

Технічний центр  
Національна академія наук України  
Національний авіаційний університет  
Міністерство освіти і науки України

Кваліфікаційна наукова праця  
на правах рукопису

**Беспалов Сергій Анатолійович**

УДК 67.047+620.178.143.34+620.178.162.4

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

05.02.04 – тертя та зношування в машинах

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

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

\_\_\_\_\_ С.А. Беспалов

Науковий консультант Уваров Віктор Миколайович, доктор фізико-математичних наук, професор, член-кореспондент НАН України,

Київ – 2020

## 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 та їх реалізація в керуванні працездатністю низьколегованих конструкційних та інструментальних сталей при обґрунтуванні оптимальних режимів термічного оброблення.

Методами стереометричної металографії проведено аналіз розмірних параметрів твердої інтерметалідної фази одних з найкращих при експлуатації за умов високих та середніх навантажень антифрикційних сплавів – високоолов'янистого бабіту Б83 та його свинцево-олов'янистого замітника БТ, мікроструктура яких сформована за принципом Шарпі-Бочвара. Шляхом порівняння отриманих значень з експериментальними та теоретичними літературними даними встановлено, що розміри та розподіл структурних складових бабітів з підвищеними механічними характеристиками є близькими до розмірів та розподілу плям контакту при контактній взаємодії твердих тіл під час тертя. Тому 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. Також сформовано основні закономірності та вимоги до організації зносостійких структур.

Проведені склерометричні дослідження поверхні зразків сталі 40X в загартованому стані показали, що після гартування від 860 та 1050 °C 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/мм<sup>2</sup>, а гартування від 1160 °C збільшує  $H_{\text{сер}}$  до 8000 Н/мм<sup>2</sup>. При цьому розкид значень мікротвердості у всіх випадках є приблизно однаковим. Водночас після високого відпуску при 600 °C середнє значення мікротвердості відпущених зразків з підвищенням температури гартування від 860 до 1050 та 1160 °C збільшується з  $2,3 \cdot 10^3$  до  $2,9 \cdot 10^3$  та  $3,9 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> відповідно при суттєвому зростанні інтервалу розкиду її значень.

Крім того, як в загартованих, так і відпущених зразках вздовж подряпини виявлено 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.

Металографічні дослідження мікроструктури сталі 40X в загартованому стані показали, що збільшення температури гартування з 860 до 1050 та 1160 °C сприяє росту середнього діаметру аустенітного зерна з 22,1 до 101,7 та 239,2 мкм, 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.

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

мікродвійникові межі.

Дослідження мікроструктури після високого відпуску виявили, що підвищення температури гартування сприяє зростанню величини карбідів. 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. Середній діаметр карбідів загартованої від 860, 1050 та 1160 °C та 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.

Аналіз впливу мікроструктури сталі 40X на результати склерометричних досліджень показав, що фактором, який визначає циклічність  $T_1$  зміни мікротвердості при навантаженні на індентор зразків після гартування від 860 °C є межі зерен, від 1050 °C – межі зерен та пакетів мартенситу, а від 1160 °C – межі зерен, пакетів та блоків мартенситу. Водночас виявлене підвищення та зміна характеру циклічності значень мікротвердості з періодом  $T_2$ , збільшення розкиду її значень при зростанні температури гартування пов'язане із зростанням нерівномірності розподілу вуглецю та утворенням в сталі 40X мікрооб'ємів, що чергуються, які за хімічним складом відповідають високовуглецевій або низьковуглецевій сталі, що впливає на рівень та знак напружень, які виникають при мартенситних перетвореннях та визначають особливості сформованих структур як після гартування, так і відпуску.

Трибологічні випробування за схемою «диск-колодка» в режимі сухого тертя ковзання зі швидкістю ковзання  $V = 0,5$  м/с при навантаженні на зразки  $P = 300$  Н по сталі 45 з твердістю 42...44 HRC показали, що підвищення температури гартування з 860 до 1050 °C не зважаючи на зниження твердості зменшує на 19% інтенсивність зношування як зразків досліджуваної сталі з  $3,719 \cdot 10^{-8}$  до  $3,012 \cdot 10^{-8}$ , так і на 29% контртіла з  $1,604 \cdot 10^{-8}$  до  $1,138 \cdot 10^{-8}$  через зменшення коефіцієнту тертя з 0,199 до 0,164. Подальше зростання

температури гартування до 1160 °С підвищує значення коефіцієнт тертя до 0,169, незначно зменшує зносостійкість сталі 40X до  $3,125 \cdot 10^{-8}$  та не змінює 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.

Аналогічні дослідження були проведені на сталі 40XНМ. Вимірювання мікротвердості методом дряпання при навантаженні на індентор 20 г показали, що після гартування від 860, 1050, 1160 °С сталь 40XНМ порівняно із сталлю 40X має вищі середні значення мікротвердості на рівні  $(9,6 \dots 9,8) \cdot 10^3 \text{ Н/мм}^2$ . 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  $(4,7 \dots 5,4) \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>. Мінімальні значення мікротвердості, як і в загартованому стані, мають покращені зразки після гартування від 1160 °С.

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. 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 326,6 мкм, 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 після відпуску при 600 °С показали, що підвищення температури гартування сприяє росту середнього розміру карбідів з 0,019 до 0,042 та 0,057 мкм та зростанню частки карбідів розміром понад 0,10 мкм. При цьому їхні розміри значно менші ніж в сталі 40Х, оскільки легування сталей молібденом забезпечує підвищену дисперсність та більш однорідне виділення карбідної фази. Це доводить, що морфологічні особливості будови голчастого та пакетного мартенситу впливають на розміри та розподіл

карбідної фази після високого відпуску.

Аналіз зв'язку склерометричних досліджень з елементами структури та розподілом вуглецю в сталі 40ХНМ показав, що виявлене підвищення значення періоду  $T_2$  при збільшенні температури гартування 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. Додаткове легування сталі 40Х 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 40Х.

Випробування на зношування, проведені за умов, аналогічних до випробування сталі 40Х, показали, що підвищення температури гартування до 1050 °С, збільшує опір зношуванню сталі 40ХНМ лише на 5,7% з  $2,599 \cdot 10^{-8}$  до  $2,451 \cdot 10^{-8}$  та незначно зменшує коефіцієнт тертя з 0,154 до 0,150. Подальше зростання температури гартування до 1160 °С збільшує інтенсивність зношування сталі 40ХНМ на 8,5% до  $2,821 \cdot 10^{-8}$  відносно зразків, загартованих від стандартної температури, та коефіцієнт тертя до 0,156.

Аналіз впливу морфології карбідної фази на зносостійкість сталі 40Х та 40ХНМ показав, що характер розподілу, місце виділення, кількість та механічні властивості карбідної фази є одними з основних факторів, які впливають на міцність і опір матеріалів до руйнування при зношуванні.

За допомогою макроскопічного аналізу шліфів перерізу суцільнокатаного вагонного колеса після електродугового наплавлення під флюсом сталі 08Г2С виявили зони наплавленого шару, сплавлення двох наплавлених шарів,

сплавлення основного та наплавленого металу та термічного впливу.

Склерометричні дослідження перших двох зон при навантаженні 100 г виявили, що середні значення їх мікротвердості відрізняються несуттєво та складають 1923,5 та 1853,6 МПа відповідно. 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.

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.

Випробування на зношування виявили, що при близькій твердості середня зносостійкість зони наплавленого шару з неоднорідною за механічними характеристиками будовою складає  $12,63 \cdot 10^{-8}$  та є вищою, ніж у зони сплавлення двох шарів з гомогенною мікроструктурою, що має значення  $14,60 \cdot 10^{-8}$ . Водночас зносостійкість наплавленого шару з орієнтованими кристалітами, спрямованими перпендикулярно до поверхні, знаходиться в прямій залежності від дисперсності первинних кристалітів, яка визначає значення періоду  $T_2$ . Її збільшення у 2,5 рази покращує на 15,9% зносостійкість литої дендритної структури з  $11,5 \cdot 10^{-8}$  до  $13,7 \cdot 10^{-8}$  та на 27,0% порівняно з гомогенною. При цьому необхідно зазначити, що максимальний приріст зносостійкості сталі 08Г2С у литому стані, як і покращеної сталі 40Х, має структура з періодом  $T_2 = 200,0 \dots 250,0$  мкм. Збільшення цього періоду до



500,0...600,0 мкм погіршує зносостійкість обох сталей.

Склерометричні дослідження сталі Х6ВФ після стандартної термічної обробки (гартування від 1000 °С в оливу, відпуск при 200 °С) при навантаженні  $P = 20$  г показали, що середнє значення мікротвердості складає  $9,8 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>, а структура за механічними характеристиками близька до однорідної. Швидкісна електротермічна обробка від 760, 820, 950 та 1060 з швидкістю нагрівання  $V_n = (1...2) \cdot 10^3$  К/с та наступним відпуском при 200 °С з нагріванням у печі сприяє лінійному зростанню середнього значення мікротвердості з 3,6 до  $8,5 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>. При гартуванні від 1100 °С відбувається різке зростання середнього значення мікротвердості до  $22,6 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>, а при подальшому підвищенні температури до 1200 °С – таке саме різке зменшення до  $8,5 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>.

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.

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  $2,43 \cdot 10^{-8}$ . 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%. 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 захоплення, які чергуються з областями, що носять залишки від слідів циклічної пластичної деформації. На стадії з мінімальним зношуванням формується поверхня тертя, на якій зони захоплення 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; залишки карбідів + дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» при швидкісній електротермічній обробці від 1100 °С; дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» при температурі гартування при швидкісному нагріванні під аустенітизацію 1200 °С.

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 швидкісної електротермічної

обробки з швидкістю нагрівання  $V_n = 10$  К/с до температур 750, 800, 850 та 970 °С.

За допомогою стереометричних досліджень мікротопографії поверхонь показали, 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. 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. Спрогнозовано зміну фізико-механічних властивостей поверхні контакту сталі 40Х та пов'язану з нею динаміку зміни опору зношуванню в залежності від температури гартування. За результатами моделювання сертифікованих структурно-геометричних параметрів поверхні залежно від її шорсткості проведено аналіз несучої спроможності поверхні контакту зразків сталі 40Х під час тертя.

Новизна роботи полягає в наступному. Вперше сформульовано основні закономірності та вимоги до організації мікроструктури, які з метою покращення трибологічних характеристик сталей пов'язують її елементи з схемою контактної взаємодії поверхонь твердих тіл при терті. За допомогою комплексних досліджень щодо визначення впливу особливостей мікроструктури та фазового складу на зносостійкість конструкційних та інструментальних сталей після термічної обробки, а також в литому стані підтверджено правильність запропонованих закономірностей.

Вперше на прикладі конструкційних сталей 40Х та 40ХНМ встановлено, що одним з визначальних факторів в розподілі та величині напружень, що виникають під час гартування сталей, є вуглець. Ріст температури аустенізації сприяє утворенню областей з його підвищеною концентрацією,

що призводить до зростання внутрішніх напружень під час мартенситного перетворення та є причинами тріщиноутворень. Крім того, зростаюча нерівномірність вуглецю визначає морфологію утворених кристалів мартенситу, яка є одним з визначальних факторів, що впливає морфологію карбідної фази після подальшого високого відпуску.

Додаткове легування сталі 40X нікелем та молібденом гальмує утворення та укрупнення областей з підвищеною концентрацією вуглецю із зростанням температури аустенітизації. Це супроводжується зниженням рівня внутрішніх напружень під час гартування та зростанням стійкості сталі 40XНМ до утворення гартувальних тріщин порівняно зі сталлю 40X.

Вперше показано, що метод склерометрії є чутливим до висококутових та субструктурних меж, а ймовірність виявлення особливостей мікроструктури пов'язана з навантаженням на індентор та кроком вимірювання. Крім того він може бути застосований для оцінки величини, знаку та розмірів полів залишкових напружень, які формуються в структурах загартованих сталей.

Вперше встановлено зв'язок інтенсивності зношування литої структури з дисперсністю первинних кристалітів. Виявлено, що збільшення дисперсності структури первинних кристалітів при збереженні їх орієнтації перпендикулярно до поверхні контактної взаємодії сприяє підвищенню зносостійкості металу у відлитому стані.

Вперше виявлено, що морфологія карбідної фази впливає на рівноважну шорсткість, структурно-геометричні параметри та несучу спроможність поверхні сталей, яка формується під час контактної взаємодії при терті, що позначається на її трибологічних характеристиках.

*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.

*Список публікацій здобувача:*

**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 Х6ВФ / 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 40ХНМ / 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 12Х18Н10Т 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 12Х18Н10Т / 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., Bespalov 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 Міжнародна наука конференція «Нанорозмерні системи: строєння, своївства, технології» (НАНСИС-2013), Київ, Україна, 19-22 листопада 2013. – С.162.

