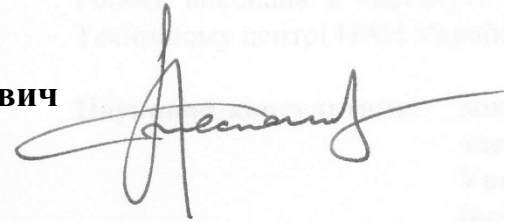


**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ АВІАЦІЙНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**

БЕСПАЛОВ Сергій Анатолійович



УДК 67.047+620.178.143.34+620.178.162.4

**СТРУКТУРНО-МОРФОЛОГІЧНІ ПРИНЦИПИ ЗНОСОСТІЙКОСТІ
ТА ЇХ РЕАЛІЗАЦІЯ В КЕРУВАННІ ПРАЦЕЗДАТНІСТЮ
НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ**

05.02.04 – тертя та зношування в машинах

АВТОРЕФЕРАТ

дисертації на здобуття наукового ступеня
доктора технічних наук

КИЇВ – 2020

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана в Інституті металофізики ім. Г.В.Курдюмова НАН України та Технічному центрі НАН України

Науковий консультант: доктор фізико-математичних наук, професор,
член-кореспондент НАН України
Уваров Віктор Миколайович,
Інститут металофізики ім. Г.В.Курдюмова НАН
України, завідувач відділу спектроскопії твердого тіла,
м. Київ

Офіційні опоненти: доктор технічних наук, професор
Дворук Володимир Іванович,
Національний авіаційний університет,
професор кафедри загальної та прикладної фізики,
м. Київ

доктор технічних наук, професор
Щепетов Віталій Володимирович,
Інституту технічної теплофізики НАН України,
провідний науковий співробітник відділу моніторингу
та оптимізації теплофізичних процесів, м. Київ

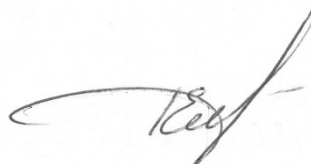
доктор технічних наук, професор
Войтов Віктор Анатолійович
Харківський національний технічний університет
сільського господарства ім. Петра Василенка,
завідувач кафедри транспортних технологій і логістики,
м. Харків

Захист відбудеться 10 вересня 2020 р. о 16⁰⁰ годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д26.062.06 в Національному авіаційному університеті за адресою: 03058, м. Київ, просп. Любомира Гузара, 1, корпус 11, ауд. 220.

З дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Національного авіаційного університету за адресою: 03058, м. Київ, просп. Любомира Гузара, 1, корпус 8.

Автореферат розісланий 7 серпня 2020 р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради
к.т.н., с.н.с.



О.Ю.Корчук

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Розвиток машинобудування вимагає підвищення потужності, надійності та довговічності деталей машин і механізмів за умов їхньої роботи у різноманітних, у тому числі агресивних середовищах при різних температурах. Сучасні знання про фізико-механічні властивості матеріалів надають можливості щодо забезпечення їхньої тривалої безаварійної експлуатації. Але близько 90 % машин та механізмів виходять з ладу не внаслідок їхнього повного руйнування, а пошкодження та зношування деталей під дією сил тертя. Пошкоджуваність робочих поверхонь порушує нормальний режим роботи, викликає удари та вібрації, заїдання та заклинювання, стає причиною додаткових навантажень, що врешті решт призводить до аварійних ситуацій.

Отже надійність, довговічність та тривалість експлуатації механізмів в більшості випадків пов'язані з трибологічними характеристиками матеріалів елементів рухомих спряжень. Тому на даний час виняткового значення набувають дослідження в галузі трибоматеріалознавства, одним з найважливіших завдань якого є встановлення взаємозв'язку між закономірностями процесів тертя та зношування з триботехнічними властивостями, структурним та фазовим складом матеріалів, керування структуроутворенням та механічними характеристиками з метою зменшення тертя і зносу. Однією з найважливіших проблем при цьому є розроблення принципів створення триботехнічних матеріалів з високою надійністю при експлуатації за умов контактної взаємодії. Набутий при цьому досвід може допомогти у вирішенні актуальних питань із заощадження енергетичних та матеріальних ресурсів, витрат на відновлення та ремонт, підвищення безпеки та продуктивності механічних систем.

Незважаючи на поширення нових матеріалів, сталі посідають важливе місце в сучасних технологіях. Через сукупність високих механічних та експлуатаційних властивостей вони широко застосовується для виготовлення деталей машин та елементів конструкцій, що працюють, зокрема, при середніх та високих питомих зусиллях і швидкостях, ударних навантаженнях та терті. Широкий спектр механічних характеристик сталей визначається їхньою мікроструктурою, фазовим складом та станом поверхні, які, переважно, формуються при термічній обробці в результаті фазових перетворень та перерозподілу вуглецю і легувальних елементів. Отже при розробленні нових та вдосконаленні існуючих технологій для підвищення зносостійкості сталевих виробів необхідно враховувати процеси трансформування структури під час тертя, а також особливості механізму взаємодії поверхонь виробів при контактній взаємодії.

Необхідно зазначити, що більшість відомих антифрикційних матеріалів розроблено емпіричним шляхом. Але набутий при цьому практичний досвід разом з теоретичними та експериментальними дослідженнями вказують на необхідність врахування не тільки комплексу фізико-механічних властивостей і фазового складу матеріалів з підвищеними трибологічними характеристиками, але й морфологічні особливості будови зміцнювальних фаз, їхній розмір та характеристики розподілу по твердому розчину. Слід зазначити, що дискретність контакту твердих тіл при терті є одним з визначальних факторів для процесів руйнування, які відбуваються на

локально навантажених ділянках поверхні. Водночас існуючий досвід створення зносостійких структур, які зустрічаються в літературі, не враховують означені нами важливі факти. В зв'язку з цим **актуальним є питання** пошуку та формування основних підходів та вимог до організації мікроструктури антифрикційних матеріалів, що мають забезпечувати тривалий термін служби пар тертя, які би пов'язували їхню внутрішню будову з особливостями контактної взаємодії, зокрема її геометрії.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконувалась в Інституті металофізики ім. Г.В.Курдомова НАН України та Технічному центрі НАН України у рамках відомчих бюджетних тем: «Дослідження фізичної природи процесів структуроутворення та фазових переходів у складнолегованих сталях спеціального призначення в нерівноважних умовах» (номер державної реєстрації 0100U001580, 2000-2002 рр.), «Розробка фізичних основ електротермічної обробки малолегованих сталей евтектоїдного складу для рейок високошвидкісних ліній залізничного транспорту» (номер державної реєстрації 0106U000553, 2006-2008 рр.), «Дослідження впливу термічної обробки, холодної пластичної деформації та покриття поверхні на фізичні та медико-технічні властивості сталей та сплавів для імплантантів» (номер державної реєстрації 0107U00078, 2007-2011 рр.), «Особливості структурних станів, які формуються в сплавах при суттєво нерівноважних умовах, їх діагностика і вплив на функціональні та фізико-механічні властивості» (номер державної реєстрації 0107U002113, 2007-2011 рр.), «Технологічні основи одержання багат шарових структур в конструкційних сталях методами швидкісної електротермообробки» (номер державної реєстрації 0110U001583, 2010-2012 рр.); в рамках виконання цільової комплексної програми фундаментальних досліджень НАН України «Фундаментальні проблеми наноструктурних систем, наноматеріалів, нанотехнологій»: «Розробка наукових засад сучасних методів дослідження і діагностики мезоскопічних систем та створення пристроїв на основі багатокомпонентних металдіелектричних шарів» (номер державної реєстрації 0110U005430, 2010-2014 рр.); в рамках виконання цільової комплексної програми фундаментальних досліджень НАН України «Фундаментальні проблеми створення нових наноматеріалів і нанотехнологій»: «Розробка фізичних засад та експериментальних основ синтезу багатофункціональних наносистем на базі низьковимірних мезоскопічних структур, які утворюються в металевих та напівпровідникових матеріалах» (номер державної реєстрації 0115U002893, 2015-2019 рр.).

Мета і завдання дослідження. Мета дисертаційної роботи – розроблення принципів зносостійкості, що ґрунтуються на закономірностях зв'язку структуроутворення з геометрією контакту взаємодії та їх реалізація в керуванні працездатністю низьколегованих сталей при обґрунтуванні оптимальних режимів термічного оброблення.

Для досягнення мети в роботі вирішувались такі завдання:

- встановити та сформулювати основні закономірності та вимоги до організації зносостійких структур, враховуючи параметри мікрогеометрії будови поверхні відомих широко розповсюджених антифрикційних матеріалів та умови дискретності контактної взаємодії при терті;

- провести аналіз впливу фазових складових та розмірних параметрів

мікроструктури на зносостійкість сталей та визначити найбільш значимі для покращення трибологічних характеристик;

- адаптувати сформульовані закономірності організації зносостійких структур з врахуванням впливу морфології фазових складових до цілеспрямованого формування мікроструктури конструкційних та інструментальних сталей після різних видів термічної обробки та у литому стані;

- обґрунтувати доцільність використання методу склерометрії для дослідження зв'язку розмірних параметрів мікроструктури, розподілу вуглецю та внутрішніх напружень конструкційних та інструментальних сталей після термічної обробки та у литому стані;

- встановити вплив морфології будови мартенситу та карбідної фази на напружений стан та зносостійкість конструкційних сталей 40X та 40XНМ після гартування від різних температур та високого відпуску;

- встановити вплив морфології карбідної фази на рівноважну шорсткість, структурно-геометричні параметри та несучу спроможність поверхні сталі 40X, яка формується під час контактної взаємодії при терті;

- встановити вплив гетерогенності мікроструктури та дисперсності дендритної структури на стійкість до зношування сталі 08Г2С у литому стані;

- встановити вплив фазового складу на трибологічні характеристики інструментальних сталей Х6ВФ, 9ХФ і 7ХНМФБ після стандартного термічного оброблення та з використанням швидкісного нагрівання до різних температур струмами високої щільності;

- з метою прогнозування трибологічних властивостей, цілеспрямованого регулювання мікроструктури та фазового складу поверхневих шарів використати сучасні інформаційні технології шляхом побудови та адаптації архітектури штучної нейронної мережі для моделювання фізико-механічних властивостей і сертифікованих структурно-геометричних параметрів поверхні для визначення, розрахунку та аналізу несучої спроможності поверхні контакту зразків сталі 40X, що утворюється під час тертя.

Об'єкт дослідження – механо-фізичні процеси контакту низьколегованих сталей.

Предмет дослідження – закономірності впливу характеру структуроутворення на зносостійкість низьколегованих сталей.

Методи дослідження. У роботі використані оптична, трансмісійна та сканувальна електронна мікроскопія, рентгеноспектральний аналіз, кількісний металографічний аналіз, вимірювання твердості за методами Брінелля та Роквела, вимірювання мікротвердості методом індентування та дряпання, трибологічні випробування, стереометричні дослідження мікротопографії поверхонь, методи математичного моделювання. Аналіз розмірів мікроструктурних складових здійснювали за допомогою комп'ютерної програми *Image-Pro Plus 4.5*. Для визначення зміни ширини подряпини вздовж її довжини при склерометричних дослідженнях використовували комп'ютерну програму *GetData*.

Наукова новизна отриманих результатів.

В роботі вирішена важлива наукова проблема, яка полягає в розробленні принципів зносостійкості, що враховують зв'язок структурно-фазового та

напруженого стану з геометрією контактної взаємодії низьколегованих сталей, та виражається у таких положеннях.

1. Вперше розроблено основні принципи організації мікроструктури сталей з метою покращення їхніх трибологічних властивостей, які враховують морфологічні особливості будови зміцнювальних фаз, їхній розмір і характер розподілу у твердому розчині, а також параметри мікрогеометрії будови поверхні та умови дискретності контактної взаємодії при терті.

2. Вперше встановлено, що для конструкційних сталей 40X та 40XНМ одним з визначальних факторів у розподілі та величині залишкових напружень, які виникають під час гартування, є вуглець. Ріст температури аустенітизації понад 1000 °С сприяє утворенню областей з його підвищеною концентрацією, що призводить до зростання внутрішніх напружень під час мартенситного перетворення та після гартування від 1160 °С є причинами тріщиноутворень. Виявлена зростаюча нерівномірність розподілу вуглецю визначає морфологію утвореного мартенситу, збільшуючи кількість (до 15...17% та 12...14% для сталі 40X та 40XНМ відповідно) та розміри кристалів голчастого мартенситу (до 3...5 мкм та до 1,5...3,5 мкм в поперечному перерізі для сталі 40X та 40XНМ відповідно), що своєю чергою впливає на морфологію карбідної фази після високого відпуску. При цьому при відпуску голчастого мартенситу великих розмірів карбідоутворення проходить в середині кристалів на мікродвійникових межах, утворюючи значні скупчення крупних карбідів (з середнім діаметром 0,12...0,2 мкм) видовженої форми, розмір, форма та місце виділення яких визначає їхню підвищену стійкість до дисоціації при пластичній деформації. Мікроб'єми матеріалу з такою морфологією будови характеризуються наявністю внутрішніх мікроспотворень, які володіють вищими відносно оточуючої мікроструктури механічними характеристиками, зокрема мікротвердістю, та стійкістю до руйнування при терті. Така будова мікроструктури дозволяє зменшити до 19% інтенсивність зношування як зразків досліджуваних сталей, так і до 29% спряженого з ним контртіла через зменшення коефіцієнту тертя з 0,199 до 0,164.

3. Вперше виявлено, що морфологія карбідної фази впливає на рівноважну шорсткість, структурно-геометричні параметри та несучу спроможність поверхні тертя сталей, яка формується під час контактної взаємодії, що суттєво позначається на її трибологічних характеристиках. Підвищення температури гартування до 1050 °С сприяє зниженню параметрів шорсткості, а також збільшенню функціональних параметрів несучої спроможності виступів з 10,5 до 16,7% та впадин з 88,3 до 92,8% поверхні тертя відпущеної сталі 40X порівняно із зразками, загартованими від 860 °С.

4. Одержали подальший розвиток питання, пов'язані з легуванням сталі 40X нікелем та молібденом, що гальмує утворення ділянок, збагаченим вуглецем, із зростанням температури аустенітизації. Цей процес супроводжується зниженням рівня внутрішніх напружень під час гартування та відповідно зростанням стійкості сталі 40XНМ до утворення гартувальних тріщин порівняно зі сталлю 40X.

5. Вперше показано, що метод склерометрії є чутливим до висококутових та субструктурних меж зерен, а ймовірність виявлення таких фрагментів мікроструктури пов'язана з її розмірними параметрами, рівнем навантаження на

індентор та кроком вимірювання. Показано, що цей метод може бути застосований для оцінки величини, знаку та розмірів полів залишкових напружень, які формуються в структурі сталей під час гартування. Оптимальним для проведення склерометричних досліджень сталей 40X, 40XHM та X6BF в загартованому та відпущеному станах визначено навантаження на індентор в 20 г, а для сталі 08Г2С у литому стані – 100 г.

6. Набули подальший розвиток питання зв'язку зносостійкості сталей у литому стані з дисперсністю її дендритної структури. Виявлено, що збільшення у 2,5 рази кількості осей дендритів та відповідно зменшення відстані між ними з 500...600 до 200...250 мкм при їхній орієнтації перпендикулярно до поверхні контактної взаємодії сприяє зменшенню на 15,9% масової інтенсивності зношування з $13,7 \cdot 10^{-8}$ до $11,5 \cdot 10^{-8}$ сталі 08Г2С у литому стані, а порівняно з гомогенною структурою – на 27,0%.

7. Розвинуто практику використання комп'ютерного моделювання для прогнозування трибологічних властивостей сталей. Шляхом поєднання результатів експериментів та моделювання з використанням інтелектуальних систем на основі штучних нейронних мереж, побудованих на моделі функціоналу на множині табличних функцій, було спрогнозовано зміну функціональних параметрів несучої спроможності поверхні тертя та відповідно до них і трибологічні характеристики відпущеної сталі 40X залежно від температури її гартування. Встановлено, що відповідно до отриманої моделі найкращі показники зносостійкості досягаються при гартуванні сталі 40X в температурному проміжку від 1050 до 1100 °С, а найгірші – при 950 °С та понад 1200 °С.

Практичне значення отриманих результатів. Запропоновано основні принципи та вимоги до організації зносостійких структур, які дають змогу при цілеспрямованому формуванні структурно-фазового та напруженого стану покращувати трибологічні характеристики сталей. Науково обґрунтовано та розроблено технологічні режими термічної обробки для підвищення зносостійкості конструкційних низьколегованих та інструментальних сталей.

На підставі дослідження закономірностей впливу температурно-часових умов гартування на структурно-фазовий та напружений стан покращуваних сталей на Приватному акціонерному товаристві «Київський електровагоноремонтний завод» рекомендовано оптимальні режими термічного оброблення валу вузла малої шестерні тягового редуктора та шестерні компресора ЕК-7 електропоїзда ЕР-9М з метою покращення їхніх експлуатаційних характеристик (Акт про використання результатів дисертаційної роботи від 17.01.2020).

Основні результати роботи впроваджено у навчальний процес кафедри інженерної механіки Української академії друкарства при викладанні лекційних курсів для підготовки бакалаврів та магістрів за напрямками 131 «Прикладна механіка» та 133 «Галузеве машинобудування» (Акт про використання результатів дисертаційної роботи від 11.02.2020).

Особистий внесок здобувача. Усі наукові результати узагальнення, висновки та рекомендації, викладені у дисертаційній роботі та виносяться на захист, отримані здобувачем особисто. Структура дисертації, а також узагальнення отриманих результатів обговорено та проведено з разом науковим консультантом. При

проведенні досліджень, а також опублікованих у співавторстві з іншими науковцями наукових працях, дисертанту належить: участь у постановці завдання, плануванні та проведенні експериментальної частини, обговоренні результатів досліджень щодо розроблення методології, апробації та застосування методу склерометрії для визначення механічних характеристик, структурних та фазових складових сталей [1, 2, 6, 7, 14, 17, 18, 25, 26, 30, 31]; участь у постановці завдання, плануванні та проведенні експериментальної частини, обговоренні результатів досліджень щодо впливу хімічного та фазового складу, а також морфології мартенситної та карбідної фази на зносостійкість конструкційних сталей [3, 5, 27 – 29]; участь у постановці завдання, плануванні та проведенні експериментальної частини, обговоренні результатів досліджень щодо впливу хімічного та фазового складу, а також морфології мартенситної та карбідної фази на зносостійкість інструментальних сталей [4, 13]; участь у постановці завдання, плануванні та проведенні експериментальної частини, обговоренні результатів досліджень щодо впливу морфології карбідної фази на шорсткість, структурно-геометричні параметри та несучу спроможність поверхні сталей, яка формується під час контактної взаємодії при терті, а також прогнозування за допомогою математичного моделювання шляхом використання штучних нейронних мереж динаміки зміни трибологічних властивостей в залежності від температурних умов термічної обробки [22 – 24, 42]; участь у постановці завдання, плануванні та експериментальної частини, обговоренні результатів досліджень щодо впливу високоенергетичних методів зміцнення поверхневих шарів на механічні та функціональні властивості поверхонь конструкційних сталей, функціональних та спеціальних сплавів [8 – 12, 19 – 21, 32 – 41].

Апробація результатів дисертації. Основні результати, та положення представлені в дисертаційній роботі, доповідались та обговорювались на міжнародних та вітчизняних конференціях: Международная научная конференция «Берштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» (Москва, 26-27 октября 2004), Международная конференция «Современное материаловедение: достижения и проблемы» MMS-2005 (Киев, 26-30 сентября 2005), Міжнародна наукова конференція «Фізика конденсованих систем та прикладне матеріалознавство» (Львів, 11-13 жовтня 2007), 4 Міжнародна конференція «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій» (Львів, червень 2009), II Международная научная конференция «Наноструктурные материалы – 2010: Беларусь–Россия–Украина» НАНО-2010 (Киев, 19-22 ноября 2010), II Всеукраїнська конференція молодих вчених «Сучасне матеріалознавство: матеріали та технології» СММТ-2011 (Київ, 16-18 листопада 2011), III Международная научная конференция «Наноструктурные материалы – 2012: Россия–Украина–Беларусь» НАНО-2012 (Санкт-Петербург, 19-22 ноября 2012), IV Международная научная конференция «Наноразмерные системы: строение, свойства, технологии» НАНСИС-2013 (Киев, 19-22 ноября 2013), VI Международная научная конференция «Наноструктурные материалы – 2014: Беларусь–Россия–Украина» НАНО-2014 (Минск, Беларусь, 7-10 октября 2014), International meeting «Clusters and nanostructured materials» CNM-4 (Uzhhorod, 12-16 October 2015), Конференція «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем» (Київ, 25-27 травня 2016), V Международная научная конференция

«Наноструктурные материалы – 2016: Беларусь–Россия–Украина» НАНО-2016 (Минск, 22-25 ноября 2016), V Наукова конференція «Нанорозмірні системи: будова, властивості, технології» НАНСИС-2016 (Київ, 1-2 грудня 2016), VI Наукова конференція «Нанорозмірні системи: будова, властивості, технології» НАНСИС-2019 (Київ, 4-6 грудня 2019), в цілому результати дисертаційної роботи доповідались на засіданні науково-технічного семінару зі спеціальності 05.02.04 – тертя та зношування в машинах 3 березня 2020 року.

