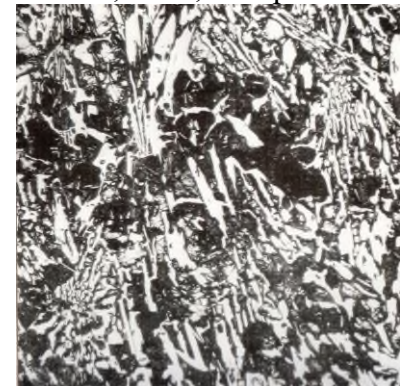


13, ×100, глибина 30 мм

ТО №1+№4, HS=60, Hc=18,2A/cm



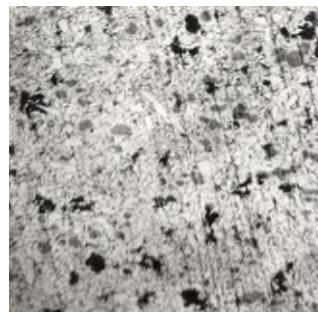
14, ×100, поверхня



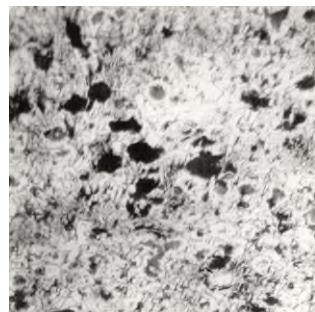
15, ×100, глибина 30 мм

Таблиця Б.5 - Мікроструктура валкового високохромистого чавуну №157

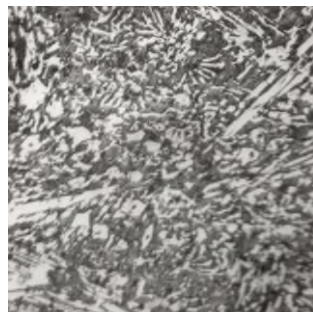
Литий стан,  $\times 100$ , HS=77, Hc=45,6 A/cm



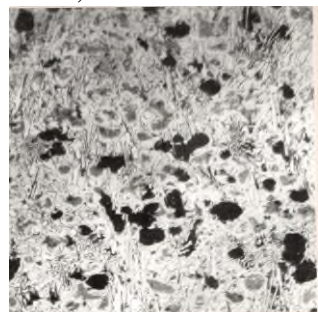
16, глибина 15мм



19, глибина 55мм



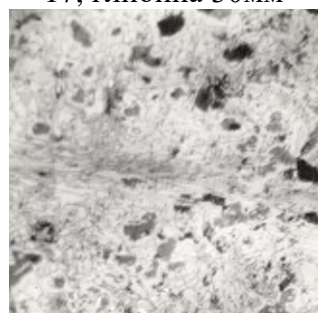
22, глибина 60мм



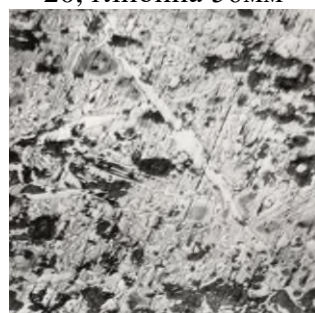
17, глибина 30мм



20, глибина 56мм

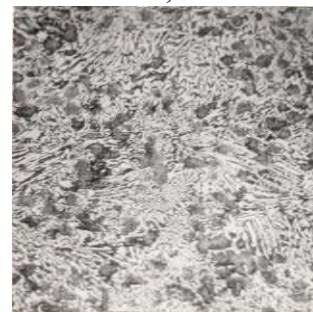


18, глибина 45мм

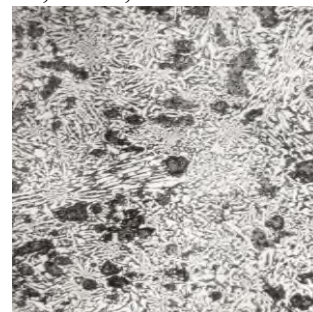


21, глибина 57мм

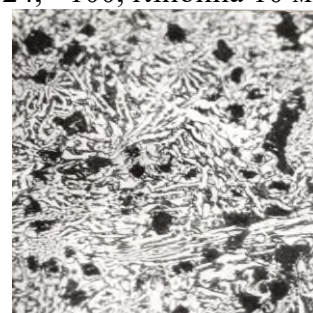
Термообробка №1, HS=61.5,  
Hc=27,3A/cm



23,  $\times 100$ , глибина 5 мм

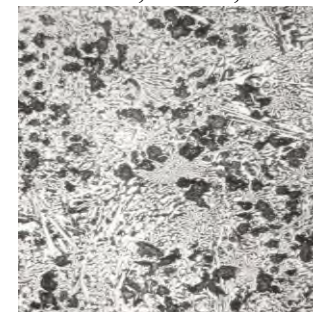


24,  $\times 100$ , глибина 10 мм

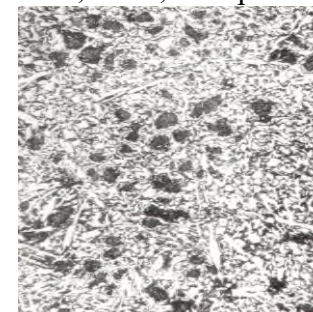


25,  $\times 100$ , глибина 30 мм

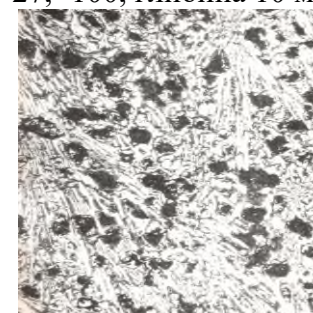
Термообробка №2,  
HS=62.5, Hc=30,2A/cm



26,  $\times 100$ , поверхня



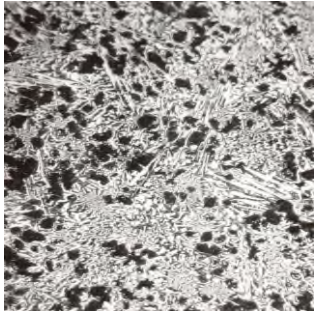
27,  $\times 100$ , глибина 10 мм



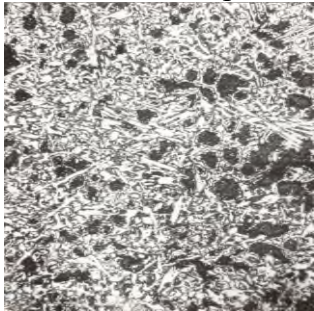
28,  $\times 100$ , глибина 15 мм

Продовження табл.Б.5

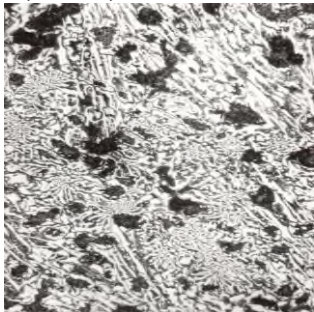
Термообробка №3, HS=63,  
Hc=30,1 A/см



29, ×100, поверхня

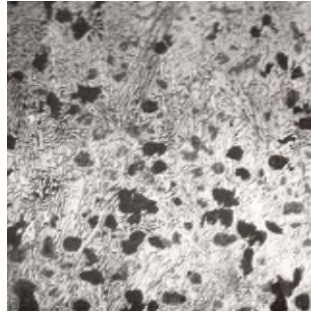


30, ×100, глибина 10 мм

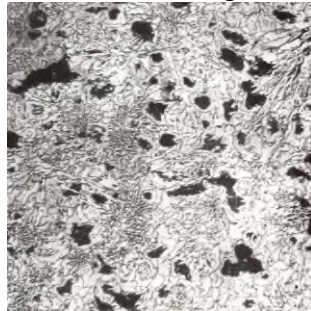


31, ×100, глибина 30 мм

Термообробка №4, HS=67, Hc=43,8A/см



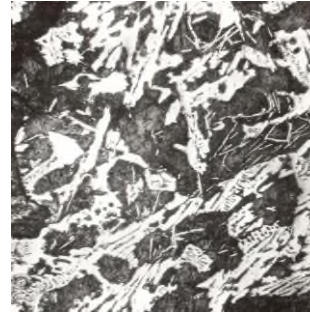
32, ×100, поверхня



33, ×100, глибина 15 мм

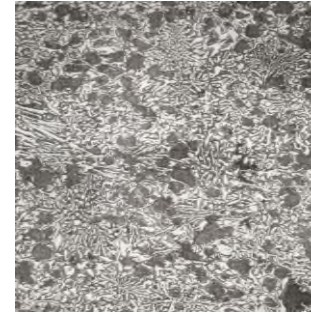


34, ×100, глибина 55 мм

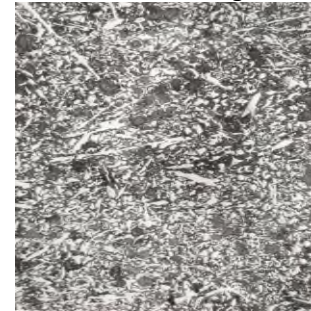


35, ×100, глибина 60 мм

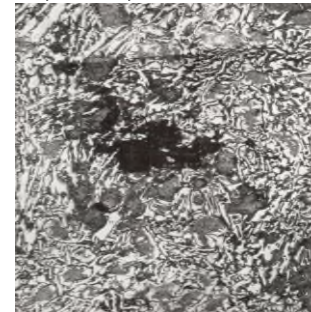
ТО №1 + №4, HS=60,  
Hc=20,2A/см



36, ×100, поверхня

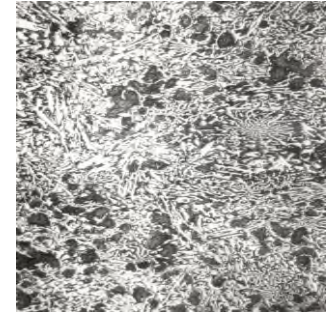


37, ×100, глибина 5 мм

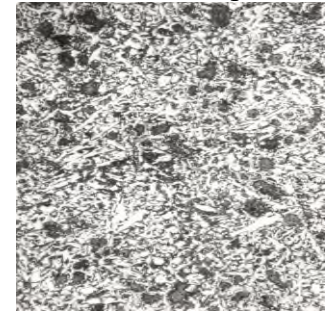


38, ×100, глибина 30 мм

ТО №2 + №4, HS=61,  
Hc=29A/см



39, ×100, поверхня



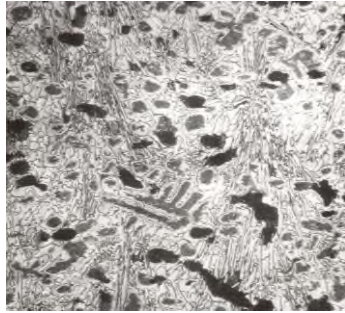
40, ×100, глибина 10 мм



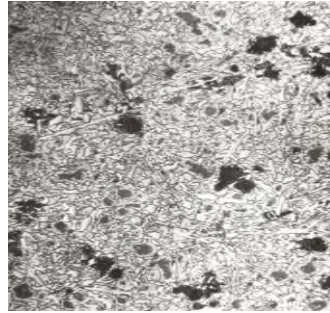
41, нагрів до 500°,  
×100, глибина 30 мм

Продовження табл.Б.5

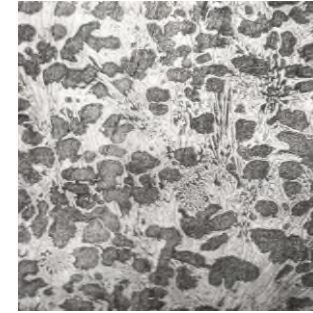
Термообробка №6,  $\times 100$ , HS=72, Hc=43,3A/cm



42, поверхня



43, глибина 5 мм



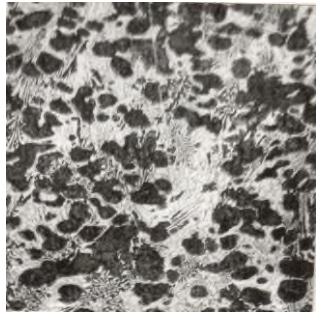
44, глибина 15 мм

Таблиця Б.6 - Мікроструктура валкового високохромистого чавуну №161

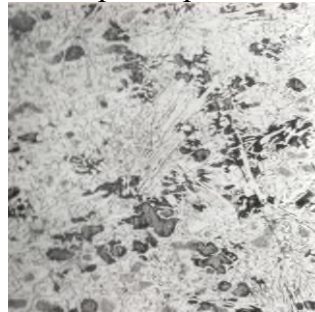
Литий, HS=69, Hc=36,4A/cm

Термообробка №5, HS=57,5, Hc=37,8A/cm

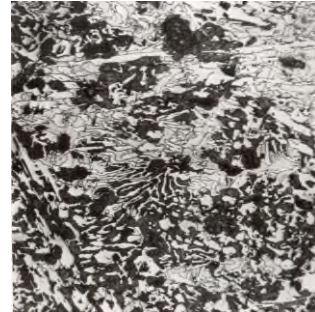
ТО №9, HS=57, Hc=32,0 A/cm ТО №11, HS=64, Hc=32,96 A/cm



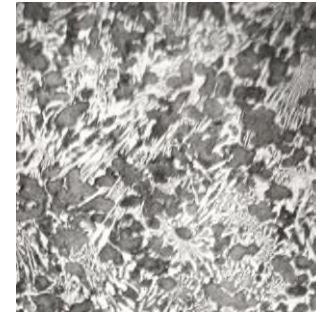
45,  $\times 100$ , поверхня



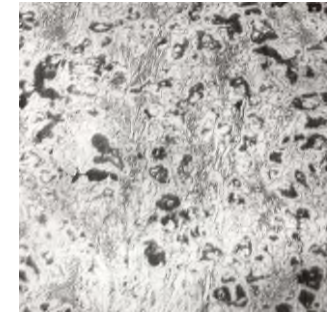
47,  $\times 100$ , поверхня



50,  $\times 100$ , глибина 55 мм



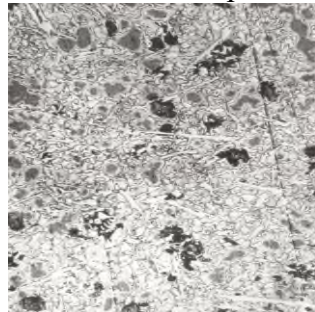
51,  $\times 100$ , поверхня



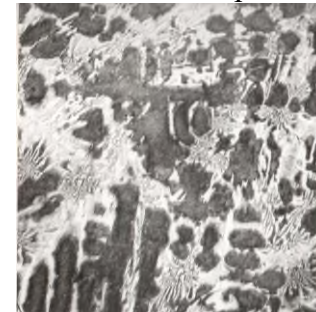
53, глибина 5 мм



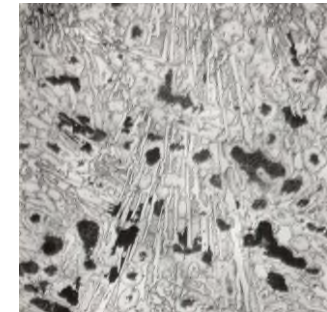
46,  $\times 100$ , глибина 35 мм



48,  $\times 100$ , глибина 10 мм



52,  $\times 100$ , глибина 40 мм

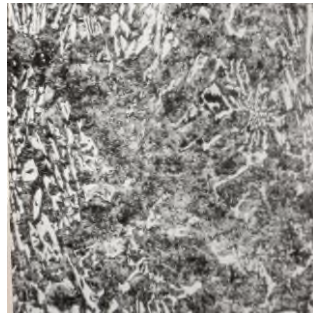


54, глибина 55 мм

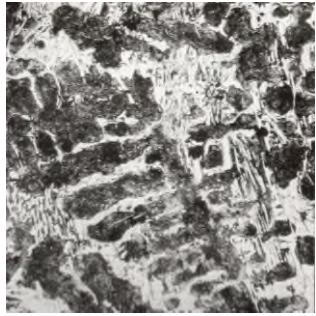
Таблиця Б.7 - Мікроструктура валкового високохромистого чавуну №162  
Литий, HS=62, Hc=32,7 A/cm



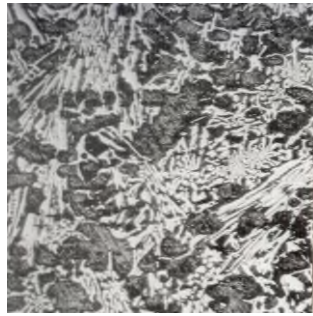
56, ×100, поверхня



59, ×100, глибина 62 мм  
ТО №1, HS=61, Hc=26,7 A/cm



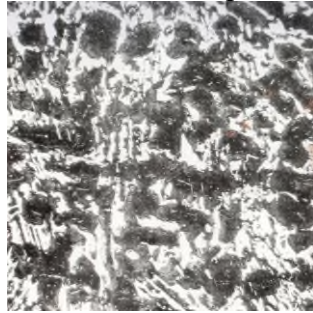
57, ×100, глибина 45 мм



60, ×100, поверхня

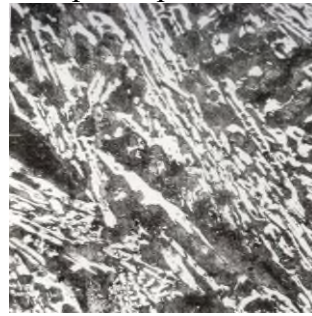


58, ×100, глибина 55 мм

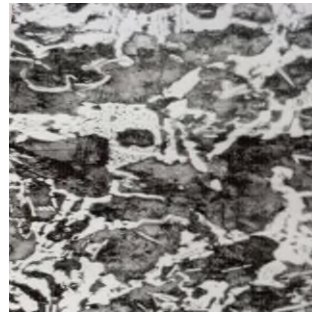


61, ×100, глибина 50 мм

Термообробка №1



62, ×100, глибина 60 мм

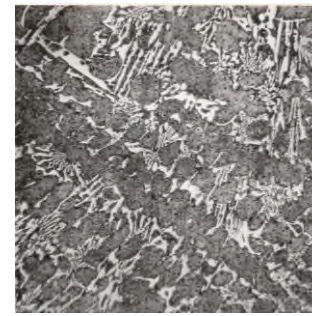


63, ×100, глибина 65 мм

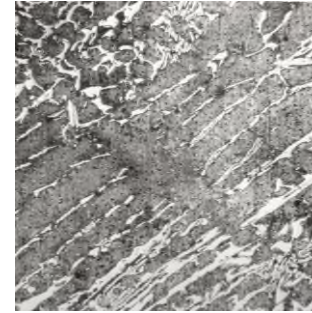
Термообробка №2, HS=57, Hc=30,6 A/cm



64, ×100, поверхня



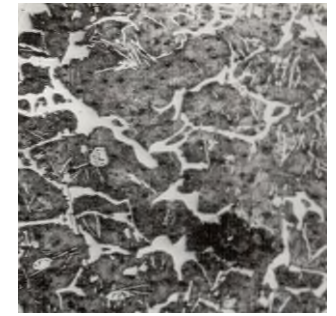
65, ×100, глибина 30 мм



66, ×100, глибина 50 мм



67, ×100, глибина 68 мм

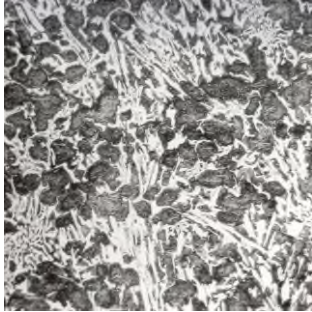


68, ×100, глибина 80 мм

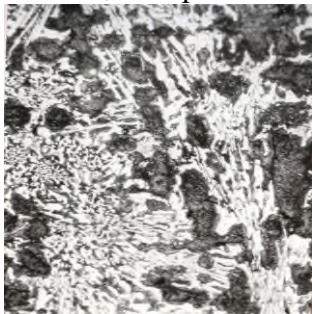


Продовження табл.Б.7

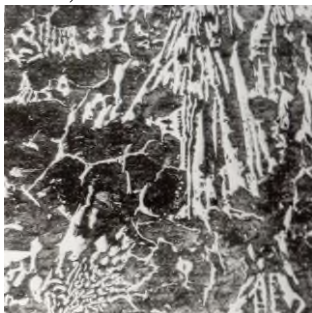
ТО №3,  $\times 100$ , HS=58, Hc=28,96 A/cm