35. Дурягіна З.А. Використання лазерного легірування для конструювання нанорозмерних фрагментів структури з високими корозійно-механічними своївствами / Дурягіна З.А., Цигілик Н.В., Беспалов С.А. // VI Міжнародна наука конференція «Наноструктурні матеріали – 2014: Білорусь–Росія–Україна» (НАНО-2014), Мінськ, Білорусь, 7-10 листопада 2014. – С.249.

36. Дурягіна З.А. Наноструктурування по поверхні сталі 04Х13АГ20 фемтосекундним лазерним випромінюванням / З.А. Дурягіна, С.А. Беспалов, В.Н. Уваров, С.А. Ольшевська, В.Я. Підкова // VI Міжнародна наука конференція «Наноструктурні матеріали – 2014: Білорусь–Росія–Україна» (НАНО-2014), Мінськ, Білорусь, 7-10 листопада 2014. – С.260.

37. Duriagina Z.A. Nano-structured surface layers which operate as a new materials / Duriagina Z.A., Kovbasiuk T.M., Bespalov 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. Рентгеновська фотоелектронна спектроскопія

диэлектрических покрытий на основе стеклокристаллической системы PbO-ZnO-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ З.А. Дурягина, 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.

## 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 and their implementation in management of working capacity of low alloy constructural and tool steels at justification of optimal modes of heat treatment.

The analysis of the dimensional parameters of the solid intermetallic phase of

one of the best antifriction alloys when operating under the conditions of high and average loads – high-tin babbitt Б83 and its lead-tin substitute БТ, whose microstructure is based on the principle of Sharpi-Bochvar, is undertaken via stereometric metallography. Comparing the observed values with the experimental and theoretical literature data, it was found that the size and distribution of microconstituents of babbitts with high mechanical properties are close to the size and distribution of contact patches during the contact interaction of solids during friction. Therefore, it is assumed that the high wear resistance of the ‘steel-babbitt’ friction pair is due to the fact that the size and distribution of the structural components of the babbitt with the increased mechanical properties are close to the size and distribution of the contact patches in the contact scheme of solids at friction. The principles and requirements for the organization of wear-resistant structures are also formed.

The scratch-hardness test of the surface of the specimens of 40X steel in the quenched state showed that after quenching from 860 and 1050 °C the average value of the microhardness of the  $H_{mid}$  specimens at loading on the indenter 20 g does not change and remains at the level of  $6,8 \cdot 10^3$  H/mm<sup>2</sup>, and quenching from 1160 °C increases the  $H_{mid}$  to 8000 H/mm<sup>2</sup>. In this respect, the spread of microhardness values is approximately the same in all cases. At the same time, after high tempering at 600 °C, the average microhardness value of the released specimens with increasing quenching temperature from 860 to 1050 and 1160 °C increases from  $2,3 \cdot 10^3$  to  $2,9 \cdot 10^3$  and  $3,9 \cdot 10^3$  H/mm<sup>2</sup>, respectively, with a significant increase in the interval of spread values.

Aside from that, both types of quenched and tempered specimens revealed two types of microhardness peaks along the scratch. The first are the closest to each other, the average distance  $T_1$  where it practically doesn't change depending on the quenched temperature and locates in the range of 46,8... 55,5 mkm. The second are the peaks with a larger  $T_2$  period, which increases from 122,1... 147,6 to 240,0... 250,0 and 489,2... 611,4 mkm and are clearly detected as the quenching temperature

increases.

Metallographic studies of the microstructure of 40X steel in the quenched state showed that increasing the quenching temperature from 860 до 1050 та 1160 °C contributes to the growth of the average diameter of austenitic grain from 22,1 to 101,7 and 239,2  $\mu\text{m}$ , the average-sized martensite packages from 8,9 to 53,4 and 111,5  $\mu\text{m}$ , respectively. The cross-section of the martensite rails changes slightly from 0,37 and 0,52 and 0,53  $\mu\text{m}$  respectively.

Transmissive electron-microscope investigations have shown that in the microstructure of quenched 40X steel specimens there is a martensite of two types: lath, with a rail structure and plate. At the same time, raising the quenching temperature to 1050 and 1160 °C, the size and the volume fraction of needle-like crystals, within which the microtwin border appear, increase.

After high tempering, microstructure studies have found that the quenching temperature raise contributes to the increase in the value of carbides. At the same time, when the lath martensite is released, the release of more dispersed and equiaxed carbides occur mainly at the boundaries of the rails, and the needle – at the microtwin borders inside the martensite crystals. The average diameter of the carbides of the quenched from 860, 1050 and 1160 ° and the tempered 40X steel is 0,049, 0,056 and 0,061  $\mu\text{m}$ , respectively, when larger carbides of about 0,2  $\mu\text{m}$  in size appear after quenching.

The influence analysis of 40X steel microstructure on the results of scratch-hardness tests showed that the factor that determines the cyclicity of T<sub>1</sub> change in microhardness when loading on the indenter of specimens after quenching from 860 °C is the grain boundaries, from 1050 °C – the grain boundaries and lath martensite, and from 1160 °C C – grain boundaries, laths and blocks of martensite. At the same time, an increase and change in the nature of the cyclicity of the microhardness values with the T<sub>2</sub> period were detected, an increase in the variation of its peaks as the quenching temperature increased appeared due to the uneven increase

of the carbon distribution and the formation in the 40X steel of alternating microvolumes corresponding to the high or low carbon steel in chemical composition, which affects the level and sign of stresses that occur during martensitic transformations and determine the features of the formed structures both after quenching and tempering.

Tribological tests according to the 'disc-plate' scheme in the dry friction mode of sliding with a sliding speed  $V = 0,5$  m/s when loading on the specimens  $P = 300$  H on 45 steel with a hardness of 42...44 HRC showed that raising the quenching temperature from 860 to 1050 °C, despite the decrease in hardness, reduces the wear rate of both the specimens of the investigated steel from  $3,719 \cdot 10^{-8}$  to  $3,012 \cdot 10^{-8}$  by 19% and the counterface from  $1,604 \cdot 10^{-8}$  to  $1,138 \cdot 10^{-8}$  by 29% due to the reduction of the friction coefficient from 0,199 to 0,164. Further increase in quenching temperature to 1160 °C change the friction coefficient to 0,169, slightly reduces the wear-resistance of 40X steel to  $3,125 \cdot 10^{-8}$  and does not change the counterface.

The influence analysis of the microstructure features on the wear resistance of the investigated steel showed that the increasing of uneven carbon distribution in 40X steel with increasing the quenching temperature to 1050 °C contributes to the increase of high-carbon crystals size of needle martensite and the separation in the midst of them the carbids on microtwin boundaries while tempering of larger carbids compared to lath martensite, which are stable to decomposition by plastic deformation during frictional contact. In this case, areas of microstructure formed on the friction surface that also have high mechanical properties, can serve as fracture-resistant to contact patches and form the actual contact area.

Further increase of quenching temperature to 1160 °C, though, leads to formation of even more uneven carbon distribution with even larger crystals of needle martensite, but at the same time the distance between material microvolumes with the increased mechanical properties and their quantity on the friction surface decreases, which reduces the wear resistance compared to specimens tempered from 1050 °C. A

heterogeneous structure consequently created, which is close to the contact scheme, is one of the decisive factors for reducing the wear intensity of both the specimens and the counterface, which increases the wear resistance of the friction pair as a whole.

Similar studies were conducted on 40XHM steel. Measurements of microhardness by scratching at an indenter while loading of 20g have shown that after quenching from 860, 1050, 1160 °C, 40XHM steel has higher average values of microhardness at the level  $(9,6...9,8) \cdot 10^3$  H/mm<sup>2</sup> compared to 40X. At the same time, during quenching from 1160 °C the microhardness is the lowest. High tempering at 600 °C does not change the nature of the microhardness distribution, but only reduces its overall level to  $(4,7...5,4) \cdot 10^3$  H/mm<sup>2</sup>. Minimum microhardness values, as in quenched state, have improved specimens after quenching from 1160 °C.

As with 40X steel, two types of microhardness peaks on the 40XHM steel scratch-chart are observed. The average value of the T<sub>1</sub> period lies in the range of 53,0...73,0 μm. The average distance between peaks with a larger T<sub>2</sub> period increases from 194,0 to 220,0 and 250,0 μm when increasing the quenching temperature from 860 to 1050 and 1160 °C. This indicates that, unlike 40X steel, the quenching temperature of 40XHM steel increase does not have such a strong effect on the level and variation of microhardness values in sclerometric tests, although it does increase the magnitude of the periodicity of T<sub>2</sub> microhardness peaks.

In the 40XHM steel microstructure's study, it was found that the overall effect of quenching temperature on the dimensional features of austenitic grains, laths and martensite crystals is similar to that of 40X steel. Lath and needle martensite were detected at all quenching temperatures, but the crystal sizes of the latter were smaller than in 40X steel. Increasing the quenching temperature from 860 to 1050 and 1160 °C contributes to the increase in the average austenitic grain diameter from 13,6 to 97,4 and 326,6 μm, the average size of the martensite laths from 7,4 to 47,6 and 135,8 μm, transverse cross sections of martensite rails from 0,38 and 0,44 and



0,56  $\mu\text{m}$ , respectively.

Studies of carbide precipitates after tempering at 600 °C have shown that raising the quenching temperature promotes an increase in the carbides' average size from 0,019 to 0,042 and 0,057  $\mu\text{m}$  and an increase in the carbides' proportion larger than 0,10  $\mu\text{m}$ . However, their size is much smaller than in steel 40X, since the steel alloying with molybdenum provides increased dispersion and more homogeneous separation of the carbide phase. This proves that the morphological features of the needle and lath martensite structure influence the size and distribution of the carbide phase after high tempering.

The link analysis of sclerometric studies with structural elements and carbon distribution in 40XHM steels showed that the increase in the  $T_2$  period value with increasing quenching temperature is associated with increasing uneven carbon distribution and the level of internal stresses. However, unlike 40X steel, the  $T_2$  period and the microhardness values scattering in 40XHM steel do not change to a large extent, which is confirmed by the smaller influence of quenching temperature on the growth of the number and size of needle martensite crystals. The additional alloying of 40X steel with nickel and molybdenum restrains the increase of carbon cluster areas and the increase in their concentration with increasing quenching temperature. This is accompanied by a decrease in the level of internal stresses during quenching and an increase in the resistance of 40XHM steel to the formation of quenching cracks compared to 40X steel.

Wear tests conducted under conditions similar to the 40X steel test showed that raising the quenching temperature to 1050 °C increases the wear resistance of 40XHM steel by only 5,7% from  $2,599 \cdot 10^{-8}$  to  $2,451 \cdot 10^{-8}$  and slightly reduces the friction coefficient from 0,154 to 0,150. Further increase in quenching temperature to 1160 °C increases the wear rate of 40XHM steel by 8.5% to  $2,821 \cdot 10^{-8}$  relative to the specimens quenched at standard temperature and friction coefficient to 0,156.

The carbide phase morphology effect on the wear resistance of 40X and 40XHM

steels analysis showed that the distribution pattern, the separation site, the amount and mechanical properties of the carbide phase are one of the main factors that influence the strength and resistance of materials to fracture during wear.

The macroscopic analysis of the crossing of all-rolled car wheel polished sections after the arc surfacing under flux of 08G2C steel revealed the weld pad zones, the alloying of two weld pad zones, the alloying of the core and weld metal and thermal impact.

Sclerometric studies of the first two zones at a load of 100g revealed that their mean microhardness values differ insignificantly and are 1923,5 and 1853,6 MPa, respectively. At the same time, the maximum and minimum values of the weld pad microhardness zones differ almost twice and are 1440 and 2780 MPa, respectively. In this case, the scratch-chart clearly shows a certain periodicity with the  $T_2$  period. In contrast, the microhardness zones of the two weld pads alloying varies within 1540...2150 MPa, its maximum and minimum values differ by only 30%, and it is difficult to detect the  $T_2$  period.

Studies on microhardness and microstructure comparison show that on the weld pad zones' scratch-chart the distance between the minima coincides with the axes centers of the primary crystallites of the structure, and between the maxima - with the center-to-center area. At the same time, the small difference in the microhardness values zones of the two weld pads alloying is confirmed by the homogeneity of its structure.