Публікації. Основні результати дисертації опубліковані в 42 наукових працях, включаючи 24 статті у наукових фахових виданнях, з яких 12 входять до наукометричних баз даних Scopus та/або Web of Science, 2 патенти України, 16 тез доповідей на конференціях різного рівня.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається зі вступу, 6 розділів, що містять 138 рисунків та 21 таблицю, висновків, списку використаних джерел з 676 позицій (з них 78 латиницею) та 3 додатків. Обсяг основного тексту дисертації складає 280 сторінок, а повний обсяг роботи – 439 сторінок друкованого тексту.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У вступі обґрунтовано вибір теми досліджень, вказано зв'язок роботи з науковими проектами, сформульовано мету, завдання, а також описано методи досліджень, подано наукову новизну і практичне значення отриманих результатів, відзначено особистий внесок здобувача, наведено відомості про публікації та апробацію за темою досліджень, а також структур та обсяг дисертаційної роботи.

У першому розділі дисертаційної роботи зроблено аналіз сучасного стану досліджень і розробок в галузі трибоматеріалознавства. Вказано, що серед накопичених світовою практикою методів і способів запобігання зносу машин і механізмів на практиці найбільш широке розповсюдження отримали технологічні, зокрема матеріалознавчі, способи підвищення зносостійкості вузлів тертя, оскільки вони надають можливість керувати властивостями деталей вузлів тертя в широкому діапазоні та повною мірою враховувати особливості зношування виробів в конкретних умовах їхньої роботи. Відзначено, що на даний час існує низка теорій зношування, зокрема адгезійні теорії Хольма, Боудена-Тейбора, Барвелла та Стронга, енергетична теорія Фляйшера, молекулярно-механічна теорія або теорія втомного зношування І.В.Крагельського, механіко-геометричні теорії тертя та зношування М.М.Хрущова, М.А.Бабічева та Кокса, комбіновані теорії. Але глибокого розуміння проблеми в зазначених теоріях поки ще не досягнуто. Найбільш узагальнюючими вважаються адгезійна та втомна теорії, які розглядають взаємодію дискретних елементів поверхні, здатні пояснити відокремлення частинок металу від тіл, що труться, та винос їх з продуктами зношування при сухому терті. Проведений аналіз зв'язку зносостійкості з механічними властивостями сталей дозволив зробити висновок, що жодна із стандартних механічних характеристик не може слугувати критерієм оцінки стійкості сталей до зношування. Тому для трибологічних властивостей сталей крім механічних характеристик суттєве значення мають мікроструктура та фазовий склад. Аналіз літератури показує, що вивчення ролі структурних складових, що визначають зносостійкість сталей, є

одним з важливих напрямів досліджень трибоматеріалознавства, а оптимальна структура матеріалу та його властивості можуть бути різними в залежності від умов тертя. Зерна аустеніту, пакети мартенситу, карбідна фаза є тими елементами структури, які суттєво впливають на стійкість металевих поверхонь до зношування. Але досі не існує однозначної думки щодо впливу розмірів, форми та питомої частки карбідів, розміру аустенітного або феритного зерна, морфології мартенситу на трибологічні характеристики сталей. Крім того, все ширшого розповсюдження для підвищення працездатності поверхонь тертя отримують методи нанесення як металевих, так і керамічних покриттів різного функціонального призначення. Але, як і для металевих матеріалів в літературі не має єдиної думки щодо впливу морфології структури кераміки на її зносостійкість. Відзначено, що дискретність контакту твердих тіл при терті є одним з визначальних факторів для процесів руйнування, які відбуваються на локальних навантажених ділянках поверхні. Водночас принципи створення зносостійких структур, які зустрічаються в літературі, не пов'язують з таким важливим фактом. На основі проведеного аналізу літератури в заключній частині розділу сформульовані основні проблеми, напрями та задачі дослідження, приведені в дисертаційній роботі.

У другому розділі описано матеріали та методики досліджень. Досліджено: конструкційні низьколеговані сталі 40X та 40XНМ промислової виплавки після стандартних режимів термічної обробки, гартування від підвищених температур з нагріванням у печі та високого відпуску; інструментальні сталі Х6ВФ, 9ХФ і 7ХНМФБ промислової виплавки після стандартних режимів термічної обробки та після гартування від підвищених температур з швидкісним нагрівання за допомогою пропускання через тіло зразків електричного струму; сталь 08Г2С, наплавлена методом електродугового наплавлення під флюсом на суцільнокатане вагонне колесо.

Склерометричні випробування проводили на шліфах досліджуваних сталей на стандартному приладі ПМТ-3 при рівномірному переміщенні предметного відносно індентора з постійною швидкістю 10,5 мкм/с. Індентором слугувала стандартна чотиригранна алмазна піраміда з кутом заточування $\approx 136^\circ$. Навантаження на індентор складало $P = 10, 20$ і 50 г. Характер зміни ширини подряпини вивчався на довжині $1 \dots 6$ мм з кроком $h = 1,5 \dots 5,0$ мкм. Для цього за допомогою оптичної мікроскопії послідовними полями зору робили її фотографії, які в певній комп'ютерній програмі формували в цільне зображення. За фотографією створювали графічну схему подряпини, яку оцифровували за допомогою комп'ютерної програми *GetData* та за визначеними координатами точок (x_i, y_{ij}) визначали з кроком h ширину подряпини b_i (рис. 1). За отриманим масивом значень визначали величину мікротвердості H_i в i -тій точці за формулою:

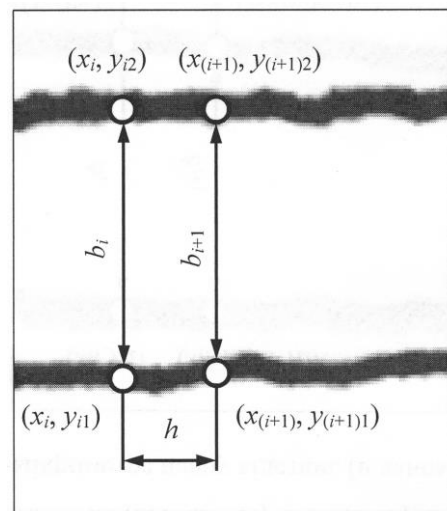


Рис. 1. Схема визначення ширини подряпини (b_i) вздовж її довжини з кроком (h) за допомогою програми *GetData*.

$$H_{i\Box P} = \frac{3.708P}{b_i^2} \quad (1)$$

За координатами (x_i, H_i) будували залежності, які відображали зміну значень мікротвердості поверхонь досліджуваних сталей.

Твердість за методом Брінелля визначали на приладі ТШ-2М, а за методом Роквелла – на приладі ТК-2М.

Визначення зносостійкості досліджуваних сталей проводили в режимі тертя ковзання без мащення на машині 2070 СМТ-1 за схемою «диск-колодка» в парі тертя з контртілом із сталі 45 твердістю для конструкційних сталей 42...44 HRC, а інструментальних 50...52 HRC. Зразки конструкційні сталей у вигляді сегментів виготовляли точінням та фрезеруванням з заготовок, які попередньо пройшли термічну обробку. Аналіз зносостійкості інструментальних сталей та в литому стані через брак матеріалу проводили на зразках у вигляді прямокутного паралелепіпеду розміром 9,8×8,0×5,0 мм, для випробування яких було сконструйовано спеціальний тримач. На початку випробувань для повного прилягання поверхні зразків до контртіла проводили їхнє припрацювання. Після цього зразки зважували та встановлену вагу приймали за вихідну. Дослідження проводили етапами тривалістю від 30 хв. до 1 год. з перервами для визначення величини зносу. Зношування оцінювали за середнім значенням випробування 6...7 зразків.

Масову інтенсивність зношування I_m розраховувалась за формулою

$$I_m = \frac{\Delta m}{\rho \cdot S \cdot P}, \quad (2)$$

де ρ – густина матеріалу;

S – шлях тертя;

P – геометрична площа контакту.

Мікроструктуру, структурно-фазовий та рентгеноспектральний аналіз проводили методами оптичної, трансмісійної та сканувальної електронної мікроскопії.

Зеренну структуру досліджуваних сталей після гартування виявляли методом хімічного травлення за допомогою насиченого водного розчину пікринової кислоти з додаванням 3...5 % поверхнево-активних речовин. Внутрішня структура зерен виявлялась ніталлю. Дослідження границь зерен сталей після відпуску проводили після іонно-плазмового (вакуумного катодного) травлення, який здійснювали в розрядній камері за допомогою вакуумного універсального поста ВУП-4.

При оцінці розмірних характеристик мікроструктури досліджуваних сталей використовували комп'ютерну програму *Image-Pro Plus 4.5*, за допомогою якої обробляли графічні схеми фотографій мікроструктур (рис. 2).

Аналіз литої структури проводили за визначенням її дисперсності, яку розраховували за формулою

$$D = \frac{n}{\Sigma L}, \quad (3)$$

де ΣL – сумарна довжина осних ділянок на січній прямій, проведеній

перпендикулярно до напрямку осей дендритів;

n – кількість осних ділянок на січній прямій.

Будову поверхні контактної взаємодії вивчали за допомогою растрового електронного мікроскопу TESLA при збільшеннях до 5000 раз.

Стереометричні досліджень мікротопографії поверхонь здійснювали на комп'ютеризованому стереометричному профілометрі фірми Rank Taylor Hobson зі скануючою голівкою Taliscan з кроком квантування 1...2 мкм. Аналіз несучої спроможності поверхні контакту сталі здійснювали за результатами моделювання сертифікованих структурно-геометричних параметрів поверхні залежно від її шорсткості.

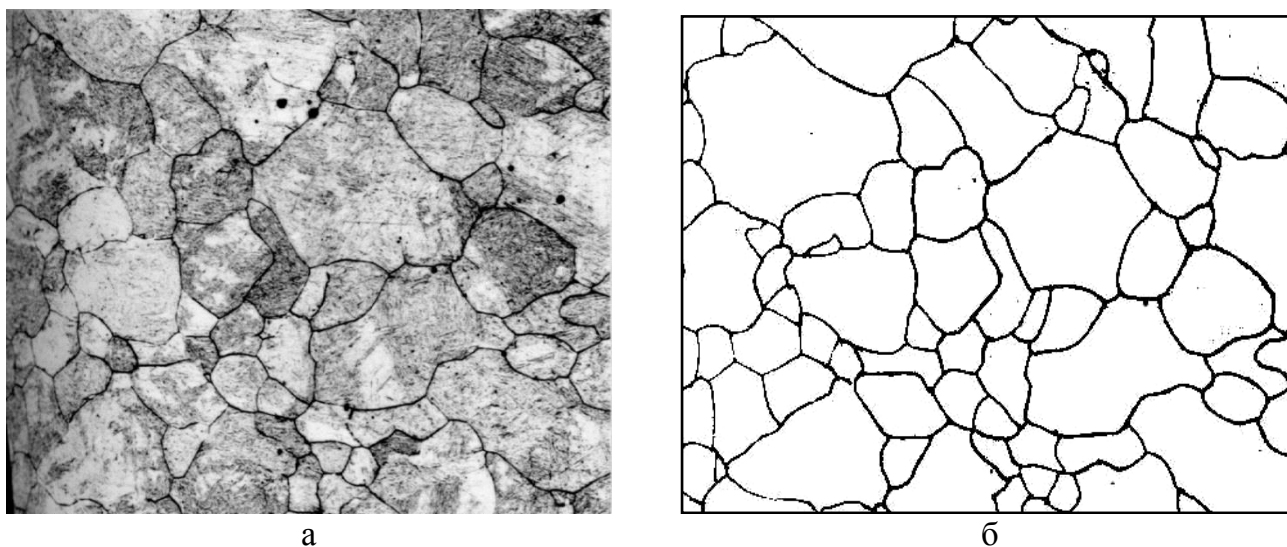


Рис. 2. Фотографія мікроструктури (а) та створена у відповідності до неї графічна схема (б) аустенітних зерен для визначення їхніх параметрів за допомогою програми *Image-Pro Plus 4.0*.

Для прогнозування трибологічних властивостей використовували інтелектуальну систему на основі штучного нейронного моделювання при адаптації нейромережевого контролера нечіткої логіки, написаного на мові програмування C# на платформі Microsoft.NET2.0.

Третій розділ присвячено вивченню впливу характеру структуроутворення на зносостійкість конструкційних низьколегованих сталей.

В першому підрозділі третього розділу вивчені шляхи формування будови мікроструктури для підвищення зносостійкості металевий матеріалів. Відзначено, що для забезпечення високої зносостійкості широко використовується принцип Шарпі-Бочвара, який описує особливості розташування фаз в поверхневих шарах антифрикційних сплавів. Але більшість матеріалів антифрикційного призначення розроблено емпіричним шляхом, а в літературі майже не зустрічаються роботи, що аналізують залежність зносостійкості від розмірних параметрів мікроструктури та пов'язують мікроструктуру матеріалів зі схемою розташування плям контакту шорстких поверхонь твердих тіл при терті.

На прикладі вивчення мікроструктури зразків високоолов'янистого бабіту Б83 та його свинцево-олов'янистого замітника БТ, які мали найкращі експлуатаційні характеристики в парі тертя «сталь-бабіт», було здійснено аналіз розмірів та

характеру розподілу твердіших складових. Встановлено, що розміри інтерметалідів SnSb в сплаві Б83 знаходяться в межах 10,0...50,0 мкм (рис. 3, а, в) з середнім значенням 31,60 мкм, а в сплаві БТ – 15,0...55,0 мкм відповідно з середнім значенням 32,54 мкм (рис. 3, в, г). Усереднена відстань між зазначеними включеннями в обох сплавах знаходиться в межах 125,0...155,0 мкм.

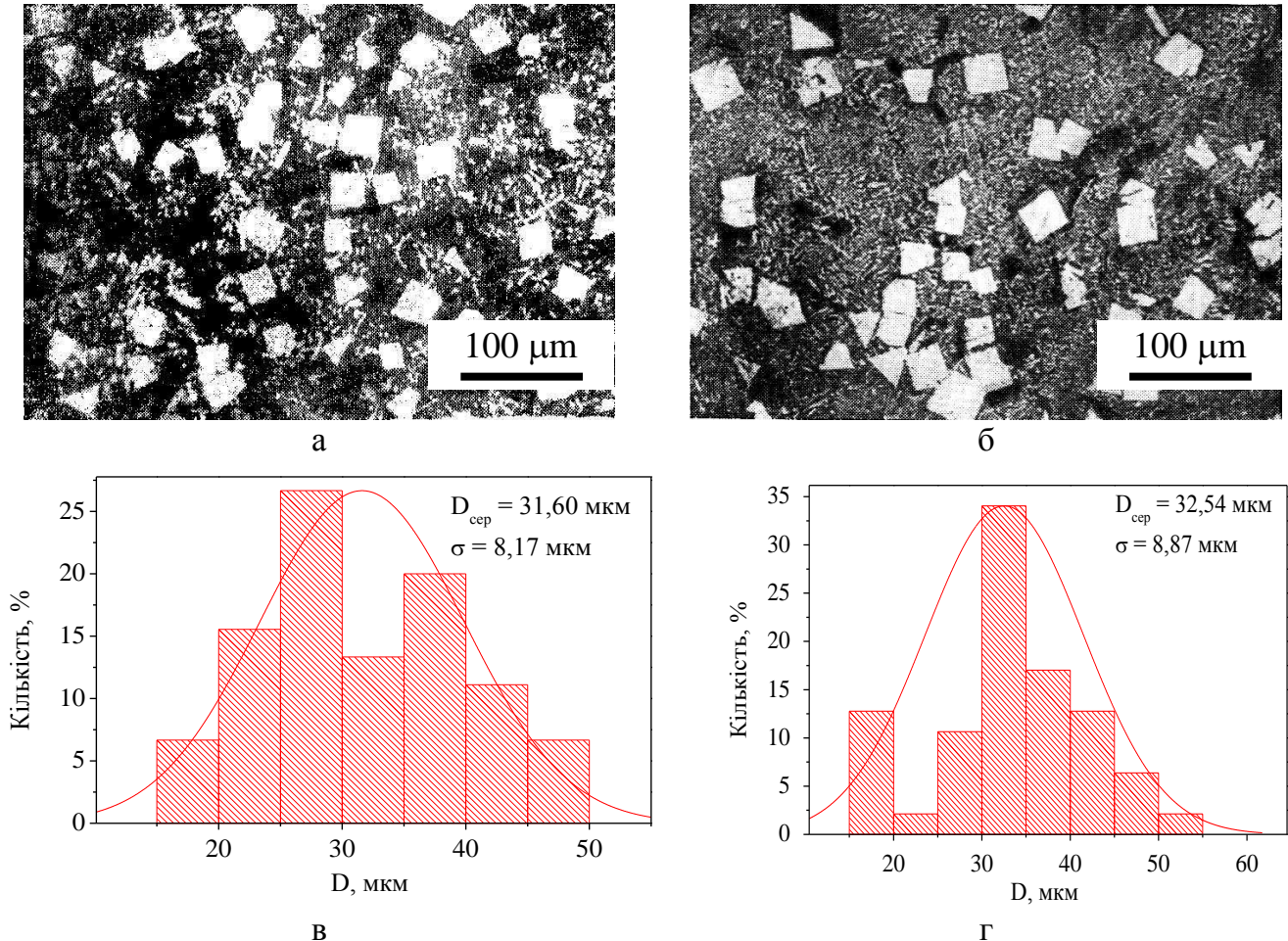


Рис. 3. Мікроструктура бабітів Б83 (а) та БТ (б) з відповідними гістограмами розподілу за середніми діаметрами (D) гранчастих інтерметалідів SnSb.

Водночас експериментально та теоретично встановлено, що середній діаметр плям контакту знаходиться в межах 6...30 мкм, а відстань між плямами контакту при питомому навантаженні, близькому до умов експлуатації досліджуваних бабітів, складає 80...120 мкм. Порівнюючи зазначені значення з даними розрахунку схем мікроструктури бабітів зроблено припущення, що висока зносостійкість пари тертя «сталь-бабіт» пов'язана з тим, що розміри та розподіл структурних складових бабітів з підвищеними механічними характеристиками є близькими до розмірів та розподілу плям контакту в схемі контакту твердих тіл при терті.

Водночас відомо, що після припрацювання вузла тертя поверхні його деталей набувають певної шорсткості, яка в більшості випадків зберігається за весь час експлуатації, залежить лише від умов роботи рухомого спряження (навантаження, швидкості, умов мащення тощо) і не залежить від початкових параметрів геометрії поверхні. Тобто, відбувається формування певної, встановленої схеми контакту тіл при терті, яку можна назвати оптимальною механічною схемою контактної

взаємодії. Враховуючи зазначене сформульовано основні принципи та вимоги до організації зносостійких структур:

1. Початково створена або сформована після припрацювання неоднорідність поверхні матеріалу за механічними характеристиками, розмірами та розподілом повинна відповідати оптимальній схемі контактної взаємодії вузла тертя за даних умов експлуатації.

2. Локальні ділянки мікроструктури з підвищеними механічними характеристиками, які потенційно можуть виконувати роль плям контакту, мають мати високу міцність, тріщиностійкість, в тому числі й по межах твердих фаз з матрицею.

3. Ділянки твердих фаз повинні розташовуватись в оточенні більш м'якої основи, здатної відігравати і демпфуючу роль, забезпечуючи тривалий термін служби пар тертя.

Другий підрозділ третього розділу присвячено вивченню впливу мікроструктури на зносостійкість сталі 40X. Використовуючи відому особливість впливу температури гартування на розмірні параметри та морфологію мартенситу проводили дослідження впливу структуроутворення сталі 40X після гартування від 860, 1050, 1160 °С, а також високого відпуску при 600 °С. Встановлено, що підвищення температури гартування з 860 до 1050 та 1160 °С зменшує твердість за Брінеллем відпущеної сталі 40X від 2636 до 2499 та 2457 МПа відповідно.