69, поверхня

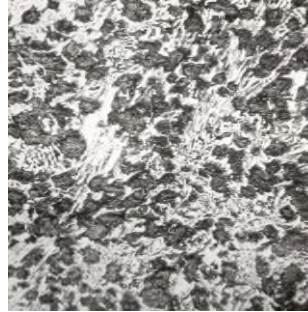


70, глибина 40 мм

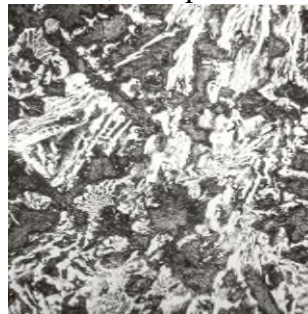


71, глибина 60 мм

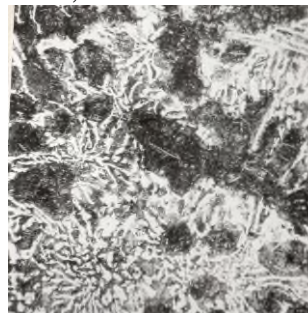
ТО №1 + №4,  $\times 100$ , HS=58, Hc=21,3A/cm



72, поверхня

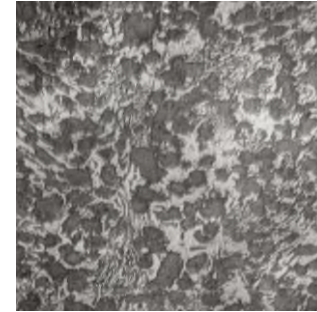


73, глибина 30 мм

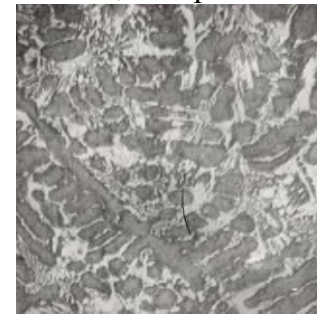


74, глибина 40 мм

ТО №13,  $\times 100$ , HS=63, Hc=32,9 A/cm



75, поверхня



76, глибина 20 мм

## ДОДАТОК В

Таблиця В.1 - Аргументи функцій характеристик, що описують структурний стан сплаву

№ групи/ фактору	Назва групи / характеристики ( $P_i$ )
1	2
I. Група характеристик, що обчислюються шляхом застосування гідродинамічних аналогій до процесів структуроутворення	
1.1. Характеристики функції дифузії	
01	Частка дивергенції для голчастих структур (величина $\geq 255$ )
02	Середнє значення дивергенції для голчастих структур
03	Частка лапласіану для голчастих структур (величина $\geq 255$ )
04	Середнє значення лапласіану для голчастих структур
05	Частка негативних дивергенцій
06	Середня негативна дивергенція
07	Частка нульових дивергенцій
08	Середня нульова дивергенція
09	Частка позитивних дивергенцій
10	Середня позитивна дивергенція
11	Частка негативного лапласіану
12	Середній негативний лапласіан
13	Частка нульового лапласіану
14	Середній нульовий лапласіан
15	Частка позитивного лапласіану
16	Середній позитивний лапласіан
1.2. Енергетичні характеристики	
17	Частка негативної потужності дисипації енергії
18	Середня негативна потужність дисипації енергії
19	Частка нульової потужності дисипації енергії
20	Середня нульова потужність дисипації енергії
21	Частка позитивної потужності дисипації енергії
22	Середня позитивна потужність дисипації енергії
23	Середня сумарна потужність дисипації енергії
1.3. Характеристики неоднорідності за операторами Лапласа и дивергенції	
24	Значення лапласіану нейтральності
25	Значення лапласіану нейтральності при повороті на $90^\circ$
26	Значення 3-го лапласіану нейтральності
27	Значення 4-го лапласіану нейтральності
28	Значення дивергенції нейтральності
29	Значення параметра неоднорідності по горизонталі
30	Значення параметра неоднорідності по вертикалі
1.4. Функція 1 – для якої значення досліджених характеристик $< 255$	
31	Умовний колір середнього значення функції 1
32	Середньоквадратичне відхилення середнього значення функції 1
33	Узагальнений градієнт середнього значення функції 1
34	Величина 0.358 частини лапласіану середнього значення функції 1
35	Значення 3-го лапласіану середнього значення функції 1
36	Значення 4-го лапласіану середнього значення функції 1

## Продовження табл. В.1

1	2
37	Величина дивергенції середнього значення функції 1
1.5. Функція 2 – для якої значення досліджених характеристик $\geq 255$ (голчасті структури)	
38	Середнє значення дивергенції функції 2
39	Середнє значення лапласіану функції 2
40	Середнє значення 3-го лапласіану функції 2
41	Середнє значення 4-го лапласіану функції 2
1.6. Функція 3 – середнє відношення досліджених характеристик до умовного кольору	
42	Відношення величини узагальненого градієнту до умовного кольору
43	Відношення величини лапласіану до умовного кольору
44	Відношення величини 3-го лапласіану до умовного кольору
45	Відношення величини 4-го лапласіану до умовного кольору
46	Відношення величини дивергенції до умовного кольору
1.7. Характеристики ступеня дисперсності	
47	Горизонтальна дисперсність умовного кольору №1
48	Горизонтальна дисперсність умовного кольору №5
49	Горизонтальна дисперсність умовного кольору №6
50	Горизонтальна дисперсність умовного кольору №10
51	Горизонтальна дисперсність умовного кольору №11
52	Горизонтальна дисперсність умовного кольору №15
53	Горизонтальна дисперсність умовного кольору №16
54	Середнє значення величини горизонтальної дисперсності
55	Вертикальна дисперсність умовного кольору №1
56	Вертикальна дисперсність умовного кольору №5
57	Вертикальна дисперсність умовного кольору №6
58	Вертикальна дисперсність умовного кольору №10
59	Вертикальна дисперсність умовного кольору №11
60	Вертикальна дисперсність умовного кольору №15
61	Вертикальна дисперсність умовного кольору №16
62	Середнє значення величини вертикальної дисперсності
1.8. Структурно-фазові характеристики	
63	Частка умовного кольору №1
64	Частка умовного кольору №2
65	Частка умовного кольору №3
66	Частка умовного кольору №4
67	Частка умовного кольору №5
68	Частка умовного кольору №6
69	Частка умовного кольору №7
70	Частка умовного кольору №8
71	Частка умовного кольору №9
72	Частка умовного кольору №10
73	Частка умовного кольору №11
74	Частка умовного кольору №12
75	Частка умовного кольору №13
76	Частка умовного кольору №14
77	Частка умовного кольору №15
78	Частка умовного кольору №16
II. Група характеристик, обчислених за аналогією розподілу бозе-частинок за мікростанами	
79	Частка груп поєднань за одним кольором

## Продовження табл. В.1

1	2
80	Частка груп поєднань за двома різними кольорами
81	Частка груп поєднань за трьома різними кольорами
82	Частка груп поєднань за чотирма різними кольорами
83	Частка груп поєднань за п'ятьма різними кольорами
84	Частка груп поєднань за шістьма різними кольорами
85	Частка груп поєднань за сім'ю різними кольорами
86	Частка груп поєднань за вісьма різними кольорами
87	Сумарна потужність дисипації енергії
88	Потужність дисипації з одного кольору в фрагменті $3 \times 3$
89	Потужність дисипації груп поєднань 2 різних кольорів
90	Потужність дисипації груп поєднань 3 різних кольорів
91	Потужність дисипації груп поєднань 4 різних кольорів
92	Потужність дисипації груп поєднань 5 різних кольорів
93	Потужність дисипації груп поєднань 6 різних кольорів
94	Потужність дисипації груп поєднань 7 різних кольорів
95	Потужність дисипації поєднань 8 різних кольорів
III. Група показників, що характеризують неоднорідність за мінливістю умовних кольорів в різних комбінаціях поєднань (для фрагмента $3 \times 3$ пікселя)	
96	Частка поєднань кольорів одного кольору
97	Частка поєднань по 2 кольори
98	Частка поєднань по 3 кольори
99	Частка поєднань по 4 кольори
100	Частка поєднань по 5 кольорів
101	Сумарна потужність дисипації поєднань кольорів
102	Потужність дисипації для поєднань за одним умовним кольором
103	Потужність дисипації для поєднання за 2-ма умовними кольорами
104	Потужність дисипації для поєднання за 3-ма умовними кольорами
105	Потужність дисипації для поєднання за 4-ма умовними кольорами
106	Потужність дисипації для поєднання за 5-ма умовними кольорами
IV. Показники, що характеризують механічні, фізичні і технологічні властивості	
107	Твердість
108	Коерцитивна сила
109	Глибина робочого шару

Таблиця В.2 - Кореляційні залежності параметрів характеристик сплаву  $P_i$  (див. додаток В, табл.В.1) після ТО ( $P_{iТО}$ ) відносно литого стану ( $P_{iЛ}$ )

$P_{iТО}$	Вільний член	Фактор ( $P_{iЛ}$ )		$r_{експ}$	$P_{iТО}$	Вільний член	Фактор ( $P_{iЛ}$ )		$r_{експ}$
		коефіцієнт	значущість				коефіцієнт	значущість	
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
01	20,874	-0,090	01,188	0,398	34	258,897	-0,576	01,147	0,358
02	315,642	-0,237	01,100	0,302	35	434,071	-0,849	01,159	0,371
03	48,063	-0,110	01,139	0,349	36	831,025	-1,713	01,169	0,380
04	417,937	-0,455	01,175	0,386	37	136,981	-0,270	01,128	0,337
05	36,660	0,006	01,001	0,030	38	316,160	-0,239	01,101	0,303
06	-187,862	0,368	01,105	0,309	39	418,605	-0,460	01,179	0,390
07	25,820	-0,007	01,000	0,019	40	608,993	-0,794	01,129	0,338
09	37,393	0,000	01,000	0,01	41	987,340	-1,472	01,147	0,358
10	182,896	-0,340	01,115	0,321	42	28,424	-0,090	01,143	0,354
11	42,113	-0,006	01,001	0,026	43	113,493	-0,361	01,142	0,353
12	-309,322	0,587	01,074	0,262	44	186,542	-0,579	01,121	0,329
13	11,472	0,006	01,001	0,023	45	364,384	-1,143	01,122	0,329
15	46,297	-0,002	01,000	0,020	46	56,787	-0,179	01,142	0,352
16	278,166	-0,600	01,193	0,402	47	10,774	0,055	01,036	0,186
17	4,952	0,009	01,024	0,155	48	2,321	0,007	01,031	0,174
18	-5080,045	7,426	01,102	0,304	49	6,162	0,051	01,150	0,362
19	27,418	0,004	01,000	0,013	50	1,544	0,007	01,206	0,413
21	067,510	-0,014	01,002	0,049	51	3,625	0,024	01,167	0,378
22	79041,709	-283,312	01,158	0,369	52	4,320	0,056	01,657	0,630
23	53914,230	-214,487	01,177	0,388	53	3,099	0,022	01,154	0,365
24	0,809	0,000	01,006	0,079	54	5,159	0,035	01,113	0,319
25	0,820	0,000	01,008	0,088	55	16,648	-0,060	01,018	0,134
26	0,740	0,000	01,007	0,083	56	2,395	-0,005	01,022	0,147
27	0,700	0,000	01,058	0,234	57	7,409	0,009	01,004	0,066
28	0,723	0,000	01,001	0,029	58	2,139	-0,006	01,054	0,226
29	0,761	0,002	01,182	0,392	59	5,781	-0,013	01,015	0,123
30	0,421	0,001	01,096	0,296	60	5,321	0,040	01,224	0,427
31	105,367	-0,002	01,000	0,02	61	4,781	-0,001	01,000	0,012
32	82,862	-0,105	01,088	0,284	62	7,383	-0,012	01,008	0,087
33	70,669	-0,143	01,130	0,340					

Таблиця В.3 - Кореляційні залежності параметрів характеристик, що описують мікроструктуру сплаву по глибині робочого шару ( $P_{109}$ )

$P_i$	Вільний член	Фактор ( $P_{109}$ )		r	$P_i$	Вільний член	Фактор ( $P_{109}$ )		r
		коефіцієнт	значущість				коефіцієнт	значущість	
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
01	018,193403	-0,085714	01,212	0,419	34	257,274790	-0,68608	1,338	0,502
02	321,16060	-0,133916	01,042	0,20	35	431,079326	-1,04234	1,347	0,508
03	046,908871	-0,150172	01,343	0,506	36	820,316516	-2,03535	1,345	0,507
04	417,703785	-0,424582	01,257	0,452	37	137,777466	-0,34274	1,330	0,498
05	039,819020	-0,012504	01,005	0,074	38	321,656370	-0,13520	1,042	0,202
06	-174,67649	0,386306	01,184	0,394	39	418,231672	-0,42555	1,259	0,454
07	020,052649	0,026712	01,007	0,083	40	60,844827	-0,93909	1,294	0,477
09	039,978295	-0,014312	01,009	0,093	41	977,916554	-1,84746	1,339	0,503
10	172,639013	-0,379482	01,215	0,421	42	026,360695	-0,10574	1,280	0,468
11	045,801867	-0,017123	01,007	0,081	43	105,234573	-0,42359	1,279	0,467
12	-284,22771	0,660810	01,141	0,351	44	166,711841	-0,66569	1,206	0,414
13	07,796875	0,019829	01,007	0,081	45	325,581982	-1,30326	1,207	0,414
15	046,249033	-0,002776	01,001	0,032	46	052,7020	-0,21198	1,281	0,468
16	277,437899	-0,729304	01,365	0,517	47	08,168747	0,024421	1,013	0,113
17	06,429571	0,000453	01,000	0,07	48	02,335107	-0,00609	1,031	0,174
18	-4718,9305	9,709887	01,148	0,359	49	07,192212	0,005829	1,003	0,057
19	021,938103	0,031919	01,011	0,103	50	01,682614	0,000360	1,001	0,031
21	071,495126	-0,032676	01,017	0,130	51	03,678391	0,008648	1,033	0,180
22	72399,0690	-281,2386	01,259	0,454	52	05,221262	0,024001	1,096	0,297
23	51880,2818	-220,3815	01,318	0,491	53	02,895396	0,010456	1,063	0,243
24	0,826977	-0,000266	01,025	0,155	54	04,747735	0,009975	1,016	0,124
25	0,829286	-0,000134	01,009	0,093	55	10,153678	0,028680	1,008	0,089
26	0,74056	-0,000040	01,002	0,041	56	02,076653	0,008726	1,066	0,249
27	0,684042	-0,000020	01,001	0,029	57	07,260896	0,042449	1,099	0,30
28	0,778526	-0,000275	01,008	0,090	58	01,854540	0,003500	1,015	0,123
29	0,781107	0,001103	01,171	0,382	59	04,322029	0,016842	1,026	0,161
30	0,453654	0,000834	01,117	0,323	60	05,933549	0,033971	1,121	0,329
31	120,975648	-0,100292	01,014	0,117	61	03,489939	0,014173	1,032	0,176
32	083,065080	-0,168426	01,317	0,490	62	05,541292	0,016502	1,020	0,141
33	071,174434	-0,174327	01,316	0,490					

## ДОДАТОК Г

Таблиця Г.1 - Прогнозовані за допомогою температурних параметрів фактори спадковості для твердості і ступеня неоднорідності структури

Валок 110						Валок 117						Валок 157					
H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
0.925	5.478	07	0.795	1.020	01	0.953	3.767	07	0.867	0.741	15	0.925	3.379	07	0.795	0.804	01
0.922	1.690	10	0.844	1.097	15	0.949	1.093	10	0.872	0.747	14	0.922	1.134	10	0.849	0.842	05
0.885	1.803	12	0.849	1.102	05	0.910	1.111	12	0.863	0.770	16	0.885	1.207	12	0.815	0.865	17
0.880	1.474	13	0.840	1.113	16	0.905	0.839	13	0.905	0.839	13	0.880	1.067	13	0.844	0.868	15
0.871	1.706	11	0.849	1.119	14	0.895	1.119	11	0.872	0.885	05	0.871	1.152	11	0.840	0.873	16
0.859	1.371	06	0.815	1.141	17	0.882	1.002	06	0.815	0.895	01	0.859	0.977	06	0.849	0.879	14
0.857	1.414	08	0.815	1.201	02	0.881	1.013	08	0.866	0.940	03	0.857	1.001	08	0.815	0.896	02
0.850	1.351	04	0.836	1.316	09	0.874	0.996	04	0.836	0.943	17	0.850	0.968	04	0.836	0.953	09
0.849	1.119	14	0.843	1.350	03	0.872	0.747	14	0.836	0.947	02	0.849	0.879	14	0.850	0.968	04
0.849	1.102	05	0.850	1.351	04	0.872	0.885	05	0.859	0.979	09	0.849	0.842	05	0.859	0.977	06
0.844	1.097	15	0.859	1.371	06	0.867	0.741	15	0.874	0.996	04	0.844	0.868	15	0.843	0.978	03
0.843	1.350	03	0.832	1.397	18	0.866	0.940	03	0.882	1.002	06	0.843	0.978	03	0.832	0.995	18
0.840	1.113	16	0.857	1.414	08	0.863	0.770	16	0.881	1.013	08	0.840	0.873	16	0.857	1.001	08
0.836	1.316	09	0.880	1.474	13	0.859	0.979	09	0.854	1.032	18	0.836	0.953	09	0.880	1.067	13
0.832	1.397	18	0.922	1.690	10	0.854	1.032	18	0.949	1.093	10	0.832	0.995	18	0.922	1.134	10
0.815	1.141	17	0.871	1.706	11	0.836	0.943	17	0.910	1.111	12	0.815	0.865	17	0.871	1.152	11
0.815	1.201	02	0.885	1.803	12	0.836	0.947	02	0.895	1.119	11	0.815	0.896	02	0.885	1.207	12
0.795	1.020	01	0.925	5.478	07	0.815	0.895	01	0.953	3.767	07	0.795	0.804	01	0.925	3.379	07