Wear tests revealed that at close hardness, the average wear resistance of the weld pad zone with the structure inhomogeneous in mechanical properties is  $12,63 \cdot 10^{-8}$  and is higher than that of alloying zones of two pads with a homogeneous microstructure having a value of  $14,60 \cdot 10^{-8}$ . At the same time, the wear resistance of the weld pad with oriented crystallites directed perpendicularly to the surface is directly dependent on the primary crystallites dispersion, which determines the  $T_2$  period value. Its increase by 2.5 times improves the wear resistance of the cast

dendritic structure by 15.9% from  $11,5 \cdot 10^{-8}$  to  $13,7 \cdot 10^{-8}$  and by 27.0% compared to the homogeneous one. It should be noted that the maximum increase in the wear resistance of the as-cast 08Г2С steel, as well as the improved 40X steel, has a structure with a  $T_2 = 200,0 \dots 250,0$  mkm period. Increasing this period to  $500,0 \dots 600,0$  mkm impairs the wear resistance of both steels.

After standard heat treatment (quenching from  $1000$  °C in oil, tempering at  $200$  °C), sclerometric studies of X6VF steel at a load of  $P = 20$  g showed that the average microhardness value is  $9,8 \cdot 10^3$  N/mm<sup>2</sup>, and the structure according to mechanical properties close to homogeneous. Fast electrothermic treatment from  $760$ ,  $820$ ,  $950$  and  $1060$  with a heating rate of  $V_H = (1 \dots 2) \cdot 10^3$  K/s and subsequent tempering at  $200$  °C with furnace heating contributes to a linear growth in the average microhardness value from  $3,6$  to  $8,5 \cdot 10^3$  N/mm<sup>2</sup>. At quenching from  $1100$  °C there is a sharp increase of the average microhardness value to  $22,6 \cdot 10^3$  N/mm<sup>2</sup>, and at further increase of temperature to  $1200$  °C – the same sharp decrease to  $8,5 \cdot 10^3$  N/mm<sup>2</sup>.

The determination of steel hardness by the Rockwell method showed that after standard heat treatment, it compiles 58 HRC. When using high heating rates with increasing quenching temperature from  $760$  до  $1100$  °C, the specimens' hardness increases almost linearly from 45 до 58 HRC. Further increase of temperature to  $1200$  °C leads to its decrease to 55 HRC. The relatively low hardness values for the quenching temperatures of  $760$ ,  $820$  and  $950$  °C indicate, obviously, the incompleteness of austenitic processes under such temperature-speed quenching conditions.

The analysis of wear resistance test result showed that the quenching with increased heating rate from a temperature of  $1100$  °C decreases 2.2 times from  $3,15 \cdot 10^{-8}$  to  $1,44 \cdot 10^{-8}$  mass intensity of X6VF steel wear in comparison with the specimens after standard heat treatment, and further increase of quenching temperature to  $1200$  °C – in 1,7 times to  $2,43 \cdot 10^{-8}$ . However, the values difference

does not exceed 7... 10%. At the same time, the average wear rate of X6VF steel quenched from 1060 °C under fast heating conditions is  $1,96 \cdot 10^{-8}$ . Its values range from 0,88 to  $3,41 \cdot 10^{-8}$ , with a difference exceeding 40%. The maximum values are close to specimens' wear resistance values after standard heat treatment, and the minimum values are after the fast quenching from 1100 °C. Examination of the friction of specimen surfaces quenched from 1060 °C with variable values of wear resistance at the stages with maximum and minimum wear intensity showed that with maximum wear on the friction of X6VF steel surfaces, there are setting zones that alternate with areas which carry residues of cyclic large deformation. At the stage of minimal wear, a friction surface is formed, where the setting zones are almost absent, and the size and nature of the damage indicate a much smaller amount of large deformation.

The phase composition after quenching of X6BΦ steel by electron microscopy study showed that, depending on the heating rate and austenitic temperature, it can change from microstructure (carbides + martensite 'cover die') with standard heat treatment to the carbide + austenite shell and austenite 'cover die' and carbides residues + dispersed martensite + martensite cover die with fast austenitizing and quenching from a temperature of 1060 °C; carbide residues + dispersed martensite + martensite 'cover die' at fast electrothermic treatment from 1100 °C; dispersed martensite + martensite 'cover die' at quenching temperature at high temperature under austenitizing 1200 °C.

Comparing the theoretically and experimentally obtained parameters of the contact patches as with the refractory carbide phase size and volume distribution, it is assumed that the indicated carbides can form the actual contact area when dealing with contact interaction. In standart heat treatment conditions, the resulting structure has incoherent well-defined martensite-refractory carbide boundaries, which results in the carbide phase being crumbled during friction. This reduces the time of contact interaction areas. In this case, fragments of refractory carbides can act as abrasive

particles, which intensify the wear process.

Increasing the X6BΦ steel wear resistance more than twice after quenching from 1100 °C is a result of the potential contact patches in the form of refractory alloyed carbides replacement on the supporting microparticles with the structure of dispersed martensite with the carbides residues. An important advantage of such a structural condition is the interfacial boundaries of the 'carbide cover die' disappearance, reducing the large carbide crumbling probability, and increasing the fracture resistance in contact interaction of micro-volumes with high mechanical properties.

Further increase in quenching temperature to 1200 °C reduces the wear resistance of X6BΦ steel due to complete dissociation of refractory carbides, hardness reduction of potential contact patches and its approach to the 'cover die' hardness, which reduces the heterogeneity of the microstructure.

The reason for the cyclic nature of X6BΦ steel wear after quenching from 1060 °C is the phase composition heterogeneity in depth due to the presence in the structure of a wide range of carbide diameters, which size affects both the austenitic initiation and subsequent formation of dissociation of micro-volumes alloyed refractory carbides at the sites. The predominance of residual austenite, which surrounds refractory carbides, on the friction surface, adversely affects the wear resistance, contributes to the processes of plastic deformation, setting and fracture occurring at the friction surface. Changing the phase composition in the contact zone, where most refractory carbides or their residues are surrounded by dispersed martensite, significantly alters both the wear mechanism and the wear resistance of the test steel.

Similar conclusions were obtained in the study 9XΦ and 7XHMΦБ tool steels microstructure after fast electrothermal treatment with heating rate  $V_n = 10$  K/s to temperatures of 750, 800, 850 and 970 °C.

Stereometric studies of surface microphotography have shown that raising the quenching temperature to 1050 °C contributes to a roughness reduction and an

increase in the bearing surface of tempered 40X steel specimens during friction compared to specimens quenched from 860 °C. It is established that the carbide phase morphology affects the equilibrium roughness, structural-geometric parameters and bearing capacity of the 40X steel surface, which is formed during the contact interaction over friction.

Adaptation of the selected architecture of artificial neural network - the functionality of the table functions set is done. The change in the physical and mechanical properties of the 40X steel contact surface is predicted and the related dynamics pattern of the change in wear resistance depending on the quenching temperature. According to the modeling results of certified structural-geometric parameters of the surface, depending on its roughness, the bearing capacity of the 40X steel contact surface specimens during friction is analyzed.

The novelty of the thesis is as follows. For the first time, the main regularities and requirements for the microstructure organization are formulated, which, in order to improve the tribological characteristics of steels, associate its elements with the contact interaction scheme of solids surfaces during friction. By means of complex researches on influence determination of microstructure features and phase composition on the constructural and tool steels durability after heat treatment, and also the correctness of the proposed regularities in the as-cast condition is confirmed.

For the first time, by the example of 40X and 40XNM constructural steels, carbon has been found to be one of the determining factors in stresses distribution and magnitude that arise during the steels tempering. Increasing the austenitic temperature promotes the formation of regions with its increased concentration, which leads to an increase in internal stresses during martensitic transformation and is the cause of cracks. In addition, the increasing carbon unevenness determines the morphology of the formed martensite crystals, which is one of the determining factors affecting the carbide phase morphology after further high tempering.

Increasing austenitic temperature, the additional 40X steel alloying with nickel and molybdenum inhibits the formation and coarsening of regions with high carbon

concentration. This is accompanied by a decrease in the internal stresses level during quenching and an increase in the 40XNM steel resistance to the tempering cracks formation compared to 40X steel.

It has been shown for the first time that the sclerometric method is sensitive to large-angle and substructural boundaries, and the possibility of detecting microstructure features is related to the indenter load and the measurement step. In addition, it can be used to estimate the magnitude, symbol, and size of residual stress fields that are formed in structures of tempered steels.

For the first time, the correlation between the cast structure wear rate and the primary crystallites dispersion is established. It is found that increasing the primary crystallites dispersion structure while maintaining their orientation perpendicular to the surface of the contact interaction contributes to the increase the wear resistance of metal in the as-cast condition.

For the first time, it is revealed that the carbide phase morphology affects the equilibrium roughness, structural-geometric parameters and bearing capacity of the steel surface, which is formed during the contact interaction at friction influencing its tribological characteristics.

*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.

## ЗМІСТ

ВСТУП .....	36
РОЗДІЛ 1. ОГЛЯД МЕТАЛОЗНАВЧИХ АСПЕКТІВ В ПОШУКУ ШЛЯХІВ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ СТАЛЕЙ .....	47
1.1. Геометрія поверхні та контактна взаємодія твердих тіл. ....	48
1.1.1. Геометричні характеристики реальної поверхні. ....	48
1.1.2. Контакт шорстких поверхонь. ....	50
1.2. Основні характеристики процесу зношування. ....	51
1.2.1. Знос, зношування та їхні періоди при роботі трибологічних спряжень. ....	53
1.2.2. Основні стадії та види зношування. ....	57
1.2.3. Види та теорії зношування.....	61
1.2.4. Основні методи підвищення зносостійкості вузлів тертя. ....	64
1.3. Зв'язок зносостійкості з механічними властивостями сталей. ....	67
1.4. Роль фазового складу та мікроструктури в підвищенні зносостійкості сталей. ....	77
1.4.1. Вплив фазових складових на зносостійкість сталей. ....	78
1.4.2. Вплив вуглецю на зносостійкість сталей. ....	80
1.4.3. Вплив розмірних параметрів мікроструктури на зносостійкість сталей. ....	89
1.5. Методи формування зносостійких структур в сталях. ....	94
1.6. Підвищення зносостійкості матеріалів шляхом зміцнення та модифікування поверхонь тертя. ....	99
1.6.1. Покриття, отримані методами хімічного осадження з газової фази.....	101
1.6.2. Покриття, отримані термовакuumним нанесенням. ....	101
1.6.3. Вакуумні іонно-плазмові покриття та модифіковані шари. ....	102
1.6.4. Газотермічні покриття.....	104



1.6.5. Електроіскрові покриття. ....	105
1.6.6. Гальванічні покриття. ....	106
1.6.7. Лазерні та електронно-променеві методи модифікування і легування поверхневих шарів. ....	107
1.7. Застосування керамічних матеріалів для елементів пар тертя. .	109
1.7.1. Трибологічні властивості неоксидної кераміки. ....	109
1.7.2. Трибологічні властивості оксидної кераміки. ....	112
1.8. Вплив морфології структури керамічних матеріалів на їхню зносостійкість. ....	115
1.9. Використання штучних нейронних мереж для вирішення прикладних задач матеріалознавства. ....	122
1.10. Постановка завдань досліджень. ....	128
<b>РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ</b>	<b>133</b>
2.1. Досліджувані сталі та їхня термічна обробка. ....	133
2.1.1. Конструкційні сталі. ....	133
2.1.2. Інструментальні сталі. ....	134
2.1.3. Сталі у литому стані. ....	137
2.2. Визначення механічних характеристик досліджуваних сталей. ....	138
2.2.1. Вимірювання твердості. ....	138
2.2.2. Проведення склерометричних досліджень. ....	139
2.2.3. Визначення відносного рівня внутрішніх напружень. ....	143
2.2.4. Визначення зносостійкості та коефіцієнта тертя. ....	144
2.3. Дослідження мікроструктури. ....	148
2.3.1. Виявлення внутрішніх поверхонь розділу та мікроструктури. ....	148
2.3.2. Визначення величини зерна та фазових складових. ....	149
2.3.3. Використання інформаційних технологій при розрахунку розмірних параметрів мікроструктури. ....	150
2.3.1. Аналіз наплавленої структури. ....	152
2.3.2. Електронно-мікроскопічні дослідження. ....	152