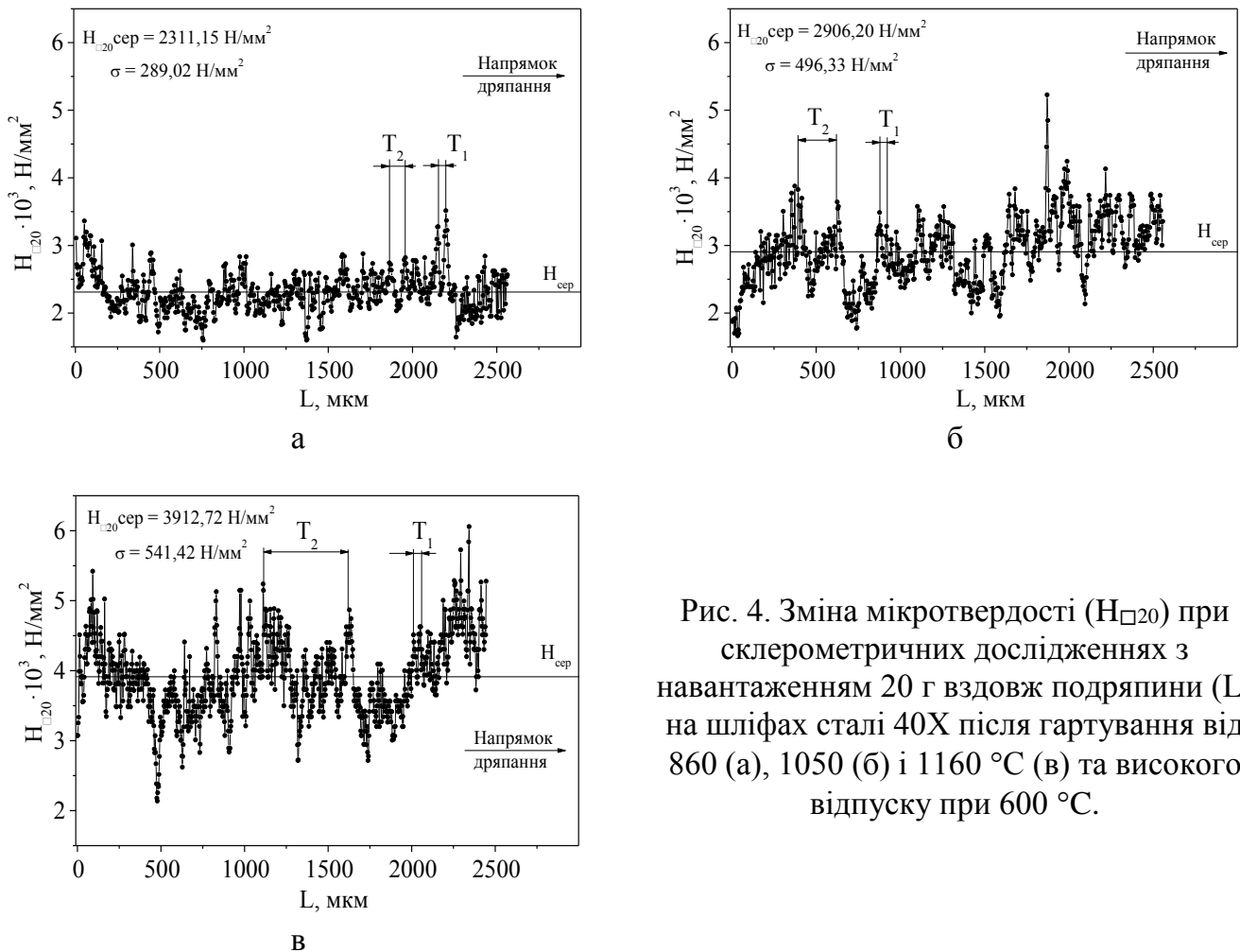


Рис. 4. Зміна мікротвердості ($H_{\square 20}$) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини (L) на шліфах сталі 40X після гартування від 860 (а), 1050 (б) і 1160 °С (в) та високого відпуску при 600 °С.

Водночас проведення склерометричних досліджень сталі 40X в загартованому стані при навантаженні на індентор 20 г з кроком 2...4 мкм показало, що після гартування від 860 та 1050 °С середнє значення мікротвердості $H_{\text{сер}}$ зразків при навантаженні на індентор 20 г не змінюється та залишається на рівні $6,8 \cdot 10^3$ Н/мм², а гартування від 1160 °С збільшує $H_{\text{сер}}$ до 8000 Н/мм². При цьому розкид значень мікротвердості у всіх випадках є приблизно однаковим. Після відпуску при 600 °С середнє значення мікротвердості відпущених зразків з підвищенням температури гартування від 860 до 1050 та 1160 °С зростає з $2,3 \cdot 10^3$ до $2,9 \cdot 10^3$ та $3,9 \cdot 10^3$ Н/мм² відповідно при суттєвому зростанні інтервалу розкиду значень з $(1,5...3,5) \cdot 10^3$ до $(1,7...5,2) \cdot 10^3$ та $(2,1...6,1) \cdot 10^3$ Н/мм² (рис. 4).

Крім того, як в загартованих, так і відпущених зразках вздовж подряпини спостерігаються два типи максимумів мікротвердості. До першого відносяться найближчі один до одного, середня відстань T_1 між якими практично не змінюється залежно від температури гартування і знаходиться в межах 46,8...55,5 мкм. До другого – максимуми з більшим періодом T_2 , який збільшується з 122,1...147,6 до 240,0...250,0 та 489,2...611,4 мкм та чіткіше виявляється при зростанні температури гартування (рис. 5).

Металографічні дослідження мікроструктури сталі 40X в загартованому стані показали, що збільшення температури гартування з 860 до 1050 та 1160 °С сприяє росту середнього діаметру аустенітного зерна з 22,1 до 101,7 та 239,2 мкм (рис. 6), середнього розміру пакетів мартенситу з 8,9 до 53,4 та 111,5 мкм відповідно. При цьому поперечний переріз рейок мартенситу змінюється в несуттєво з 0,37 та 0,52 та 0,53 мкм відповідно.

Трансмійні електронно-мікроскопічні дослідження показали, що в мікроструктурі загартованих від різних температур зразків сталі 40X присутній мартенсит двох типів – пакетний з рейковою будовою та голчастий (рис. 7). При цьому з підвищенням температури гартування до 1050 та 1160 °С збільшуються розміри та об'ємна частка голчастих кристалів, всередині яких з'являються мікродвійникові межі.

Після високого відпуску величина зерна сталі не змінюється. Водночас підвищення температури гартування сприяє не тільки збільшенню розмірів голчастих кристалів мартенситу, а й зростанню величини карбідів, які виділяються в них після покращення. При цьому при відпуску пакетного мартенситу виділення більш дисперсних та рівноосних карбідів відбувається, переважно, на межах рейок, а голчастого – на мікродвійникових межах всередині кристалів мартенситу (рис. 8, а, б). Середній діаметр карбідів загартованої від 860, 1050 та 1160 °С та

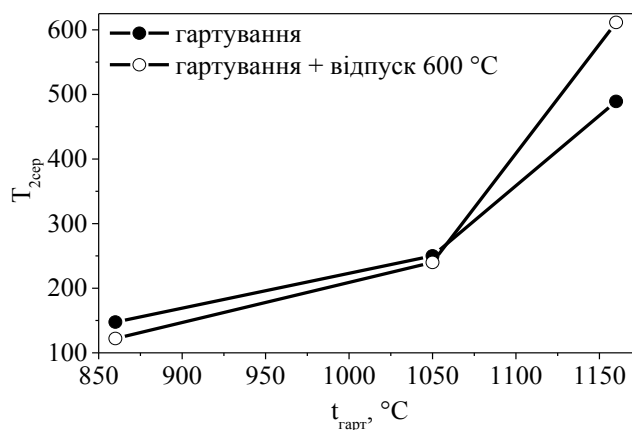
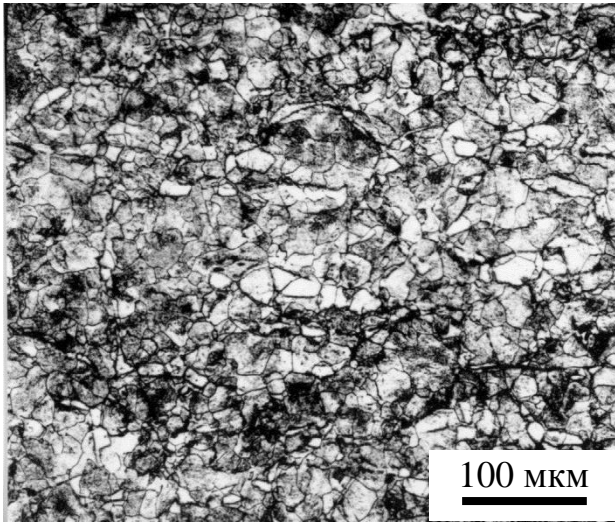
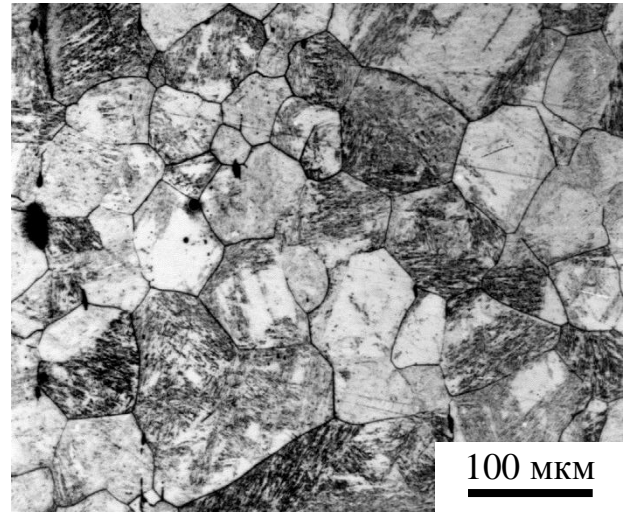


Рис. 5. Залежність зміни середньої величини періодичності максимумів мікротвердості ($T_{2\text{сер}}$) від температури гартування ($t_{\text{гарт}}$) зразків сталі 40X.

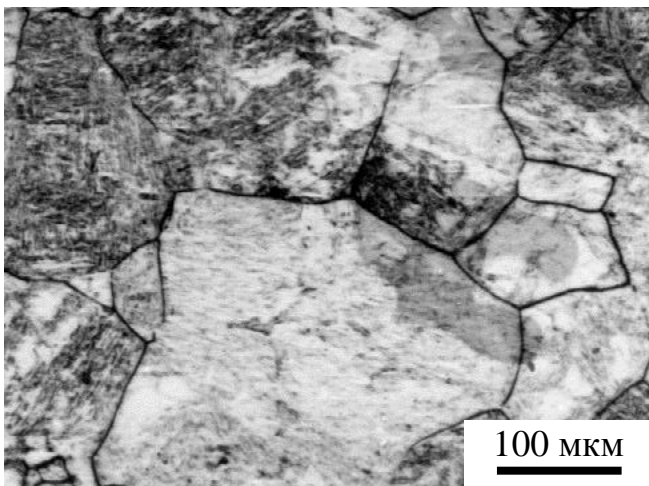
відпущеної сталі 40X, складає 0,049, 0,056 та 0,061 мкм відповідно при появі після гартування від підвищених температур крупних карбідів розміром близько 0,2 мкм (рис. 8, в, г).



а



б



в

Рис. 6. Мікроструктура сталі 40X після гартування від температур 860 (а), 1050 (б) та 1160 °С.

Для встановлення зв'язку між зміною мікротвердості при склерометричних дослідженнях з характером мікроструктури вивчали особливості зміни ширини подряпини при перетині границь зерен та субзерен на однофазній структурі крупнокристалічного армко-заліза з середнім діаметром зерна 350,0 мкм при навантаженні на індентор 20 та 50 г.

Встановлено, що зазначені пікові значення відповідають середній відстані між межами зерен та субструктурних елементів. Кожне наближення індентора до межі зерна або субзерна супроводжується зменшенням ширини подряпини, а перехід через межу – її збільшенням (рис. 9, а).

Співставлення значення періоду T_1 при навантаженні на індентор $P = 10$ г з параметрами структурних елементів сталі 40X (табл. 1) показує, що найближчими до 28,0...29,5 мкм значення спостерігаються у середнього діаметра аустенітних зерен після гартування від 860 °С ($D_3 = 22,1$ мкм). Отримані значення D_3 після гартування від 1050 та 1160 °С 101,7 та 239,2 мкм відповідно можна вважати

кратними інтервалу 28,0...29,5 мкм з коефіцієнтом 4 та 8.

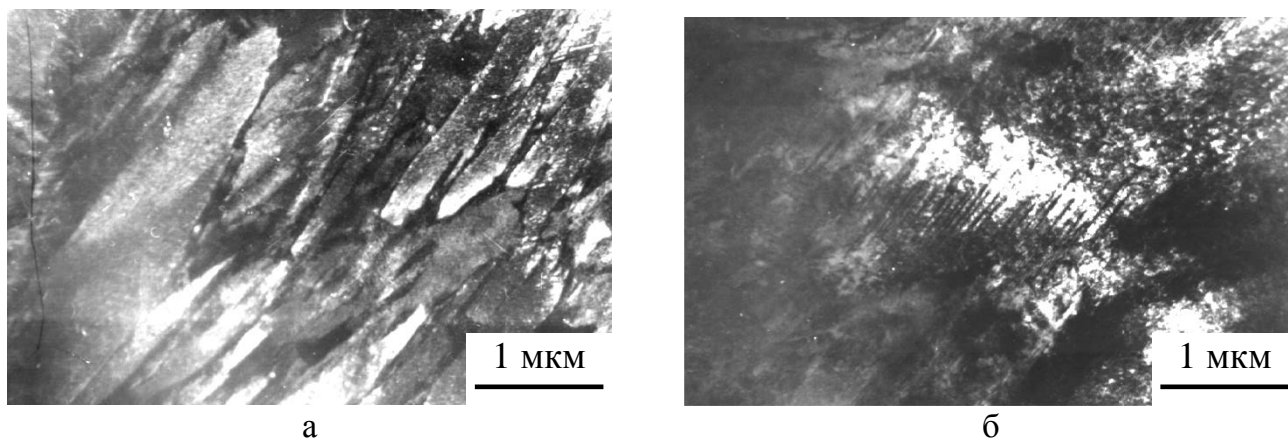


Рис. 7. Мікроструктура пакетного (а) і голчастого (б) мартенситу в загартованій від 1050 °С сталі 40Х.

В результаті виявлена певна циклічність даного процесу та визначено, що середня відстань між максимальними значеннями мікротвердості складає 137,0 мкм та не залежить від навантаження.

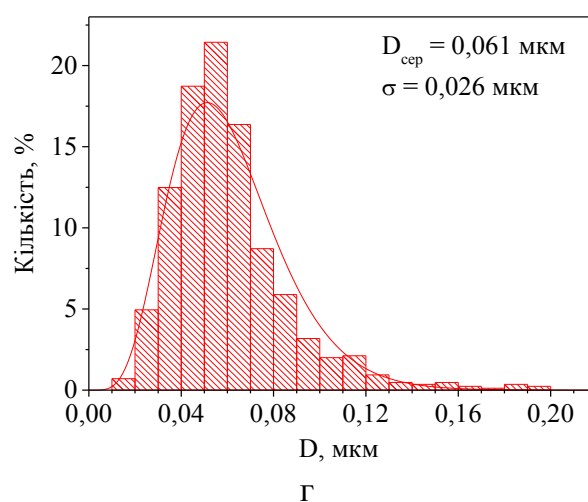
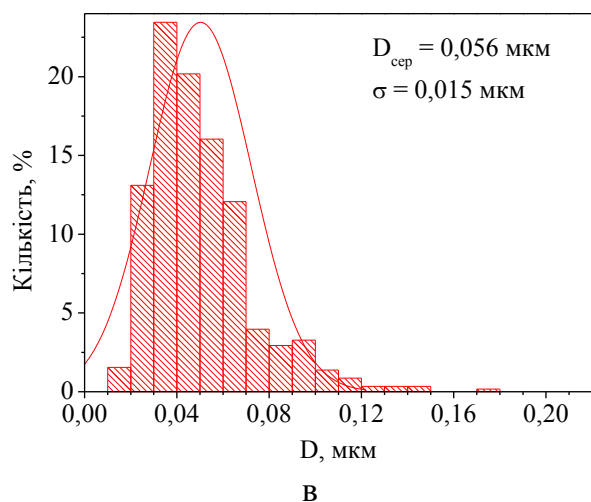
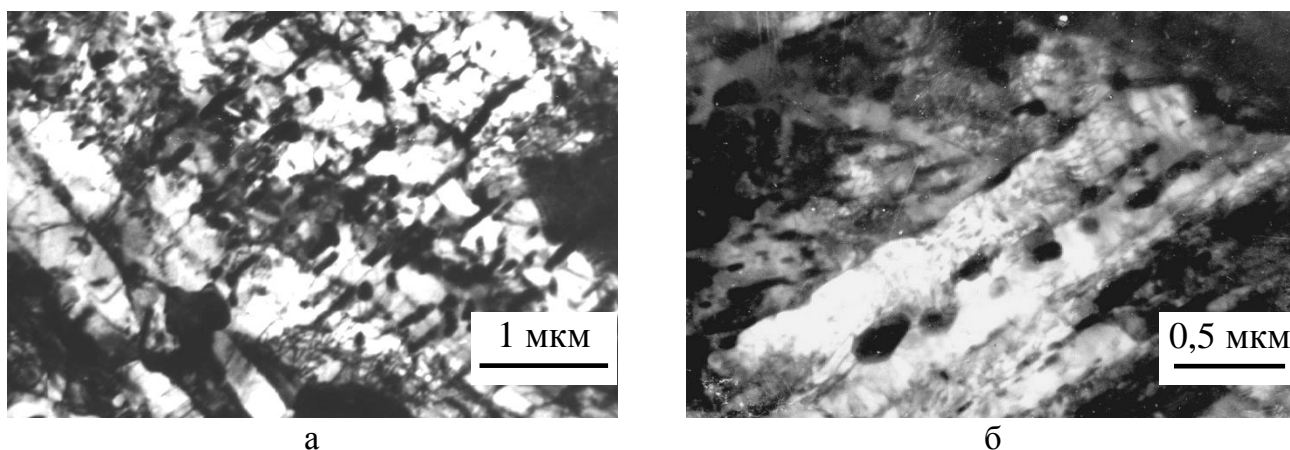
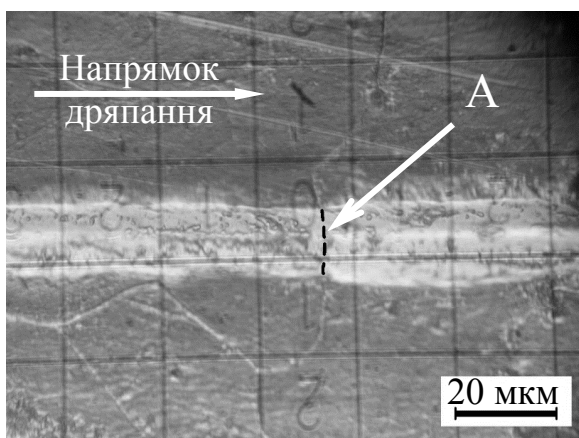
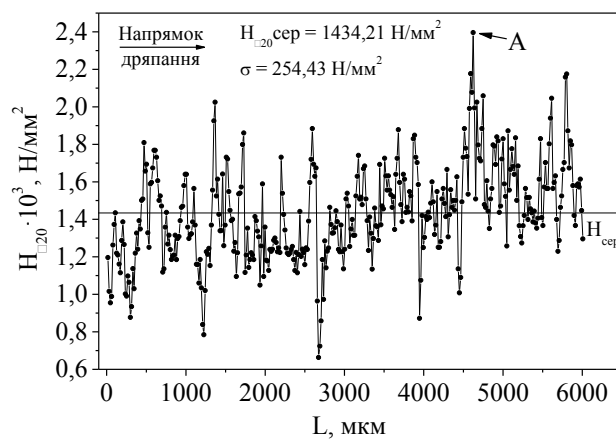


Рис. 8. Мікроструктура сталі 40Х після гартування від 1050 °С (а), 1160 °С (б) і високого відпуску при 600 °С та розподіл діаметру карбідів (D) за розмірами після зазначених термообробок (в) і (г) відповідно.



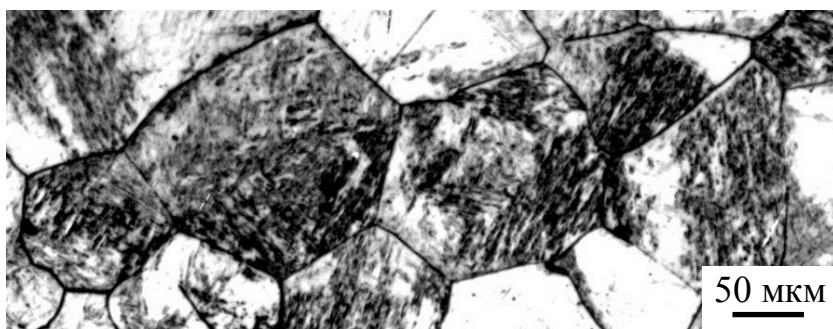
а



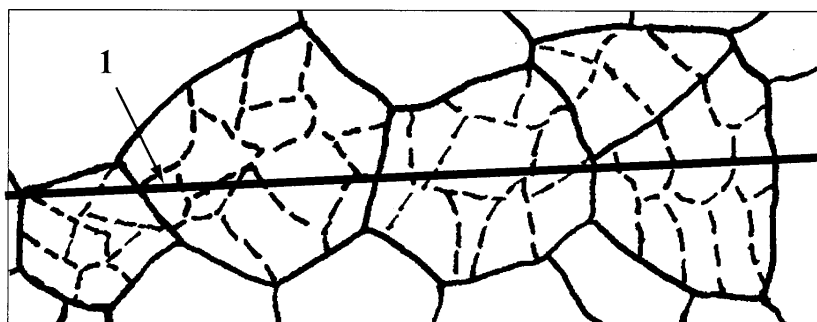
б

Рис. 9. Мікрофотографія подряпини на шліфі зразка армко-заліза при навантаженні на індентор 20 г (а) та відповідні до неї значення мікротвердості $H_{\square 20}$ (б). Літерою А вказано місце проходження індентора через міжзеренну межу.