Продовження Табл. Г.1

Валок 162						Валок 161					
H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
1.046	2.900	07	0.945	0.773	15	0.983	3.757	07	0.838	0.829	01
1.042	1.098	10	0.951	0.783	14	0.979	1.245	10	0.898	0.885	05
0.996	1.135	12	0.884	0.784	01	0.938	1.324	12	0.860	0.903	17
0.990	0.941	13	0.940	0.786	16	0.933	1.158	13	0.892	0.916	15
0.979	1.103	11	0.951	0.819	05	0.923	1.255	11	0.888	0.921	16
0.963	0.949	06	0.909	0.847	17	0.909	1.047	06	0.898	0.930	14
0.961	0.966	08	0.908	0.865	02	0.907	1.075	08	0.860	0.943	02
0.953	0.938	04	0.935	0.918	09	0.899	1.034	04	0.884	1.015	09
0.951	0.783	14	0.944	0.918	03	0.898	0.930	14	0.899	1.034	04
0.951	0.819	05	0.953	0.938	04	0.898	0.885	05	0.909	1.047	06
0.945	0.773	15	0.990	0.941	13	0.892	0.916	15	0.892	1.047	03
0.944	0.918	03	0.963	0.949	06	0.892	1.047	03	0.879	1.061	18
0.940	0.786	16	0.930	0.964	18	0.888	0.921	16	0.907	1.075	08
0.935	0.918	09	0.961	0.966	08	0.884	1.015	09	0.933	1.158	13
0.930	0.964	18	1.042	1.098	10	0.879	1.061	18	0.979	1.245	10
0.909	0.847	17	0.979	1.103	11	0.860	0.903	17	0.923	1.255	11
0.908	0.865	02	0.996	1.135	12	0.860	0.943	02	0.938	1.324	12
0.884	0.784	01	1.046	2.900	07	0.838	0.829	01	0.983	3.757	07

Таблиця Г.2 - Прогнозовані за допомогою параметрів швидкості процесу фактори спадковості для твердості і ступеня неоднорідності структури

Валок 110						Валок 117						Валок 157					
H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
0.900	1.520	10	0.808	1.307	05	0.924	1.000	10	0.904	0.765	13	0.900	1.006	10	0.808	0.921	05
0.884	1.526	12	0.826	1.333	01	0.907	1.005	12	0.905	0.771	14	0.884	1.012	12	0.830	0.933	02
0.882	1.407	14	0.830	1.333	02	0.905	0.771	14	0.882	0.778	15	0.882	0.995	14	0.826	0.933	01
0.881	1.438	13	0.831	1.340	09	0.904	0.765	13	0.877	0.809	16	0.881	1.015	13	0.831	0.934	09
0.860	1.374	15	0.833	1.350	03	0.882	0.778	15	0.853	0.913	03	0.860	0.980	15	0.830	0.940	04
0.855	1.373	16	0.830	1.359	04	0.877	0.809	16	0.850	0.921	02	0.855	0.974	16	0.833	0.943	03
0.849	1.392	08	0.833	1.373	06	0.870	0.954	08	0.846	0.922	01	0.849	0.955	08	0.833	0.945	06
0.846	1.441	11	0.855	1.373	16	0.867	0.996	11	0.827	0.930	05	0.846	0.975	11	0.849	0.955	08
0.840	1.427	17	0.860	1.374	15	0.860	0.962	17	0.851	0.930	09	0.840	0.976	17	0.832	0.965	18
0.833	1.373	06	0.849	1.392	08	0.854	0.967	06	0.870	0.954	08	0.833	0.945	06	0.855	0.974	16
0.833	1.350	03	0.882	1.407	14	0.853	0.913	03	0.850	0.958	04	0.833	0.943	03	0.846	0.975	11
0.832	1.414	18	0.832	1.414	18	0.853	0.985	18	0.860	0.962	17	0.832	0.965	18	0.840	0.976	17
0.831	1.340	09	0.840	1.427	17	0.851	0.930	09	0.854	0.967	06	0.831	0.934	09	0.860	0.980	15
0.830	1.333	02	0.881	1.438	13	0.850	0.921	02	0.853	0.985	18	0.830	0.933	02	0.882	0.995	14
0.830	1.359	04	0.846	1.441	11	0.850	0.958	04	0.867	0.996	11	0.830	0.940	04	0.900	1.006	10
0.826	1.333	01	0.900	1.520	10	0.846	0.922	01	0.924	1.000	10	0.826	0.933	01	0.884	1.012	12
0.808	1.307	05	0.884	1.526	12	0.827	0.930	05	0.907	1.005	12	0.808	0.921	05	0.881	1.015	13
0.775	8.051	07	0.775	8.051	07	0.792	4.909	07	0.792	4.909	07	0.775	4.910	07	0.775	4.910	07

Продовження Табл. Г.2

Валок 162						Валок 161					
H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
1.005	0.983	10	0.956	0.853	15	0.950	1.107	10	0.848	0.991	05
0.985	0.986	12	0.950	0.862	16	0.932	1.111	12	0.873	1.002	02
0.983	0.866	14	0.983	0.866	14	0.931	1.088	14	0.868	1.003	01
0.981	0.877	13	0.891	0.868	05	0.929	1.109	13	0.874	1.005	09
0.956	0.853	15	0.981	0.877	13	0.906	1.067	15	0.872	1.013	04
0.950	0.862	16	0.914	0.878	01	0.901	1.060	16	0.876	1.019	03
0.942	0.913	08	0.919	0.878	02	0.894	1.034	08	0.876	1.021	06
0.939	0.946	11	0.922	0.882	03	0.891	1.056	11	0.894	1.034	08
0.930	0.929	17	0.920	0.883	09	0.883	1.057	17	0.875	1.043	18
0.922	0.908	06	0.918	0.899	04	0.876	1.021	06	0.891	1.056	11
0.922	0.882	03	0.922	0.908	06	0.876	1.019	03	0.883	1.057	17
0.921	0.930	18	0.942	0.913	08	0.875	1.043	18	0.901	1.060	16
0.920	0.883	09	0.930	0.929	17	0.874	1.005	09	0.906	1.067	15
0.919	0.878	02	0.921	0.930	18	0.873	1.002	02	0.931	1.088	14
0.918	0.899	04	0.939	0.946	11	0.872	1.013	04	0.950	1.107	10
0.914	0.878	01	1.005	0.983	10	0.868	1.003	01	0.929	1.109	13
0.891	0.868	05	0.985	0.986	12	0.848	0.991	05	0.932	1.111	12
0.850	3.988	07	0.850	3.988	07	0.811	5.378	07	0.811	5.378	07



Таблиця Г.3 - Вихідні дані для розрахунку кореляційних залежностей

СІ*	№ ре- жиму ТО	Глибина робочого шару, мм ( $P_{109}$ )	HS ( $P_{107}$ )		Hс, А/см ( $P_{108}$ )	№ валка	Ступінь дисперсності умовного кольору ( $P_{47-62}$ ), %															
			лите	ТО			горизонтальна оцінка								вертикальна оцінка							
							1	5	6	10	11	14	15	сере- дне	1	5	6	10	11	14	15	сере- дне
1	2	3	4.а	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22
01	00	00.0	77	77.0	39.0	110	05.0	02.5	03.8	01.3	01.9	03.5	01.8	03.2	06.2	02.9	04.2	01.4	02.2	04.2	02.1	03.8
01	02	00.0	77	62.0	30.4	110	03.8	02.3	03.3	01.2	01.9	02.9	01.6	02.4	05.3	02.8	03.9	01.3	02.3	03.9	02.0	02.9
01	03	00.0	77	63.0	29.8	110	02.6	02.1	03.5	01.2	01.6	02.8	01.8	02.2	03.7	02.2	03.9	01.3	01.8	04.1	01.6	02.6
01	04	00.0	77	62.5	22.1	110	07.7	03.8	09.1	01.6	03.3	05.9	02.5	04.7	07.0	01.4	05.2	01.5	03.2	06.1	02.8	04.0
01	11	00.0	77	69.0	38.0	110	24.7	02.9	06.6	02.0	05.8	07.6	04.7	12.4	25.9	01.5	05.9	01.8	06.4	07.2	05.8	12.9
06	00	00.0	73	73.0	38.1	117	26.4	01.3	04.5	01.6	04.8	01.8	03.9	07.5	51.2	02.7	11.8	03.5	11.1	03.5	08.2	15.7
06	01	05.0	73	62.0	23.5	117	05.8	01.5	06.2	01.5	03.2	06.3	02.5	04.2	08.3	03.0	09.1	01.8	04.0	08.7	03.1	05.6
06	17	00.0	73	60.0	18.2	117	05.6	01.5	06.0	01.4	02.4	05.8	01.8	03.6	08.7	02.9	10.0	01.8	03.4	08.5	02.7	05.4
09	00	15.0	77	77.0	45.6	157	13.5	03.4	06.7	01.8	04.7	06.5	04.3	07.0	12.6	01.5	04.6	01.6	04.7	05.8	04.5	06.4
09	01	05.0	77	61.5	27.3	157	14.8	02.6	08.3	02.0	05.3	07.1	04.4	07.0	11.5	01.3	04.8	01.5	03.7	04.8	03.4	05.1
09	02	00.0	77	62.5	30.2	157	07.0	03.1	10.4	01.9	03.8	06.2	02.6	04.9	05.9	01.3	06.7	01.5	03.0	05.3	02.2	04.0
09	03	00.0	77	63.0	30.1	157	05.9	02.5	08.0	01.6	03.2	05.0	02.5	04.2	04.9	01.3	04.3	01.4	02.7	04.5	02.3	03.3
09	04	00.0	77	67.0	43.8	157	11.6	02.5	13.3	02.3	06.2	06.3	04.9	07.2	11.1	01.5	08.0	01.7	04.7	06.3	04.2	05.9
09	17	00.0	77	60.0	20.2	157	07.1	02.6	07.7	02.3	04.9	05.4	02.8	04.6	05.8	01.2	04.3	01.6	03.4	04.4	02.3	03.4
09	18	00.0	77	61.0	29.0	157	05.0	03.0	08.6	01.7	03.3	04.2	02.6	03.8	04.3	01.4	05.5	01.4	02.5	03.8	02.3	03.1
09	06	00.0	77	72.0	43.3	157	06.9	03.3	10.8	01.8	04.0	04.8	02.8	04.7	07.7	01.4	07.1	01.6	03.7	05.2	03.0	04.6
17	00	00.0	69	69.0	36.4	161	10.9	03.1	12.6	01.7	03.5	06.0	02.8	06.0	09.5	01.4	06.8	01.5	03.6	05.0	03.3	04.7
17	05	00.0	69	57.5	37.8	161	16.0	01.5	05.6	01.9	04.0	07.5	03.7	07.4	23.6	02.9	11.5	03.3	06.4	10.5	05.7	11.4
17	09	00.0	69	57.0	32.0	161	06.5	01.3	05.1	01.5	04.1	05.3	03.1	04.1	11.6	03.1	13.7	03.1	09.1	08.4	05.7	08.0
17	11	00.0	69	64.0	33.0	161	09.9	01.4	05.6	01.5	03.4	06.8	02.8	05.6	19.5	03.6	13.6	02.6	06.8	12.6	05.3	10.8
21	00	00.0	62	62.0	32.7	162	09.1	01.4	04.9	01.7	04.7	06.4	03.8	05.1	13.8	02.9	10.0	02.9	07.8	09.7	05.7	08.1
21	01	00.0	62	61.0	26.7	162	09.8	01.3	05.7	01.6	03.5	04.6	02.9	04.2	17.0	03.0	12.9	02.8	06.2	07.7	04.7	07.5
21	02	00.0	62	57.0	30.6	162	07.0	01.3	05.6	01.6	03.5	06.9	02.8	04.1	10.8	03.1	10.9	02.5	05.7	09.9	04.3	06.6
21	03	00.0	62	58.0	29.0	162	06.1	01.4	05.0	01.5	03.2	06.5	02.5	03.7	09.0	03.2	09.4	02.1	04.7	10.0	03.4	05.6
21	17	00.0	62	58.0	21.3	162	06.5	01.3	06.1	01.4	03.2	05.8	02.4	03.9	07.6	03.1	09.6	01.7	03.8	07.1	02.7	04.8
21	13	00.0	62	63.0	32.9	162	08.9	01.3	05.8	01.6	04.4	02.6	04.1	04.1	17.8	03.3	16.2	03.6	10.1	04.8	08.1	09.3

Таблиця Г.4 - Кореляційні залежності твердості та ступеня неоднорідності структури від параметрів ТО (див. табл.6.3, параметри температури і часу)

$P_i$	Вільний член	Коефіцієнт при параметрі					Значущість параметра					$R_{MH}$
		T	$\tau$	$T_2$	$\tau_2$	$H_i$	T	$\tau$	$T_2$	$\tau_2$	$H_i$	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
04	40.81313288	-0.5322332	0.00115002	0.17727589	0.15259993	0.42711852	8.177	1.000	2.509	1.011	1.822	0.861
07	10.43802708	-0.4871756	0.1275164	0.21439585	-0.680718	0.23367127	3.003	1.169	1.735	1.074	1.080	0.476
08	0.909866744	-0.0133939	0.00846813	0.00289524	-0.0780649	0.60066713	1.117	1.058	1.010	1.075	1.848	0.711
09	5.143691857	0.04848997	0.04181994	-0.0358492	-0.3548668	0.24302811	1.083	1.076	1.086	1.084	1.082	0.342
10	0.323555106	0.00032825	0.00746812	-0.0025858	-0.0471562	0.82474326	1.000	1.272	1.050	1.166	1.409	0.568
11	2.140824745	-0.1010064	0.03630022	0.05252387	-0.1864684	0.49397040	3.245	1.357	2.151	1.145	1.315	0.498
12	3.324875945	0.06982757	0.0545228	-0.0454482	-0.5499253	0.34216569	1.614	1.460	1.493	1.718	1.200	0.562
13	2.142352068	-0.1015367	0.01059675	0.05547992	-0.009368	0.39202063	4.363	1.045	2.903	1.001	1.207	0.476
14	4.595961521	-0.2122839	0.09150687	0.10323500	-0.5212775	0.24569610	3.892	1.661	2.296	1.329	1.041	0.480
15	13.34321516	-1.1237076	0.11805198	0.59153852	-0.2111402	0.33749883	5.281	1.058	3.249	1.003	1.320	0.582
16	1.034911638	0.01003841	-0.0106159	-0.0063408	0.11599252	0.55264979	1.043	1.059	1.033	1.109	1.304	0.531
17	1.028498250	-0.3280818	0.03379095	0.22370764	0.21124008	0.93202577	5.607	1.060	5.060	1.036	2.430	0.779
18	1.400562878	-0.0516471	-0.0112297	0.03058802	0.14113438	0.41081933	2.607	1.093	2.068	1.227	1.292	0.582
19	3.675598164	-0.3689722	0.0138642	0.21764396	0.21840432	0.42206093	8.717	1.013	6.090	1.051	1.372	0.616
20	3.431300408	-0.0515523	0.08315372	0.03900265	-0.7067528	0.45352553	1.114	1.364	1.123	1.404	1.197	0.434
21	3.232562813	-0.2718635	0.00377075	0.15346363	0.26361195	0.36745672	8.867	1.002	5.752	1.140	1.223	0.614
22	5.375228036	-0.4831127	0.08654089	0.26709738	-0.2129208	0.36806011	7.405	1.253	4.711	1.023	1.212	0.532

де  $P_i$  – оцінюваний параметр (№ стовпця в табл.Г.3);  $H_i$  - фактор спадковості  $i$ -тої характеристики

Таблиця Г.5 - Кореляційні залежності твердості та ступеня неоднорідності структури від параметрів ТО (див. табл.6.3, параметри швидкості процесу і часу)

$P_i$	Вільний член	Коефіцієнт при параметрі					Значущість параметра					$R_{MH}$
		$\nu$	$\tau$	$\nu_2$	$\tau_2$	$H_i$	$\nu$	$\tau$	$\nu_2$	$\tau_2$	$H_i$	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
04	38.51436754	-1.54712238	-0.10773591	-0.00793206	-0.01180894	0.465552498	1.661	1.340	1.146	1.000	1.916	0.852
07	11.086571244	-0.16154603	0.104496967	-0.01294413	-1.0486957	0.152984320	1.002	1.104	1.126	1.160	1.031	0.393
08	0.878986582	-0.09354348	0.001982553	0.000136998	-0.06721154	0.631446156	1.068	1.003	1.001	1.057	1.956	0.718
09	5.049989861	0.119678872	0.053401702	-0.00113534	-0.41651808	0.235401915	1.006	1.124	1.004	1.116	1.077	0.341
10	0.309394327	0.032476606	0.010366115	-0.00057857	-0.06929702	0.811701998	1.048	1.522	1.129	1.358	1.396	0.567
11	2.396631873	-0.09036628	0.015280342	-0.00029748	-0.14014713	0.399511772	1.019	1.058	1.002	1.074	1.188	0.418
12	3.258064096	0.310451710	0.087219456	-0.00314968	-0.69093766	0.324031471	1.145	2.212	1.125	2.167	1.185	0.579
13	2.397524580	-0.06993185	-0.00779844	-0.00034136	0.030152726	0.286850032	1.016	1.022	1.003	1.005	1.098	0.356
14	5.147888153	0.042295629	0.086589384	-0.00555632	-0.66942702	0.116759156	1.001	1.529	1.172	1.485	1.008	0.371
15	14.12212746	-0.5243446	-0.00667325	-0.01448463	-0.32020894	0.253917390	1.009	1.000	1.060	1.006	1.156	0.484
16	1.019455958	-0.0255715	-0.01528428	0.000704013	0.142787763	0.544871393	1.003	1.123	1.021	1.165	1.297	0.533
17	1.325915959	-0.22513233	-0.06281205	0.006054159	0.695550176	0.835636784	1.023	1.190	1.140	1.357	2.050	0.755
18	1.419470525	-0.00582158	-0.0231312	0.000141982	0.185779063	0.351190605	1.000	1.375	1.001	1.371	1.202	0.547
19	4.436364026	-0.58355393	-0.09339564	0.004469246	0.642667387	0.258401840	1.189	1.513	1.093	1.373	1.118	0.514
20	2.975885346	0.537088334	0.118005862	-0.00508269	-0.87260223	0.475467677	1.150	1.769	1.113	1.645	1.227	0.475
21	3.950512419	-0.37180009	-0.06455156	0.001576130	0.493446290	0.180865460	1.139	1.446	1.021	1.399	1.044	0.487
22	6.159447020	-0.18684215	0.022780970	-0.00450990	-0.13505349	0.215521774	1.009	1.014	1.044	1.008	1.059	0.351