РОЗДІЛ 3. ВПЛИВ ХАРАКТЕРУ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ.....	154
3.1. Основи організації мікроструктури металевих матеріалів для підвищення зносостійкості пар тертя.....	155
3.1.1. Шляхи формування будови мікроструктури поверхневих шарів для підвищення зносостійкості металевий матеріалів.....	155
3.2. Структуроутворення та зносостійкість сталі 40X.....	161
3.2.1. Склерометричні дослідження поверхні зразків сталі 40X. ....	161
3.2.2. Дослідження мікроструктури сталі 40X.....	168
3.2.3. Вплив мікроструктури сталі 40X на склерометричні дослідження.....	182
3.2.4. Зв'язок склерометричних досліджень з розподілом вуглецю та внутрішніми напруженнями.....	186
3.2.5. Зв'язок зносостійкості з особливостями мікроструктури сталі 40X.....	191
3.3. Структуроутворення та зносостійкість сталі 40ХНМ.....	195
3.3.1. Склерометричні дослідження поверхні зразків сталі 40ХНМ. ....	195
3.3.2. Дослідження мікроструктури сталі 40ХНМ.....	203
3.3.3. Зв'язок склерометричних досліджень з елементами структури та розподілом вуглецю в сталі 40ХНМ.....	217
3.3.4. Зв'язок зносостійкості з характером мікроструктури зразків сталі 40ХНМ.....	218
3.3.5. Вплив морфології карбідної фази на зносостійкість сталі 40X та 40ХНМ. ....	221
РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ХАРАКТЕРУ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ В ЛИТОМУ СТАНІ.....	227
4.1. Відновлення колісних пар залізничних вагонів методом наплавлення.....	228

4.1.1. Дослідження мікроструктури та мікротвердості методом дряпання вагонного колеса після автоматичного наплавлення під флюсом. ....	229
4.1.2. Зв'язок зносостійкості з мікроструктурою литої сталі. ....	236
<b>РОЗДІЛ 5. ВПЛИВ ХАРАКТЕРУ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ НА</b>	
<b>ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ.....</b>	<b>240</b>
5.1.1. Склерометричні дослідження зразків сталі Х6ВФ.....	241
5.1.2. Дослідження зносостійкості зразків сталі Х6ВФ.....	247
5.1.3. Дослідження мікроструктури сталі Х6ВФ.....	252
5.1.4. Дослідження мікроструктури сталей 9ХФ і 7ХНМФБ.....	270
<b>РОЗДІЛ 6. ШТУЧНІ НЕЙРОННІ МЕРЕЖІ, ЯК ІНСТРУМЕНТ ДЛЯ</b>	
<b>ВИРІШЕННЯ ПРИКЛАДНИХ ЗАДАЧ .....</b>	<b>275</b>
6.1. Моделювання трибологічних властивостей досліджених пар тертя.....	276
6.1.1. Моделювання зміни трибологічних властивостей поверхонь пар тертя. ....	277
6.1.2. Прогнозування функціональних властивостей поверхні моделюванням її структурно-геометричних параметрів.....	286
6.2. Прогнозування властивостей досліджуваних сталей за допомогою комп'ютерного моделювання.....	301
6.3. Прогнозування трибологічних та мікромеханічних властивостей поверхневих шарів програмними засобами штучного інтелекту.....	305
<b>ОСНОВНІ ВИСНОВКИ .....</b>	<b>311</b>
<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....</b>	<b>316</b>
<b>ДОДАТКИ.....</b>	<b>395</b>

## ВСТУП

### *Обґрунтування вибору теми дослідження.*

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 [1, 69, 530, 532].

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, а також 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 [11, 19, 20].

Незважаючи на широке поширення нових матеріалів, сталі посідають важливе місце в сучасних технологіях [481]. Через сукупність високих

механічних та експлуатаційних властивостей вони широко застосовується для виготовлення деталей конструкцій та інструменту, що працюють, зокрема, при середніх та високих питомих зусиллях і швидкостях, ударних навантаженнях та терті. Сталі мають широкий спектр механічних характеристик, які визначаються будовою її мікроструктури та фазовим складом, які, переважно, формуються при термічній обробці в результаті перебудови решітки та перерозподілу вуглецю, а часом і легувальних елементів [481]. Отже при розробленні нових та вдосконалення існуючих технологічних методів підвищення зносостійкості сталевих виробів необхідно враховувати процеси структурних і фазових перетворень, які відбуваються у вихідних мікроструктурах та утворених під час тертя, а також особливості механічної взаємодії поверхонь при контактній взаємодії.

Необхідно зазначити, що більшість антифрикційних матеріалів 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 морфології отриманих фаз. Крім того, дискретність контакту твердих тіл при терті є одним з визначальних факторів для процесів руйнування, які відбуваються на локальних навантажених ділянках поверхні [38]. Водночас принципи створення зносостійких структур, які зустрічаються в літературі, не враховують такий важливий факт. В зв'язку з цим актуальним є питання пошуку та формування основних закономірностей та вимог до організації мікроструктур 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 багатокomпонентних 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 багатofункціональних 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 40Х, 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 мікростворень, 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 40ХНМ 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, 40ХНМ та Х6ВФ 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 та відповідно до них і трибологічні характеристики відпущеної сталі 40Х залежно від температури її гартування. Встановлено, що відповідно до отриманої моделі найкращі показники зносостійкості досягаються при гартуванні сталі 40Х 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.

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».

### ***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:

[509 – 515, 557, 572] – постановка завдання, планування та проведення експериментальної частини щодо розроблення методології, апробації та обговорення результатів досліджень застосування методу склерометрії для визначення механічних характеристик, структурних та фазових складових сталей;

[568, 571] – постановка завдання, планування та проведення експериментальної частини та обговорення результатів досліджень впливу хімічного та фазового складу, а також морфології мартенситної та карбідної фази на зносостійкість конструкційних сталей;

[635, 636] – постановка завдання, проведення експериментальної частини та обговорення результатів досліджень впливу хімічного та фазового складу, а також морфології мартенситної та карбідної фази на зносостійкість інструментальних сталей;

[659, 662, 676] – постановка завдання, проведення експериментальної частини та обговорення результатів досліджень 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;

[136, 137, 140, 335, 352 – 354, 393] – постановка завдання та обговорення результатів досліджень впливу високоенергетичних методів зміцнення поверхневих шарів на механічні та функціональні властивості поверхонь конструкційних сталей, функціональних та спеціальних сплавів.

Автор глибоко вдячний за допомогу, постійну творчу підтримку та плідні консультації члену-кореспонденту НАН України В.М.Уварову, д.т.н., проф. З.А.Дурягіній і д.ф.-м.н., с.н.с. П.Ю.Волосевичу.

### ***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 03.03.2020.

### ***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.

## **РОЗДІЛ 1. ОГЛЯД МЕТАЛОЗНАВЧИХ АСПЕКТІВ В ПОШУКУ ШЛЯХІВ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ СТАЛЕЙ**

Починаючи з другої половини ХХ століття надійність, економічність та екологічність машин, приладів, апаратів, тягово-транспортних засобів та технологічного обладнання почали визначатися в основному не показниками міцності, а триботехнічними показниками вузлів та деталей, що працюють в умовах тертя. На теперішній час роль трибологічних властивостей ще більше зростає [1 – 11].

Втрати від тертя та зношування в розвинутих державах сягає 4...5% національного доходу, а подолання опору тертю поглинає у всьому світі 20...25% енергії, що виробляється протягом року. За повний цикл експлуатації машин витрати на ремонт за запасні частини в декілька разів перевищують витрати на виготовлення нової техніки. Тому як на стадії проектування, так і під час експлуатації машин та механізмів необхідно враховувати трибологічні явища [11 – 18].

Підвищення економічної та екологічно доцільної довговічності машин, технологічного обладнання та інструмента безпосередньо пов'язано з підвищенням зносостійкості. Рішення цієї актуальної практичної задачі можливе на основі глибоких, науково обґрунтованих рішень, що базуються на результатах досліджень у цій царині.

Керування процесами тертя, раціональне конструювання рухомих спряжень та деталей машин, оптимізація умов їхньої експлуатації, а також раціональний вибір матеріалів за критеріями зносостійкості, ерозійної та корозійної стійкості можуть суттєво подовжити термін життя, підвищити ефективність використання машин, знизити шкідливу дію продуктів зносу на екологічний стан довкілля при незначному збільшенні їхньої вартості. В зв'язку з цим виняткове значення набувають роботи в галузі триботехнічного матеріалознавства, які можуть поглибити існуючі та віднайти нові способи

зниження втрат при терті та зношування шляхом підвищення зносостійкості деталей машин та механізмів [11, 19 – 21].

### **1.1. Геометрія поверхні та контактна взаємодія твердих тіл.**

Сучасна трибологія володіє низкою фундаментальних теоретичних та експериментальних закономірностей, які можуть найближчими роками успішно вирішувати прикладні завдання в галузі сухого, граничного тертя та змащення, що реалізуються в різноманітних вузлах машин при ковзанні, коченні чи коченні з ковзанням. Але на даний час виникає необхідність до переходу від прийнятих раніше розрахунків сил і моментів тертя, заснованих на використанні сталих значень і коефіцієнтів тертя та інтенсивності зношування, до розрахунків, в яких враховується залежність цих величин від різноманітних параметрів умов контактної взаємодії, зокрема її геометрії [11, 22].

#### **1.1.1. Геометричні характеристики реальної поверхні.**

В процесі виготовлення та при експлуатації деталей машин на їхній поверхні формуються нерівності, які визначають її топографію (рис. 1.1).

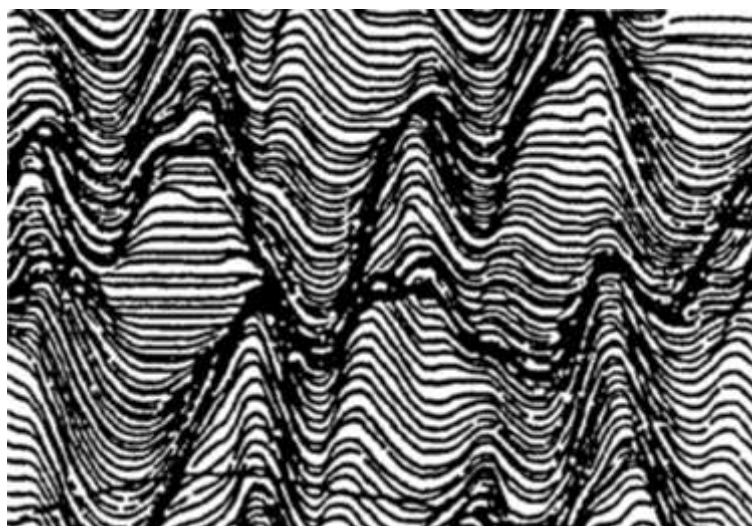


Рис. 1.1. Топографічне зображення поверхні [11].

Переріз поверхні деталі площиною, перпендикулярною до неї, називають



профілем поверхні. Ідеальний профіль поверхні, який задається кресленням деталі, називається номінальним. Відхилення поверхні деталі від номінальної, що виникають в результаті оброблення, називаються технологічними. В процесі експлуатації деталей формуються експлуатаційні відхилення. З огляду різного походження цих відхилень та різних методів вимірювання і оцінки нерівностей поверхні розрізняють: макровідхилення, хвилястість, шорсткість та субшорсткість (рис. 1.2) [11, 23 – 32].

Макровідхилення – це поодинокі відхилення форми від номінальної геометрії, що не повторюються, зокрема бочкоподібність, опуклість, увігнутість, конусність. Макровідхилення є наслідком відхилень розмірів під час виготовлення виробів, а також пружними деформаціями, що виникають під впливом змінної сили різання.

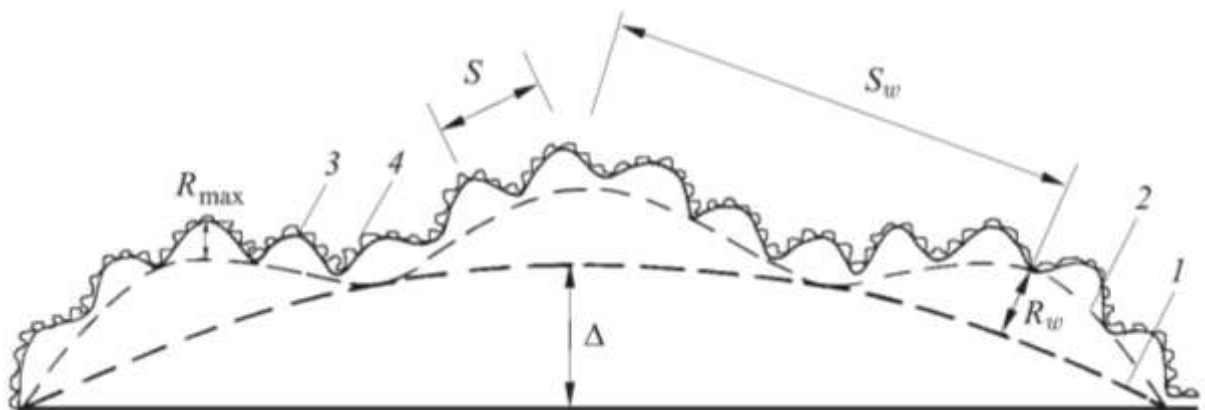


Рис. 1.2. Схема мікрогеометрії поверхні тертя твердого тіла [29 – 31]:

1 – макровідхилення,  $\Delta$ ; 2 – хвилястість; 3 – шорсткість; 4 – субшорсткість;  
 $S_w$ ,  $R_w$  – крок та висота хвилястості;  $S$ ,  $R_{max}$  – крок та висота шорсткості.