Аналіз характеру проходження подряпини через елементи мікроструктури на прикладі загартованої від $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ сталі 40Х показав (рис. 10), що, хоча переріз аустенітного зерна містить в собі від 5 до 13 перерізів пакетів мартенситу, подряпина, незалежно від її напрямку, може перетнути в середньому межі 4 пакетів. Це співпадає з кратністю відношення D_3 , зазначеною вище, для температури гартування $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ до періоду T_1 . Для зразків сталі 40Х після гартування від $1160\text{ }^{\circ}\text{C}$ величина T_1 мала би зрости удвічі. Але можна припустити, що вона не змінилась за рахунок утворення розвиненої субструктури мартенситу у вигляді блоків, межі яких, очевидно також впливають на значення мікротвердості при склерометричних випробуваннях.



а



б

Рис. 10. Фрагмент мікроструктури загартованої від $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ сталі 40Х (а) та схема (б) перетину подряпиною (1) меж аустенітних зерен та пакетів мартенситу (суцільні та пунктирні лінії відповідно)

Отже фактором, який визначає циклічність T_1 зміни мікротвердості при

навантаженні на індентор $P = 10$ г зразків після гартування від 860 °С є межі зерен, від 1050 °С – межі зерен та пакетів мартенситу, а від 1160 °С – межі зерен, пакетів та блоків мартенситу. При збільшенні навантаження до 20 та 50 г суттєво зростає ширина подряпини, в зв'язку з чим значно зростає площа, за якою визначається усереднене значення мікротвердості, що зменшує точність методу для виявлення меж пакетів, блоків мартенситу та призводить до зростання періоду T_1 до 46,8...55,5 мкм.

Аналіз мікроструктури показав, що зміна величини періодів T_2 з підвищенням температури гартування не корелює з жодним з розмірних параметрів структурних формувань – аустенітних зерен (D_3), пакетів (D_{Π}) та рейок мартенситу (L_P) (табл. 1).

Таблиця 1.

Залежність середніх розмірів елементів структури сталі 40Х та середньої відстані між максимумами значень мікротвердості T_2 вздовж подряпини залежно від температури гартування.

$t_{\text{гарт}}, \text{ }^\circ\text{C}$	Середній розмір елементів структури після гартування*, мкм			$T_2, \text{ мкм}$	$T_1, \text{ мкм}$ $P = 10 (20, 50) \text{ г}$
	D_3	D_{Π}	L_P		
860	22,1	8,9	0,37	122,1...147,6	28,0 (46,8)
1050	101,7	53,4	0,52	240,0...250,0	28,0 (52,0)
1160	239,2	111,5	0,53	489,2...611,0	29,5 (55,5)

* D_3 – середній діаметр аустенітних зерен; D_{Π} – середній діаметр пакетів мартенситів; L_P – середній поперечний переріз рейок мартенситів.

Відомо, що утворення мартенситу різного структурного типу визначається насамперед температурою його формування, яка залежить від складу сплаву, а голчастий мартенсит утворюється, переважно, при гартуванні високовуглецевих сталей. Тому виявлене підвищення та зміна характеру циклічності значень мікротвердості з періодом T_2 , збільшення розкиду її значень при зростанні температури гартування, очевидно, пов'язане із зростанням нерівномірності розподілу вуглецю та утворенням в сталі 40Х мікрооб'ємів, що чергуються, які за хімічним складом відповідають високовуглецевій або низьковуглецевій сталі. Зазначена нерівномірність, що підсилюється зі збільшенням температури гартування, сприяє утворенню в об'ємах з підвищеним вмістом вуглецю голчастого мартенситу із значною кількістю мікродвійників всередині, на яких після високого відпуску виділяються крупні карбіди.

Макроскопічні дослідження зразків сталі 40Х показали, що підвищення температури гартування до 1160 °С збільшує ймовірність появи гартувальних тріщин, які розповсюджуються незалежно від меж елементів структури. Співставлення результатів склерометричних досліджень з процесами тріщиноутворення дозволило встановити, що 98 % тріщин спостерігаються в областях з мінімальними значеннями мікротвердості. Це вказує на зв'язок особливостей розподілу вуглецю і його впливу на напружений стан сталі та її

структуру, що формуються в результаті термічної обробки. При цьому зареєстровані екстремуми зміни мікротвердості, які в 2,5...3 рази відрізняються за величиною, пов'язані, очевидно, не тільки з різним вмістом вуглецю в мартенситних кристалах, а й з виникненням напружень різного рівня та знаку, що відповідають за особливості формування мікроструктури, в тому числі й при подальшому відпуску.

Схема модельних уявлень про взаємодію напружень і їх взаємозв'язку з розподілом вуглецю наведена на рис. 11, де 1 і 2 – об'єми, в яких зростає концентрація вуглецю в напрямку їхніх центрів A_1 і A_2 . Відповідно до сучасних уявлень про атомну будову речовини в деякому об'ємі аустеніту при $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситному перетворенні відбуваються зміни міжатомних відстаней, що супроводжуються зміною типу решітки від ГЦК до ОЦК при зменшенні її параметра (a) з 3,56 до 2,87. Такий фазовий перехід за допомогою кооперативних переміщень атомів на відстані, що менші за міжатомні, при незмінній їх кількості в розглянутих об'ємах супроводжується відповідно до положень Бейна змінами двох типів: збільшенням відстані між атомами комірки в одних напрямках на величину $+\Delta$ при зменшенні в інших на $-\Delta$. Це відповідає триразовому пріоритету напружень стиску над напруженнями розтягу.

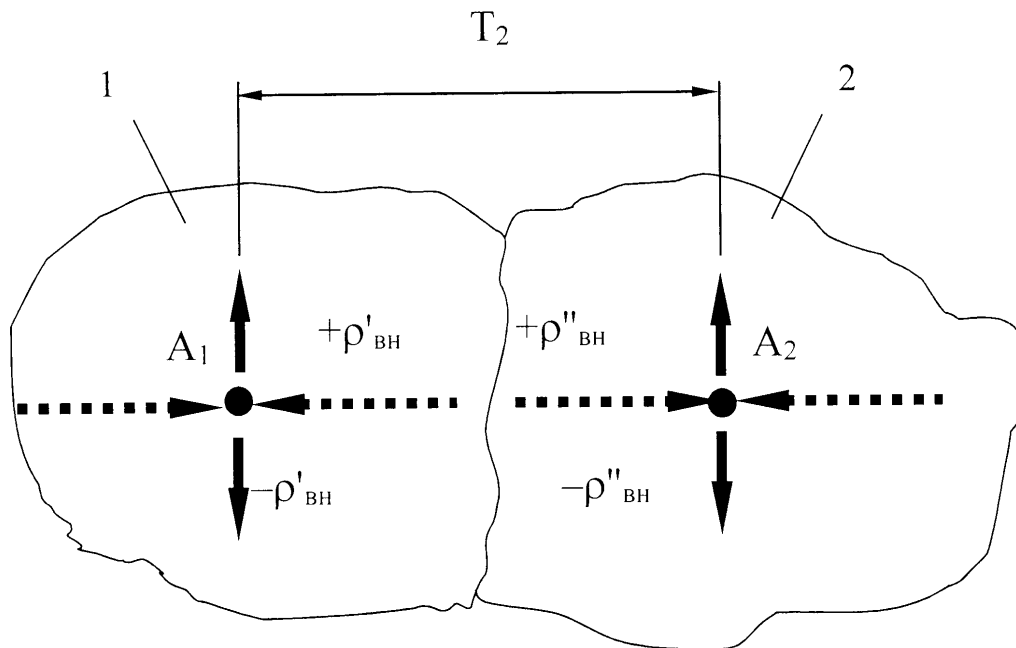


Рис. 11. Схема формування полів напружень при реалізації $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в двох сусідніх областях 1 і 2 з центрами A_1 і A_2 .

Пунктирними і суцільними стрілками позначені внутрішні напруження стиску ($+\rho_{вн}$) та розтягу ($-\rho_{вн}$) відповідно.

Як було зазначено, утворення мартенситу різного структурного типу визначається температурою його формування, яка залежить від складу сплаву. Наявність мікрооб'ємів з різним вмістом вуглецю розширює температурний інтервал початку і кінця мартенситного перетворення ($M_n - M_k$). При гартуванні від більш високої температури на межі областей 1 і 2 з низьким вмістом вуглецю утворюється пакетний мартенсит.

В подальшому в середині об'ємів 1 і 2 відбуваються мартенситні перетворення

з формуванням голчастого мартенситу, коли виникають більші внутрішні напруження, ніж при перетвореннях, що їм передували. В акомодатії цих напружень беруть участь структури меж областей 1 і 2, де до цього часу вже сформувався пакетний мартенсит з високою густиною дислокацій, розвинутою субструктурою та невисокою релаксаційною.

Зазначені явища в умовах збереження цілісності матеріалу викликають у певних напрямках надлишок і нестачу об'єму уздовж уявних меж розглянутих областей. Релаксація пружних спотворень, пропорційних відношенню $D\Delta/a$, де D – діаметр області, реалізується в межах кожної області через особливості внутрішньої структури і морфологію утворених фаз. При цьому вздовж меж двох областей мікроструктури в разі реалізації всередині протилежно спрямованих процесів стискування та розтягування, можуть виникати значні напруження. Їхня величина пропорційна розмірам зазначених областей і, в разі, коли рівень напружень розтягу досягає за величиною порога тріщиностійкості – спостерігається формування тріщин.

Таким чином, зміна мікротвердості загартованих зразків сталі 40X обумовлена особливостями розподілу вуглецю, який впливає на рівень та знак напружень, що виникають при мартенситних перетвореннях та визначають особливості сформованих структур та рівень залишкових напружень. Високий відпуск значно знижує загальний рівень спотворень мікроструктури та призводить до формування нових її елементів у вигляді полігонів і супроводжується появою карбідної фази, розміри, густина та характер розташування якої визначає величину опору цих зразків індетуванню.

Трибологічні випробування встановили, що підвищення температури гартування з 860 до 1050 °C не зважаючи на зниження твердості зменшує на 19% інтенсивність зношування як зразків досліджуваної сталі, так і на 29% контртіла через зменшення на 17% коефіцієнту тертя з 0,199 до 0,164. Подальше зростання температури гартування до 1160 °C підвищує значення коефіцієнту тертя до 0,169, незначно зменшує зносостійкість сталі 40X та не змінює контртіла. (табл. 2).

Таблиця 2.

Залежність масової інтенсивності зношування зразка та контртіла I_m , а також коефіцієнта тертя f від температури гартування сталі 40X після покращення.

Температура гартування t , °C	$I_m \cdot 10^{-8}$		$I_m/I_{m\text{баз}}^*$, %		f
	зразок	контртіло	зразок	контртіло	
860	3,719	1,604	100,0	100,0	0,199
1050	3,012	1,139	81,0	71,0	0,164
1160	3,125	1,138	84,1	70,9	0,169

*Примітка: за $I_{m\text{баз}}$ прийнято масову інтенсивність зношування зразка, загартованого від 860 °C, та його контртіла

Аналіз впливу особливостей мікроструктури на зносостійкість досліджуваної сталі показав, що зростаюча нерівномірність розподілу вуглецю в сталі 40X з

підвищенням температури гартування до 1050 °С сприяє збільшенню розмірів високовуглецевих кристалів голчастого мартенситу та виділенню в середині них на мікродвійникових границях при відпуску більш крупних порівняно з пакетним мартенситом карбідів, стабільних до розпаду при пластичній деформації під час фрикційного контакту. При цьому на поверхні тертя утворюються ділянки мікроструктури, які мають підвищені механічні характеристики, можуть виконувати роль стійких до руйнування плям контакту та формувати фактичну площу контакту.

Подальше збільшення температури гартування до 1160 °С хоча і призводить до утворення ще більшої нерівномірності розподілу вуглецю з ще більшими кристалами голчастого мартенситу, але при цьому значно збільшується відстань між мікрооб'ємами матеріалу з підвищеними механічними характеристиками та зменшується їх кількість на поверхні тертя, що зменшує стійкість до зношування порівняно із зразками, загартованими від 1050 °С. Створена таким чином гетерогенна структура, яка близька до схеми контактної взаємодії, є одним з вирішальних факторів зменшення інтенсивності зношування як зразків, так і контртіла, що підвищує зносостійкість пари тертя в цілому.

В третьому підрозділ третього розділу проведено аналогічні дослідження на сталі 40ХНМ. Вимірювання мікротвердості методом дряпання при навантаженні на індентор 20 г показали, що після гартування від 860, 1050, 1160 °С сталь 40ХНМ порівняно із сталлю 40Х має вищі середні значення мікротвердості на рівні $(9,6...9,8) \cdot 10^3$ Н/мм². Водночас при гартуванні від 1160 °С мікротвердість є найнижчою. Високий відпуск при 600 °С не змінює характер розподілу мікротвердості, а лише знижує її загальний рівень до $(4,7...5,4) \cdot 10^3$ Н/мм². Мінімальні значення мікротвердості, як і в загартованому стані, мають покращені зразки після гартування від 1160 °С (рис. 12).

Як і у випадку сталі 40Х, на скречграмах сталі 40ХНМ спостерігаються два типи максимумів мікротвердості. Середнє значення періоду T_1 лежить в межах 53,0...73,0 мкм. Середня відстань між максимумами з більшим періодом T_2 із зростання температури гартування з 860 до 1050 та 1160 °С збільшується з 194,0 до 220,0 та 250,0 мкм (рис. 13). Це вказує на те, що на відміну від сталі 40Х, підвищення температури гартування сталі 40ХНМ не має такого сильного впливу на рівень та розкид значень мікротвердості при склерометричних випробуваннях, хоча дещо збільшує величину періодичності максимумів мікротвердості T_2 .

При дослідженні мікроструктури сталі 40ХНМ виявлено, що загальний вплив температури гартування на розмірні характеристики аустенітних зерен, пакетів і кристалів мартенситу є аналогічним, як і для сталі 40Х. При всіх температурах гартування виявлено пакетний та голчастий мартенсит, але розміри кристалів останнього є меншими, ніж у сталі 40Х. Збільшення температури гартування з 860 до 1050 та 1160 °С сприяє росту середнього діаметру аустенітного зерна з 13,6 до 97,4 та 325,6 мкм (рис. 14), середнього розміру пакетів мартенситу з 7,4 до 47,6 та 135,8 мкм, поперечного перерізу рейок мартенситу з 0,38 та 0,44 та 0,56 мкм відповідно.

Вивчення карбідних виділень сталі 40ХНМ після гартування від 860 °С та високого відпуску показали, що середній розмір карбідів складає 0,019 мкм. При

цьому їхні розміри значно менші ніж в сталі 40X, оскільки легування сталей молібденом забезпечує підвищену дисперсність та більш однорідне виділення карбідної фази.

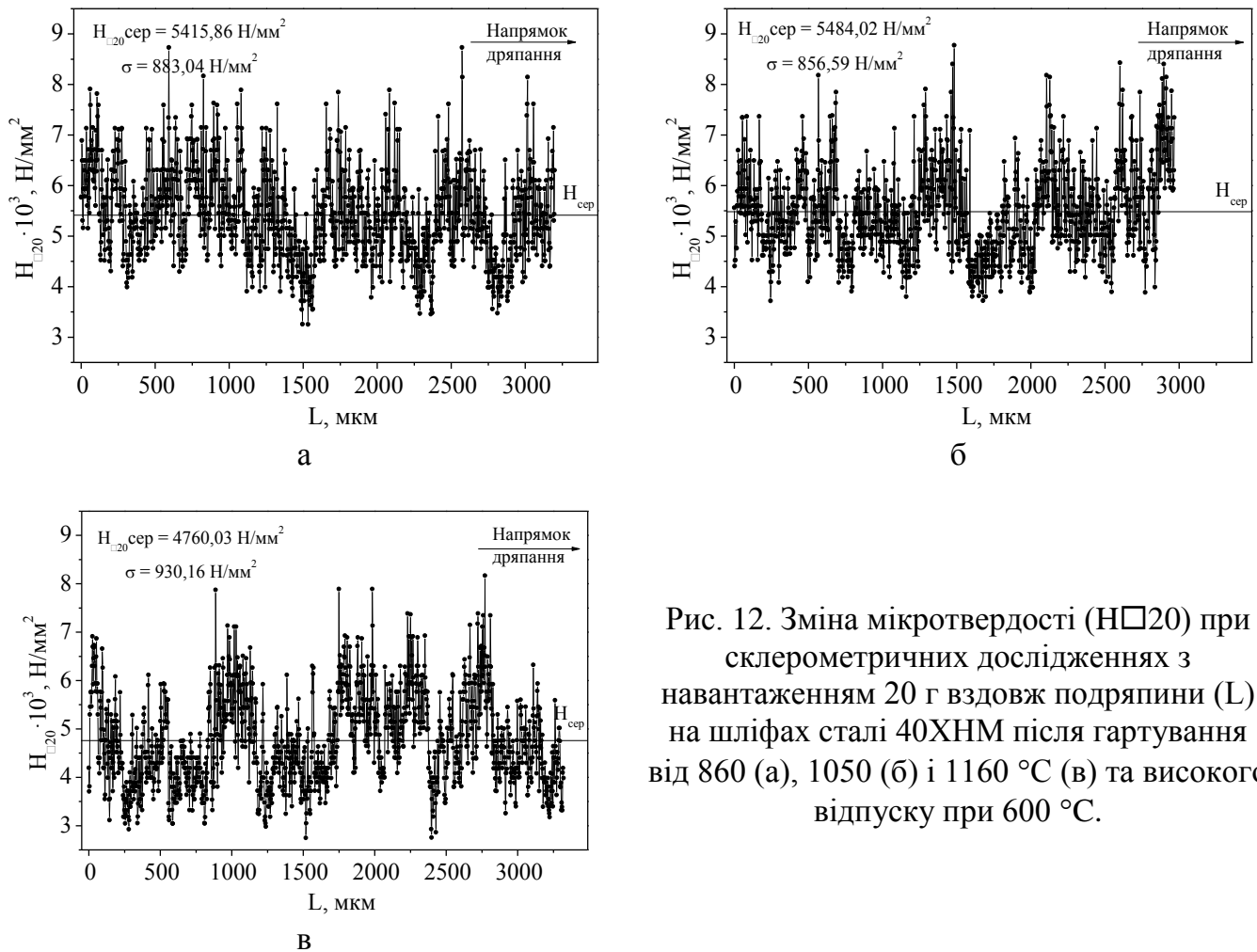
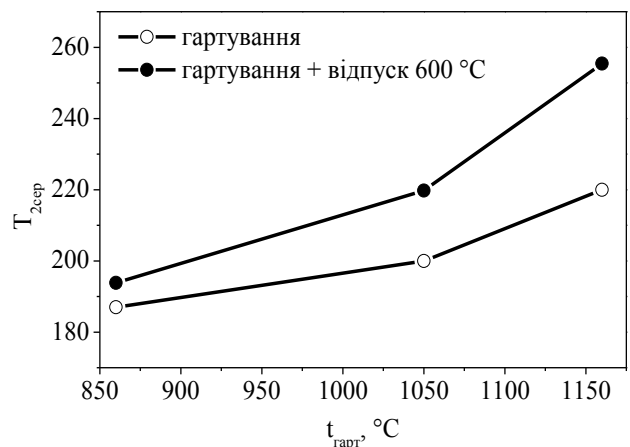


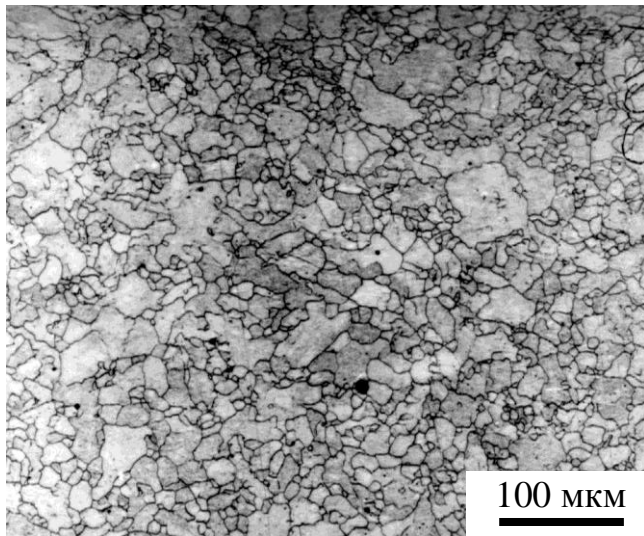
Рис. 12. Зміна мікротвердості (H_{20}) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини (L) на шліфах сталі 40XNM після гартування від 860 (а), 1050 (б) і 1160 °C (в) та високого відпуску при 600 °C.