де  $P_i$  – оцінюваний фактор (№ стовпця в табл.Г.3);  $H_i$  - фактор спадковості  $i$ -тої характеристики

## ДОДАТОК Д

Таблиця Д.1 - Парні кореляційні залежності характеристик, що описують мікроструктуру сплаву

$P_i$		Вільний член	Коеф-т при факторі	Значущість	$r^*$	$P_i$		Вільний член	Коеф-т при факторі	Значущість	$r^*$	$P_i$		Вільний член	Коеф-т при факторі	Значущість	$r^*$
аргумент	функція					аргумент	функція					аргумент	функція				
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
01	02	7.772	15.108	11.811	0.957	02	18	-18.162	-15.445	27.916	0.982	04	15	0.078	0.111	114.585	0.996
01	03	0.614	2.310	37.901	0.987	02	21	-0.049	0.216	102.081	0.995	04	16	-0.340	0.656	127.774	0.996
01	04	8.958	20.093	15.483	0.967	02	22	-0.049	0.216	102.081	0.995	04	18	-9.979	-11.806	40.098	0.987
01	06	-3.163	-8.899	19.217	0.974	02	23	-0.049	0.216	102.081	0.995	04	21	0.013	0.164	64.302	0.992
01	10	3.089	8.735	20.991	0.976	03	04	1.975	8.814	76.290	0.993	04	22	0.013	0.164	64.302	0.992
01	12	-4.879	-14.852	19.692	0.974	03	05	0.188	0.794	26.616	0.981	04	23	0.013	0.164	64.302	0.992
01	15	1.160	2.211	11.689	0.956	03	06	-0.747	-3.855	40.897	0.988	05	06	-2.507	-4.618	12.113	0.958
01	16	4.315	13.395	23.813	0.979	03	09	0.192	0.802	30.577	0.984	05	09	0.042	1.006	572.823	0.999
01	18	-78.696	-243.609	26.208	0.981	03	10	0.696	3.786	52.292	0.990	05	10	2.242	4.551	14.096	0.964
01	21	1.661	3.258	10.351	0.950	03	11	0.217	0.900	24.985	0.980	05	11	-0.003	1.133	736.212	0.999
01	22	674.164	3791.042	32.627	0.985	03	12	-1.130	-6.414	34.154	0.985	05	12	-4.398	-7.653	10.617	0.952
01	23	311.530	2614.277	25.785	0.980	03	15	0.303	0.976	44.035	0.989	05	15	0.318	1.207	49.943	0.990
02	03	0.021	0.147	46.556	0.989	03	16	0.409	5.823	132.203	0.996	05	16	1.809	7.086	27.275	0.981
02	04	0.122	1.314	476.504	0.999	03	18	-19.168	-105.070	52.667	0.990	05	17	-0.055	0.154	20.603	0.975
02	05	-0.041	0.119	61.935	0.992	03	21	0.331	1.443	35.820	0.986	05	18	-62.749	-126.243	13.945	0.963
02	06	-0.446	-0.570	31.426	0.984	03	22	-101.649	1624.362	41.189	0.988	05	21	0.105	1.807	762.428	0.999
02	09	-0.032	0.120	81.080	0.994	03	23	-274.981	1123.824	38.308	0.987	05	22	814.368	1930.282	10.325	0.950
02	10	0.388	0.559	38.381	0.987	04	05	0.004	0.090	42.062	0.988	05	23	117.428	1356.795	14.382	0.965
02	11	-0.042	0.135	53.820	0.991	04	06	-0.126	-0.435	49.397	0.990	06	09	0.410	-0.201	13.842	0.963
02	12	-0.751	-0.946	25.522	0.980	04	09	0.010	0.091	51.759	0.990	06	10	0.154	-0.978	610.061	0.999
02	15	0.062	0.146	149.990	0.997	04	10	0.093	0.428	66.154	0.992	06	11	0.500	-0.225	11.755	0.957
02	16	-0.039	0.860	65.829	0.992	04	11	0.010	0.102	37.965	0.987	06	12	0.276	1.667	732.540	0.999
02	17	-0.033	0.018	10.623	0.952	04	12	-0.146	-0.724	38.287	0.987	06	15	0.368	-0.249	29.024	0.983

Продовження Табл. Д.1

1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
06	16	0.880	-1.481	46.269	0.989	12	15	0.462	-0.149	24.599	0.979	04	07	0.226	0.058	3.992	0.866
06	18	-12.129	27.009	81.671	0.994	12	16	1.464	-0.885	35.137	0.986	04	17	-0.013	0.014	8.759	0.941
06	21	0.703	-0.362	15.175	0.966	12	18	-19.111	16.178	70.116	0.993	04	19	0.240	0.062	4.535	0.883
06	22	0.703	-0.362	15.175	0.966	12	21	0.885	-0.216	13.138	0.961	05	07	0.890	0.581	2.724	0.796
06	23	16.872	-0282.187	15.534	0.967	12	22	0.885	-0.216	13.138	0.961	05	19	0.881	0.626	3.041	0.819
07	13	-0.506	0.523	14.577	0.965	12	23	0.885	-0.216	13.138	0.961	06	07	-0.136	-0.139	6.227	0.916
07	19	0.165	1.046	356.400	0.999	13	19	1.705	1.843	11.185	0.954	06	13	-0.158	-0.065	2.672	0.791
09	10	1.90	4.536	15.681	0.968	15	16	0.409	05.836	35.592	0.986	06	17	0.10	-0.029	4.639	0.886
09	11	-0.016	1.123	208.200	0.998	15	18	-11.303	-105.870	34.487	0.985	06	19	-0.091	-0.147	7.210	0.928
09	12	-3.587	-7.649	12.159	0.958	15	21	-0.049	1.474	83.433	0.994	07	09	3.139	1.111	2.846	0.805
09	15	0.231	1.203	77.201	0.994	15	22	138.912	1610.829	15.492	0.967	07	10	9.871	5.882	5.764	0.909
09	16	1.519	7.042	28.521	0.982	15	23	-43.883	1109.837	13.508	0.962	07	11	3.604	1.236	2.722	0.795
09	17	-0.053	0.152	17.891	0.972	16	18	-23.394	-17.903	37.102	0.986	07	12	-15.511	-10.122	6.399	0.919
09	18	-52.601	-125.895	15.704	0.968	16	21	0.314	0.247	34.934	0.986	07	15	3.223	1.442	3.918	0.863
10	12	0.309	-1.699	212.587	0.998	16	22	0.314	0.247	34.934	0.986	07	16	18.768	8.478	3.763	0.857
10	15	0.319	0.254	31.779	0.984	16	23	0.314	0.247	34.934	0.986	07	18	-273.436	-163.299	5.783	0.909
10	16	0.387	1.518	72.833	0.993	17	21	1.812	11.105	16.669	0.970	07	21	5.557	2.011	2.928	0.811
10	18	-8.117	-27.599	91.551	0.995	21	22	528.718	1076.816	12.294	0.958	07	22	4497.581	2435.004	4.261	0.875
10	21	0.563	0.372	17.677	0.971	21	23	-18.467	753.737	16.280	0.969	07	23	4110.285	1523.416	2.664	0.790
10	22	0.563	0.372	17.677	0.971	22	23	-18.467	753.737	16.280	0.969	09	19	0.781	0.629	3.189	0.829
10	23	-74.010	289.265	17.484	0.971	01	05	0.945	1.789	9.104	0.943	10	13	-0.117	0.065	2.557	0.780
11	15	0.363	1.062	40.558	0.988	01	07	0.684	1.168	3.487	0.845	10	17	0.080	0.030	5.010	0.895
11	16	1.858	6.250	27.697	0.982	01	09	0.951	1.807	9.576	0.946	10	19	-0.053	0.149	6.650	0.922
11	17	-0.051	0.136	19.754	0.974	01	11	1.091	2.023	8.735	0.941	11	12	-04.701	-6.731	10.114	0.949
11	18	-66.642	-111.112	13.320	0.962	01	17	0.184	0.259	4.012	0.866	11	19	0.890	0.552	3.037	0.819
11	21	0.146	1.591	287.370	0.998	01	19	0.737	1.247	3.852	0.860	11	22	867.131	1699.462	10.043	0.949
11	23	160.443	1194.089	13.689	0.963	02	07	0.308	0.075	3.738	0.856	12	13	-0.173	-0.039	2.745	0.797
09	21	0.041	1.795	1760.32	01.00	02	19	0.316	0.080	4.240	0.874	12	17	0.120	-0.017	4.355	0.878
09	22	660.934	1924.820	11.213	0.954	03	07	0.409	0.503	3.640	0.852	12	19	-0.075	-0.088	7.366	0.930
09	23	51.636	1349.277	14.987	0.966	03	17	0.032	0.118	6.906	0.925	13	18	-613.270	-258.435	2.560	0.781

Продовження Табл. Д.1

1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
10	11	0.388	0.231	13.881	0.963	01	13	0.330	0.529	01.990	0.705
03	19	0.428	0.538	4.098	0.869	02	13	0.216	0.033	01.974	0.702
15	17	-0.020	0.122	9.130	0.944	03	13	0.269	0.223	01.945	0.697
15	19	0.237	0.553	4.513	0.882	04	13	0.152	0.026	02.054	0.716
16	17	0.020	0.020	7.392	0.930	05	13	0.618	0.246	01.627	0.621
16	19	0.385	0.092	4.214	0.873	07	17	0.605	0.145	01.820	0.671
17	18	-249.449	-736.08	4.675	0.887	09	13	0.556	0.249	01.668	0.633
17	22	3454.532	11380.846	4.591	0.884	11	13	0.623	0.216	01.625	0.620
17	23	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	15	06.566	02.182	02.06	0.708
18	19	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	16	038.141	12.908	02.03	0.708
18	21	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	17	01.046	0.189	01.289	0.474
18	22	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	21	010.608	02.927	01.696	0.641
18	23	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	22	9709.038	3811.223	02.230	0.743
19	21	4.836	1.973	3.286	0.834	13	23	7892.248	2231.038	01.651	0.628
19	22	3896.338	2354.878	4.663	0.886	17	19	02.267	03.379	01.948	0.698
19	23	3638.237	1485.317	2.871	0.807						

\*r - коефіцієнт парної кореляції

Таблиця Д.2 - Кореляційні залежності твердості від ступеня дисперсності виявлених фаз (див. табл.Г.3, додаток Г)

Номер стовпця параметру в табл. Г.3, додаток Г				Вільний член	Коефіцієнт при факторі				Значущість фактору				R <sub>МН</sub>
1-го	2-го	3-го	4-го		1-м	2-м	3-м	4-м	1-го	2-го	3-го	4-го	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
R <sub>МН</sub> = max													
08	12	14	16	39.48110208	7.148094254	-1.950033932	1.647268294	4.802039101	3.644	1.739	1.918	2.253	0.780
R <sub>МН</sub> > 0.745													
07	08	12	16	38.26159639	0.513191994	7.800374778	-1.273002614	4.664543605	1.658	4.074	1.307	2.155	0.774
07	08	16	20	33.52925218	0.497647807	7.714039343	6.575545718	-0.939772085	1.602	3.923	3.231	1.403	0.767
08	11	18	21	65.15578585	3.001160121	-2.315673563	-9.758401969	5.305952141	1.411	1.477	4.516	7.255	0.746
08	12	14	16	39.48110208	7.148094254	-1.950033932	1.647268294	4.802039101	3.644	1.739	1.918	2.253	0.780
08	12	15	16	38.28198308	8.158268192	-0.817234424	0.295534733	3.761848910	4.177	1.120	1.601	1.710	0.759
08	12	16	22	41.69330648	7.743905465	-1.252170107	2.876798067	0.866310693	3.737	1.269	1.397	1.562	0.746
08	12	18	21	67.85063838	2.188668079	-1.220050716	-8.253176457	3.738262848	1.224	1.261	3.578	4.181	0.753
08	12	18	22	63.13181432	3.668452172	-1.515053413	-3.870379292	1.381427206	1.634	1.406	1.572	2.477	0.755
08	14	16	20	32.87068646	7.005233910	1.499647675	7.512531101	-1.377823799	3.362	1.707	3.853	1.849	0.761
08	15	16	17	36.03018717	7.556280296	0.360386882	4.794916086	-0.491323636	3.622	1.859	2.109	1.213	0.748
08	15	16	18	38.01980601	7.410862809	0.429675105	4.591610764	-3.005154175	3.570	2.245	2.037	1.342	0.753
08	15	16	20	35.20325167	8.145310450	0.302322252	5.211713500	-0.715510000	4.269	1.649	2.406	1.235	0.768
08	15	16	22	32.73974354	8.553651687	0.578082480	4.784448372	-0.874335097	4.323	3.187	2.092	1.570	0.745
08	16	20	22	36.65332559	7.765319085	5.049506091	-1.076385276	0.920093151	3.892	2.285	1.517	1.667	0.760
R <sub>МН</sub> > 0.73													
07	08	12	16	38.26159639	0.513191994	7.800374778	-1.273002614	4.664543605	1.658	4.074	1.307	2.155	0.774
07	08	12	20	54.37359697	0.475614820	5.496285232	-2.502565879	0.999483020	1.492	2.329	2.034	1.408	0.735
07	08	16	20	33.52925218	0.497647807	7.714039343	6.575545718	-0.939772085	1.602	3.923	3.231	1.403	0.767
07	12	18	21	75.93358704	0.189731566	-0.0131198786	-10.26780165	3.598478827	1.079	1.285	4.771	3.787	0.736
07	15	18	21	76.20947063	-0.819996929	0.00645186724	-15.50496681	4.829606451	2.463	3.639	9.566	6.000	0.735
08	10	12	14	66.1236403	3.443451001	-5.617468535	-1.698432799	1.726601573	1.529	1.170	1.483	1.870	0.739

Продовження табл. Д.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
08	10	13	15	59.06596711	5.627705957	-9.693979832	1.790444996	0.266684710	2.381	1.494	1.179	1.447	0.732
08	10	15	16	40.39004591	7.864237479	-2.814821996	0.330349878	3.049654531	3.699	1.042	1.686	1.426	0.732
08	11	18	21	65.15578585	3.001160121	-2.315673563	-9.758401969	5.305952141	1.411	1.477	4.516	7.255	0.746
08	12	13	16	32.98498884	8.237096093	-1.526458047	3.033427818	5.260533039	4.007	1.388	1.522	2.289	0.737
08	12	14	16	39.48110208	7.148094254	-1.950033932	1.647268294	4.802039101	3.644	1.739	1.918	2.253	0.780
08	12	14	20	56.04520707	4.798909460	-3.131898377	1.509809510	1.006831574	2.024	2.637	1.662	1.419	0.738
08	12	15	16	38.28198308	8.158268192	-0.817234424	0.295534733	3.761848910	4.177	1.120	1.601	1.710	0.759
08	12	16	22	41.69330648	7.743905465	-1.252170107	2.876798067	0.866310693	3.737	1.269	1.397	1.562	0.746
08	12	17	22	58.75946088	4.104747818	-1.304508420	-0.393439177	1.015182753	1.735	1.278	1.130	1.738	0.732
08	12	18	21	67.85063838	2.188668079	-1.220050716	-8.253176457	3.738262848	1.224	1.261	3.578	4.181	0.753
08	12	18	22	63.13181432	3.668452172	-1.515053413	-3.870379292	1.381427206	1.634	1.406	1.572	2.477	0.755
08	14	16	20	32.87068646	7.005233910	1.499647675	7.512531101	-1.377823799	3.362	1.707	3.853	1.849	0.761
08	15	16	17	36.03018717	7.556280296	0.360386882	4.794916086	-0.491323636	3.622	1.859	2.109	1.213	0.748
08	15	16	18	38.01980601	7.410862809	0.429675105	4.591610764	-3.005154175	3.570	2.245	2.037	1.342	0.753
08	15	16	20	35.20325167	8.145310450	0.302322252	5.211713500	-0.715510000	4.269	1.649	2.406	1.235	0.768
08	15	16	22	32.73974354	8.553651687	0.578082480	4.784448372	-0.874335097	4.323	3.187	2.092	1.570	0.745
08	16	20	22	36.65332559	7.765319085	5.049506091	-1.076385276	0.920093151	3.892	2.285	1.517	1.667	0.760
11	12	18	21	78.13092683	-0.937361873	-0.973155078	-12.943652	5.319690229	1.076	1.157	7.010	7.107	0.737
11	17	18	21	75.48547510	-2.044256423	-0.748524359	-10.06108297	5.795347477	1.354	1.468	4.567	8.119	0.731
11	18	20	21	76.91442584	-1.751087483	-11.905389222	-0.564225496	5.484469850	1.261	6.004	1.129	7.387	0.732
12	13	18	21	77.86521228	-1.045494083	-0.988922970	-12.85501252	5.302087736	1.179	1.055	6.839	6.976	0.732
12	14	18	21	75.49271243	-1.506545979	0.517902401	-9.866887295	3.555940896	1.373	1.077	4.450	3.695	0.733
12	15	18	21	76.36501163	-1.102402135	0.167321081	-11.14483400	3.582453732	1.207	1.183	5.569	3.840	0.744
12	17	18	21	75.59151236	-1.126313900	-0.417946408	-9.399788241	4.315302054	1.211	1.149	4.173	5.023	0.737
12	18	19	21	75.30272898	-1.299680017	-9.908385884	-1.695611951	6.136638245	1.285	4.577	2.186	9.250	0.741
12	18	20	21	77.47440565	-1.552161125	-12.745624174	0.294396612	4.783849359	1.393	6.720	1.035	5.846	0.731
12	18	21	22	77.22594536	-1.366546223	-11.477916619	3.419132378	0.619124775	1.316	5.817	3.571	1.284	0.743
14	15	18	21	77.17536099	-1.299428583	0.346028839	-14.95591618	4.956074030	1.485	1.757	8.955	6.255	0.734