Хвилястість є сукупністю періодичних, регулярно повторюваних, близьких за розмірами виступів і западин, відстань між якими значно більше, ніж у нерівностей, що утворюють шорсткість поверхні. Хвилястість характеризується розмірами відхилень – кроком хвилі від 0,8 до 10 мм і висотою хвилі від 0,03 до 500 мкм і утворюється, головним чином, внаслідок коливань, що виникають в процесі обробки. Форма хвиль близька до синусоїдальної.

Під шорсткістю поверхні розуміють сукупність мікронерівностей з відносно малим кроком, що утворюють рельєф поверхні. Шорсткість поверхні формується не тільки в процесі механічної обробки, але і в процесі тертя твердих тіл. Крок мікронерівностей при цьому становить 2...800 мкм, а їх висота 0,03...400 мкм.

На виступах, що утворюють шорсткість, є більш дрібні нерівності – субмікрошорсткість. Субмікрошорсткість характеризує тонку топографічну структуру реальної поверхні, має нанометровий масштаб і впливає на формування так званого фізичного рельєфу. Субмікрошорсткість проявляється як випадкове і недосконале розташування кристалографічних площин, хаотичне розташування зерен і острівцевих плівок (в тому числі оксидних і адсорбційних). Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що субмікрошорсткість формується нерівностями, які мають висоту від 2 до 20 нм [33].

Зазначені макро- та мікронерівності відіграють різну роль в процесах контактної взаємодії. Але основне значення в протіканні контактних процесів мають шорсткість та субмікрошорсткість, які значною мірою визначаються структурою матеріалу елементів пари тертя [11, 32, 34 – 37].

### **1.1.2. Контакт шорстких поверхонь.**

Внаслідок хвилястості та шорсткості поверхонь механічний контакт твердих тіл є дискретним та відбувається на окремих невеликих ділянках – плямах контакту [38 – 52].

Сукупність цих ділянок є фактичною площею контакту  $A_r = \sum \Delta A_r$ , загальна площа яких складає незначну частину від номінальної  $A_a = a \times b$  (рис. 1.3). Розміри та положення плям контакту залежать від умов контактної взаємодії, механічних характеристик, макро- та мікрогеометрії поверхонь, що взаємодіють, а також градієнта температури.

Плями контакту, як правило, розподілені нерівномірно. Через певний

мікрорельєф поверхні (рис. 1.2) вони групуються на верхівках хвиль та утворюють контурні площі контакту  $A_c = \sum \Delta A_c$ , віддалені одна від одної на відстань кроку хвилі  $L$  (рис. 1.3). В більшості випадків величина контурної площі  $A_c$  складає 5...15%, а фактичної площі контакту  $A_f$  – не більше 0,01...0,1% від номінальної  $A_a$  [32, 38, 39, 53].

Оскільки найбільша концентрація напружень досягається на окремих плямах контакту та поблизу них, площа фактичного контакту відіграє виняткову роль у всіх фізичних і хімічних процесах, що можуть відбуватися на межі розділу контактуючих поверхонь [11, 53].

## **1.2. Основні характеристики процесу зношування.**

Вузол тертя є дисипативною системою, в якій основна частина роботи зовнішніх сил витрачається на поглинання енергії поверхневими шарами елементів контактних спряжень, зміну властивостей матеріалів і утворення теплоти. В такій системі повна механічна енергія під час руху зменшується внаслідок тертя, переходячи в інші форми енергії. Експериментально доведено [54 – 56], що в усталених процесах понад 90% енергії тертя перетворюється безпосередньо на тепло (рис. 1.4).

Процес дисипації енергії реалізується пружно-пластичною деформацією поверхневих шарів. Але їхній напружено-деформований стан при контактній взаємодії має свої специфічні особливості. Так, на відміну від об'ємного напружено-деформованого стану, максимальні напруження виникають в поверхневих мікрооб'ємах, а рівень напружень залежить від ступеня дискретності контакту й умов тертя. Оскільки в кожному мікрооб'ємі при терті відбувається циклічна зміна знаку напружень, створюються умови для прояву ефекту Баушингера, а механізм пластичної деформації пов'язаний з важливим наслідком активації поверхневих шарів – збільшенням густини дефектів структури металів та сплавів [57 – 60].

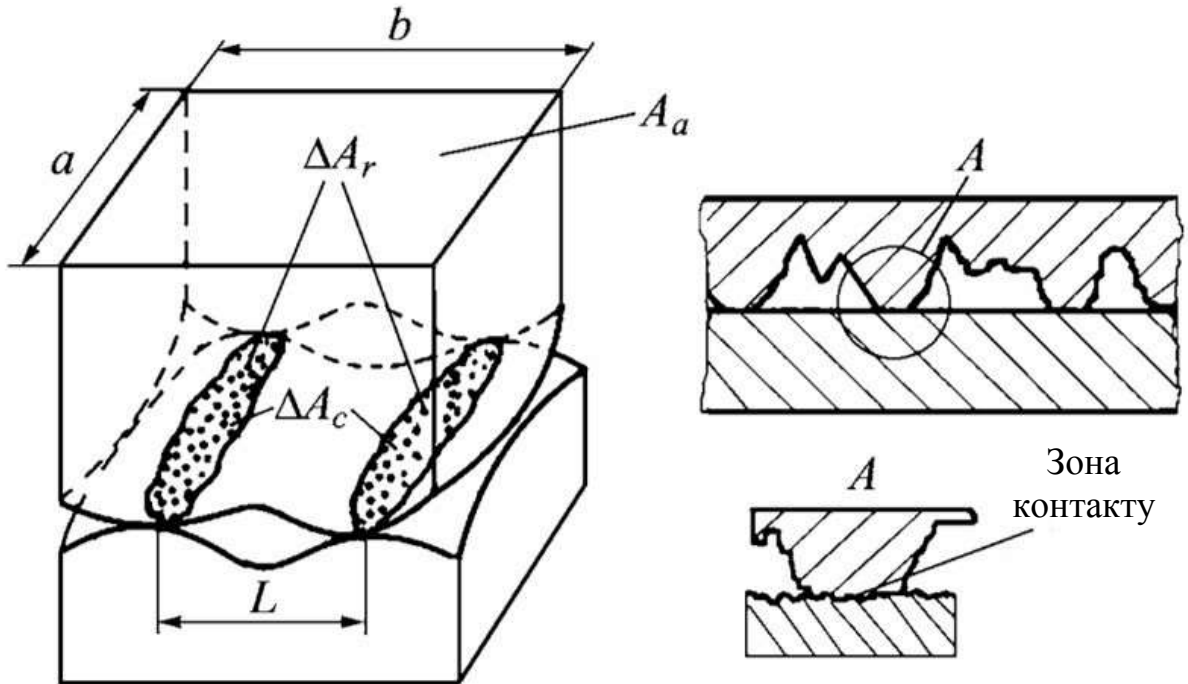


Рис. 1.3. Узагальнена схема контакту шорстких твердих тіл [11, 38, 39, 53]:

$A_a$  – номінальна площа контакту  $\Delta A_r$  – площа однієї плями контакту;

$\Delta A_c$  – контурна площа контакту окремої зони.

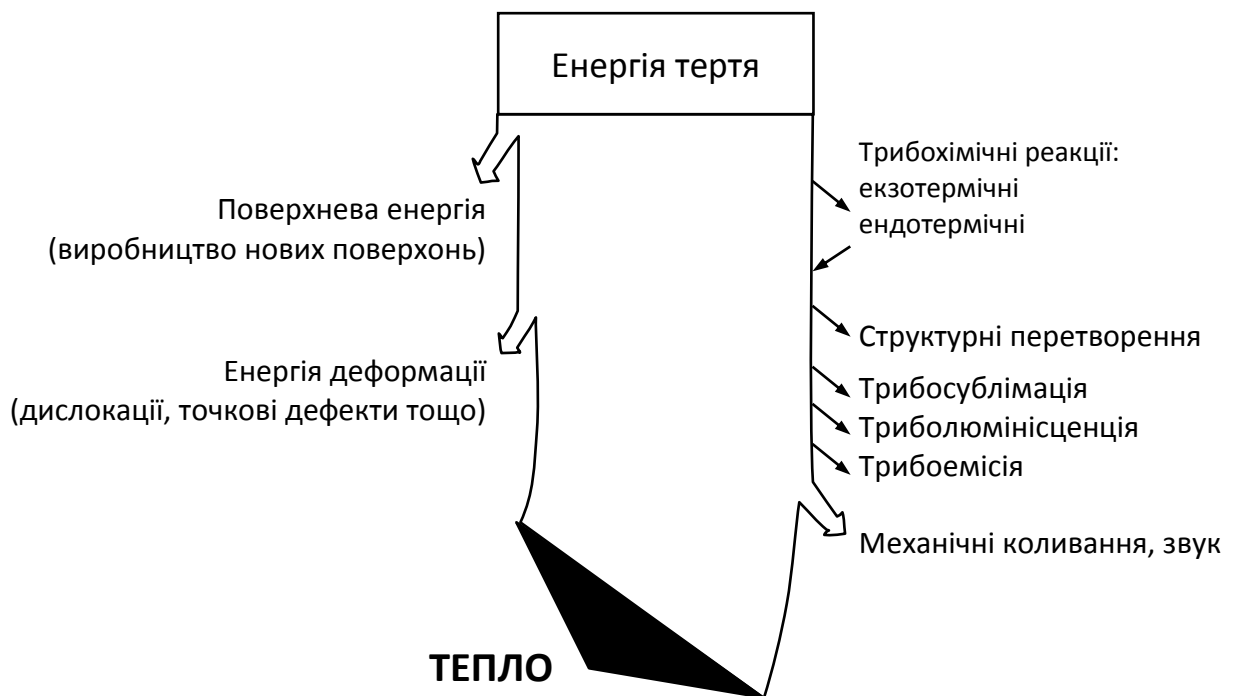


Рис. 1.4. Розподіл енергії при терті [56].

В цілому механізм зношування поверхневих шарів при терті та причини виходу з ладу контактних поверхонь залежать від комплексу властивостей матеріалу, який формує поверхневий шар. Пов'язані між собою механічні, фізичні та хімічні властивості, а також геометричні характеристики зони спряжень в сукупності визначають ступінь руйнування вузлів тертя та вихід їх з ладу [60].

### **1.2.1. Знос, зношування та їхні періоди при роботі трибологічних спряжень.**

Відповідно до [61] зношування визначається як процес відокремлення матеріалу з поверхні твердого тіла та (або) збільшення його залишкової деформації при терті, що проявляється в поступовій зміні розмірів і (або) форми тіла. Знос – це результат зношування, який визначається в установлених одиницях (довжини, об'єму чи маси).

Зношування – досить складне явище, що включає велику різноманітність механізмів, які далеко не завжди діють окремо і незалежно. Проте, досить часто існує провідний механізм, відповідальний за вид та інтенсивність зношування. Зношування залежить від великої кількості факторів, включаючи навантаження, швидкість ковзання, температуру, властивості матеріалів пар тертя, мастило, параметри навколишнього середовища тощо [31].

Процес зношування часто описують його інтенсивністю. Але для визначення інтенсивності зношування не існує єдиного стандарту. Одиниці, що використовуються, залежать від виду зношування та природи трибосистеми, в якій воно відбувається. Інтенсивність зношування може бути визначена як, наприклад [31]:

- об'єм матеріалу, видалений за одиницю часу, з одиничного шляху тертя, за один оборот деталі або за одне коливання тіла;
- втрата об'єму на одиницю нормальної сили при одиничному шляху ковзання, яку іноді називають коефіцієнтом зносу;

- втрата маси за одиницю часу;
- зміна певного розміру за одиницю часу;
- відносна зміна розміру або об'єму у відношенні до тих же змін в еталонному матеріалі.

Величина, обернена до інтенсивності зношування, отримала назву зносостійкості. Вона є властивістю матеріалу чинити опір зношуванню в певних умовах тертя. Іноді розглядається відносна зносостійкість з використанням довільних стандартів [31, 53]. В процесі роботи машини показники зношування деталей і спряжень не зберігають сталих значень. Якщо знос будь-якої пари тертя при незмінних навантажувально-швидкісних параметрах відобразити графічно як функцію часу або шляху тертя, то нахил кривої в кожній точці характеризує інтенсивність зношування. Зазвичай існують три періоди зношування [27, 31, 53, 62], показані на рис. 1.5.