Гартування від 1050 °C та наступний високий відпуск збільшує розмір карбідних виділень з появою нерівномірності в їхньому розподілі за розмірами (рис. 15, а, в). Але у порівнянні зі сталлю 40X після аналогічного режиму термообробки максимальний розмір карбідів майже вдвічі менший.

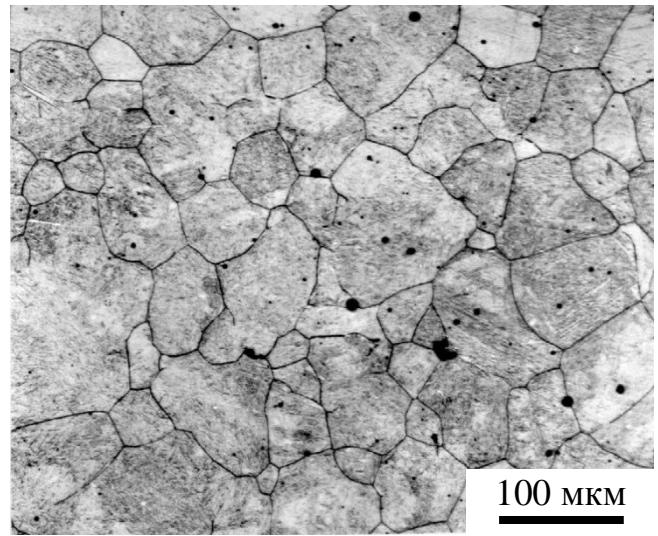
Рис. 13. Залежність зміни середньої величини періодичності максимумів мікротвердості ($T_{2\text{сер}}$) від температури гартування ($t_{\text{гарт}}$) зразків сталі 40XNM.



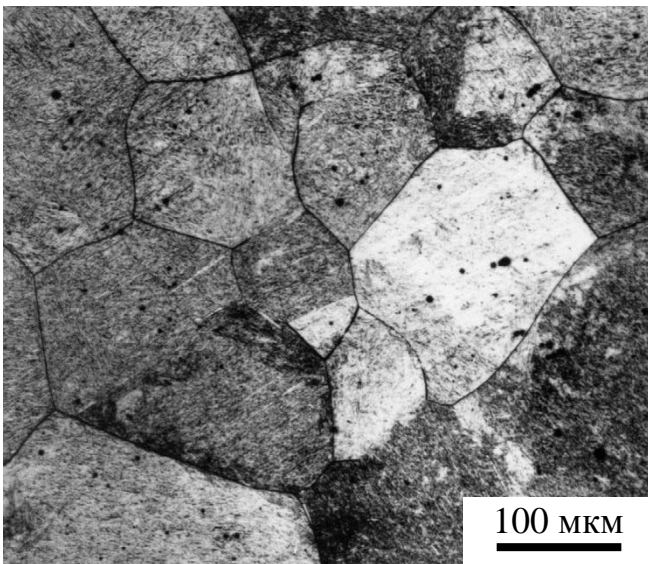
Підвищення температури гартування до 1160 °С сприяє зростанню до 0,057 мкм середнього діаметру карбідів та більш однорідного їхнього розподілу за розмірами (рис. 15, в, г).



а



б



в

Рис. 14. Мікроструктура сталі 40ХНМ після гартування від температур 860 (а), 1050 (б) та 1160 °С.

Отже, вивчення особливостей карбідоутворення сталей 40Х та 40ХНМ виявило, що морфологічні особливості будови голчастого та пакетного мартенситу впливають на розміри та розподіл карбідної фази після високого відпуску.

Аналіз зв'язку результатів склерометричних досліджень з елементами структури та розподілом вуглецю показав, що в сталі 40ХНМ, як і в сталі 40Х, період T_2 не корелює з розмірами аустенітних зерен (D_3), пакетів (D_{II}) та рейок мартенситу (L_P) (табл. 3). Тому, як і в сталі 40Х, виявлене підвищення значення періоду T_2 при збільшенні температури гартування сталі 40ХНМ пов'язане із зростаючою нерівномірністю розподілу вуглецю та рівнем внутрішніх напружень. Але, на відміну від сталі 40Х, період T_2 та розкид значень мікротвердості в сталі 40ХНМ змінюється не в такій значній степені, що підтверджується меншим впливом температури гартування на ріст кількості та розміру голчастих кристалів мартенситу.

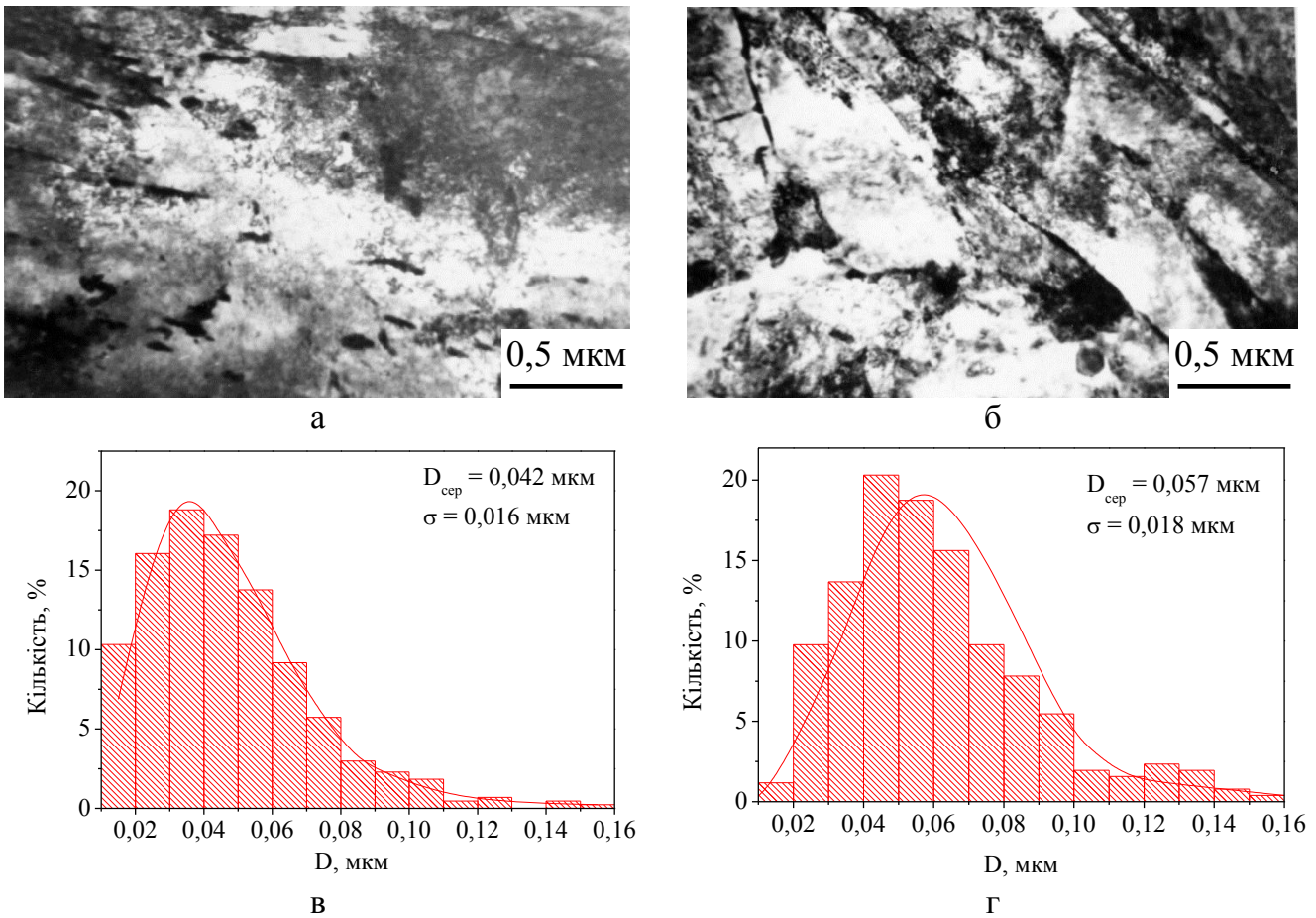


Рис. 15. Мікроструктура сталі 40ХНМ після гартування від 1050 °С (а), 1160 °С (б) і високого відпуску при 600 °С та розподіл діаметру карбідів (D) за розмірами після зазначених термообробок (в) і (г) відповідно.

Таблиця 3.

Залежність середніх розмірів елементів мікроструктури сталі 40ХНМ та середньої відстані між максимумами значень мікротвердості T_2 вздовж подряпини залежно від температури гартування

$t_{\text{гарт}}, \text{ } ^\circ\text{C}$	Середній розмір елементів мікроструктури після гартування*, мкм			$T_2, \text{ мкм}$ $P = 20 (50) \text{ Г}$	$T_1, \text{ мкм}$
	D_3	$D_{\text{П}}$	L_P		
860	13,6	7,4	0,38	187,0...194,0 (187,0...200,0)	52,6
1050	97,4	47,6	0,44	200,0...220,0 (191,0...230,0)	73,0
1160	325,6	135,8	0,56	220,0...250,0 (215,0...255,0)	64,0

* D_3 – середній діаметр аустенітних зерен; $D_{\text{П}}$ – середній діаметр пакетів мартенситу; L_P – середній поперечний переріз рейок мартенситу.

Отже, одним з визначальних факторів в розподілі та величині напружень, що виникають в досліджуваних сталях, є вуглець. Ріст температури аустенітизації

сприяє утворенню областей з його підвищеною концентрацією, що призводить до зростання внутрішніх напружень під час мартенситних перетворень аж до порогу тріщиноутворення.

Розміри аустенітних зерен, мартенситних пакетів та окремих кристалів не справляють вирішального впливу на розподіл вуглецю, а лише пом'якшують напружений стан, що виникає при гартуванні, завдяки релаксаційним процесам, які інтенсифікуються із збільшенням протяжності меж при подрібненні елементів мікроструктури. Додаткове легування сталі 40X нікелем та молібденом стримує збільшення областей скупчення вуглецю та зростання в них його концентрації з підвищенням температури гартування. Це супроводжується зниженням рівня внутрішніх напружень під час гартування та зростанням стійкості сталі 40ХНМ до утворення гартувальних тріщин порівняно зі сталлю 40X.

Випробування на зношування, проведені за умов, аналогічних до випробування сталі 40X, показали, що підвищення температури гартування до 1050 °С, збільшує опір зношуванню сталі 40ХНМ лише на 5,7% та в незначній степені зменшує коефіцієнт тертя з 0,154 до 0,150 (табл. 4). Подальше зростання температури гартування до 1160 °С збільшує інтенсивність зношування сталі 40ХНМ майже на 15% та 8,5% відносно зразків, загартованих від стандартної температури, та коефіцієнт тертя до 0,156.

Таблиця 4.

Залежність масової інтенсивності зношування I_m , а також коефіцієнта тертя f від температури гартування сталі 40ХНМ після покращення.

Температура гартування t , °С	$I_m \cdot 10^{-8}$	$I_m/I_{mбаз}^*$, %	f
860	2,599	100,0	0,154
1050	2,451	94,3	0,150
1160	2,821	108,5	0,156

*Примітка: за $I_{mбаз}$ прийнято масову інтенсивність зношування зразка, загартованого від 860 °С

Для встановлення причин виявленої залежності зносостійкості від температурних умов гартування проводили порівняльний аналіз карбідної фази обох сталей, який показав, що після гартування від 860 °С та відпуску в структурі обох сталей спостерігаються приблизно однакова кількість рівноосних карбідів, рівномірно розташованих в структурі. При цьому середній діаметр карбідів в сталі 40ХНМ майже у 2,5 рази менший ніж в сталі 40X. Виділення карбідів відбувається, переважно, на межах комірок пакетного мартенситу, утворених при відпуску, та межах колишніх кристалів голчастого мартенситу, ширина яких незначно перевищує поперечний переріз рейок мартенситу. Мікроструктура та поверхня контактної взаємодії сталей 40X та 40ХНМ при стандартній термічній обробці за елементами структури та механічними характеристиками є статистично однорідною.

При підвищенні температури гартування до 1050 °С в структурі обох сталей разом з пакетним мартенситом утворюються великі кристали голчастого мартенситу з мікродвійниками в середині, поперечний переріз яких суттєво перевищує ширину рейок мартенситу іншої морфології. При відпуску такої структури на межах колишніх рейок пакетного мартенситу, як і у випадку гартування від 860 °С, виділяються рівноосні карбіди. Але при зростанні температури аустенітизації із збільшенням ширини рейок відбувається укрупнення комірок мікроструктури відпуску та зменшення протяжності субструктурних меж. Це призводить до укрупнення розмірів та зменшення кількості карбідних включень, хоча ділянок структури, вільних від карбідних виділень, в даному випадку не спостерігається.

При відпуску голчастого мартенситу карбідоутворення проходить в середині кристалів на мікродвійникових межах, утворюючи значні скупчення крупних карбідів видовженої форми, розмір та місце виділення яких визначає їх підвищену стійкість до дисоціації при пластичній деформації. Мікроб'єми матеріалу з такою морфологією будови характеризуються наявністю внутрішніх мікроспотворень, що володіють вищими відносно оточуючої мікроструктури механічними характеристиками, зокрема мікротвердістю, та стійкістю до руйнування при терті. Тому поверхня контактної взаємодії при покращенні після гартування від 1050 °С є неоднорідною як за структурою, так і за механічними властивостями. Враховуючи, що в менш легovanому твердому розчині кристали голчастого мартенситу та карбідна фаза є більшими за розмірами та кількістю, гетерогенність поверхні тертя сталі 40X після зазначеної термічної обробки є набагато рельєфнішою, ніж у сталі 40XНМ, що підтверджується склерометричними дослідженнями. Це визначає відчутну різницю приросту зносостійкості зразків цих сталей відносно оброблених за стандартною технологією на 29,0 та 5,7% відповідно.

Подальше підвищення температури гартування до 1160 °С зменшує стійкість до зношування сталей 40X та 40XНМ порівняно зі зразками, загартованими від 1050 °С, на 3% та на 15% відповідно, що також визначається особливістю морфології карбідної фази. Гартування від найвищої температури укрупнює субструктуру обох сталей. На границях великих комірок виділяються карбіди великого розміру, а їхня кількість зменшується за рахунок процесу коагуляції. Слід зазначити, що для сталі 40X цей процес відбувається в меншій степені, ніж для сталі 40XНМ.

В сталі 40XНМ розмір зон карбідних скупчень майже не змінюється, та з'являються зони, вільні від карбідів. Це відображається на скречграмах зменшенням загального рівня мікротвердості та появою об'ємів матеріалу з мікротвердістю, меншою за $3,0 \cdot 10^3$ Н/мм², яка близька до максимальних значень мікротвердості фериту при тому самому навантаженні на індентор. Наслідком цього є зниження зносостійкості навіть по відношенню до зразків, загартованих від 860 °С.

На відміну від сталі 40XНМ, в сталі 40X при гартуванні від 1160 °С розподіл вуглецю стає ще більш неоднорідним. Це сприяє подальшому зростанню розмірів голчастих кристалів та об'ємів матеріалу з підвищеними механічними характеристиками. При цьому майже вдвічі збільшується відстань між даними ділянками, що відповідно зменшує їх кількість та віддаляє одержаний тип структури

поверхні тертя від оптимальної схеми контактної взаємодії. Вільних від карбідів зон значно менше, ніж у сталі 40ХНМ, але їх наявність зменшує міцність мікроб'ємів матеріалу, які за принципом Шарпі-Бочвара в даному випадку виконують роль «м'якої основи». Утворення такої мікроструктури зменшує її зносостійкість. Слід зазначити, що за рахунок гетерогенності сформованої мікроструктури вона все одно залишається більш стійкою до зношування, ніж після стандартної термічної обробки. Таким чином, морфологія розподілу, місце виділення, кількість та механічні властивості карбідної фази є одними з основних факторів, які впливають на міцність і опір сплавів до руйнування при зношуванні.

В четвертому розділі вивчали вплив характеру структуроутворення на зносостійкість сталей в литому стані. Дослідження проводили на зразках, вирізаних з суцільнокатаного вагонного колеса (рис. 16) після відновлення методом електродугового наплавлення сталі 08Г2С під флюсом.

За допомогою макроскопічного аналізу шліфів перерізу суцільнокатаного вагонного колеса виявили зони наплавленого шару, сплавлення двох наплавлених шарів, сплавлення основного та наплавленого металу, термічного впливу та основного металу (рис. 17).

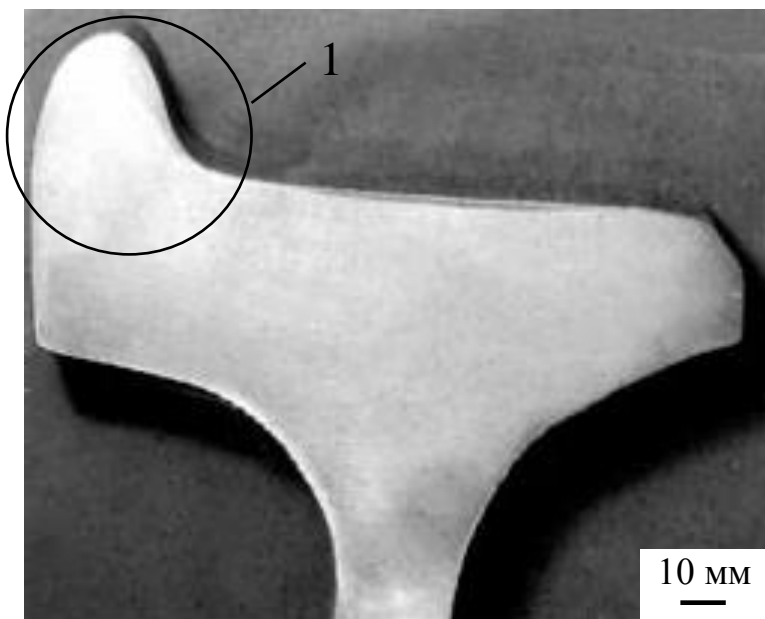


Рис. 16. Переріз обода суцільнокатаного вагонного колеса.

1 – місце вирізу зразків для проведення досліджень.

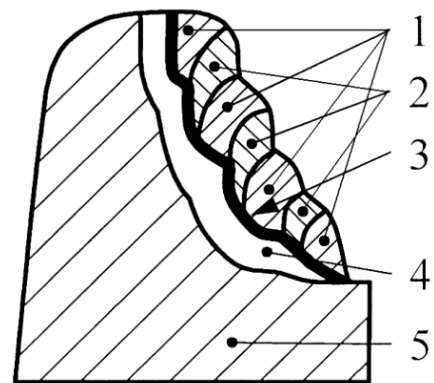


Рис. 17. Переріз гребня суцільнокатаного вагонного колеса після наплавлення.

1 – наплавлений шар, 2 – зона сплавлення двох наплавлених шарів, 3 – зона сплавлення основного та наплавленого металу, 4 – зона термічного впливу, 5 – основний метал.

Визначення твердості за методом Брінелля показало (табл. 5), що твердість основного металу складає 2610 МПа та вище твердості наплавленого, що обумовлено меншим вмістом вуглецю в електроді, який наплавляється.

Твердість зон наплавленого шару та сплавлення двох наплавлених шарів відрізняється не суттєво та дорівнює 2440 і 2360 МПа відповідно. Максимальну твердість 2910 МПа має зона сплавлення основного та наплавленого металу, а твердість зони термічного впливу складає 2710 МПа, що близько середнього значення між зоною сплавлення та основним металом.

Вимірювання твердості за методом Брінелля
зон гребня вагонного колеса після наплавлення

	Номер зони (рис. 17)				
	1	2	3	4	5
Твердість, МПа	2440	2360	2910	2710	2610

Дослідження мікроструктури наплавлених шарів виявили, що вона залежить від умов кристалізації (зона 1, рис. 17). Зокрема, близько до основного металу сформувались чітко спрямовані вузькі стовпчасті кристаліти (рис. 18, а), що зумовлено різким градієнтом температур в зоні їхнього утворення. В центрі наплавлених шарів, тобто в області з меншим температурним градієнтом, утворились розгалужені кристаліти (рис. 18, б), для яких характерна поява відгалужень, орієнтованих в напрямку відбору тепла.