Таблиця Д.3 - Статистика частоти (повторюваності) факторів в кореляційних моделях, що оцінюють твердість при  $R_{MH} > 0,8$

Фактор $P_i$	Частота повторюваності фактору % ( $R_{MH} >$ )					Фактор $P_i$	Частота повторюваності фактору, % ( $R_{MH} >$ )					Фактор $P_i$	Частота повторюваності фактору, % ( $R_{MH} >$ )										
	0,8	0,825	0,85	0,875	0,9		0,8	0,825	0,85	0,875	0,9		0,8	0,825	0,85	0,875	0,9						
1	2	3	4	1	2	1	2	1	2	5	6	1	2	1	2	5	6	1	2	1	2	5	6
01	0.285	0.220	0.364	0.184	0.000	26	0.465	0.207	0.107	0.276	0.000	49	0.741	0.638	0.385	0.551	0.556	80	0.721	0.692	0.342	0.276	0.000
02	0.757	0.243	0.342	0.368	0.556	27	0.344	0.171	0.171	0.184	0.556	50	0.577	0.481	0.214	0.184	1.111	81	1.724	2.120	4.662	8.640	5.000
03	0.351	0.332	0.299	0.184	0.000	28	1.699	1.657	1.347	0.919	1.111	51	0.437	0.382	0.299	0.276	1.111	82	0.338	0.292	0.257	0.184	0.000
04	0.548	0.350	0.321	0.368	0.556	29	1.142	1.311	1.647	0.460	1.111	52	4.909	7.756	14.93	22.34	22.78	83	0.352	0.319	0.128	0.184	0.000
05	1.859	1.922	1.540	1.011	0.556	30	0.356	0.368	0.128	0.184	1.111	53	0.469	0.305	0.364	0.276	1.111	87	1.980	1.801	0.043	0.092	0.000
06	0.591	0.772	0.342	0.368	0.000	31	0.951	1.221	1.369	0.368	0.000	54	1.178	1.316	1.604	2.022	1.667	88	0.664	0.588	0.299	0.276	0.000
07	1.864	1.904	1.625	1.011	0.556	32	0.286	0.251	0.150	0.184	0.000	55	0.660	1.001	0.855	0.368	0.000	89	2.211	1.864	2.074	0.735	1.111
09	1.294	1.114	1.433	0.643	0.000	33	0.415	0.220	0.128	0.184	0.000	56	0.479	0.319	0.321	0.643	0.000	90	2.267	1.962	3.229	1.471	0.000
10	0.420	0.485	0.278	0.368	0.000	34	0.500	0.404	0.342	0.184	0.556	57	1.044	1.257	1.625	1.563	1.111	91	1.030	0.930	0.920	0.184	0.000
11	1.182	0.992	0.791	0.368	0.000	35	0.563	0.404	0.278	0.184	0.000	58	2.813	2.596	6.138	17.92	20.56	92	1.008	0.876	0.877	0.184	0.000
12	0.421	0.507	0.257	0.460	0.556	36	0.499	0.359	0.278	0.184	0.556	59	0.643	1.087	3.764	0.827	0.556	96	1.465	1.567	0.962	1.103	0.556
13	1.368	2.030	1.326	1.103	2.222	37	0.440	0.296	0.150	0.184	0.000	60	8.799	9.983	5.988	0.735	1.111	97	0.821	0.696	0.428	0.276	0.000
15	0.626	0.310	0.342	0.184	1.111	38	0.408	0.229	0.278	0.368	0.556	61	0.739	0.651	0.556	0.368	0.000	98	1.718	2.174	4.833	8.824	15.56
16	0.288	0.193	0.128	0.184	0.000	39	0.472	0.328	0.278	0.368	0.556	62	1.019	0.763	1.411	1.563	0.000	99	0.515	0.422	0.278	0.184	0.000
17	1.279	1.177	0.406	0.184	0.000	40	0.446	0.310	0.171	0.368	0.556	63	0.583	0.867	0.321	0.368	0.000	100	0.631	0.494	0.192	0.184	0.000
18	0.274	0.085	0.086	0.184	0.000	42	0.546	0.570	0.214	0.368	0.556	67	0.649	0.781	0.470	0.184	0.000	101	1.413	1.334	0.406	0.184	0.000
19	1.514	1.428	1.262	0.735	0.556	43	0.453	0.395	0.235	0.368	0.556	68	0.430	0.463	0.984	0.184	0.000	102	1.083	0.957	0.470	0.368	0.000
21	1.227	0.862	0.877	0.551	0.556	44	0.375	0.431	0.150	0.368	0.556	72	0.924	1.356	0.599	0.184	0.556	103	2.029	1.787	1.689	0.735	1.111
22	0.176	0.004	0.000	0.000	0.000	45	0.378	0.436	0.150	0.368	0.556	73	0.601	0.997	0.235	0.184	0.556	104	2.326	2.209	2.459	1.379	0.000
23	0.176	0.004	0.000	0.000	0.000	46	0.440	0.350	0.235	0.368	0.556	77	0.356	0.171	0.150	0.184	0.000	105	1.328	1.114	1.027	0.184	0.000
24	0.887	0.867	0.791	0.460	0.000	47	0.488	0.382	0.513	0.368	1.111	78	0.392	0.525	0.449	0.184	0.000	106	1.330	1.123	1.005	0.184	0.000
25	0.940	0.849	0.791	0.460	0.000	48	1.968	1.706	1.839	2.298	2.222	79	1.582	1.994	0.855	1.011	0.556	108	10.46	9.857	6.843	3.309	3.333

Таблиця Д.4 - Кореляційні залежності досліджених характеристик від факторів, що описують ступінь дисперсності ( $P_i = 47...62$ ), дифузійний процес ( $P_{02}$ ) і глибину робочого шару ( $P_{109}$ )

$P_i$	№ фактору					Вільний член	Коефіцієнт при факторі					Значущість фактору					$R_{mn}$
	1	2	3	4	5		1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
96	54	55	57	60	109	65,75	3,58	0,79	0,42	1,08	-0,20	2,01	7,66	2,49	2,02	2,38	0,980
13	49	54	55	58	109	-14,20	-0,60	0,43	2,20	-2,36	0,05	1,82	1,68	6,70	4,60	1,20	0,953
19	49	54	55	58	109	20,90	-0,69	0,50	2,41	-3,04	-0,02	1,81	1,54	5,06	3,90	1,01	0,951
05	49	54	55	59	109	45,98	0,44	-0,28	-1,56	0,55	-0,01	2,13	1,69	6,35	3,74	1,00	0,948
07	49	54	55	58	109	4,74	-0,80	0,52	2,81	-3,26	0,03	1,81	1,64	5,83	3,71	1,03	0,948
28	49	54	55	58	109	0,95	0,01	-0,01	-0,03	0,03	-0,001	1,89	1,81	5,51	4,06	1,06	0,947
81	49	55	61	62	109	-53,69	-0,63	1,46	0,75	-4,07	0,26	23,76	1,42	6,90	2,38	4,12	0,947
21	49	54	55	58	109	80,39	0,52	-0,40	-2,10	2,19	-0,01	1,58	1,42	5,23	3,55	1,01	0,946
09	52	54	58	62	109	47,83	0,35	2,94	-0,94	-1,18	-0,01	8,12	1,31	3,14	3,64	1,03	0,943
11	51	53	54	55	109	8,24	2,69	-2,83	1,73	-0,19	0,12	1,77	4,33	2,11	11,27	2,24	0,943
98	49	52	55	62	109	-27,27	-0,47	0,40	-0,61	-2,46	0,19	9,37	1,24	1,25	2,72	2,58	0,940
17	56	57	59	62	109	-5,73	-0,31	0,31	0,23	-0,58	0,04	8,49	1,20	2,74	2,70	2,22	0,920
63	57	58	59	62	109	78,20	-2,57	-5,81	8,84	6,23	-0,16	12,29	3,81	2,34	8,89	1,24	0,908
96	54	55	57	60	02	6,58	3,58	0,42	0,79	1,08	-0,20	7,66	2,49	2,02	2,01	2,38	0,980
79	54	55	57	60	02	6,58	3,55	0,43	0,80	1,07	-0,20	7,56	2,55	2,03	1,99	2,38	0,980
13	49	54	55	58	02	-1,42	-0,60	2,20	0,43	-2,36	0,05	1,68	0,70	4,60	1,82	1,20	0,953
19	49	54	55	58	02	2,09	-0,69	2,41	0,50	-3,04	-0,02	1,54	5,06	3,90	1,81	1,01	0,951
05	49	54	55	59	02	4,60	0,44	-1,56	-0,28	0,55	-0,01	1,69	6,35	3,74	2,13	1,00	0,948
07	49	54	55	58	02	0,47	-0,80	2,81	0,52	-3,26	0,03	1,64	5,83	3,71	1,81	1,03	0,948
81	49	55	61	62	02	-5,37	-0,63	0,75	1,46	-4,07	0,26	1,42	6,90	2,38	23,76	4,12	0,947
21	49	54	55	58	02	8,04	0,52	-2,10	-0,40	2,19	-0,01	1,42	5,23	3,55	1,58	1,01	0,946
28	49	54	55	58	02	0,10	0,01	-0,03	-0,01	0,03	-0,00	1,81	5,51	4,04	1,89	1,06	0,946
09	52	54	58	62	02	4,78	0,35	-0,94	2,94	-1,17	-0,01	1,31	3,14	3,63	8,12	1,03	0,943
11	51	53	54	55	02	0,82	2,69	1,73	-2,83	-0,19	0,12	4,33	2,11	11,27	1,77	2,24	0,943
98	49	52	55	62	02	-2,73	-0,47	-0,61	0,40	-2,46	0,19	1,24	1,25	2,72	9,37	2,58	0,940
17	56	57	59	62	02	-0,57	-0,31	0,23	0,31	-0,58	0,04	1,20	2,74	2,70	8,49	2,22	0,920
90	52	56	57	60	02	-4418,7	-270,6	2379,0	-665,7	-700,6	174,82	1,08	2,11	2,43	1,84	3,19	0,917
104	52	56	57	60	02	-4263,1	-281,6	2228,7	-634,9	-674,3	169,49	1,09	2,02	2,35	1,81	3,15	0,916
63	57	58	59	62	02	7,82	-2,57	8,83	-5,81	6,23	-0,16	3,82	2,34	8,89	12,29	1,24	0,908

## ДОДАТОК Е

Таблиця Е.1 - Показники гетерогенності досліджених структур

№ фотографії	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
кількість парних зв'язків між кольорами фрагментів, де $r_{xy} > 0,4$	11	16	11	9	7	8	3	3	2	10	15	13	13	14
$\Sigma$ коефіцієнтів парних кореляцій	8.49	12.00	8.39	6.84	6.39	6.87	5.49	5.66	4.28	8.09	12.06	9.93	10.17	10.01

Таблиця Е.2 - Матриця збігів між структурними складовими

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	№ фото
0.000	0.019	0.002	0.025	0.019	0.018	0.019	0.021	0.027	0.026	0.032	0.018	0.020	0.018	1
0.019	0.000	0.019	0.033	0.027	0.025	0.034	0.032	0.040	0.031	0.035	0.027	0.027	0.027	2
0.002	0.019	0.000	0.025	0.020	0.018	0.019	0.020	0.027	0.026	0.033	0.018	0.021	0.018	3
0.025	0.033	0.025	0.000	0.019	0.020	0.016	0.020	0.022	0.025	0.026	0.026	0.024	0.031	4
0.019	0.027	0.020	0.019	0.000	0.004	0.014	0.019	0.022	0.022	0.032	0.023	0.026	0.023	5
0.018	0.025	0.018	0.020	0.004	0.000	0.016	0.021	0.023	0.022	0.032	0.021	0.025	0.021	6
0.019	0.034	0.019	0.016	0.014	0.016	0.000	0.016	0.017	0.025	0.031	0.024	0.025	0.025	7
0.021	0.032	0.020	0.020	0.019	0.021	0.012	0.000	0.015	0.021	0.029	0.028	0.023	0.026	8
0.027	0.040	0.027	0.022	0.022	0.023	0.017	0.015	0.000	0.021	0.036	0.032	0.026	0.029	9
0.026	0.031	0.026	0.025	0.022	0.022	0.025	0.021	0.021	0.000	0.029	0.024	0.020	0.020	10
0.032	0.035	0.033	0.026	0.032	0.032	0.031	0.029	0.036	0.029	0.000	0.033	0.022	0.033	11
0.018	0.027	0.018	0.026	0.023	0.021	0.024	0.028	0.032	0.024	0.033	0.000	0.018	0.010	12
0.020	0.027	0.021	0.024	0.026	0.025	0.025	0.023	0.026	0.020	0.022	0.018	0.000	0.016	13
0.018	0.027	0.018	0.031	0.023	0.021	0.025	0.026	0.029	0.020	0.033	0.010	0.016	0.000	14

Таблиця Е.3 - Кореляційна модель, що відображає зв'язок структури високохромистих чавунів з номерами інтервалу їх поєднань абсолютного значення лапласіану, при 4-х факторному аналізі

№ аргументів (найбільш впливового кольору)				$R_{\text{мн}}$	Коефіцієнти регресії $a_0, \dots, a_4$					Значущість факторів					№ фото
					для аргументів зі стовпців 1–4										
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	
01	06	11	16	0.851	11.83	0.23	-0.09	-0.27	0.34	1.45	1.14	1.16	1.82	01	
05	06	15	16	0.770	25.11	0.10	-0.32	-0.16	0.18	1.02	2.46	1.14	1.22	02	
01	11	15	16	0.871	4.94	0.30	-0.15	0.11	0.36	2.05	1.06	1.06	2.17	03	
01	10	11	16	0.849	-0.09	0.21	0.14	-0.10	0.38	2.23	1.17	1.16	1.79	04	
01	10	15	16	0.706	-2.09	0.06	0.11	0.14	0.32	1.12	1.04	1.97	1.69	05	
01	10	15	16	0.664	-3.43	0.11	0.20	0.12	0.41	1.26	1.06	1.54	1.79	06	
01	11	15	16	0.657	-0.38	0.04	0.14	0.19	0.10	1.10	1.27	1.12	1.31	07	
01	10	11	16	0.912	0.21	0.06	0.05	0.02	0.61	1.27	1.01	1.01	4.89	08	
01	11	15	16	0.839	0.24	0.24	0.01	0.67	0.22	1.53	1.01	1.22	1.62	09	
01	11	15	16	0.977	-0.01	0.09	0.02	0.74	0.88	1.18	1.12	1.55	12.70	10	
01	05	10	11	0.996	17.45	1.08	-0.46	-0.81	0.58	51.30	8.87	3.85	7.44	11	
01	06	11	16	0.985	-14.14	1.38	0.25	0.51	0.55	41.18	2.87	4.42	5.36	12	
01	06	11	16	0.991	-10.24	1.33	0.20	0.48	0.46	50.29	5.27	7.43	5.72	13	
01	11	15	16	0.988	5.73	1.08	0.18	-0.26	0.40	33.39	1.81	1.43	4.99	14	

Таблиця Е.4 - Розподіл абсолютних значень лапласіану, що описує голчасті структури і аустеніт

Величини абсолютних значень лапласіану з заданого інтервалу																№ фото
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
407	492	0	0	388	310	322	0	0	0	285	329	0	0	480	394	01
428	497	0	0	374	314	341	0	0	0	305	338	0	0	484	413	02
413	486	0	0	397	315	345	0	0	0	297	302	0	0	538	404	03
410	519	0	0	0	273	279	0	0	0	276	272	0	0	0	405	04
40	551	0	0	0	276	299	0	0	0	273	272	0	0	0	443	05
395	521	0	0	0	282	306	0	0	0	276	272	0	0	0	423	06
378	516	0	0	0	276	284	0	0	0	275	272	0	0	0	406	07
421	505	0	0	0	305	272	0	0	0	272	272	0	0	0	435	08
367	477	0	0	0	287	272	0	0	0	272	272	0	0	0	449	09
384	452	0	0	0	320	272	0	0	0	272	0	0	0	0	469	10
478	589	0	0	0	306	289	0	0	0	334	30	0	0	0	551	11
451	612	0	0	0	292	289	0	0	0	335	310	0	0	0	563	12
444	614	0	0	0	291	281	0	0	0	328	328	0	0	0	563	13
427	618	0	0	0	283	282	0	0	0	322	307	0	0	0	559	14

Таблиця Е.5 - Розподіл дисперсності, відповідно функції потужності дисипації енергії після ТО

Розподіл ступеня дисперсності (числа пікселів на зображенні) в напрямку									Стан сплаву
горизонтальної					вертикальної				
для функцій потужності дисипації зі значеннями									
фото	середні	негативні	нульові	позитивні	середні	негативні	нульові	позитивні	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	02.277	01.004	02.863	01.840	02.253	01.007	02.713	01.938	Литий
2	01.979	01.015	01.795	02.294	02.050	01.024	01.695	02.546	Після ТО
3	02.270	01.001	03.007	01.664	02.166	01.001	02.695	01.770	Литий
4	01.961	01.014	01.924	02.127	02.034	01.028	01.765	02.440	Після ТО
5	02.375	01.003	03.129	01.789	02.371	01.002	02.945	01.961	Литий
6	01.986	01.020	01.824	02.277	02.066	01.030	01.716	02.559	Після ТО
7	02.195	01.004	02.752	01.784	02.187	01.003	02.575	01.950	Литий
8	01.946	01.013	02.133	01.898	01.989	01.014	02.039	02.074	Після ТО

Таблиця Е.6 - Зміна значень ступеня дисперсності, відповідно функції потужності дисипації енергії після ТО

Значення ступеня дисперсності						№ фото	Стан сплаву
в горизонтальному напрямку			в вертикальному напрямку				
для функцій потужності дисипації зі значеннями							
негативними	нульовими	позитивними	негативними	нульовими	позитивними		
1	2	3	4	5	6		
8588	252912	172076	8953	241100	182763	1	Литий
17160	169870	245217	19738	149985	261764	2	Після ТО
7583	271659	156238	9061	251851	173804	3	Литий
15252	188643	230253	18188	161227	253969	4	Після ТО
8304	262715	158576	8443	246753	173639	5	Литий
17163	178458	250399	20330	155437	269481	6	Після ТО
9386	246829	168851	10149	229363	184798	7	Литий
14340	209244	201482	14072	194909	215329	8	Після ТО