Період припрацювання (рис. 1.5, стадія I) є початковим періодом зношування, тривалість якого невелика у порівнянні з очікуваною довговічністю вузла тертя. Ця стадія характеризується нестационарним станом трибосистеми, підвищеним тепловиділенням, зміною мікрогеометрії поверхонь та великою інтенсивністю зношування, яка поступово знижується. Протягом першої стадії поверхні, що труться, «приспосовуються» одна до одної, а тертя і знос змінюються таким чином, що трибосистема переходить в стаціонарний стан. Експериментально встановлено, що за різних умов і в різних парах тертя після припрацювання не залежно від початкової шорсткості встановлюється однакова, рівноважна шорсткість (рис. 1.6) [31, 53, 63].

Після завершення припрацювання настає друга стадія з найбільшою тривалістю (рис. 1.5, стадія II). Вона відноситься до нормальної роботи рухомих спряжень, характеризується стабільними умовами тертя і практично постійною та відносно низькою інтенсивністю зношування.

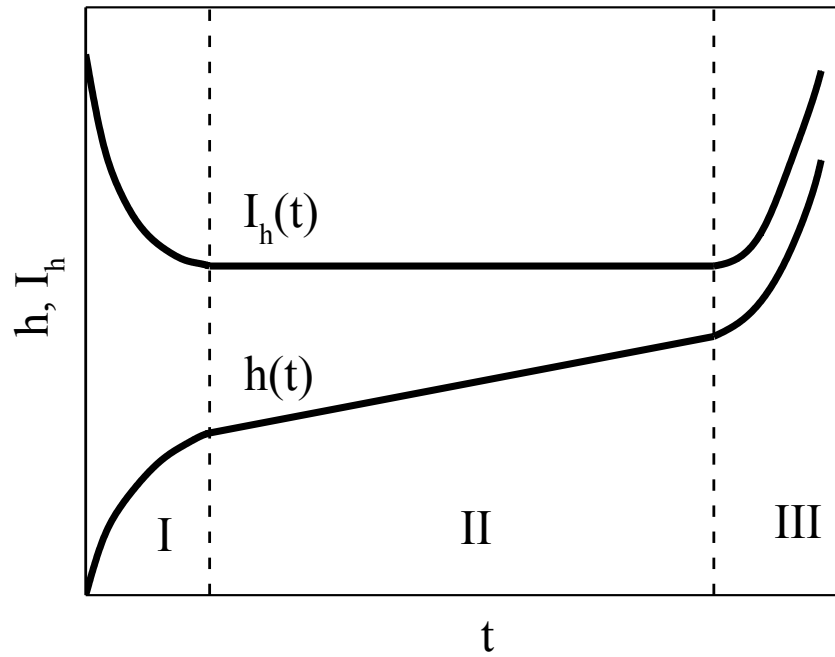


Рис. 1.5. Вплив часу експлуатації ( $t$ ) на зношення ( $I_h$ ) та знос ( $h$ ) деталей машин і характерні стадії процесу зношування [31, 53, 62]:

I – період припрацювання; II – період сталого зношування;

III – період катастрофічного зношування.

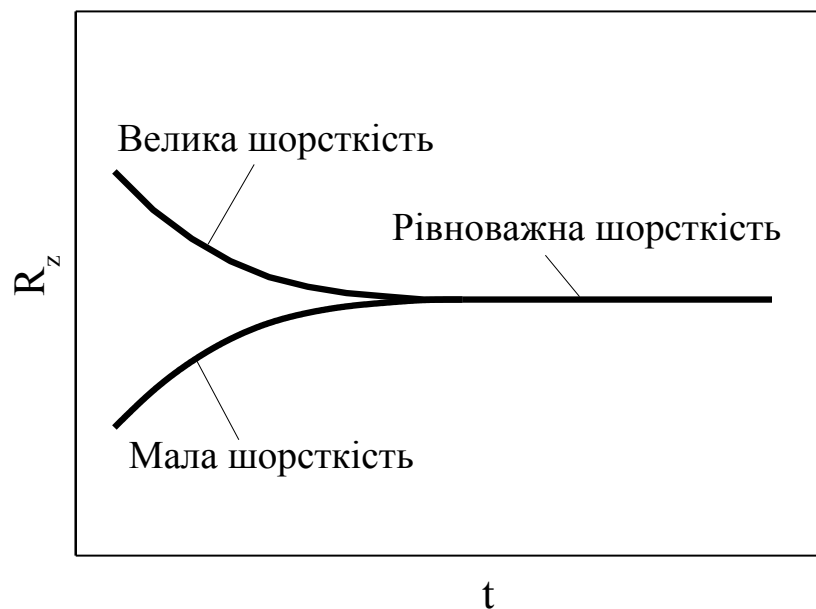


Рис. 1.6. Вплив часу експлуатації ( $t$ ) на середню висоту нерівностей ( $R_z$ ) поверхні деталей рухомих спряжень [31].

В ході її розвитку знос поступово майже лінійно зростає, приводячи до пошкодження поверхонь.

При зміні форми та зазору між елементами пари тертя, які призводять до значної зміни умов її роботи, настає катастрофічний знос, який характеризується різким збільшенням інтенсивності зношування (рис. 1.5, стадія III).

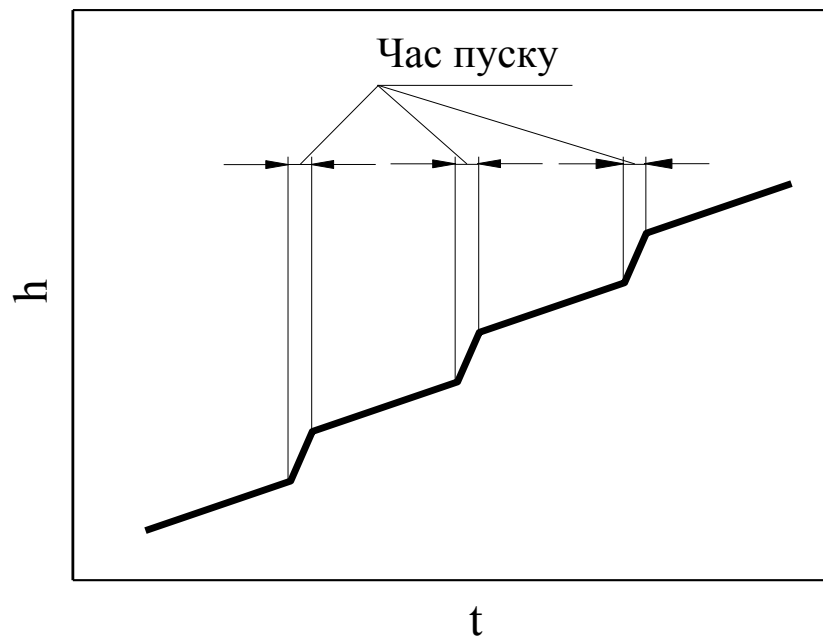


Рис. 1.7. Ділянка кривої зносу  $h(t)$  в період нормальної експлуатації машини з перервами в роботі [64]

Залежність  $h(t)$  на рис. 1.5 побудована для неперервної роботи пари тертя від початку припрацювання до повного вибраковування або ремонту. Але переважна більшість реальних трибосистем працюють з зупинками, та кожний їхній повторний старт супроводжується новим припрацюванням, але в значно меншому масштабі [31].

В такому випадку ділянка кривої зносу після припрацювання поверхонь буде мати вигляд, наведений на рис. 1.7. Східчаста ламана може бути замінена прямою, але її кутовий коефіцієнт, що характеризує середню швидкість зношування, буде перевершувати швидкість зношування при неперервному



встановленому режимі [64].

### **1.2.2. Основні стадії та види зношування.**

Виділяють три стадії зношування [31, 65]:

- взаємодія поверхонь;
- зміни в поверхневих шарах;
- пошкодження (руйнування) поверхонь.

Всі ці стадії взаємопов'язані та протікають на поодиноких плямах контакту.

Взаємодія поверхонь буває механічною та молекулярною [3]. Механічна включає проникнення та зачеплення поверхневих нерівностей. При відносному переміщенні поверхонь відбувається пружне і пластичне відтискування матеріалу нерівностями, що втілились. Зачеплення нерівностей приводить до їхнього взаємного деформування, а в граничному випадку м'якша нерівність може навіть зрізатися. Молекулярна взаємодія проявляється в адгезії плівок, що покривають контактуючі поверхні. В окремих випадках при достатній міцності адгезійних зв'язків їх руйнування може супроводжуватись схоплюванням та глибинним вириванням матеріалу.

Зміни в поверхневих шарах виникають під дією деформації, температури та хімічних реакцій [66].

Зміни, що викликані деформацією, полягають у наступному.

1. Багаторазові пружні деформації через недосконалість структури матеріалу призводять в певних умовах до втомного викришування поверхонь кочення, а багаторазові пружні деформації мікронерівностей поверхонь ковзання розшаровують структуру.

2. Пластичне деформування при температурі нижче температури рекристалізації призводить до нагартування поверхневих шарів, а при неодноразовому повторенні – послабленню, розпушуванню структури та руйнуванню.

Вплив підвищення температури.

1. Якщо за умов експлуатації або в результаті тертя температура поверхневих шарів вище температури рекристалізації металу, то поверхневий шар не нагартовується, а перебуває в стані підвищеної пластичності. Відбувається вигладжування поверхні за рахунок «розтікання» всього матеріалу елемента пари тертя або тільки однієї його складової.

2. Висока температура та пластична деформація сприяють дифузійним процесам; в результаті можливо збагачення поверхні деякими елементами, коагуляція окремих структурних складових, взаємне дифузійне розчинення або масоперенесення матеріалів деталей пар тертя.

3. При інтенсивному локальному підвищенні температури (температурного спалаху) і подальшому різкому охолодженні поверхні навколишньою холодною масою металу на поверхні можуть утворитися структури гартування.

4. Пластична деформація, можливі високі градієнти температур та фазові перетворення, викликають напруження в матеріалі пар тертя, які можуть впливати на його розшарування.

Хімічна дія середовища полягає у наступному.

1. На повітрі на оголених при зношуванні ювенільних поверхнях утворюються оксидні плівки. Вони захищають поверхню від схоплювання і пов'язаного з ним глибинного «виривання» або «налипання».

2. Металеві поверхні при взаємодії з хімічно активними присадками в мастилi, покриваються плівками хімічних сполук, захисна роль яких аналогічна ролі оксидних плівок.

3. Агресивні рідини та газові середовища активізують процес зношування.

Руйнування є заключним етапом зношування, виявляється візуально або під мікроскопом. Розрізняють низку основних видів руйнування плям контакту, що утворюються при одночасній дії нормальних та тангенціальних

навантажень [3, 11, 60, 66 – 68]:

– При напруженнях в зоні контакту, що не перевищує границю текучості матеріалу, відбувається його пружне відтискування виступами контртіла (рис. 1.8, а). Руйнування поверхневого шару обумовлено фрикційною втомою.

– При напруженнях, яке досягає границі текучості, відбувається пластичне відтискування (дряпання) матеріалу, який обтікає втілені в нього виступи контртіла (рис. 1.8, б). Поверхневий шар руйнується внаслідок малоциклової фрикційної втоми.

– У випадку, коли контактне напруження сягає рівня, що перевершує границю міцності, порушуються умови обтікання виступів контртіла та відбувається зрізання матеріалу (мікрорізання) з утворенням мікростружки (рис. 1.8, в). Знос відбувається на перших етапах взаємодії.

– Схоплювання оксидних плівок, що покривають поверхню твердих тіл (адгезійна взаємодія), безпосередньо не викликає руйнування поверхневого шару, але сприяє накопиченню втомних пошкоджень. При виникненні напружень, які перевищують опір втоми, утворюються тріщини, що призводить до лускатого відокремлення матеріалу (рис. 1.8, г).

– При утворенні внаслідок молекулярної взаємодії на плямі контакту спаю, який міцніший одного або обох матеріалів, відбувається глибинне виривання (схоплювання поверхонь) (рис. 1.8, д). Знос реалізується після перших актів взаємодії.

– Розповсюдженим пошкодженням робочих поверхонь в умовах кочення є викришування (рис. 1.8, е). Для викришування характерна довільна форма виразок з рваними краями. Йому сприяють високі залишкові напруження розтягу в поверхневих шарах, а передують утворення та розвиток тріщин, що обмежують малі одиничні об'єми від решта матеріалу.