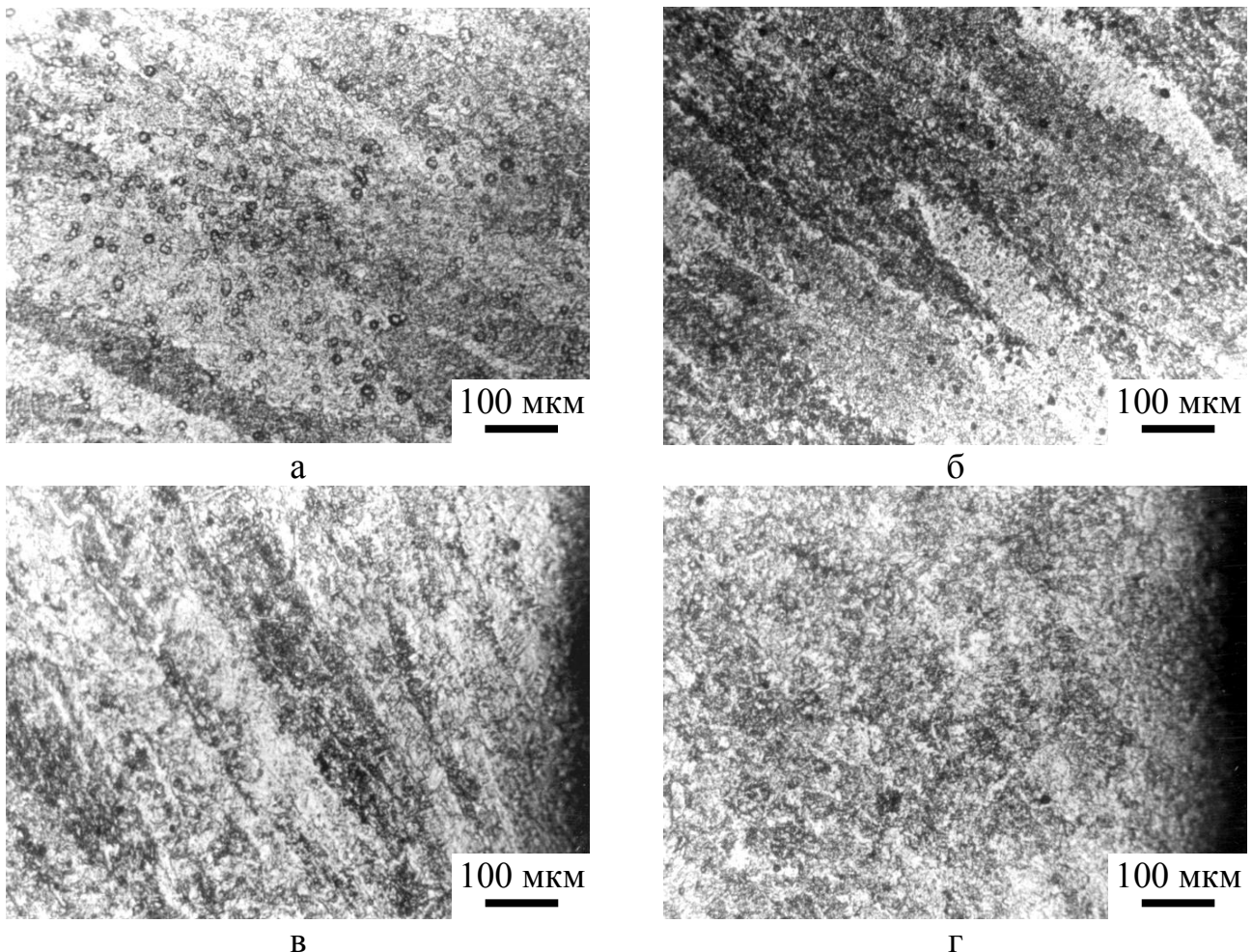


Рис. 18. Мікроструктури наплавленого шару (а – в) та зони сплавлення двох шарів (г):
а – область вузьких стовпчастих кристалітів близько основного металу,
б – область розгалужених кристалітів, в – приповерхнева область орієнтованих стовпчастих кристалітів.

Блиько поверхні знову спостерігаються чітко орієнтовані стовпчасті кристаліти (рис. 18, в), ріст яких відбувся у напрямку, протилежному до

максимального тепловідводу. В області сплавлення двох шарів (зона 2, рис. 17) дендритна структура не спостерігається (рис. 18, г).

Склерометричні дослідження перших двох зон при навантаженні 100 г виявили, що середні значення їхньої мікротвердості відрізняються несуттєво та складають 1923,5 та 1853,6 МПа відповідно (рис. 19). Водночас максимальні та мінімальні значення мікротвердості зони наплавленого шару різняться майже вдвічі та складають 1440 та 2780 МПа відповідно. При цьому на скречграмі чітко виявляється певна періодичність з періодом T_2 . На відміну від цього мікротвердість зони сплавлення двох наплавлених шарів змінюється в межах 1540...2150 МПа, максимальні та мінімальні її значення відрізняються лише на 30%, а період T_2 виявити важко.

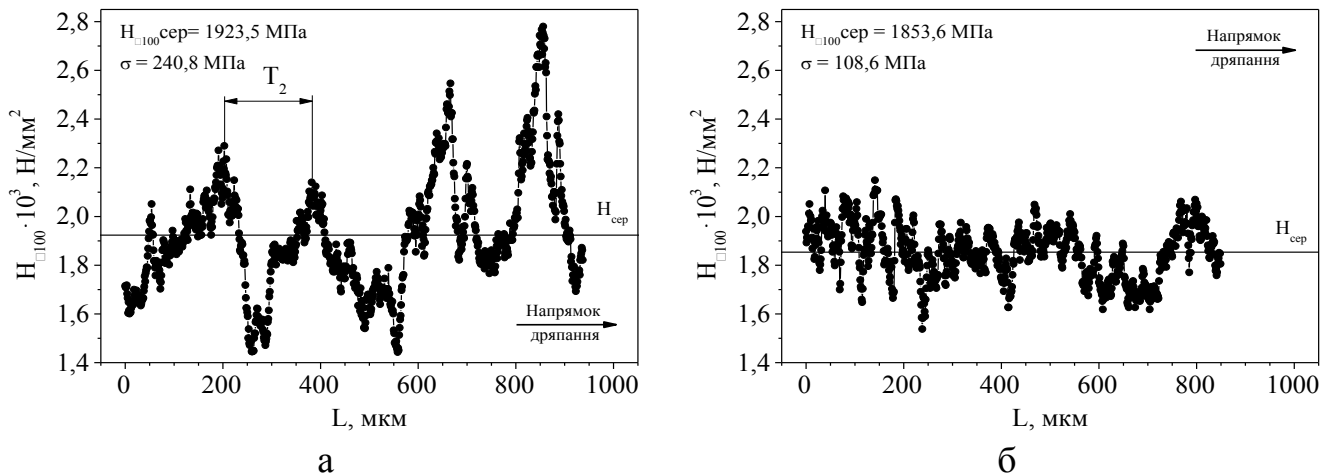


Рис. 19. Зміна мікротвердості ($H_{\square 100}$) при склерометричних дослідженнях при навантаженні 100 г вздовж подряпини (L), спрямованої перпендикулярно до осей кристалітів зони 1 (а) та зони 2 (б).

Співставлення досліджень мікротвердості та мікроструктури показує, що на скречграмі зони наплавленого шару відстань між мінімумами співпадає з центрами осей первинних кристалітів структури, а між максимумами – з центрами міжосних ділянок. Водночас невеликий розбіг значень мікротвердості зони сплавлення двох наплавлених шарів підтверджується гомогенністю її структури.

Трибологічні характеристики для кожної зони визначали окремо. Разом з інтенсивністю зношування за допомогою рентгенівського компаратора ИЗА-2 вимірювали зміну розмірів зразка перпендикулярно до поверхні тертя, що дозволило визначити зносостійкість зон за глибиною.

Випробування на зношування показали, що зносостійкість зони сплавлення основного та наплавленого металів і зони термічного впливу (рис. 20, зона 3 та 4 відповідно) суттєво не відрізняється від зносостійкості основного металу (рис. 20, зона 5) і знаходиться в межах похибки проведеного експерименту. Зношування наплавленого металу є значно вищим, ніж у основного, що пов'язано з меншою його твердістю та більшою забрудненістю неметалевими включеннями. При близькій твердості середня зносостійкість зразків наплавленого шару (рис. 20, зона 1) є вища, ніж зразків, що були отримані із зони сплавлення двох шарів (рис. 20, зона 2).

Дослідження зносостійкості наплавлених шарів з орієнтованими кристалітами,

спрямованими перпендикулярно до поверхні тертя показало, що їх масова інтенсивність зношування змінюється за глибиною (рис. 21). Її мінімальне значення спостерігається на поверхні зразків та в місці сплавлення з основним металом, а максимальне – на віддалі 2,5...3,5 мм від поверхні, залишаючись менше від втрат маси в ділянках сплавлення зони двох шарів.

Аналіз дисперсності первинних кристалітів (рис. 21) показав, що максимальне її значення має приповерхнева структура (рис. 18, в) з середнім періодом між максимумами $T_2 = 200,0 \dots 220,0$ мкм (рис. 20). З віддаленням від поверхні вона сягає мінімуму в центрі наплавленого шару в області розгалужених кристалітів (рис. 19, б) водночас із збільшенням періоду T_2 до 500,0...550,0 мкм. При наближенні до зони сплавлення з основним металом дисперсність та період T_2 досягають значень, близьких до рівня приповерхневих об'ємів (рис. 18, а).

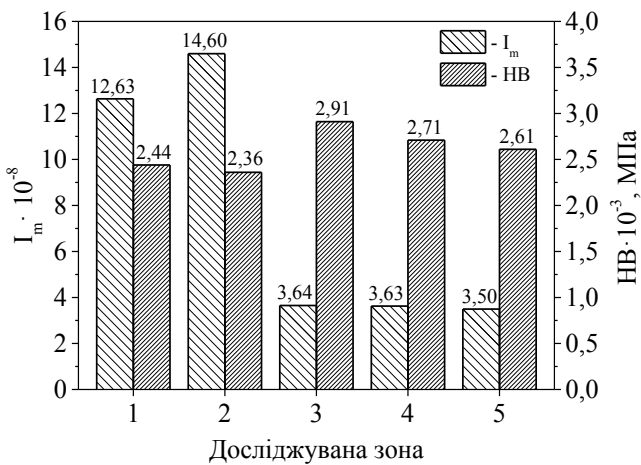


Рис. 20. Середня масова інтенсивність зношування (I_m) та твердість (HV) різних зон відповідно до рис. 18 суцільнокатаного вагонного колеса після наплавлення.

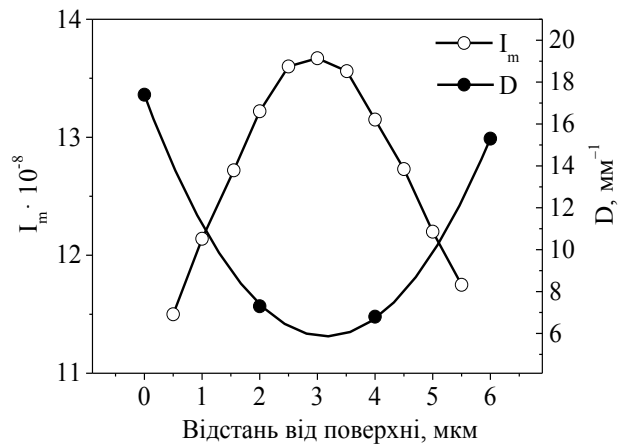


Рис. 21. Зміна масової інтенсивності зношування (I_m) та дисперсності первинних кристалітів (D) за глибиною наплавлених шарів з орієнтованими кристалітами, спрямованими перпендикулярно до поверхні тертя.

Як видно з рис. 21, стійкість до зношування зони з орієнтованою структурою знаходиться в прямій залежності від дисперсності первинних кристалітів. Її збільшення у 2,5 рази покращує на 15,9% зносостійкість литої дендритної структури та на 27,0% порівняно з гомогенною. Крім того, немаловажним фактором залишається відстань між об'ємами структури з підвищеними механічними характеристиками, яка описується періодом T_2 . При цьому хочеться відзначити, що максимальний приріст зносостійкості покращеної сталі 40X, як і сталі 08Г2С у литому стані, має структура з періодом $T_2 = 200,0 \dots 250,0$ мкм (табл. 1). Збільшення цього періоду до 500,0...600,0 мкм погіршує зносостійкість обох сталей.

Отже поверхня тертя, перпендикулярна до осей первинних кристалітів наплавленого металу, на відміну від поверхні зони сплавлення двох шарів, має неоднорідну за механічними характеристиками будову, розмірні характеристики якої визначаються дисперсністю наплавленої структури, що впливає на трибологічні характеристики литої структури.

П'ятий розділ присвячено вивченню впливу характеру структуроутворення на

зносостійкість інструментальних сталей. В зв'язку з тим, що одним з перспективних шляхів створення більш досконалих конструкційних матеріалів на базі вже існуючих сталей і сплавів заліза вважається застосування інтенсивних методів термічного оброблення з використанням швидкісних нагрівань, які надають можливість отримувати в умовах швидкісної аустенітизації, так звані, негомогенні стани дослідження проводили на сталях Х6ВФ, 9ХФ і 7ХНМФБ після стандартної термічної обробки та швидкісного електротермічного оброблення від 760, 820, 950, 1060, 1100 та 1200 °С з наступним відпуском при 200 °С з нагріванням у печі.

Склерометричні дослідження сталі Х6ВФ після стандартної термічної обробки при навантаженні $P = 20$ г показали, що середнє значення мікротвердості складає $9,8 \cdot 10^3$ Н/мм². Структура за механічними характеристиками близька до однорідної, а окремі поодинокі сплески мікротвердості до $25,0 \cdot 10^3$ Н/мм² (А, рис. 22, а) пов'язані з перетином подряпиною окремих великих тугоплавких карбідів.

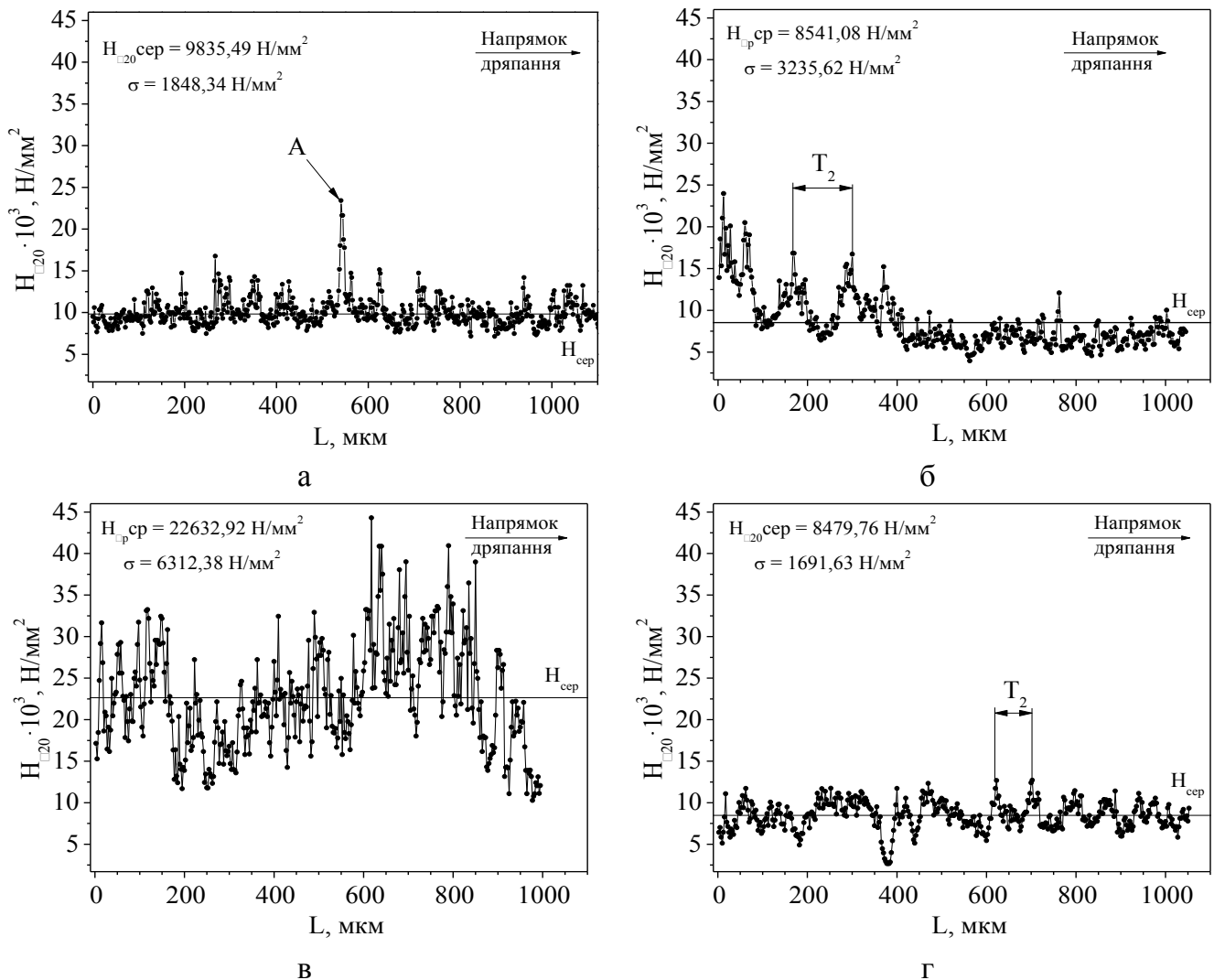


Рис. 22. Зміна мікротвердості ($H_{\square 20}$) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини (L) на шліфах сталі Х6ВФ після гартування від 1000 °С з нагріванням у печі та відпуску при 200 °С (а), а також після гартування від 1060 °С (б), 1100 (в) і 1200 °С (г) з швидкістю нагрівання $V_H = 2 \cdot 10^3$ К/с та відпуску при 200 °С та відпуску при 200 °С з нагріванням у печі.

При швидкісній електротермічній обробці з підвищенням температури гартування з 760 до 950 °С збільшення середнього значення мікротвердості з 3,6 до $6,9 \cdot 10^3$ Н/мм² відбувається за лінійною залежністю з рівномірним розподілом значень. З подальшим зростанням температури нагрівання під гартування до 1060 °С середнє значення мікротвердості також зростає лінійно до $8,5 \cdot 10^3$ Н/мм², але збільшується нерівномірність в її розподілі з появою явно вираженої періодичності з періодом $T_2 = 150,0 \dots 190,0$ мкм (рис. 22, б).

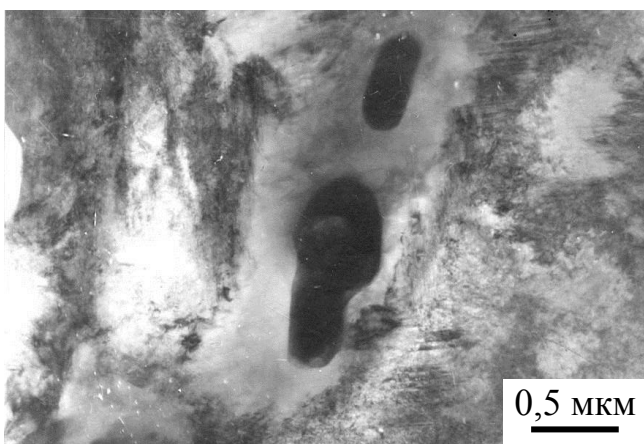
Після гартування від 1100 °С відбувається різке зростання середнього значення мікротвердості до $22,6 \cdot 10^3$ Н/мм² (рис. 22, в), а при подальшому підвищенні температури до 1200 °С – таке саме різке зменшення до $8,5 \cdot 10^3$ Н/мм² (рис. 22, г). Структура загартованих від 1100 °С за механічними характеристиками є неоднорідною, про що свідчить коливання мікротвердості від 10,0 до $45,0 \cdot 10^3$ Н/мм², але певний період її зміни виявити важко. Після більш високої температури гартування значення мікротвердості змінюється в межах $2,5 \dots 12,5 \cdot 10^3$ Н/мм² з періодом $T_2 = 100,0 \dots 150,0$ мкм, який не так чітко визначається, як після гартування від 1060 °С (рис. 22, б).

Визначення твердості за методом Роквела сталі показало, що після стандартної термічної обробки вона складає 58 HRC. При використанні великих швидкостей нагрівання з підвищенням температури гартування з 760 до 1100 °С твердість зразків збільшується майже лінійно з 45 до 58 HRC. Подальше підвищення температури до 1200 °С призводить до її зниження до 55 HRC. Відносно низькі значення твердості для температур гартування 760, 820 та 950 °С свідчать, очевидно, про незавершеність процесів аустенітизації за таких температурно-швидкісних умов гартування тому для подальших досліджень були обрані зразки сталі Х6ВФ після стандартної термічної обробки, а також загартовані після швидкісного нагрівання від 1060, 1100 та 1200 °С.