9	=	9		
8+1	=	9		
7+2	=	9		
6+3	=	9		
5+4	=	9		
7+1+1	=	9		
6+2+1	=	9		
5+3+1	=	9		
5+2+2	=	9		
4+4+1	=	9		
4+3+2	=	9		
6+1+1+1	=	9		
5+2+1+1	=	9		
4+3+1+1	=	9		
4+2+2+1	=	9		
3+2+2+2	=	9	6	= 6
5+1+1+1+1	=	9	5+1	= 6
4+2+1+1+1	=	9	4+2	= 6
3+3+1+1+1	=	9	3+3	= 6
3+2+2+1+1	=	9	4+1+1	= 6
4+1+1+1+1+1	=	9	3+2+1	= 6
3+2+1+1+1+1	=	9	2+2+2	= 6
2+2+2+1+1+1	=	9	3+1+1+1	= 6
3+1+1+1+1+1+1	=	9	2+2+1+1	= 6
2+2+1+1+1+1+1	=	9	2+1+1+1+1	= 6
2+1+1+1+1+1+1+1	=	9	1+1+1+1+1+1	= 6
1+1+1+1+1+1+1+1+1	=	9	a) 1+1+1+1+1+1	= 6 б)
			а) 3×3; б) 2×3	

Рисунок Е.1 - Схеми можливих поєднань кольорів при розрахунку гістограм бозе всередині фрагмента розміром, пікселя

Таблиця Е.9 - Сума квадратів скалярних добутків мінливості кольорів, аналізованих фотографій (див.рис.3.1)

Σ скалярних добутків за рядками мінливості кольорів																Загальна Σ скалярних добутків	№ фото
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16		
153	109	0	0	109	147	0	0	0	108	114	109	0	0	124	133	1105	01
155	109	0	0	103	152	0	0	0	112	117	113	0	0	127	130	1117	02
157	100	0	0	107	143	0	0	0	107	115	114	0	0	126	126	1094	03
106	0	0	0	104	111	0	0	0	092	105	0	0	0	099	092	0708	04
111	0	0	0	095	107	0	0	0	093	105	0	0	0	099	095	0705	05
114	0	0	0	092	114	0	0	0	092	109	0	0	0	100	095	0716	06
115	0	0	0	097	108	0	0	0	090	103	0	0	0	089	105	0707	07
127	0	0	0	098	124	0	0	0	090	111	0	0	0	085	104	0740	08
109	0	0	0	092	115	0	0	0	094	120	0	0	0	084	108	0720	09
110	0	0	0	097	139	0	0	0	102	148	0	0	0	091	111	0797	10
118	0	0	0	115	132	0	0	0	110	113	0	0	0	101	117	0805	11
117	0	0	0	112	131	0	0	0	118	123	0	0	0	095	122	0817	12
110	0	0	0	123	144	0	0	0	124	122	0	0	0	089	115	0827	13
107	0	0	0	116	136	0	0	0	124	128	0	0	0	087	117	0815	14

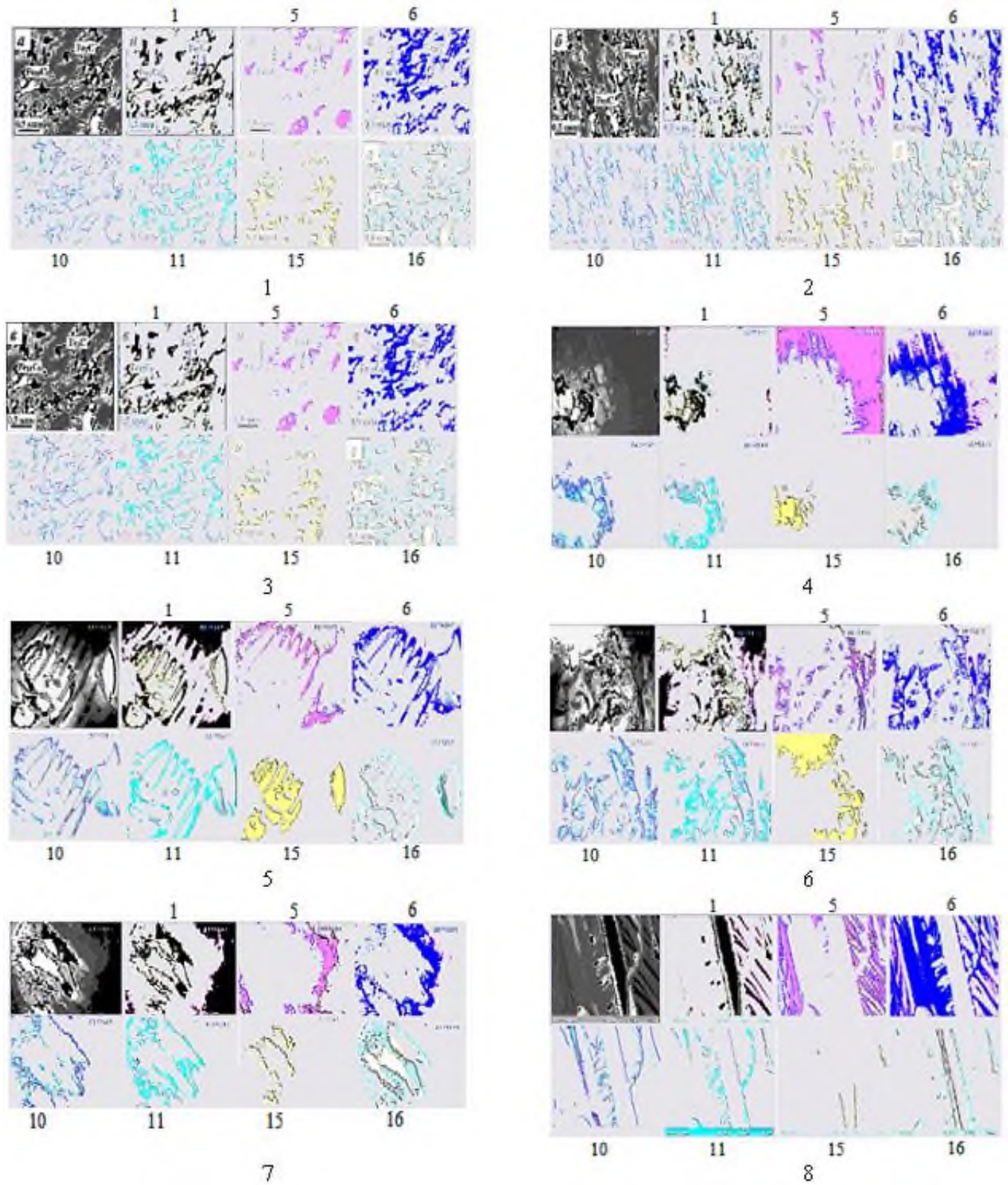
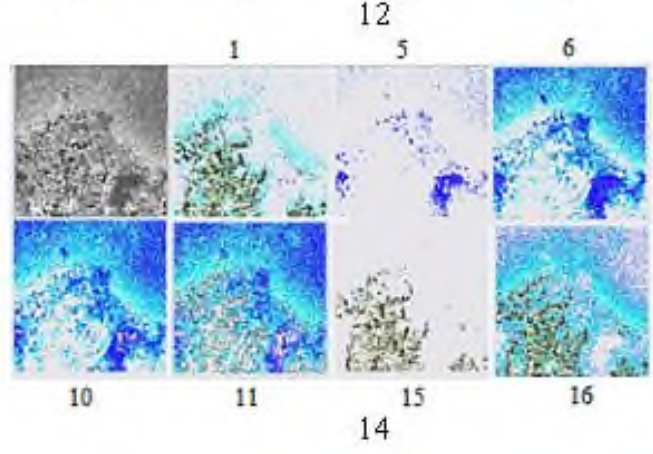
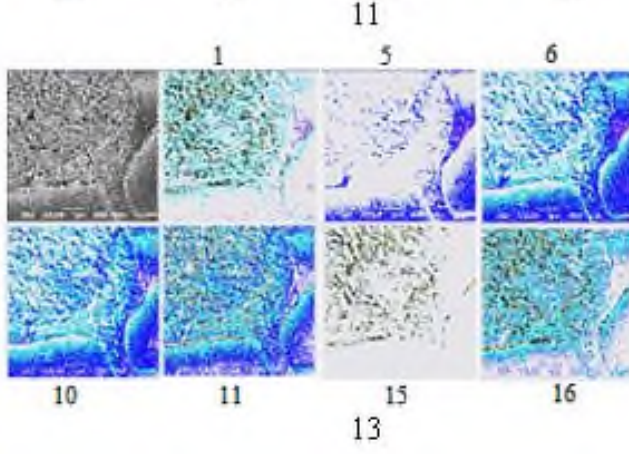
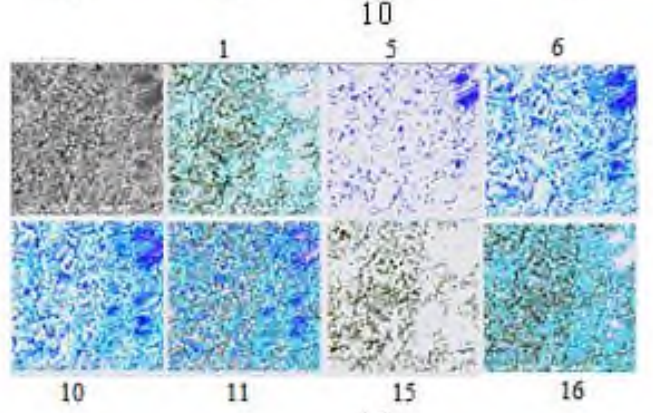
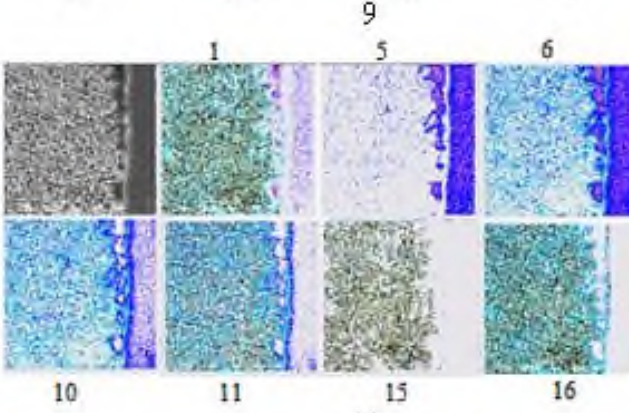
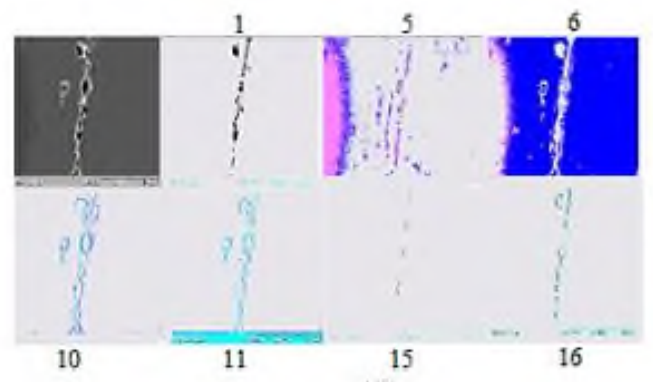
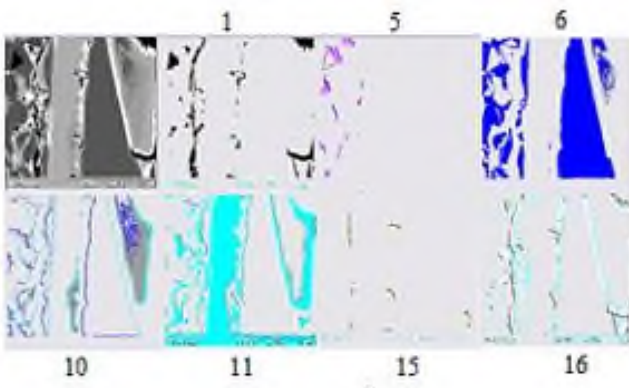


Рисунок Е.2 - Подання мінливості 2 для фрагменту розмірністю 3×3 пікселі (по 9 точкам) в кольорах для високохромистих чавунів (відповідно рис.3.1)





Продовження Рис.Е.2.

Таблиця Е.10 - Кореляційні рівняння для функцій, що описують досліджені структури, за трьома аргументами\*

Функція	Аргумент			Значення вільного члену	Коефіцієнт при			Значущість аргументу			R <sub>мн</sub>
	1	2	3		a <sub>1</sub>	a <sub>2</sub>	a <sub>3</sub>	1	2	3	
01	03	05	08	001.218	-00.220	-000.592	000.923	007.686	004.374	006.436	0.735
02	01	05	08	311.159	-23.807	-112.240	068.814	067.140	065.934	017.197	0.974
03	01	02	05	004.961	-00.288	-000.061	-001.408	023.274	002.130	024.453	0.725
04	01	07	08	139.568	10.981	-127.103	088.750	003.265	009.966	005.338	0.846
05	03	06	07	-001.740	-00.247	-000.202	001.773	108.113	002.743	259.285	0.985
06	01	07	08	-000.126	-00.110	001.058	-000.619	005.507	013.249	005.163	0.880
07	01	07	08	186.893	08.816	-139.479	086.990	003.008	015.848	006.731	0.922
08	01	07	08	640.165	33.075	-490.721	307.374	002.997	013.989	006.056	0.908
09	01	07	08	1016.090	53.130	-787.218	506.810	002.957	013.692	006.220	0.905
10	01	07	08	1971.483	101.098	-1511.63	964.750	002.946	013.856	006.196	0.907
11	03	05	08	000.934	-00.160	-000.494	000.749	006.148	004.431	006.238	0.659
12	03	05	08	000.779	-00.099	-000.307	000.474	004.354	003.230	004.529	0.583
13	01	07	08	333.356	17.581	-260.212	166.754	003.026	014.111	006.342	0.908
14	01	02	05	006.006	-00.360	-000.093	-001.735	027.824	003.039	028.567	0.817
15	02	06	07	397.019	02.878	030.600	-053.842	001.238	001.360	003.138	0.698
16	03	06	07	995.454	70.021	075.736	-463.003	037.776	002.048	076.068	0.933
17	03	06	07	2217.692	229.035	177.210	-1375.72	111.503	002.611	187.129	0.957
18	03	04	07	5824.508	724.095	-147.103	-3424.92	230.207	009.253	240.397	0.954
19	03	04	07	294.435	40.586	-007.034	-195.623	104.074	003.701	112.793	0.904
20	03	04	07	1177.311	162.511	-028.136	-782.850	104.371	003.703	112.989	0.904
21	03	04	07	1866.096	259.719	-041.393	-1256.10	111.931	003.458	122.137	0.906
22	03	04	07	3654.015	508.778	-081.786	-2457.72	114.834	003.566	125.011	0.908
23	03	04	07	588.296	081.153	-014.090	-390.967	103.706	003.701	112.288	0.904

\* Примітка: аргументи 1-3 відповідають: 1 - фериту, 2 - аустеніту, 3 - карбідам

Таблиця Е.11 - Розподіл середніх значень умовного кольору на досліджених зображеннях

Номера кольорів																№ фото
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
ферит з різною насиченістю вуглецем								аустеніт	карбідні фази							
									типу $Me_3C$			спецкарбіди				
розподіл умовних кольорів, %																
16.4	0.0	0.0	0.0	03.9	16.6	0.0	0.0	0.0	06.6	26.5	0.0	0.0	0.0	05.4	24.7	1
24.7	0.0	0.0	0.0	0.7	14.8	0.0	0.0	0.0	14.5	15.2	0.0	0.0	0.0	02.1	28.0	2
21.1	0.0	0.0	0.0	0.7	06.3	0.0	0.0	0.0	21.4	07.0	0.0	0.0	0.0	03.6	40.0	3
12.0	0.0	0.0	0.0	11.1	13.8	0.0	0.0	0.0	05.4	32.3	0.0	0.0	0.0	07.2	18.2	4
26.2	0.0	0.0	0.0	10.4	14.5	0.0	0.0	0.0	12.0	15.6	0.0	0.0	0.0	01.6	19.7	5
14.6	0.0	0.0	0.0	0.5	17.3	0.0	0.0	0.0	07.7	31.9	0.0	0.0	0.0	05.9	22.2	6
25.0	0.0	0.0	0.0	0.3	27.2	0.0	0.0	0.0	07.0	29.9	0.0	0.0	0.0	01.7	08.9	7
22.6	0.0	0.0	0.0	0.5	22.5	0.0	0.0	0.0	09.4	29.0	0.0	0.0	0.0	01.7	14.3	8
28.7	0.0	0.0	0.0	0.7	16.7	0.0	0.0	0.0	10.6	10.9	0.0	0.0	0.0	01.7	30.6	9
17.3	0.0	0.0	0.0	09.4	21.2	0.0	0.0	0.0	08.4	18.4	0.0	0.0	0.0	0.9	24.5	10
30.9	0.0	0.0	0.0	0.6	20.4	0.0	0.0	0.0	14.8	14.7	0.0	0.0	0.0	0.5	18.0	11
30.9	0.0	0.0	0.0	01.7	10.5	0.0	0.0	0.0	34.0	03.9	0.0	0.0	0.0	0.1	18.9	12
23.9	0.0	0.0	0.0	01.1	11.8	0.0	0.0	0.0	20.4	04.8	0.0	0.0	0.0	0.2	37.7	13
28.9	0.0	0.0	0.0	0.5	42.9	0.0	0.0	0.0	02.2	22.6	0.0	0.0	0.0	0.6	02.1	14
29.5	0.0	0.0	0.0	0.9	09.5	0.0	0.0	0.0	20.3	07.5	0.0	0.0	0.0	03.0	29.3	15
20.6	0.0	0.0	0.0	06.1	14.7	0.0	0.0	0.0	09.6	20.7	0.0	0.0	0.0	06.8	21.4	16
31.9	0.0	0.0	0.0	0.2	38.3	0.0	0.0	0.0	01.7	23.9	0.0	0.0	0.0	02.3	01.6	17
05.2	0.0	0.0	0.0	0.0	12.0	0.0	0.0	0.0	01.1	79.4	0.0	0.0	0.0	01.2	01.1	18
25.5	0.0	0.0	0.0	0.0	31.4	0.0	0.0	0.0	03.6	28.2	0.0	0.0	0.0	07.7	03.5	19

Таблиця Е.12 - Співвідношення виявлених поєднань груп фаз всередині фрагмента 3 ×3 пікселя