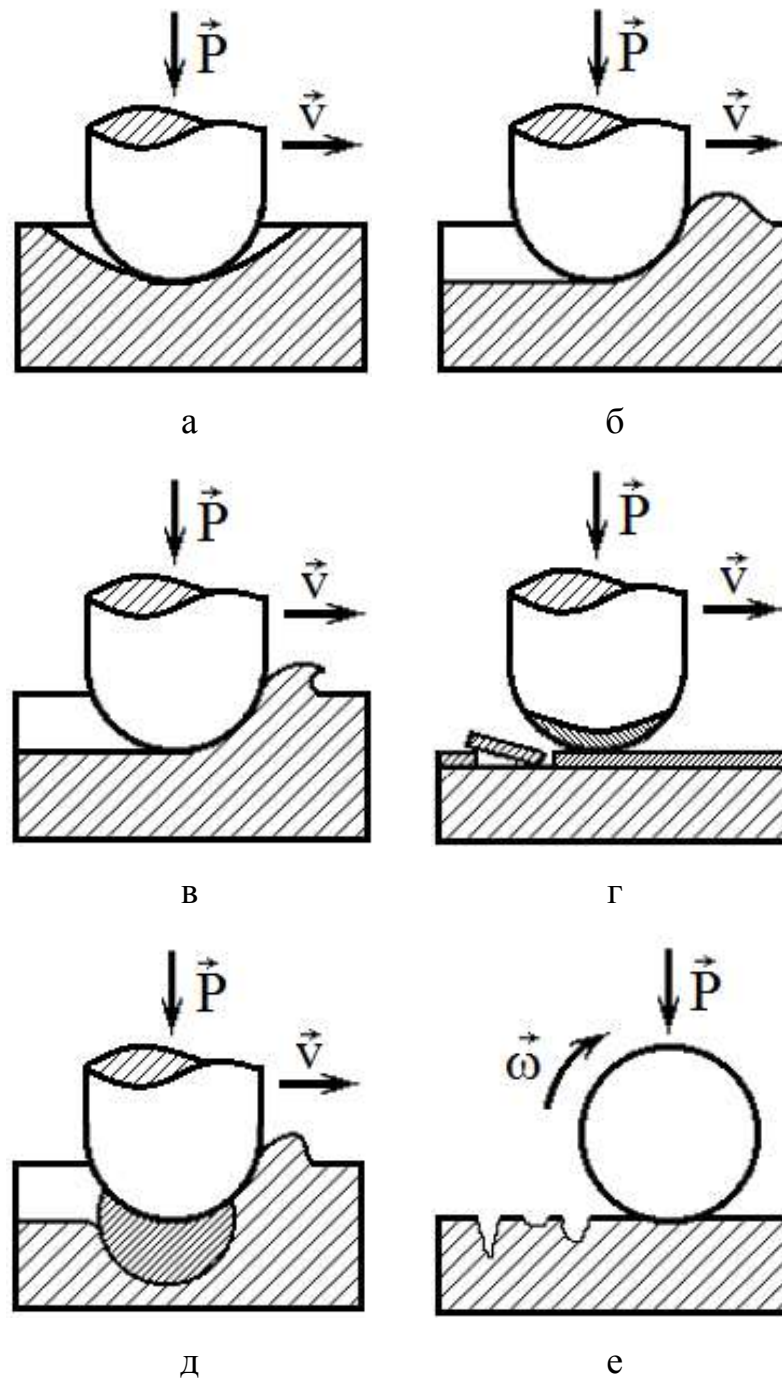


Рис. 1.8. Основні види руйнування плям контакту:

а – пружне відтискування; б – пластичне відтискування (дряпання);  
 в – зрізання матеріалу (мікрорізання); г – захоплення оксидних плівок, що  
 покривають поверхні твердих тіл (адгезійна взаємодія); д – глибоке  
 виривання; е – викришування.

Якщо виключити ті умови тертя, за яких переважаючими процесами є хімічна взаємодія та хімічні реакції, можна стверджувати, що основними причинами руйнування мікрооб'ємів при контактній взаємодії є втомні процеси, тобто знос має втомну природу [55, 60, 69 – 72].

Втомні процеси пов'язані з виникненням в поверхневому шарі зони пластичної деформації, внаслідок чого виникають втомні тріщини та утворюються продукти зносу, що призводить до руйнування контактних поверхонь. Одною з головних причин формування продуктів зносу є протікання пластичних зсувів з великою ступінню деформації, яка має неоднорідний характер. Власне на межах зон з різною ступінню деформації виникають мікротріщини, відшаровування та продукти зносу [73 – 75]. Отже пластична деформація є одним з вирішальних факторів, відповідальних за формування плям контакту, час їхнього існування та зношування контактних поверхонь.

### **1.2.3. Види та теорії зношування.**

Зазвичай розглядаються три основних види зношування – механічне, адгезійне та хімічне. Ці види поділяються на кілька підвидів, зокрема механічне буває абразивне, втомне, ерозійне і кавітаційне. Крім того, адгезійне зношування часто відбувається з перенесенням або без перенесення матеріалу, а хімічне своєю чергою поділяється на оксидне, корозійне, фретінг-корозійне та електрохімічне [56, 76].

На даний час існує низка теорій зношування, зокрема адгезійні теорії Хольма, Боудена-Тейбора, Барвелла та Стронга [38], енергетична теорія Фляйшера [77, 78], молекулярно-механічна теорія або теорія втомного зношування І.В.Крагельського [40, 79], механіко-геометричні теорії тертя та зношування М.М.Хрущова, М.А.Бабічева [80] та Кокса [38], комбіновані теорії [38].

Було витрачено багато зусиль на розвиток цих теорій, але, на думку багатьох дослідників, глибокого розуміння проблеми поки ще не досягнуто [56,

81]. Вважається, що дві теорії зношування, адгезійна та втомна, є найбільш узагальнюючими [38]. Вони розглядають взаємодію дискретних елементів поверхні, здатні пояснити відокремлення частинок металу від тіл, що труться, та винос їх з продуктами зношування при сухому терті [56].

Ще на початку ХХ століття У.Харді констатував, що на чистих поверхнях тертя різко зростає та починається інтенсивне руйнування [82, 83]. Враховуючи дослідження попередників Дж.Арчард одним з перших спробував створити теорію зношування на основі припущення про адгезійну взаємодію мікронерівностей [84], яка була найбільш повно розвинута Ф.П.Боуденом та Д.Тейбором [85].

Модель адгезійної взаємодії виступів Арчарда наведена на рис. 1.9. За Арчардом, виступи при контакті пластично зминаються та між ними встановлюється адгезійний зв'язок. Якщо зсувна міцність контактної поверхні АВ виявляється більшою, ніж міцність м'якого тіла, то відбувається зрізання за об'ємом м'якого тіла по поверхні CD [56].

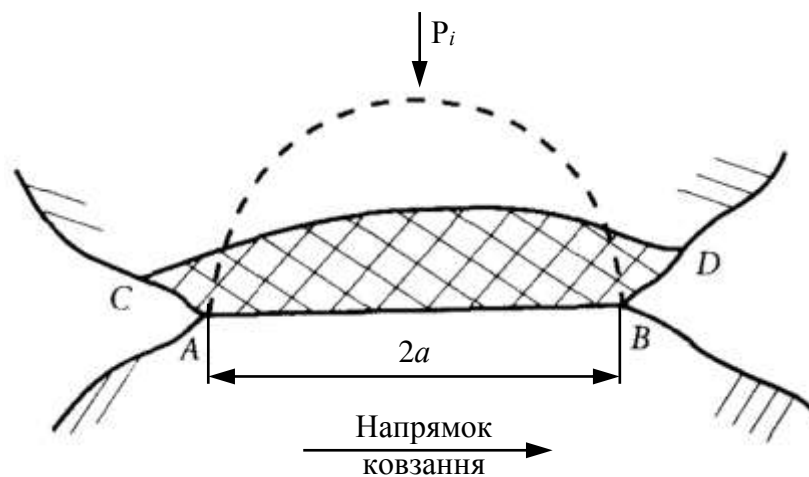


Рис. 1.9. Схема адгезійного відокремлення частинок зносу за Арчардом [56].

В загальному випадку відповідно до адгезійної теорії, між металами, що дотикаються, в місцях фактичної площі контакту утворюються адгезійні

з'єднання, або «містки зварювання». Головною складовою сили тертя є сила, яка необхідна для здійснення зсуву по всім з'єднанням, що виникли. Крім сил, пов'язаних із зсувом або зрізом утворених з'єднань – містків зварювання, деякий опір руху може викликатися прошкрябуванням більш м'якого металу виступами більш твердого металу [31, 86, 87]. Адгезійна теорія тертя, як показав досвід, виявилася дуже плідною для пояснення багатьох явищ тертя і зносу незмащених поверхонь тертя металів [87].

Але, як показано в праці І.В.Крагельського [3], проста на перший погляд концепція Боудена та Тейбора, в основі якої лежить уявлення про адгезійне зношування за допомогою приварювання та наступного видалення виступів одного металу з поверхні іншого, насправді не є до кінця зрозумілою. Залишається незрозумілим, яким чином шар, що приварився, відділяється від контртіла та видаляється з зони тертя. Якщо адгезійні сили достатньо потужні для відокремлення частини матеріалу від одного тіла та перенесення на інше, то немає причин для відривання матеріалу від іншого тіла. Врешті решт вся поверхня другого тіла має вкритися плівкою матеріалу першого тіла, що відповідає тертю однорідних матеріалів. Якби це було так, то знос не залежав би від природи контртіла та був би однаковим для всіх контртіл.

Тому І.В.Крагельський прийшов до висновку, що адгезійний знос можливий лише при катастрофічному зношуванні, коли утворюється місцеве нарощування перенесеного металу, який потім зрізається. При нормальному рівномірному зношуванні адгезійна взаємодія можлива лише між мастильними речовинами та окисними плівками, коли перенесення матеріалу не спостерігається.

В основу теорії втомного зношування І.В.Крагельським покладено гіпотезу накопичення матеріалом незворотних змін, викликаних циклічними навантаженнями, в тому числі при навантаженнях, що не викликають пластичної деформації. Доказом того, що знос має втомну природу, автор теорії наводив наступні аргументи [3]:

- затримка в появі продуктів зношування в перший період та періодичність їхнього відокремлення;
- наявність тріщин на поверхнях тертя;
- наявність в продуктах зношування частинок, розмір яких більший за розрахунковий розмір плям контакту.

Але і ця теорія має низку недоліків. Зокрема, теорія припускає накопичення втомних пошкоджень в поверхневому шарі. Тобто до того часу, поки пластична деформація не досягне певної величини, відокремлення частинок зносу не має відбуватись. Експерименти вказують на протилежне: при терті знос в перший момент є великим, а по мірі нагартування поверхневого шару швидкість зношування знижується [56]. Крім того, з теорії контактнo-втомного руйнування випливає, що з розвитком зношування шорсткість поверхонь має безперервно збільшуватись незалежно від тиску. Але, як відомо [31, 53, 63], при зносі спостерігається встановлення рівноважної шорсткості.

Останнім часом втомна теорія зношування отримала розвиток в роботах зарубіжних авторів [88]. При цьому спроби врахувати всі особливості, що спостерігаються в експериментах (зміна будови поверхневих шарів, утворення підшару, ротаційні моди, циклічність та стрибкоподібність процесів тощо), а також використати останні досягнення механіки руйнування та матеріалознавства доводять, що зношування це специфічний процес, який не можна звести до інших, більш простих процесів [89].

При порівнянні теорії тертя Крагельського та Боудена-Тейбора звертає на себе увагу той факт, що в основі обох теорій лежить загальна ідея про подвійність природи тертя, тобто вважається, що існують дві компоненти тертя, деформація та адгезія. Різниця цих теорій полягає в трактуванні механізмів дії цих складових і ступеня деталізації при їхньому описі [31].

#### **1.2.4. Основні методи підвищення зносостійкості вузлів тертя.**

При визначенні основних вимог до зносостійкості матеріалів для



більшості трибоспряжень виходять з того, що при виготовленні та експлуатації вузлів тертя необхідно забезпечити:

- максимальні або задані значення міцності, жорсткості, надійності і довговічності;
- мінімальну масу, рівень шуму і енергетичні втрати;
- низьку металоємність, високу технологічність і мінімальну вартість;
- зручність монтажу і технічного обслуговування.

Накопичені світовою практикою методи і способи запобігання зносу машин і механізмів можна поділити на наступні групи [11, 17, 53, 60]:

- конструкторські;
- матеріалознавчі;
- технологічні;
- експлуатаційні.

Часто матеріалознавчі методи включають до технологічних, але це не зовсім вірно.