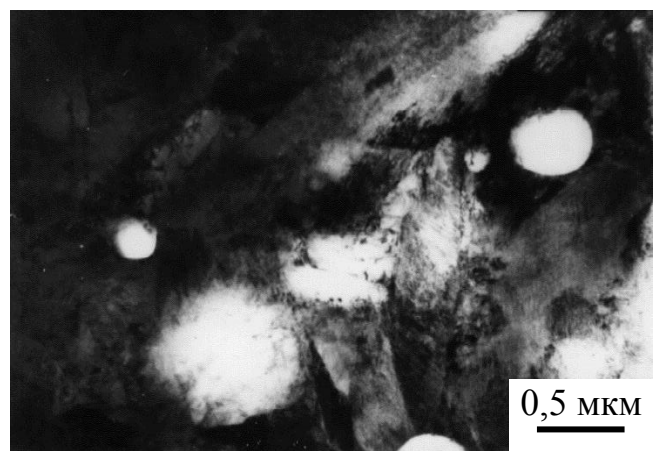
Аналіз результатів випробувань на зносостійкість показав, що гартування з підвищеною швидкістю нагрівання від температури 1100 °С знижує в 2,2 рази з $3,15 \cdot 10^{-8}$ до $1,44 \cdot 10^{-8}$ масову інтенсивність зношування сталі Х6ВФ у порівнянні із зразками після стандартної термічної обробки, а подальше збільшення температури гартування до 1200 °С – в 1,7 рази до $2,43 \cdot 10^{-8}$ (рис. 23, залежності 1, 3, 4). При цьому розбіжність значень не перевищує 7...10%. Водночас середня інтенсивність зношування сталі Х6ВФ, загартованої від 1060 °С за умов швидкісних нагрівань складає $1,96 \cdot 10^{-8}$. Її значення коливаються в широкому діапазоні від 0,88 до $3,41 \cdot 10^{-8}$, а розбіг перевищує 40% (рис. 23, залежність 2). При цьому максимальні значення близькі до значень зносостійкості зразків після стандартної термічної обробки, а мінімальні – після швидкісного гартування від 1100 °С. Вивчення поверхонь тертя зразків, загартованих від 1060 °С, із змінними значеннями зносостійкості на стадіях з максимальною та мінімальною інтенсивністю зношування показали, що при максимальному зношуванні на поверхнях тертя сталі Х6ВФ спостерігаються зони схоплювання, які чергуються з областями, що носять залишки від слідів циклічної пластичної деформації. На стадії з мінімальним зношуванням формується поверхня тертя, на якій зони схоплювання майже не спостерігаються, а розміри та характер

пошкоджень свідчать про значно меншу величину пластичної деформації.

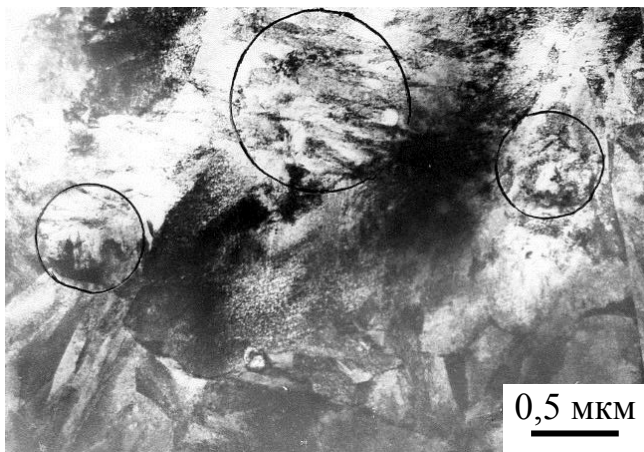
Вивчення фазового складу після гартування сталі Х6ВФ за допомогою електронної мікроскопії показало, що залежно від швидкості нагрівання і температури аустенітизації він може змінюватися від мікроструктури (карбіди + мартенсит «матриці») при стандартній термічній обробці до карбіди + оболонки аустеніту + мартенсит «матриці» та залишки карбідів + дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» при швидкісній аустенітизації і гартуванні від температури 1060 °С (рис. 24, а); залишки карбідів + дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» при швидкісній електротермічній обробці від 1100 °С (рис. 24, б); дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» при температурі гартування при швидкісному нагріванні під аустенітизацію 1200 °С (рис. 24, в).



а



б



в

Рис. 24. Мікроструктура загартованої від 1060 (а), 1100 (б) та 1200 °С (в) сталі Х6ВФ. Суцільними лініями на (в) позначені області дисперсного мартенситу.

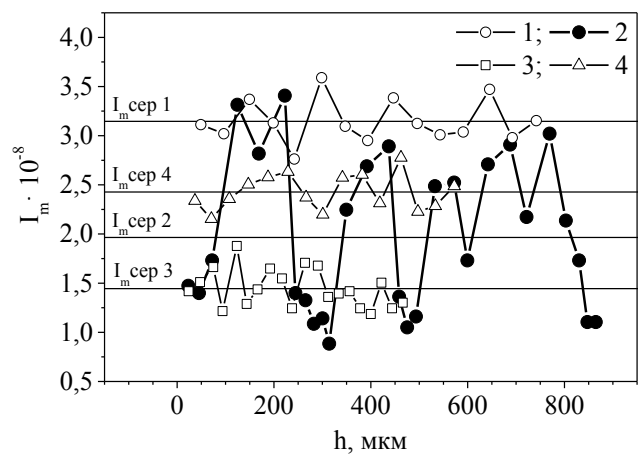


Рис. 23. Зміна масової інтенсивності зношування (I_m) за глибиною зразків (h) сталі Х6ВФ після стандартної термічної обробки (1), а також гартування після швидкісного нагрівання від 1060 (2), 1100 (3) та 1200 °С (4).

Порівнюючи теоретично та експериментально отримані параметри плям контакту, з розмірами та розподілом по об'єму тугоплавкої карбідної фази зроблено припущення, що при контактній взаємодії зазначені карбіди можуть формувати

фактичну площу контакту. При термічній обробці за стандартним режимом отримана структура має некогерентні явно виражені межі мартенсит-тугоплавкий карбід, що призводить до викришування карбідної фази при терті. Це зменшує час існування ділянок контактної взаємодії. При цьому уламки тугоплавких карбідів можуть виконувати роль абразивних частинок, що інтенсифікують процес зношування.

Підвищення зносостійкості сталі Х6ВФ більш ніж удвічі після гартування від 1100 °С відбувається в результаті заміни потенційних плям контакту у вигляді тугоплавких легованих карбідів на опорні мікроділянки зі структурою дисперсного мартенситу із залишками цих карбідів. Важливою перевагою такого структурного стану є зникнення міжфазних меж «карбід-матриця», зменшення ймовірності викришування крупних карбідів та збільшення стійкості до руйнування при контактній взаємодії мікрооб'ємів з підвищеними механічними характеристиками.

Подальше зростання температури гартування до 1200 °С знижує зносостійкість сталі Х6ВФ через повну дисоціацію тугоплавких карбідів, зменшення твердості потенційних плям контакту та її наближення до твердості «матриці», що зменшує гетерогенність мікроструктури.

Причиною циклічного характеру зношування сталі Х6ВФ після гартування від 1060 °С є неоднорідність фазового складу за глибиною через наявність у структурі широкого інтервалу діаметрів карбідів, розмір яких впливає як на особливості зародження аустеніту, так і наступне утворення в місцях дисоціації мікрооб'ємів легованих тугоплавких карбідів. Переважання на поверхні тертя ділянок залишкового аустеніту, який оточує тугоплавкі карбіди, негативно впливає на зносостійкість, сприяє виникненню на поверхні тертя процесів пластичної деформації, захоплення та руйнування. Зміна фазового складу в зоні контакту, де більшість тугоплавких карбідів або їх залишків оточена дисперсним мартенситом, суттєво змінює як механізм зношування, так і стійкість до зношування досліджуваної сталі.

Аналогічні висновки були отримані при дослідженні мікроструктури інструментальних сталей 9ХФ і 7ХНМФБ після швидкісного електротермічного оброблення від температур 750, 800, 850 та 970 °С.

У шостому розділі здійснено моделювання трибологічних властивостей сталі 40Х шляхом прогнозування функціональних властивостей поверхні моделюванням її структурно-геометричних параметрів за допомогою використання штучних нейронних мереж. За допомогою електронно-мікроскопічних та стереометричних досліджень мікротопографії поверхонь контакту показано, що підвищення температури гартування до 1050 °С сприяє зниженню шорсткості та збільшенню несучої поверхні відпущених зразків сталі 40Х під час тертя порівняно із зразками, загартованими від 860 °С (рис. 25), що є причиною зменшення коефіцієнту тертя. Встановлено, що морфологія карбідної фази впливає на рівноважну шорсткість, структурно-геометричні параметри та несучу спроможність поверхні сталі 40Х, яка формується під час контактної взаємодії при терті.

Здійснено адаптацію обраної архітектури штучної нейронної мережі – функціоналу множини табличних функцій (ФМТФ), а також доведено спроможність

нейронної мережі типу ФМТФ з модифікованими функціями активації нейронів вирішувати з високою точністю інтерполяційні та екстраполяційні задачі.

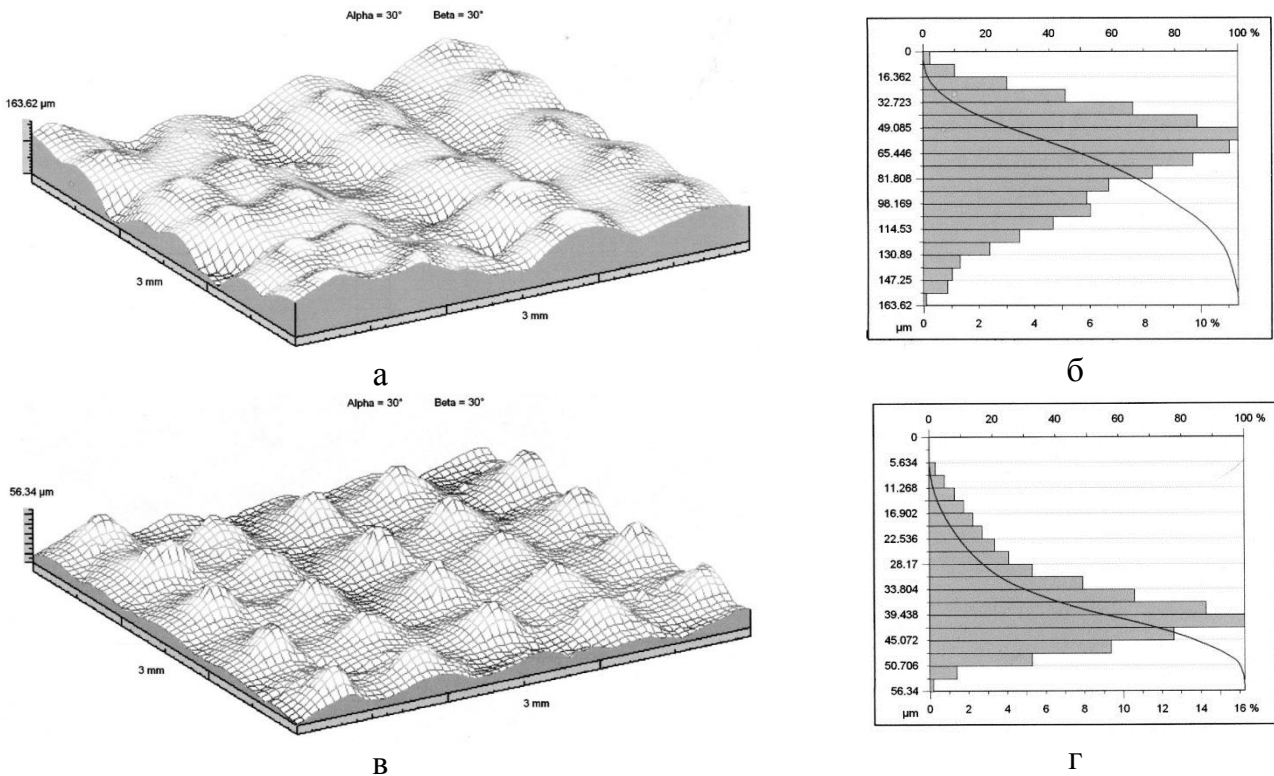


Рис. 25. Дискретне асиметричне зображення (а, в) та амплітудний розподіл профілю відпущеної поверхні сталі 40X після трибологічних випробувань з накладеним зображенням несучої поверхні (а, г): а, б – гартування від 860 °С; в, г – 1050 °С.

При використанні експериментально отриманих та змодельованих сертифікованих параметрів Sr_1 та Sr_2 , що характеризують функцію несучої спроможності поверхні, спрогнозовано поведінку сталі 40X, загартованої від температур 860, 900, 950, 1050, 1160 та 1200 °С. та їхньою кореляцією з результатами роботи.

Встановлено, що з підвищенням температури гартування до 950 °С збільшується шорсткість поверхні контакту. Гартування від 1050 °С призводить до зменшення параметрів шорсткості, а подальший ріст температури до 1160 та 1200 °С – знову до їхнього збільшення (рис. 26) Описані зміни функціональних параметрів шорсткості поверхні Sr_1 та Sr_2 корелюють з результатами досліджень зносостійкості сталі 40X, отримані іншими науковцями. Це

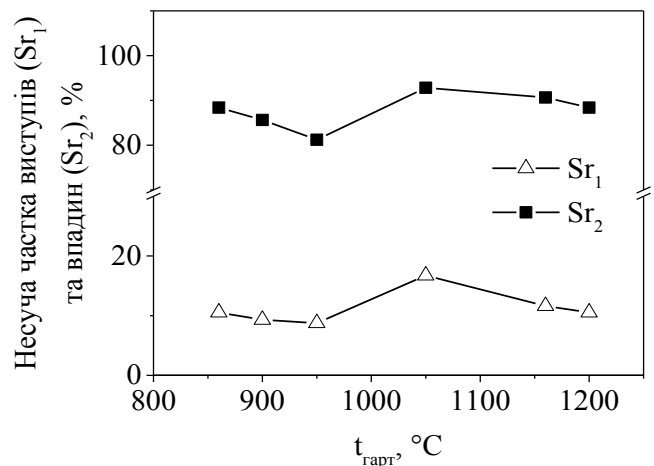


Рис. 26. Моделювання та прогноз функціональних параметрів несучої спроможності виступів (Sr_1) та впадин (Sr_2) поверхні відпущеної сталі 40X залежно від температури гартування.

вказує на можливість застосування нейронномережевого моделювання для вирішення складних задач прогнозування послідовностей функціональних властивостей поверхні конструкційних сталей.

ВИСНОВКИ

На підставі виконаних досліджень, викладених у дисертаційній роботі, з позиції механо-фізичних процесів контакту твердих тіл при терті розроблено принципи зносостійкості, які враховують зв'язок структурно-фазового та напруженого стану з геометрією контактної взаємодії, що забезпечує вирішення важливої наукової проблеми підвищення опору зношуванню низьколегованих сталей. Вивчено закономірності впливу характеру структуроутворення на зносостійкість конструкційних та інструментальних сталей, а також обґрунтовано оптимальні режими їхнього термічного оброблення, що відображено у висновках.

1. На підставі порівняльного аналізу розмірних параметрів та характеру розподілу інтерметалідів SnSb в структурі бабітів Б83 та БТ з найкращими трибологічними характеристиками по відношенню до розмірів та розподілу плям контакту при взаємодії твердих тіл при терті розроблено та на прикладі низьколегованих конструкційних та інструментальних сталей апробовано основні принципи організації мікроструктури сталей з високими трибологічними характеристиками, які враховують морфологічні особливості будови зміцнювальних фаз, їхній розмір, характер розподілу у твердому розчині відповідно до параметрів мікрогеометрії будови поверхні, враховуючи умови дискретності контактної взаємодії при терті.

2. Одним з визначальних факторів в розподілі та величині залишкових напружень, які виникають під час гартування сталей 40X та 40XНМ, є вуглець. Ріст температури аустенізації понад 1000 °С сприяє утворенню областей з його підвищеною концентрацією, що призводить до зростання внутрішніх напружень під час мартенситного перетворення та після гартування від 1160 °С є причинами тріщиноутворень. Розміри елементів структури, таких як аустенітні зерна, мартенситні пакети та окремі його кристали не мають вирішального впливу на розподіл вуглецю при зміні температури гартування.

3. Гартування сталей 40X та 40XНМ від 1050 °С через зростаючу нерівномірності розподілу вуглецю сприяє збільшенню кількості кристалів голчастого мартенситу з мікродвійниками всередині відповідно до 15...17% та 12...14% від загального об'єму, а також їхні розміри в поперечному перерізі відповідно до 3...5 мкм та до 1,5...3,5 мкм. При високому відпуску карбідоутворення відбувається в середині таких кристалів на мікродвійникових межах, утворюючи значні скупчення крупних карбідів з середнім діаметром 0,12...0,2 мкм видовженої форми, розмір, форма та місце виділення яких визначає їхню підвищену стійкість до дисоціації при пластичній деформації. Мікроб'єми матеріалу з такою морфологією будови характеризуються наявністю внутрішніх мікроспотворень, які володіють вищими відносно оточуючої мікроструктури механічними характеристиками, зокрема мікротвердістю, та стійкістю до руйнування при терті.

4. Формування після гартування від 1050 °С та високого відпуску неоднорідної за будовою та механічними характеристиками поверхні тертя з відстанню 240,0...250,0 мкм між мікрооб'ємами мікроструктури з підвищеними механічними характеристиками, а також зниження завдяки зміні морфології карбідної фази параметрів шорсткості та збільшення функціональних параметрів несучої спроможності виступів з 10,5 до 16,7% і впадин з 88,3 до 92,8% поверхні тертя зменшує на 19% інтенсивність зношування як зразків сталі 40Х порівняно із зразками, загартованими від 860 °С, так на 29% спряженого з ним контртіла через зменшення коефіцієнту тертя з 0,199 до 0,164.

5. Подальше збільшення температури гартування до 1160 °С призводить до утворення ще більшої нерівномірності розподілу вуглецю з ще більшими кристалами голчастого мартенситу. Але при цьому значно збільшується до 489,2...611,4 мкм відстань між мікрооб'ємами матеріалу з підвищеними механічними характеристиками та зменшується їхня кількість на поверхні тертя, що знижує на 3% стійкість до зношування сталі порівняно із зразками, загартованими від 1050 °С та збільшує коефіцієнт тертя до 0,169.

6. Легування сталі 40Х нікелем та молібденом із зростанням температури аустенітизації гальмує утворення ділянок, збагаченим вуглецем, що сприяє утворенню меншої кількості та менші розміри кристалів голчастого мартенситу, меншою відстанню (200,0...220,0 мкм та 220...250 мкм після гартування від 1050 та 1160 °С відповідно) між мікрооб'ємами мікроструктури з підвищеними механічними характеристиками, зниженню рівня внутрішніх напружень під час гартування, та відповідно зростання стійкості сталі 40ХНМ до утворення гартувальних тріщин порівняно зі сталлю 40Х. Це обумовлює меншу гетерогенність поверхні контакту, менший приріст зносостійкості (лише на 5,7% після гартування від 1050 °С) покращеної сталі 40ХНМ відносно зразків, оброблених за стандартною технологією та незначну зміну значень коефіцієнту тертя з 0,154 до 0,150 та до 0,156 відповідно.

7. Одне з визначальних значень у формуванні литої структури з високими трибологічними характеристиками відіграють умови її кристалізації, які забезпечують за рахунок утворення дендритної структури як формування неоднорідної за механічними характеристиками поверхні тертя шляхом чергування феритних ділянок та ділянок з підвищеним вмістом вуглецю, так і визначають розмірні параметри цієї неоднорідності. Збільшення у 2,5 рази кількості осей дендритів та відповідно зменшення відстані між ними з 500...600 до 200...250 мкм при їхній орієнтації перпендикулярно до поверхні контактної взаємодії сприяє зменшенню на 15,9% масової інтенсивності зношування сталі 08Г2С у литому стані, а порівняно з гомогенною структурою – на 27,0%.

8. Швидкісна електротермічна обробка сталей Х6ВФ, 9ХФ і 7ХНМФБ від температур, що незначно перевищують A_{c3} , дозволяє зберегти гетерогенність їхньої мікроструктури та отримати на міжфазних межах «тугоплавкий карбід-матриця» дисперсний мартенсит, що сприяє зміцненню зазначених міжфазних меж та підвищити до 2,2 разів трибологічні характеристики матеріалів. Подальше збільшення температури гартування призводить до дисоціації тугоплавної карбідної

фази та утворенню на її місці дисперсного легованого мартенситу, який за твердістю незначно перевищує твердість основного мартенситу, що зменшує гетерогенність структури, знижує механічні характеристики та опір зношуванню сталей.

9. Метод склерометрії є чутливим до висококутових та субструктурних меж зерен, а ймовірність виявлення таких фрагментів мікроструктури пов'язана з її розмірними параметрами, рівнем навантаження на індентор та кроком вимірювання. Крім того, цей метод може бути застосований для оцінки величини, знаку та розмірів полів залишкових напружень, які формуються в структурі сталей після гартування. Оптимальним для проведення склерометричних досліджень з метою виявлення неоднорідності за механічними характеристиками мікроструктури сталей 40X, 40XHM та X6BF в загартованому та відпущеному станах визначено навантаження на індентор в 20 г, а для сталі 08Г2С у литому стані – 100 г. Для проведення більш тонких досліджень, зокрема, вивчення меж зерен, пакетів та блоків мартенситу, необхідно зменшити ширину подряпини, за якою визначається усереднене значення мікротвердості, шляхом зменшення навантаження до 10 г.