Кількість виявлених поєднань груп фаз, %							№ фото
1	2	3	4	5	6	7	
ферит	аустеніт	карбіди	ферит/ бейніт	ферит/ карбіди	бейніт/ карбіди	ферит/ бейніт/ карбіди	
23,7	00,0	03,9	02,9	43,4	04,5	21,5	01
16,7	00,0	11,9	12,5	25,6	13,3	19,9	02
14,3	00,0	05,2	22,1	14,7	12,4	31,3	03
20,9	00,0	00,5	04,6	43,9	00,3	29,7	04
19,5	00,0	03,2	02,4	29,4	09,1	36,4	05
08,1	00,0	03,7	12,5	54,0	03,9	17,7	06
01,6	00,0	04,2	02,9	60,9	05,1	25,3	07
02,3	00,0	02,9	04,6	54,4	04,6	31,2	08
21,1	00,0	23,9	09,8	18,3	10,2	16,7	09
21,0	00,0	10,1	06,0	33,6	04,8	24,6	10
08,1	00,2	10,9	02,8	27,9	16,3	33,8	11
05,6	00,6	13,0	17,4	07,3	27,0	29,1	12
23,7	01,0	09,7	13,3	13,2	17,7	21,4	13
03,8	00,0	31,9	00,6	52,8	06,9	04,1	14
09,6	00,0	09,8	14,5	15,3	16,3	34,6	15
11,0	00,0	03,6	05,6	40,5	04,9	34,4	16

Таблиця Е.13 - Мінливість 2, %, поєднання груп фаз всередині фрагментів 3×3 пікселя

Виявлені поєднання груп фаз \ Мінливість (середнє число пікселів, %)									№ фото
№4, із них		№5, із них		№6, із них		№7, із них			
ферит	аустеніт/бейніт	ферит	карбіди	аустеніт/бейніт	карбіди	ферит	аустеніт/ бейніт	карбіди	
6,69	2,31	4,55	4,68	2,26	7,13	3,03	1,95	4,02	01
6,40	2,60	4,32	4,45	2,63	6,74	2,71	3,13	3,57	02
6,35	2,65	4,59	4,41	2,77	6,23	2,97	3,17	2,86	03
7,63	1,37	4,81	4,19	1,87	6,37	4,02	1,40	3,16	04
6,71	2,29	4,20	4,80	2,32	6,68	2,61	2,24	4,14	05
7,05	1,95	4,91	4,09	1,89	7,11	3,62	2,11	3,27	06
6,68	2,32	4,02	4,98	1,83	7,17	2,88	1,86	4,26	07
6,68	2,32	4,46	4,54	2,05	6,95	3,20	2,06	3,73	08
6,58	2,42	4,13	4,87	2,52	6,48	3,02	2,76	3,23	09
6,08	2,92	4,83	4,17	2,41	6,59	3,55	1,91	3,54	10
5,31	3,69	4,07	4,93	2,96	6,04	2,86	2,22	3,92	11
4,19	4,81	4,02	4,98	3,71	5,29	2,47	4,14	2,39	12
5,07	3,93	3,94	5,06	3,64	5,36	2,93	2,83	3,24	13
6,91	2,09	3,34	5,66	1,63	7,37	2,87	1,90	4,23	14
6,38	2,62	3,96	5,04	2,61	6,39	2,88	2,96	3,16	15
7,24	1,76	4,42	4,58	2,09	6,91	3,34	1,94	3,72	16

## ДОДАТОК Ж

Таблиця Ж.1 - Гістограми розподілу кодів умовних кольорів і їх поєднань у фрагменті 2×2 пікселя, що отримані при моделюванні

№ кольору				Кількість пікселів з кольором				Частка, %, поєднань кольорів
1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
31	0	0	0	4	0	0	0	18.9202606267453
11	0	0	0	4	0	0	0	12.5341296928328
11	12	0	0	1	3	0	0	11.5176078188024
21	0	0	0	4	0	0	0	9.15024821594787
21	31	0	0	3	1	0	0	8.65653118212845
12	0	0	0	4	0	0	0	8.40249767297549
12	20	0	0	2	2	0	0	7.54421346571517
20	21	0	0	2	2	0	0	6.1747595408005
12	20	21	0	1	2	1	0	4.1791033198883
11	12	20	0	1	2	1	0	2.0179180887372
20	0	0	0	4	0	0	0	2.01520322680732
12	21	0	0	2	2	0	0	1.53544834005585
10	11	0	0	1	3	0	0	1.37759851070431
20	21	31	0	1	2	1	0	0.912193608439342
11	12	21	0	1	1	2	0	0.659323611542042
3	11	0	0	1	3	0	0	0.550341296928328
10	0	0	0	4	0	0	0	0.459587340986658
1	31	0	0	1	3	0	0	0.454933291964009
11	20	0	0	2	2	0	0	0.409556313993174
11	12	20	21	1	1	1	1	0.38201985727583
12	21	31	0	1	2	1	0	0.269934843313683
11	19	0	0	3	1	0	0	0.26683214396525
11	20	21	0	2	1	1	0	0.266056469128141
20	31	0	0	2	2	0	0	0.162116040955631
11	21	0	0	2	2	0	0	0.15358361774744
22	31	0	0	2	2	0	0	0.149317406143345
3	11	12	0	1	1	2	0	0.141172820353708
12	20	21	31	1	1	1	1	0.134967421656841
20	21	22	0	2	1	1	0	0.128374185541421
20	22	0	0	3	1	0	0	0.124883648774434
19	0	0	0	4	0	0	0	0.121780949426001
21	22	31	0	1	1	2	0	0.114024201054918



Таблиця Ж.3 - Розподіл кодів умовних кольорів та їх поєднань в горизонтальних і вертикальних фрагментах розміром  $3 \times 1$  і  $1 \times 3$  пікселя, отриманих при моделюванні, та відхилення між ними  $d = |d_g - d_v|$

Горизонтальні фрагменти									Вертикальні фрагменти									відхилення $d$ , %
№ кольору				кількість пікселів з кольором				частка, %, поєднань кольорів ( $d_g$ )	№ кольору				кількість пікселів з кольором				частка, %, поєднань кольорів ( $d_v$ )	
1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
3×1, 28 (кількість поєднань)									1×3, 30 (кількість поєднань)									
31	0	0		3,0	0,0	0,0		18,82	31	0	0		3,0	0,0	0,0		19,71	0,89
11	0	0		3,0	0,0	0,0		13,17	11	0	0		3,0	0,0	0,0		13,13	0,04
11	12	0		2,67	0,33	0,0		10,46	21	0	0		3,0	0,0	0,0		10,59	0,13
21	0	0		3,0	0,0	0,0		09,59	11	12	0		0,33	2,67	0,0		10,22	0,63
12	0	0		3,0	0,0	0,0		09,51	12	0	0		3,0	0,0	0,0		09,84	0,33
21	31	0		2,67	0,33	0,0		08,13	21	31	0		0,33	2,67	0,0		07,05	1,08
12	20	0		2,67	0,33	0,0		06,99	12	20	0		0,33	2,67	0,0		06,81	0,18
20	21	0		2,67	0,33	0,0		05,88	20	21	0		0,33	2,67	0,0		05,36	0,52
20	0	0		3,0	0,0	0,0		02,46	20	0	0		3,0	0,0	0,0		03,08	0,62
12	20	21		1,33	1,33	0,33		02,36	12	20	21		1,33	1,33	0,33		02,04	0,32
12	21	0		2,67	0,33	0,0		01,99	12	21	0		0,33	2,67	0,0		01,79	0,2
11	12	20		1,33	1,33	0,33		01,46	11	12	20		1,33	1,33	0,33		01,49	0,03
10	11	0		0,33	2,67	0,0		01,21	10	11	0		0,33	2,67	0,0		01,22	0,01
20	21	31		1,33	1,33	0,33		0,99	11	12	21		1,33	1,33	0,33		0,89	0,1
11	12	21		1,33	1,33	0,33		0,89	11	20	0		2,67	0,33	0,0		0,76	0,13

Продовження табл. Ж.3

1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
11	20	0		2,67	0,33	0,0		0,70	12	21	31		1,33	1,33	0,33		0,60	0,1
12	21	31		1,33	1,33	0,33		0,70	20	21	31		1,33	1,33	0,33		0,58	0,12
10	0	0		3,0	0,0	0,0		0,48	10	0	0		3,0	0,0	0,0		0,47	0,01
03	11	0		0,33	2,67	0,0		0,48	03	11	0		0,33	2,67	0,0		0,45	0,03
20	31	0		0,33	2,67	0,0		0,42	11	20	21		1,33	1,33	0,33		0,37	0,05
01	31	0		0,33	2,67	0,0		0,38	11	21	0		0,33	2,67	0,0		0,36	0,02
11	20	21		1,33	1,33	0,33		0,38	01	31	0		0,33	2,67	0,0		0,36	0,02
11	19	0		2,67	0,33	0,0		0,28	11	19	0		2,67	0,33	0,0		0,25	0,03
11	21	0		0,33	2,67	0,0		0,22	20	31	0		0,33	2,67	0,0		0,23	0,01
22	31	0		0,33	2,67	0,0		0,21	11	21	31		1,33	1,33	0,33		0,19	0,02
12	20	31		1,33	1,33	0,33		0,15	19	0	0		3,0	0,0	0,0		0,16	0,01
20	22	31		1,33	1,33	0,33		0,12	03	11	12		1,33	1,33	0,33		0,15	0,03
11	20	31		1,33	1,33	0,33		0,10	21	22	0		2,67	0,33	0,0		0,14	0,04
									22	31	0		0,33	2,67	0,0		0,13	-
									01	21	0		1,33	2,67	0,0		0,10	-

Таблиця Ж.4 - Розподіл кодів умовних кольорів та їх поєднань в горизонтальних і вертикальних фрагментах розміром 4×1 і 1×4 пікселя, отриманих при моделюванні, та відхилення між ними  $d = |d_g - d_v|$

Горизонтальні фрагменти									Вертикальні фрагменти									Відхилення $d$ , %
кількість пікселів з кольором				частка, %, поєднань кольорів ( $d_g$ )				кількість пікселів з кольором	частка, %, поєднань кольорів ( $d_g$ )				кількість пікселів з кольором				частка, %, поєднань кольорів ( $d_g$ )	
1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
4×1, 35 (кількість поєднань)									1×4, 37 (кількість поєднань)									
31	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	16,54	31	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	17,73	1,19
11	12	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	12,10	11	12	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	11,75	0,35
11	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	10,46	11	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	10,56	0,1
21	31	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	09,79	21	31	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	08,58	1,21
21	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	07,23	21	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	08,33	1,1
12	20	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	06,92	12	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	07,26	0,34
12	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	06,85	12	20	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	06,97	0,12
20	21	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	05,58	20	21	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	05,37	0,21
12	20	21	0	1,0	2,0	1,0	0,0	04,29	12	20	21	0	1,0	2,0	1,0	0,0	03,81	0,48
11	12	20	0	2,0	1,0	1,0	0,0	02,83	11	12	20	0	1,0	2,0	1,0	0,0	02,99	0,16
20	21	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	01,84	20	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	01,86	0,02
12	21	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	01,62	12	21	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	01,55	0,07
11	12	21	0	1,0	2,0	1,0	0,0	01,53	11	12	21	0	1,0	2,0	1,0	0,0	01,51	0,02
10	11	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	01,51	10	11	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	01,49	0,02
20	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	01,40	20	21	31	0	1,0	2,0	1,0	0,0	01,20	0,2
12	21	31	0	1,0	2,0	1,0	0,0	01,24	12	21	31	0	2,0	1,0	1,0	0,0	01,11	0,13

## Продовження табл. Ж.4

1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
11	12	20	21	1,0	1,0	1,0	1,0	0,72	11	12	20	21	1,0	1,0	1,0	1,0	0,66	0,06
11	20	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	0,59	11	20	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	0,63	0,04
11	20	21	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,58	11	20	21	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,57	0,01
03	11	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,52	01	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,42	0,1
12	20	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,52	03	11	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	0,42	0,1
01	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,43	11	21	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,39	0,04
11	12	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,41	11	12	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,35	0,06
20	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,36	12	20	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,33	0,03
10	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	0,33	10	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	0,33	0
12	20	31	0	2,0	1,0	1,0	0,0	0,26	11	21	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,32	0,06
11	19	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	0,25	11	19	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	0,29	0,04
11	21	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,22	03	11	12	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,28	0,06
11	20	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,21	20	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,24	0,03
11	21	31	0	1,0	2,0	1,0	0,0	0,20	10	11	12	0	1,0	2,0	1,0	0,0	0,18	0,02
11	20	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,19	11	20	31	0	2,0	1,0	1,0	0,0	0,16	0,03
20	22	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,18	22	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,15	0,03
03	11	12	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,16	12	20	31	0	2,0	1,0	1,0	0,0	0,15	0,01
22	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,15	11	20	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,13	0,02
10	11	12	0	1,0	2,0	1,0	0,0	0,13	19	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	0,12	0,01



Таблиця Ж.5 - Статистична оцінка сумарної частки виявлених сполучень умовних кольорів за 76-ю фотографіями мікроструктур валкового високохромистого чавуну

№ поєднань	Кількість фото із даним № поєднань	$\Sigma$ частки поєднань, %, за даним номером	№ поєднань	Кількість фото із даним № поєднань	$\Sigma$ частки поєднань, %, за даним номером
1	2	3	1	2	3
1	26	479.5410657180483	29	3	1.353155991332188
2	26	221.10988023566807	30	9	2.19620471291141
3	26	345.04362588832917	31	2	1.218178978603779
4	26	169.964612202634942	32	2	0.834990000347059
5	25	122.397060660495204	33	2	0.696667794610166
6	24	40.133643919386802	34	6	1.470554892222353
7	26	180.60701309466809	35	2	1.155637087432974
8	19	44.844710751387843	36	2	0.466293469207143
9	23	33.173189537392741	37	2	0.771787204782481
10	26	90.432524656360037	38	2	0.507774540363025
11	26	196.62422083987398	39	2	0.556786532354626
12	26	98.503596691613209	40	2	0.60682207884325
13	26	110.924889338735615	41	2	0.605391813950058
14	26	101.308197154899986	42	12	8.324562415828707
15	26	46.765053373594587	43	2	0.668109946292537
16	17	9.307918059151937	44	5	1.210855022798594
17	25	20.706378231015086	45	2	0.572885485536294
18	8	6.264494058937705	46	1	0.328947368421053
19	26	75.56189524513146	47	12	6.410392989787383
20	21	41.845565772380269	48	1	0.202165570175439
21	23	14.69111585718416	49	1	0.191885964912281
22	26	59.035277811571043	50	1	0.185032894736842
23	6	3.313832060137022	51	1	0.178179824561403
24	10	5.021128451957589	52	1	0.145056652046784
25	2	0.421840618237818	53	1	0.115360014619883
26	15	14.754076661242911	54	1	0.101653874269006
27	3	1.412125609523314	55	23	16.26281425844884
28	14	4.461404135031634	56	7	1.799999951218233

Таблиця Ж.6 - Відповідність номера поєднання і кодів умовних кольорів

№ поєднання умовних кольорів	№ кольору	№ поєднання умовних кольорів	№ кольору
1	2	1	2
01	31	12	20,21
02	1,31	13	11,12
03	1,2	14	1,21
04	21,31	15	12,20,21
05	2,31	16	19,21
06	1,2,31	17	12,21
07	11	18	2
08	31,32	19	12,20
09	1,21,31	20	10,11
10	18,20	21	11,12,20
11	21	22	12

Таблиця Ж.7 - Кореляційні залежності твердості від кожного аналізованого поєднання умовних кольорів

№ параметру (поєднання кольорів)	Вільний член	Коефіцієнт при параметрі	Значущість параметру	Коефіцієнт кореляції
01	59.621297	00.226513	01.235	00.436
02	59.031718	00.559705	01.057	00.232
03	65.452220	-00.124197	01.010	00.098
04	57.367427	00.991571	01.179	00.389
05	61.637697	00.460403	01.028	00.164
06	62.999994	00.521184	01.026	00.160
07	70.806477	-01.008960	01.146	00.357
08	63.956930	-00.085913	01.001	00.030
09	63.906469	-00.077095	01.001	00.023
10	62.497085	00.374503	01.035	00.183
11	66.193085	-00.317350	01.064	00.246
12	70.444181	-01.753834	01.390	00.530
13	67.636254	-00.905152	01.188	00.398
14	65.160019	-00.348819	01.030	00.170
15	69.258941	-03.041587	01.283	00.470
16	64.073562	-00.732324	01.005	00.067
17	66.038366	-02.786318	01.093	00.292
18	63.789662	00.075192	01.000	00.008
19	68.492199	-01.607598	01.287	00.472
20	64.049711	-00.150331	01.002	00.046
21	65.654188	-03.256218	01.091	00.289
22	66.252209	-01.084430	01.117	00.324

Таблиця Ж.8 - Кореляційні залежності твердості від параметрів, що визначають поєднання умовних кольорів

№ параметру (поєднання)				Вільний член	Коефіцієнт при параметрі				Значущість параметру				R <sub>min</sub>
1-го	2-го	3-го	4-го		1-м	2-м	3-м	4-м	1-го	2-го	3-го	4-го	
за 2 параметрами													
01	02			48.697	0.313	1.093			1.575	1.326			0.607
01	06			54.078	0.377	1.782			1.885	1.499			0.635
03	15			82.441	-0.710	-5.152			1.550	2.108			0.655
06	15			69.055	1.330	-4.077			1.259	1.620			0.601
19	22			70.992	-5.875	4.407			5.863	3.835			0.623
за 3 параметрами													
01	02	07		55.547	0.234	1.493	-1.270		1.408	1.771	1.405		0.708
02	03	15		75.828	0.892	-0.706	-5.742		1.310	1.701	2.775		0.746
03	04	15		76.681	-0.6862	0.718	-4.711		1.594	1.160	2.068		0.710
03	05	15		81.534	-0.948	1.058	-5.667		2.236	1.313	2.688		0.739
03	06	15		81.116	-0.648	1.147	-5.862		1.559	1.263	2.749		0.729
03	08	15		85.956	-0.961	0.981	-6.208		2.187	1.236	2.893		0.717
03	12	15		83.154	-0.641	-1.025	-3.899		1.508	1.190	1.720		0.704
03	12	21		84.673	-0.731	-1.948	-6.728		1.726	1.755	1.780		0.736
03	15	19		83.243	-0.678	-4.224	-0.990		1.569	1.844	1.168		0.704
за 4 параметрами													
03	10	12	21	93.496	-0.817	-0.934	-2.731	-9.277	2.21	1.61	2.97	2.97	0.809

Примітка: Відповідність номера поєднання і кодів умовних кольорів, згідно табл.Ж.6

Таблиця Ж9 - Кореляційна модель залежності мікротвердості ( $H_{\mu}$ ) від факторів, що характеризують розподіл, частку і ступінь дисперсності кожної фази, з урахуванням змісту компонентів, що відрізняється, в литому стані