10. Поєднанням результатів експериментів та моделювання з використанням інтелектуальних систем на основі штучних нейронних мереж, побудованих на моделі функціоналу на множині табличних функцій, спрогнозовано зміну функціональних параметрів несучої спроможності поверхні тертя та відповідно до них і трибологічні характеристики відпущеної сталі 40X залежно від температури її гартування. Встановлено, що відповідно до отриманої моделі найкращі показники зносостійкості досягаються при гартуванні сталі 40X в температурному проміжку від 1050 до 1100 °С, а найгірші – при 950 °С та понад 1200 °С.

11. Рекомендації з підвищення зносостійкості були враховані для оптимізації режимів термічного оброблення валу вузла малої шестерні тягового редуктора та шестерні компресора ЕК-7 електропоїзда ЕР-9М на ПрАТ «Київський електровагоноремонтний завод».

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статі у виданнях, віднесених до третього квартиля (Q3) відповідно до класифікації SCImago Journal and Country Rank або Journal Citation Reports

1. Волосевич П.Ю. О концептуальных основах и закономерностях реализации сухого трения / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2002. – Т.24, №11. – С.1573-1584.

2. Волосевич П.Ю. Склерометрия и ее возможности в комплексном выявлении особенностей распределения элементов структуры, их механических характеристик и размерных параметров / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2004. – Т.26, №3. – С.343-359.

3. Волосевич П.Ю. Структурообразование и износостойкость стали 40X / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2004. – Т.26, №5. – С.691-701.

4. Волосевич П.Ю. Связь особенностей структурообразования с износостойкостью стали X6BF / Волосевич П.Ю. Беспалов С.А. – *Металлофизика и*

новейшие технологии. – 2005. – Т.27, №6. – С. 841-850.

5. Волосевич П.Ю. Микротвердость поверхностей и ее связь с температурой закалки и распределением углерода в сталях 40X и 40XHM / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. // Металлофизика и новейшие технологии – 2006. – Т.28, №12. – С. 1629-1638.

6. Беспалов С.А. Микротвердость и особенности разрушения листовой стали 10Г2ФБ после ударных испытаний / Беспалов С.А., Волосевич П.Ю., Загадарчук В.Ф. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2008. – Т.30, спецвыпуск. – С. 753 – 759.

7. Волосевич П.Ю. Микротвердость ГПУ-металлов и микромеханизмы пластической деформации / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А., Тиньков // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т.33, №2. – С. 263-279.

8. Магнетометрична аналіза поверхневих шарів криці 12X18H10T після йонно-променевого азотування / Дурягіна З.А., Беспалов С.А., Борисюк А.К., Підкова В.Я. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т.33, №5. – С. 615 – 622.

9. Дурягіна З.А. Вплив лазерного легування з порошкових сумішей на структуру та мікромеханічні властивості криці 12X18H10T / Дурягіна З.А., Щербовських Н.В., Беспалов С.А. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т.33, №7. – С. 969 – 975.

10. Дослідження діелектричних шарів на конструкційних матеріалах, сформованих гібридною йонно-плазмовою розрядною системою / Дурягіна З.А., Беспалов С.А., Підкова В.Я., Полоцький Д.Ю. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т.33, спецвыпуск. – С. 393 – 400.

11. Теплофізичні властивості склокристалічних ізоляційних шарів для плоских нагрівних елементів / З.А. Дурягіна, Т.М. Ковбасюк, М. Zagula-Yavorska, С.А. Беспалов // Металлофизика и новейшие технологии. – 2016. – Т.38, №10. – С. 1367–1378.

12. Дурягіна З.А. Аналіза конкурентоспроможних методів підвищення експлуатаційних властивостей функціональних шарів плоских нагрівальних елементів / Дурягіна З.А., Ковбасюк Т.М., Беспалов С.А. // Успехи физики металлов. – 2016. – Т.17, №1. – С. 29 – 51.

**Статті у наукових виданнях,
включених до Переліку наукових фахових видань України**

13. Беспалов С.А. Про закономірності формування зносостійких станів в інструментальних легованих сталях / Беспалов С.А., Волосевич П.Ю. // Металознавство та обробка металів. – 2006. – №2. – С. 37-43.

14. Волосевич П.Ю. Мартенситне перетворення та особливості деградації властивостей зварювальних з'єднань / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. Загадарчук В.Ф. // Металознавство та обробка металів. – 2008. – №2. – С. 31-39.

15. Беспалов С.А. Металловедческие аспекты в процессах разрушения металлических материалов при трении / Беспалов С.А. // Успехи физики металлов. – 2009. – Т.10, №4. – С. 405-426.

16. Беспалов С.А. Структура та зносостійкість відновленого гребеня

вагонного колеса / Беспалов С.А. // *Металознавство та обробка металів.* – 2009. – №4. – С. 3-7.

17. Беспалов С.А. Особенности трещинообразования в области сварного шва стали 10Г2ФБ / Беспалов С.А., Волосевич П.Ю., Загадарчук В.Ф. // *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / під заг. ред. В.В.Панасюка.* – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України, 2009. – С. 125-128.

18. Волосевич П.Ю. Структура та особливості формування властивостей штампового інструменту зі сталі Р6М5 / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А., Кобаско М.І. // *Металознавство та обробка металів.* – 2013. – №4. – С. 8-16.

19. Формирование ультрадисперсных структур на поверхности специальных сплавов плазменным и лазерным излучением / З.А. Дурягина, С.А. Беспалов, Н.Г. Зубрилин, В.Н. Уваров, Т.Л. Тепла, В.Я. Пидкова, С.А. Ольшевская // в кн. *Наноразмерные системы и наноматериалы: исследования в Украине / Редкол.: А.Г. Наумовец (глав. ред.); НАН Украины.* – К.: Академперіодика, 2014. – С. 405–411.

20. Мікромеханічні та електрофізичні властивості наноструктурованих діелектричних покриттів Al_2O_3 на плоских нагрівних елементах / З.А.Дурягіна, Т.М.Ковбасюк, С.А.Беспалов, В.Я.Підкова // *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* – 2016. – Т.52, №1. – С. 51–55.

21. Дурягіна З.А. Оптимізація технологічного процесу формування діелектричних склокристалічних покриттів системи $PbO - ZnO - Ba_2O_3$ на сталі 40X13 / Дурягіна З.А., Ковбасюк Т.М., Беспалов С.А. // *Металознавство та обробка металів.* – 2016. – №4. – С.15–20

22. Атомне розупорядкування та електронна будова сплаву Хойслера $CoTiSb$ / Уваров В.М., Уваров М.В., Беспалов С.А., Немошкаленко М.В. // *Український фізичний журнал.* – 2017. – Т. 62, № 2. – С. 106–111.

23. Уваров В.М. Використання штучних нейронних мереж для вирішення трибологічних задач / Уваров В.М., Беспалов С.А. // *Металознавство та обробка металів.* – 2019. – №3(90). – С. 3–15.

24. Uvarov V. Prediction of Tribological Properties of Structural Steels Using Artificial Neural Networks / Uvarov V., Bepalov S. // *Ukrainian Journal of Mechanical Engineering and Materials Science.* – 2019. – Vol.5, No.1. – P. 45–60.

Патенти

25. Пат. № 10011. Україна, МКП G01L1/00. Спосіб визначення внутрішніх напружень / С.А.Беспалов, П.Ю.Волосевич; заявник і власник Інститут металофізики ім Г.В.Курдюмова НАН України – №200504983; Заявлено 26.05.2005; Опубл. 17.10.2005, Бюл. «Промислова власність» №10. – 2 с.

26. Пат. № 22454. Україна, МКП G01L1/00. Спосіб визначення внутрішніх напружень / С.А.Беспалов, П.Ю.Волосевич; заявник і власник Інститут металофізики ім Г.В.Курдюмова НАН України. – №u200612108; Заявлено 20.11.2006; Опубл. 25.04.2007, Бюл. «Промислова власність» №5. – 3 с.

Матеріали і тези конференцій

27. Волосевич П.Ю. Связь структуры с износостойкостью стали 40X / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. // *Международная научная конференция*

«Берштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» – Москва, 26-27 октября 2004. – С. 45.

28. Волосевич П.Ю. Оптимальная механическая схема контактного взаимодействия и перспективы ее использования в проектировании структуры стальных поверхностей трения / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. // Международная конференция «Современное материаловедение: достижения и проблемы» MMS-2005. – Киев, Украина, 26-30 сентября, 2005. – С. 601-602.

29. Волосевич П.Ю. Вуглець, особливості його розподілу та вплив на механічні властивості сталей / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. // Міжнародна наукова конференція «Фізика конденсованих систем та прикладне матеріалознавство». – Львів, Україна, 11-13 жовтня 2007. – С. 62.

30. Беспалов С.А. Мікротвердість як засіб вимірювання внутрішніх напружень нерівноважних станів сталевих виробів / Беспалов С.А., Волосевич П.Ю. // Міжнародна наукова конференція «Фізика конденсованих систем та прикладне матеріалознавство». – Львів, Україна, 11-13 жовтня 2007. – С. 70.

31. Волосевич П.Ю. Микротвердость ГПУ-металлов и микромеханизмы пластической деформации / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А., Тиньков В.А. // II Международная научная конференция «Наноструктурные материалы – 2010: Беларусь–Россия–Украина» (НАНО-2010), Киев, Украина, 19-22 ноября 2010. – С. 272.

32. Підкова В.Я. Дослідження діелектричних шарів на конструкційних матеріалах, сформованих гібридною іонно-плазмовою розрядною системою / В.Я. Підкова, З.А. Дурягіна, С.А. Беспалов, Д.Ю. Полоцький // II Всеукраїнська конференція молодих вчених «Сучасне матеріалознавство: матеріали та технології» (СММТ–2011). – Київ, 16-18 листопада 2011. – С. 46.

33. Дурягіна З.А. Технология низкотемпературного наноструктурирования функциональных диэлектрических слоев из оксида магния / Дурягіна З.А., Беспалов С.А., Підкова В.Я. // III Международная научная конференция «Наноструктурные материалы – 2012: Россия–Украина–Беларусь» (НАНО-2012), Санкт-Петербург, Россия, 19-22 ноября 2012. – С.394.

34. Дурягіна З.А. Вплив наноструктурування шару Al_2O_3 на рівень мікромеханічних та електрофізичних властивостей / З.А. Дурягіна, В.Я. Підкова, С.А. Беспалов, С.О. Ольшевська // IV Международная научная конференция «Наноразмерные системы: строение, свойства, технологии» (НАНСИС-2013), Киев, Украина, 19-22 ноября 2013. – С.162.

35. Дурягіна З.А. Использование лазерного легирования для конструирования наноразмерных фрагментов структуры с высокими коррозионно-механическими свойствами / Дурягіна З.А., Цигилик Н.В., Беспалов С.А. // VI Международная научная конференция «Наноструктурные материалы – 2014: Беларусь–Россия–Украина» (НАНО-2014), Минск, Беларусь, 7-10 октября 2014. – С.249.

36. Дурягіна З.А. Наноструктурирование по поверхности стали 04X13AG20 фемтосекундным лазерным излучением / З.А. Дурягіна, С.А. Беспалов, В.Н. Уваров, С.А. Ольшевская, В.Я. Підкова // VI Международная научная конференция «Наноструктурные материалы – 2014: Беларусь–Россия–Украина» (НАНО-2014),

Минск, Беларусь, 7-10 октября 2014. – С.260.

37. Duriagina Z.A. Nano-structured surface layers which operate as a new materials / Duriagina Z.A., Kovbasiuk T.M., Bepalov S.A. // International meeting «Clusters and nanostructured materials» (CNM-4), Uzhhorod, Ukraine, 12-16 October 2015. – P.36.

38. Дурягіна З.А. Синтез ізоляційних покриттів на основі легкоплавких склокристалічних оксидних систем / З.А. Дурягіна, Т.М. Ковбасюк, С.А. Беспалов // Конференція «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем», Київ, Україна, 25-27 травня 2016. – С. 139.

39. Дурягіна З.А. Наноструктурування поверхневих шарів спеціальних сплавів фемтосекундним лазером / З.А. Дурягіна, Т.Л. Тепла, С.А. Беспалов // Конференція «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем», Київ, Україна, 25-27 травня 2016. – С. 213.

40. Дурягіна З.А. Рентгеновская фотоэлектронная спектрометрия диэлектрических покрытий на основе стеклокристаллической системы PbO-ZnO-B₂O₃/ З.А. Дурягіна, Т.М. Ковбасюк, J. Nowak, С.А. Беспалов // V Международная научная конференция «Наноструктурные материалы – 2016: Беларусь–Россия–Украина» (НАНО-2016), Минск, Беларусь, 22-25 ноября 2016. – С.141-143.

41. Дурягіна З. Визначення поверхневої енергії діелектричних покриттів на основі склокристалічних матеріалів методом оптичної тензометрії / З. Дурягіна, Т. Ковбасюк, Т. Віалоріотрович, С. Беспалов // V Наукова конференція «Нанорозмірні системи: будова, властивості, технології (НАНСИС-2016), Київ, Україна, 1-2 грудня 2016. – С.122.

42. Беспалов С.А. Використання штучних нейронних мереж для прогнозування трибологічних властивостей сталей / Беспалов С.А., Уваров В.М. // VI Наукова конференція «Нанорозмірні системи: будова, властивості, технології» (НАНСИС-2019), Київ, Україна, 4-6 грудня 2019. – С.116.

АНОТАЦІЯ

Беспалов С.А. Структурно-морфологічні принципи зносостійкості та їх реалізація в керуванні працездатністю низьколегованих сталей. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.04 – Тертя та зношування в машинах. – Національний авіаційний університет, Київ, 2020.

Дисертаційна робота присвячена розробленню принципів зносостійкості, що ґрунтуються на закономірностях зв'язку структуроутворення з геометрією трибологічного контакту. Зазначені принципи реалізовано при цілеспрямованому регулюванні фазового складу конструкційних та інструментальних сталей, що пов'язує елементи мікроструктури зі схемою контактної взаємодії поверхонь твердих тіл при терті та забезпечує високий опір зношуванню та мінімізацію пошкоджуваності поверхонь контакту. Виявлено, що морфологія карбідної фази сталей 40X та 40XНМ є одним з основних факторів, який впливає на рівноважну шорсткість, структурно-геометричні параметри та несучу спроможність поверхні

контакту, які формуються при терті та позначаються на їхніх трибологічних характеристиках. Показано, що отримання в структурі сталей Х6ВФ, 9ХФ і 7ХНМФБ на місці крупних тугоплавких легованих карбідів дисперсного мартенситу із залишками цих карбідів сприяє суттєвому підвищенню зносостійкості зазначених сталей завдяки зникненню міжфазних меж «карбід-матриця». За результатами нейромережевого моделювання сертифікованих структурно-геометричних параметрів поверхні залежно від її шорсткості проведено аналіз несучої спроможності поверхні контакту сталі 40Х під час тертя.

Ключові слова: бабіти, схема контактної взаємодії при терті, конструкційна сталь, температура гартування, склерометрія, розподіл вуглецю, пакетний та голчастий мартенсит, морфологія карбідної фази, дендритна структура, дисперсність первинних кристалітів, інструментальна сталь, швидкісна електротермічна обробка, фазовий склад, зносостійкість.

АННОТАЦІЯ

Беспалов С.А. Структурно-морфологические принципы износостойкости и их реализация в управлении работоспособностью низколегированных сталей. – Квалификационная научная работа на правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.02.04 – Трение и износ в машинах. – Национальный авиационный университет, Киев, 2020.

Диссертационная работа посвящена разработке принципов износостойкости, основанных на закономерностях связи структурообразования с геометрией трибологического контакта и их реализация в управлении работоспособностью низколегированных конструкционных и инструментальных сталей при обосновании оптимальных режимов термической обработки. Предложены основные закономерности и требования к организации структуры, а также пути целенаправленного регулирования фазового состава конструкционных и инструментальных сталей, связывающих элементы микроструктуры со схемой контактного взаимодействия поверхностей твердых тел при трении, обеспечивающих высокое сопротивление износу и минимизацию повреждаемости поверхности контактного взаимодействия.

На основании сравнительного анализа размерных параметров и характера распределения интерметаллидов SnSb в структуре баббитов Б83 и БТ относительно размеров и распределения пятен контакта при взаимодействии твердых тел при трении сформулированы основные закономерности и требования к организации износостойких антифрикционных структур.

Установлено, что растущая неравномерность распределения углерода в сталях 40Х и 40ХНМ с повышением температуры закалки до 1050 °С способствует увеличению размеров и количества высокоуглеродистых кристаллов игольчатого мартенсита и выделению в середине них на микродвойниковых границах при высоком отпуске более крупных в сравнении с пакетным мартенситом карбидов, стабильных к распаду при пластической деформации, образуя микрообъемы материала, обладающие более высокими относительно окружающей

микроструктуры механическими характеристиками и устойчивостью к разрушению при фрикционном контакте. Показано, что создание гетерогенной по прочностным характеристикам структуры в указанных сталях, близкой к схеме контактного взаимодействия, является одним из решающих факторов уменьшения интенсивности износа как образцов, так и контртела. Дальнейшее увеличение температуры закалки до 1160 °С хотя и приводит к образованию еще большей неравномерности распределения углерода с еще большими кристаллами игольчатого мартенсита, но при этом значительно увеличивается расстояние между микрообъемами материала с повышенными механическими характеристиками и уменьшается их количество на поверхности трения, уменьшая стойкость к износу по сравнению с образцами, закаленными от 1050 °С. Выявлено, что морфология карбидной фазы является одним из основных факторов, влияющих на равновесную шероховатость, структурно-геометрические параметры и несущую способность поверхности контакта, формирующиеся при трении и сказывающиеся на их трибологических характеристиках.

На примере стали 08Г2С, направленной на гребень вагонного колеса, установлено, что формирование в литом материале гетерогенной по строению и механическим характеристикам структуры приводит к существенному уменьшению ее износа по сравнению с гомогенной. Увеличение дисперсности структуры первичных кристаллитов при их перпендикулярной ориентации к поверхности трения приближает структуру к схеме контактного взаимодействия и способствует повышению износостойкости металла в литом состоянии.

Изучено влияние температурно-временных условий закалки инструментальных сталей Х6ВФ, 9ХФ и 7ХНМФБ, содержащих в своей структуре крупные тугоплавкие карбиды, которые могут выполнять роль пятен контакта. Показано, что замена потенциальных пятен контакта в виде тугоплавких легированных карбидов после стандартной термической обработки на опорные микроучастки со структурой дисперсного мартенсита с остатками этих карбидов способствует существенному повышению износостойкости указанных сталей благодаря исчезновению межфазных границ «карбид-матрица», уменьшению вероятности выкрашивания крупных карбидов и увеличению стойкости к разрушению при контактном взаимодействии микрообъемов с повышенными механическими характеристиками.

Осуществлена адаптация выбранной архитектуры искусственной нейронной сети – функционала множества табличных функций. Спрогнозировано изменение физико-механических свойств поверхности контакта стали 40Х и связанную с ней динамику изменения сопротивления износу в зависимости от температуры закалки. По результатам моделирования сертифицированных структурно-геометрических параметров поверхности в зависимости от ее шероховатости проведен анализ несущей способности поверхности контакта образцов стали 40Х при трении.

Ключевые слова: баббиты, схема контактного взаимодействия при трении, конструкционная сталь, температура закалки, склерометрия, распределение углерода, пакетный и игольчатый мартенсит, морфология карбидной фазы, дендритная структура, дисперсность первичных кристаллитов, инструментальная сталь, скоростная электротермическая обработка, фазовый состав, износостойкость.

ANNOTATION

Bespalov S.A. Structural and morphological wear resistance principles and their implementation in the management of the low alloy steels operability. – Qualification Scientific work as a manuscript.

Thesis for the Doctor's degree of Engineering Sciences in specialty 05.02.04 – Friction and wear in machines. – National Aviation University, Kyiv, 2020.

The thesis is devoted to the development of wear resistance principles, which based on connection regularities of structure formation with tribological contact geometry. These principles by targeted regulation of phase composition of constructural and tool steels by connection of microstructure elements with the contact interaction scheme of solid surfaces during friction was realized and provides high wear resistance and minimizes damages of contact surfaces. It was revealed that the carbide phase morphology of 40X and 40XHM is one of the main factors affecting the equilibrium roughness, structural-geometric parameters, and the bearing capacity of the contact surface formed upon friction and affect their tribological characteristics. It is shown that obtaining in the structure of X6BΦ, 9XΦ and 7XHMΦБ tool steels in the place of large refractory alloyed carbides of disperse martensite with the residues of these carbides contributes to a significant increase in the wear resistance of these steels due to the disappearance of the carbide matrix interfacial boundaries. According to the results of neural network modeling of certified structural-geometric parameters of the surface, depending on its roughness, the bearing capacity of the 40X steel contact surface during friction was analyzed.

Keywords: babbits, contact interaction scheme at friction, structural steel, quenching temperature, sclerometry, carbon distribution, lath and needle martensite, carbide phase morphology, dendritic structure, primary crystallites dispersion, tool steel, fast electrothermal processing, phase composition, wear resistance.