Номер фактору ( $r_k$ )	Вільний член	Коефіцієнт при відповідному факторі	Коефіцієнт кореляції
1	217,897	675,162	0,414
2	558,854	-0,608	0,094
3	212,031	619,659	0,409
4	204,623	9,271	0,564
5	1736,663	-1478,285	0,574
6	1720,446	-1461,768	0,566
7	217,579	10,091	0,547
8	217,103	2,724	0,557
9	208,768	1,680	0,554
10	211,843	0,862	0,555
11	184,930	771,339	0,386
12	177,210	709,301	0,373
13	216,928	5,231	0,552
14	241,756	781,832	0,395
15	240,886	16,613	0,608
16	192,951	12,567	0,599
17	167,199	9,047	0,564
18	270,001	31,630	0,580
19	278,430	23,016	0,576
20	278,559	5,758	0,576
21	274,757	3,520	0,589
22	274,432	1,787	0,588
23	279,346	11,534	0,504

Таблиця Ж.10 - Кореляційні залежності для 4-х факторного аналізу в литому стані і після ТО

(виділено варіант з максимальним  $R_{MH}$ )

№ варіанту	Литий стан					Після ТО				
	Номер фактору ( $r_k$ )				$R_{MH}$	Номер фактору ( $r_k$ )				$R_{MH}$
1.	1	3	14	17	0,724	2	8	10	17	0,556
2.	1	5	14	16	0,720	2	9	10	17	0,556
3.	1	6	14	16	0,727	4	16	17	19	0,561
4.	1	9	14	16	0,721	4	16	17	20	0,561
5.	1	10	14	16	0,722	4	16	17	23	0,580
6.	1	12	14	17	0,728	6	8	14	23	0,553
7.	1	14	16	19	0,721	6	13	14	23	0,550
8.	1	14	16	20	0,721	7	14	15	21	0,557
9.	1	14	16	21	0,720	7	14	15	22	0,564
10.	1	14	16	22	0,723	7	14	15	23	0,563
11.	6	14	16	18	0,721	7	14	17	21	0,555
12.	7	15	16	18	0,731	7	14	17	22	0,559
13.	7	15	17	18	<b>0,740</b>	7	14	17	23	0,569
14.	8	15	17	18	0,720	7	14	18	23	0,559
15.	9	15	16	18	0,726	7	15	16	17	0,568
16.	9	15	17	18	0,727	8	10	14	15	0,553
17.	10	15	16	18	0,721	8	10	14	23	0,556
18.	10	15	17	18	0,723	8	14	15	23	0,559
19.	11	12	14	17	0,723	8	14	17	19	0,564
20.	13	15	16	18	0,722	8	14	17	20	0,564
21.	13	15	17	18	0,728	8	14	17	23	<b>0,592</b>
22.	15	18	19	20	0,738	8	15	16	17	0,550
23.						13	14	15	22	0,555
24.						13	14	15	23	0,562
25.						13	14	17	19	0,567
26.						13	14	17	20	0,567
27.						13	14	17	21	0,566
28.						13	14	17	22	0,570
29.						13	14	17	23	0,588
30.						13	14	18	23	0,556
31.						13	15	16	17	0,569

Таблиця Ж.11 - Кореляційні залежності твердості від частки пікселів (%), відповідних кутах повороту зображення при аналізі ступеня дисперсності потужності дисипації енергії по вертикальному і горизонтальному напрямках для аналізованої вибірки валків

Кут повороту, $\beta$ , °	Вільний член		Коефіцієнт при параметрі, що характеризує частку пікселів, відповідних куту $\beta$		Значущість параметру		Коефіцієнт парної кореляції, r		Ступінь анізотропії властивостей, $\alpha$
	вертикального	горизонтального	вертикальному	горизонтальному	вертикального	горизонтального	вертикальний	горизонтальний	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
-32	69,430755	66,621064	-2,941465	-1,833781	1,197	1,056	0,406	0,230	0,433
-38	69,233950	63,433719	-3,325540	0,929217	1,186	1,002	0,396	0,045	0,886
-41	68,535143	66,059318	-4,257343	-1,987516	1,163	1,066	0,374	0,249	0,334
-42	67,745431	69,644708	-11,933926	-12,288450	1,144	1,309	0,354	0,486	-0,373
-43	71,702749	67,009114	-2,951677	-1,997242	1,262	1,047	0,456	0,213	0,533
-44	69,751326	62,620986	-2,005248	0,690702	1,086	1,014	0,281	0,119	0,576
-45	63,000592	63,028466	0,115493	0,253221	1,004	1,006	0,066	0,079	-0,197
90	58,973727	61,219981	0,095308	0,038422	1,054	1,007	0,227	0,085	0,626
0	64,100646	64,161600	-1,229514	-1,519169	1,004	1,008	0,062	0,092	-0,484
22	72,508829	66,032602	-0,564600	-0,167257	1,100	1,015	0,302	0,123	0,593
31	66,857842	67,458687	-3,934508	-3,346114	1,083	1,082	0,276	0,275	0,004
37	68,215065	63,440135	-5,111365	0,653931	1,119	1,003	0,326	0,050	0,847
40	66,162088	63,845419	-4,292428	-3,802030	1,053	1,000	0,225	0,019	0,916
41	69,760891	67,899126	-3,659262	-3,098218	1,342	1,179	0,505	0,390	0,228
42	72,028110	66,729647	-5,051187	-1,569710	1,265	1,056	0,458	0,230	0,498
43	67,390620	62,148076	-0,779086	0,843944	1,049	1,029	0,217	0,169	0,221
44	61,983460	61,727593	0,305007	0,881082	1,021	1,028	0,144	0,165	-0,146

Таблиця Ж.12 - Кореляційні залежності твердості від частки пікселів (%), що відповідають трьом кутам повороту зображення при аналізі ступеня дисперсності потужності дисипації енергії по вертикальному напрямку

Кути повороту, °			Вільний член	Коефіцієнт при параметрі				Значущість параметра				R <sub>мн</sub>
				частки пікселів, % при куті повороту			ступені дисперсності	частки пікселів, % при куті повороту			ступені дисперсності	
1	2	3		1-го	2-го	3-го		1-го	2-го	3-го		
-43	42	-02	-05,234909	-05,213370	07,687171	38,384274	0,075425	3,287	2,711	3,039	1,059	0,748
40	42	-02	-02,46076	-13,195977	04,213589	40,746358	-1,446496	2,825	1,557	3,490	1,167	0,770
42	-02	08	-02,596212	04,731754	27,018998	-61,243767	-0,499777	1,685	2,071	2,653	1,362	0,764
31	-02	0	-01,823505	11,310214	48,354781	-16,658701	0,813032	3,20	4,197	6,666	1,038	0,744
31	-02	0	-02,221345	10,705993	49,820342	-16,058754	0,340167	3,03	4,451	6,350	1,076	0,749
42	-06	02	-0,632585	03,580697	-77,4796	165,54546	-0,430184	1,369	15,662	13,778	1,122	0,747
-43	42	-02	-05,722256	-05,328270	07,595257	39,561119	0,425273	3,390	2,672	3,169	1,063	0,748
-43	42	-02	-07,081380	-05,089066	07,766861	40,190756	0,310451	3,206	2,768	3,264	1,115	0,751

Таблиця Ж.13 - Кореляційні залежності твердості від частки пікселів (%), що відповідають трьом кутам повороту зображення при аналізі ступеня дисперсності потужності дисипації енергії по горизонтальному напрямку

Кути повороту, °			Вільний член	Коефіцієнт при параметрі				Значущість параметра				R <sub>мн</sub>
				частки пікселів, % при куті повороту			ступені дисперсності	частки пікселів, % при куті повороту			ступені дисперсності	
1	2	3		1-го	2-го	3-го		1-го	2-го	3-го		
-43	42	-02	-10,313782	-05,058507	08,617136	43,254473	0,339091	3,538	3,536	4,054	1,480	0,791
-43	42	-02	-04,794883	-05,409590	07,961612	33,605731	0,667120	3,446	2,824	2,553	1,031	0,746
-43	42	-02	-06,098752	-05,657190	08,476220	34,617724	0,347118	3,827	3,185	2,742	1,093	0,762
-43	42	-02	-18,185283	-03,860989	06,419142	35,281543	7,733845	3,036	2,938	3,798	1,821	0,854
-01	-02	03	-13,643661	-14,258330	36,541532	31,695304	2,529356	3,469	3,897	4,090	2,405	0,848
-43	42	-02	-08,632783	-05,777097	08,906389	38,524803	0,706323	4,03	3,458	3,198	1,143	0,767
-01	-02	03	-13,072752	-17,873063	36,842672	40,283044	3,019586	4,127	3,373	5,026	2,061	0,807
-43	42	-02	-17,080696	-04,742692	09,720114	44,849428	1,386274	3,70	4,903	4,972	2,286	0,831

## ДОДАТОК 3

Затверджую  
Проректор з наукової роботи



ХНТУСА  
Мельник В.І.

Погоджено

Директор ремонтного підприємства  
«Дизельсервіс»



Шержуков І.Г.

## АКТ

промислової апробації розробок Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка: «Розробка технології відновлення деталей паливної апаратури дизельних двигунів хромуванням зі зміцненням покриттів»

Ми, що нижче підписалися:

- представники виконавця - Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка, в особі керівника групи науково-дослідної роботи, д.т.н., професора Скобло Тамари Семенівни, з одного боку, і

- представника фірми "Дизельсервіс", в особі наукового керівника розробки від підприємства к.т.н. Шержукова Ігоря Гелійовича, з іншого боку, склали цей акт про те, що результати науково-дослідної роботи, отримані в період з 1 вересня 2018 года по 1 жовтня 2019 року, впроваджені на підприємстві "Дизельсервіс", м. Харкова.

Механізм модифікування структури покриттів за розробленою технологією, шляхом введення в електроліт заряджених дисперсних фаз УДА або  $Al_2O_3$ , осідають спільно з хромом на попередньо активовану обробкою (анодним декапіруванням) поверхню, полягає в збільшенні центрів кристалізації, видаленням бульбашок водню, що зменшує розмір зерна, знижує пористість, підвищує твердість покриття в 1.5-2.0 рази, знижує коефіцієнт тертя на 5-20%.

За розробленою технологією були відновлені мультиплікатори форсунок, ротори паливних насосів типу VRZ ZEXEL паливної системи "Common Rail", в кількості 57 одиниць. За даними стендових випробувань стійкість деталей по запропонованій технології відновлення підвищується в 1.5-2.0 рази, що склало, з урахуванням середньої вартості деталей 22.8 тис. грн., річний економічний ефект рівний 73,8 тис. грн.

Виконавач  
від ХНТУСА

- керівник  
д.т.н., проф.

Скобло Т.С.

- відповідальні виконавці

к.т.н.

к.т.н.

к.т.н., доц.

Ключко О.Ю.

Плугатарьов А.В.

Аветисян В. К.

Виконавач  
від ремонтного підприємства  
«Дизельсервіс»

- директор

к.т.н.

Шержуков І.Г.



Погоджено  
Директор ремонтного підприємства  
«Дизельсервіс»



Шержуков І.Г.

Затверджую  
Проректор з наукової роботи  
ХНТУСГ



Мельник В.І.

### Технологічна інструкція на відновлення деталей паливної апаратури дизельних двигунів хромуванням зі зміцненням покриттів

1. При надходженні зношених прецизійних деталей паливної апаратури дизелів, раніш зміцнених нанопокриттями або хромуванням робочої поверхні, здійснювати їх зовнішній огляд на наявність залишків попередньо зміцненого та зношеного шару, дефектів (корозії, подряпин, мікронерівностей)

2. Здійснювати оцінку ступеня зношеності прецизійних деталей паливної апаратури дизелів при наступному порядку операцій, згідно патенту України №88376 на стенді з визначенням пірометром зміни температури поверхні, відповідно до залежності (де справному стану деталей відповідає інтервал температур нагріву від 40°C до 54°C, тоді як інтервал 55-70°C – відповідає перевищенню критичного ступеня зношеності і необхідності відновлення робочої поверхні).

3. Стан покриття і залишкову товщину шару при експлуатації контролювати з використанням приладів UIT-HVmicro-1 для оцінки мікротвердості з вертикальним навантаженням индентора при навантаженнях 0,245 - 0,490N (відповідно патенту №99408).

4. У разі невідповідності параметрам виробляти їх доведення відповідно до вимог цієї інструкції або за відсутності такої можливості деталь відбракувати.

5. Після оцінки якості робочої поверхні і ступеня зношеності деталей відповідним параметрам (п.п. 1-4), піддавати їх видаленню залишків попередньо зміцненого та частково зношеного шару методом анодного розчинення шляхом обробки виробів у ванні, де катодом служить залізний її резервуар. Обробку проводити, згідно параметрів електролітичної ванни при струмі зворотної полярності. В якості електроліту застосовувати хромовий розчин електроліту, що містить 70-100 г/л Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Для уникнення руйнування основного металу, розчин не повинен містити хлориди. Параметри обробки становлять:

- при кімнатній температурі щільність струму - 20-40 А/дм<sup>2</sup>;

- при температурі 60°C - щільність струму - 20 А/дм<sup>2</sup>;

- контролювати вміст хрому в розчині для уникнення розтравлення основного металу: при кімнатній температурі не повинен бути занадто високим та при температурі 60°C така небезпека зменшується;

- час витримки визначається повним зняттям покриття, але не повинен перевищувати цього, бо при підвищенні часу обробки формується більша шорсткість поверхні, що може призводити до менш якісного при нанесенні послідовного відновлюючого шару покриття.

6. Після обробки деталей протягом 1г витримувати при t = 180°C для видалення водню. Подальша механічна обробка поверхні не потрібна.

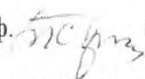
7. Провести нанесення нового зміцнюючого шару робочої поверхні хромуванням з модифікуванням електроліту ультрадисперсними домішками наноалмазів (УДА) або  $Al_2O_3$  після початку процесу електролізу. Процес здійснювати на обладнанні з забезпеченням рівномірної кристалізації нанодобавок за рахунок використання електромагнітної мішалки на протязі всього технологічного періоду відновлення деталі (згідно патенту України №95887).


8. Для хромування використовувати електроліт наступного складу: водний розчин хромового ангідриду  $CrO_3$  з масовою концентрацією 150-400г/л, 1.5-4.0 г/л хімічно чистої сірчаної кислоти  $H_2SO_4$  і домішкою наноалмазів (УДА) або  $Al_2O_3$  10-15г/л.

9. Параметри процесу: використання реверсивного струму з катодним періодом 1-2 хв., анодним 1-2с зі співвідношенням катодної та анодної щільності не більш ніж 2:1, а співвідношенням періодів тривалості їх поляризації слід витримувати в границях 50-60 відповідно. Вибір типу хромованого покриття (блискучих (більш твердих) або молочних (порівняно м'яких і еластичних)) задавати в залежності від призначення деталей, умов їх служби та вимог, що пред'являються.

10. Контроль якості покриттів здійснювати спеціальними методами за допомогою мікроінтерферометра МІІ-4, або по мікротвердості, а також, додатково, стендовим випробуванням на відповідність температури нагріву корпусу деталі паливної апаратури п. 2 інструкції.

Розробник  
ХНТУСГ

- керівник  
д.т.н., проф.  Скобло Т.С.

- відповідальні виконавці  
к.т.н.  Ключко О.Ю.

к.т.н.  Плугатарьов А.В.

к.т.н., доц.  Аветісян В. К.

Розробник

Ремонтне підприємство «Дизельсервіс»  
- директор

к.т.н.  Шержуков І.Г.

## ДОДАТОК І

### АНКЕТА

використання ефективних технологій виробництва валків з високохромистого чавуну, що забезпечують підвищення їх працездатності в процесі експлуатації

Шановний респондент! Дані дослідження проводяться фахівцями Харківського національного університету сільського господарства імені Петра Василенка з метою визначення найбільш ефективних технологічних рішень, що забезпечують підвищення споживчих властивостей високохромистих валків в процесі експлуатації.

Просимо Вас відповісти на поставлені запитання. Отримані результати будуть використані в наукових цілях. Гарантуємо анонімність даного дослідження.

1. Відливка валків з високохромистого чавуну виконання ЛПХ17НМдц в металеві форми, послідовно нагріті до температури 350-380°C і 480-500°C (елемент нового технологічного процесу) дозволила (так / ні):

1. Стабілізувати твердість	
2. Підвищити рівень фізико-механічних властивостей	
3. Мінімізувати внутрішні напруження	
4. Зменшити частку залишкового аустеніту в робочому шарі при литві	
5. Виключити термічну обробку	
6. Знизити брак прокату у споживача	
7. Знизити вартість	
8. Підвищити вартість	
9. Підвищити експлуатаційну вартість	

2. Удосконалення способу комплектування валків за рівнем коерцитивної сили дозволило (так / ні):

1. Підвищити затрати на експлуатацію валків	
2. Знизити затрати на експлуатацію валків	
3. Експлуатаційна стійкість валків зросла	
4. Експлуатаційна стійкість валків знизилась	

Таблиця І.1 – Результати експертної оцінки технологічних рішень

Технологічні рішення	Рівень довіри експертів до технологічного рішення		Поріг довіри
	позитивний	негативний	
1. Відливка валків виконання ЛПХ17НМдц в металеві форми, послідовно нагріті до температур 350-380°C і 480-500°C	0,720	-	0,5
2. Удосконалення способу комплектування валків виконання ЛПХ17 НМдц за рівнем Нс	0,685	0,271	

Таблиця І.2 – Результати розрахунку прибутку від виробництва прокатних валків із застосуванням запропонованих технологічних рішень

Показники	Технологічні рішення		
	Базовий варіант (традиційна технологія виробництва валків)	Розроблена технологія	Комплектування валків за рівнем коерцитивної сили
Ціна 1т прокатного валка, тис.грн/т	18,1	17,7	17,9
Виробнича собівартість, тис.грн/т	11,9	10,9	11,3
Витрати на підготовку поставки продукції, тис.грн/т	1,5	1,4	1,5
Повна собівартість, тис.грн/т	13,4	12,3	12,8
Прибуток від виробництва і реалізації 1т прокатного валка, тис.грн/т	4,7	5,4	5,1

Таблиця І.3 – Результати розрахунку очікуваного річного економічного ефекту від виробництва і реалізації валків з високохромистого чавуну із застосуванням способу лиття в металеві форми, послідовно нагріті до температури 350-380°C і 480-500°C

Показники	Значення
Річний обсяг виробництва продукції, т	1300
Питомий прибуток на одиницю продукції при традиційній технології, тис. грн / т	4,7
Питомий прибуток на одиницю продукції при запропонованій технології, тис. грн / т	5,4
Приріст питомої прибутку (економічний ефект), тис. грн / т	0,7
Сума річного економічного ефекту, тис. грн.	910