Конструкторські методи забезпечують зносостійкість на етапі проектування машин. Вони спрямовані на:

- пом'якшення режимів роботи матеріалів у деталях і вузлах тертя (зменшення температури, навантаження, швидкості);
- захист поверхонь тертя від контакту з абразивним та агресивним середовищем;
- виключення режимів тертя без мастильного матеріалу або в умовах недостатнього змащування;
- забезпечення рівномірного зношування деталей та компенсація їхнього зносу;
- виключення катастрофічних видів зношування при схоплюванні та задираннях;
- забезпечення ремонтпридатності вузлів тертя.

Систематизація конструкторських рішень, спрямованих на забезпечення

зносостійкості деталей машин, представляє великий інтерес для машинобудування, але є дуже складним завданням, оскільки налічує десятки тисяч пропозицій і варіантів рішення [53]. Але більшість з них спрямована на раціональний вибір сполучення матеріалів рухомих спряжень, геометрії та кінематики роботи вузла, заміною опор ковзання на опори кочення; застосування різноманітних способів змащування, різного роду ущільнень, затворів, фільтрів тощо, а також доступністю та простотою обслуговування, ремонту та заміни деталей і вузлів [11].

Матеріалознавчі методи спрямовані на синтезування зносостійких конструкційних та мастильних матеріалів, вибір раціональних конструкційних та мастильних матеріалів для вузлів тертя, вивчення та керування процесами, що протікають у матеріалах при зношуванні. При цьому важливо враховувати, що зносостійкість не є сталою властивістю матеріалу, а проявляється в конкретних умовах та режимах експлуатації, різниться як за характером, так і інтенсивністю процесу. Матеріали вузлів тертя окрім зносостійкості повинні мати комплекс інших властивостей, що забезпечують надійну роботу конструкції в цілому.

Технологічні методи попередження зносу засновані на великих технологічних можливостях керування зносостійкими властивостями деталей на етапі виробництва. В їхній основі лежить створення фрикційних поверхонь деталей з заданими властивостями, які зменшували б схильність до захоплювання та зносу. На даний час нараховують понад 130 різних технологічних методів обробки поверхонь деталей машин та приладів, які поділяють на наступні групи [11, 53, 60]:

- пластична деформація поверхневого шару (механічна обробка або поверхнева пластична деформація);
- термічна та хіміко-термічна обробка;
- термомеханічна обробка;
- нанесення покриттів з металевих, неметалевих або композиційних

матеріалів;

- обробка та модифікування поверхневих структур за допомогою дії різного роду фізичних полів та частинок, що несуть високу енергію;
- електрохімічні методи обробки;
- комбіновані методи.

Експлуатаційні методи реалізуються в процесі експлуатації. Конструктивна досконалість та висока якість виготовлення машин та механізмів не гарантує їхню тривалу безаварійну роботу. Додатковими умовами такої роботи є грамотна технічна експлуатація та відповідна система ремонтів. Тому в умовах реальної роботи для забезпечення зносостійкості та збільшення ресурсу машини необхідним є дотримання режимів експлуатації, які регламентовані в технічних умовах, правил технічного обслуговування, своєчасне та якісне діагностування стану деталей та вузлів тертя, а також їхній ремонт та заміна.

На практиці найбільш широке розповсюдження отримали технологічні способи підвищення зносостійкості вузлів тертя. Вони надають можливість керувати властивостями деталей, що зношуються, в широкому діапазоні та повною мірою враховувати особливості зношування виробів в конкретних умовах їхньої роботи [90 – 92].

### **1.3. Зв'язок зносостійкості з механічними властивостями сталей.**

Одним з головних та ефективних методів підвищення зносостійкості при механічному зносі вважається підвищення твердості контактуючих поверхонь [93 – 100].

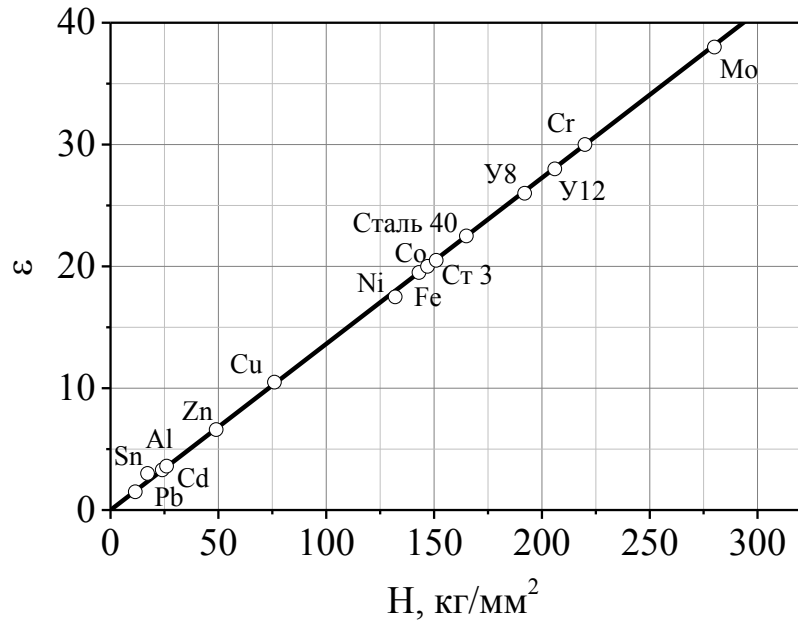


Рис. 1.10. Залежність відносної зносостійкості ( $\varepsilon$ ) технічно чистих металів та відпалених сталей при зношуванні по закріплених абразивних частинках від їхньої твердості (H) [102].

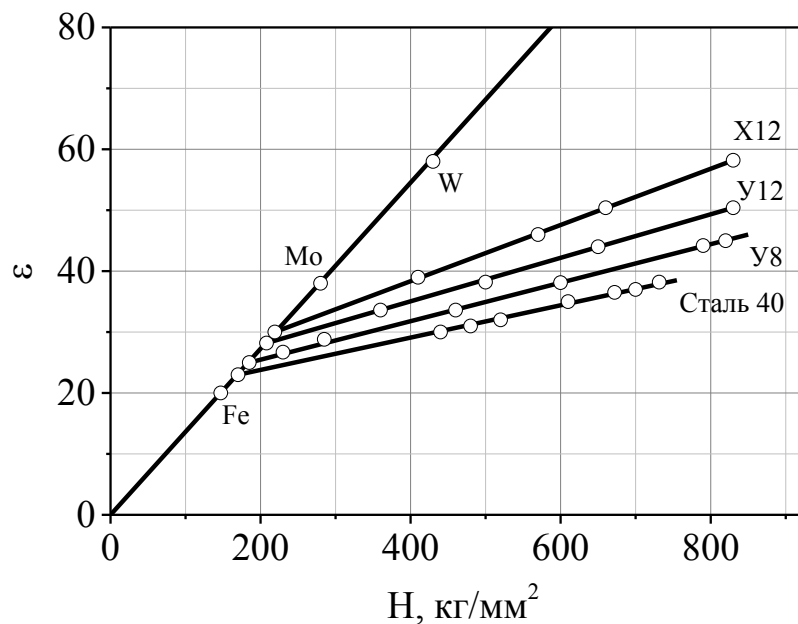


Рис. 1.11. Залежність відносної зносостійкості ( $\varepsilon$ ) термічно оброблених конструкційних сталей при зношуванні по закріплених абразивних частинках від їхньої твердості (H) [102].

У вивченні залежності стійкості металевих матеріалів до зношування від

твердості багатьма дослідниками проведено велику роботу. Так М.М.Хрущовим та М.А.Бабічевим було досліджено поведінку відносної зносостійкості від твердості матеріалів при абразивному зношуванні [101, 102]. Як видно з рис. 1.10, при випробуванні технічно чистих металів та сталей у відпаленому стані всі точки лягли вздовж однієї спільної кривої, що проходить через початок координат.

Вивчення аналогічної залежності для сталей після гартування та відпуску при різних температурах показало, що для кожної сталі намітилась своя похилена пряма (рис. 1.11). При цьому ці ділянки розташовані тим вище, чим більше в сталі вуглецю та карбідотвірних елементів. Крайні праві точки відповідають гартуванню та відпуску при 150 °С, а крайні ліві точки, які лежать на прямій для технічно чистих металів – стану після відпалу.

Аналогічні дослідження були проведені й іншими авторами [103], які вивчали вплив твердості на зносостійкість матеріалів при ударно-абразивному зношуванні. Для технічно чистих металів були отримані аналогічні закономірності (рис. 1.12). На початку з підвищенням твердості спостерігається лінійне збільшення зносостійкості. При подальшому збільшенні твердості лінійний зв'язок між зносостійкістю та твердістю хоча й зберігається, але зносостійкість зростає не так інтенсивно.

Для вуглецевих сталей у відпаленому та загартованому стані з відпуском від різних температур вивчали залежність стійкості до ударно-абразивного зношування від твердості при різних енергіях удару. Як у відпалених (рис. 1.13), так і термічно оброблених (рис. 1.14) сталях лінійна залежність між зносостійкістю та твердістю була виявлена лише для енергії удару 0,6 Дж. При більш високих енергіях (1,2 та 3 Дж) зміна твердості сталі в широкому діапазоні не вплинула на її зносостійкість. При енергії удару 20 Дж (рис. 1.14) з підвищенням твердості до 5500 МПа зносостійкість сталі 45 дещо збільшується, а далі вертається до попереднього значення [103].

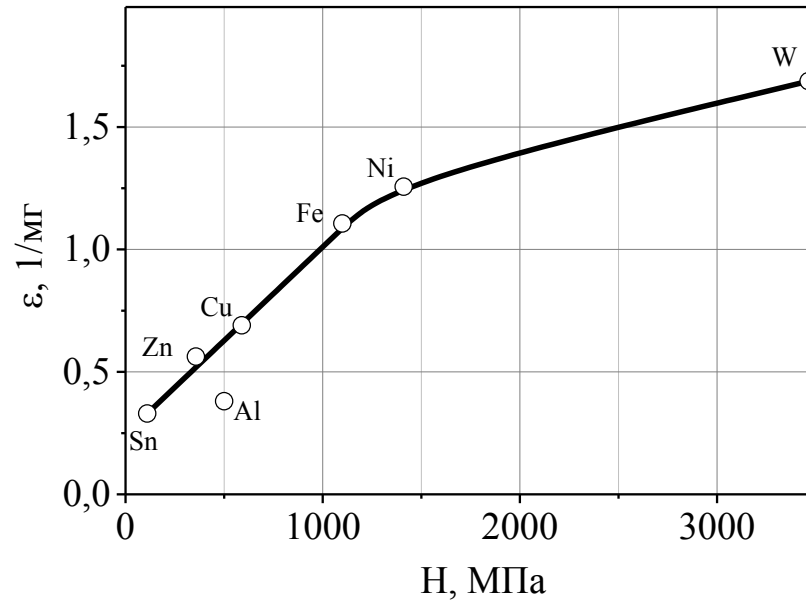


Рис. 1.12. Вплив твердості технічно чистих металів (Н) на зносостійкість ( $\epsilon$ ) при ударі по незакріпленому абразиву [103].

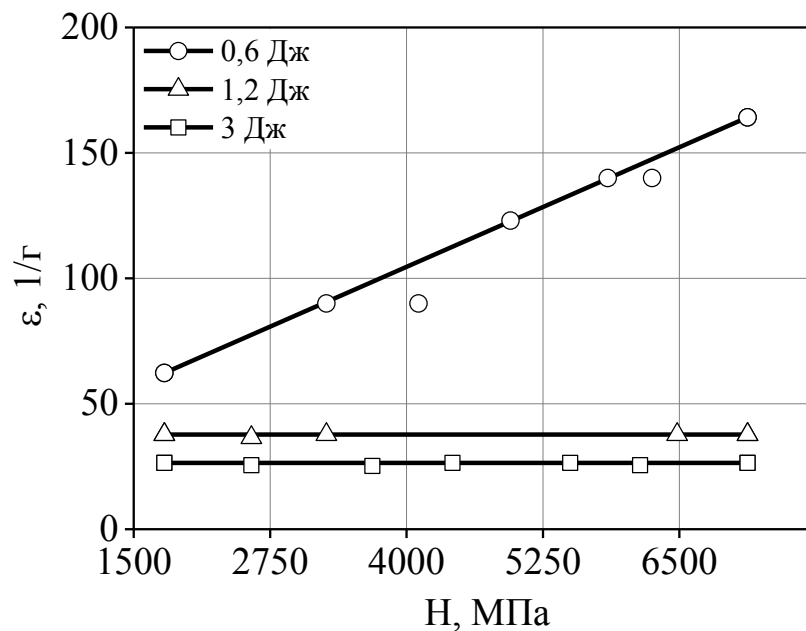


Рис. 1.13. Залежність зносостійкості відпалених вуглецевих сталей ( $\epsilon$ ) від твердості (Н) при енергії удару [103].

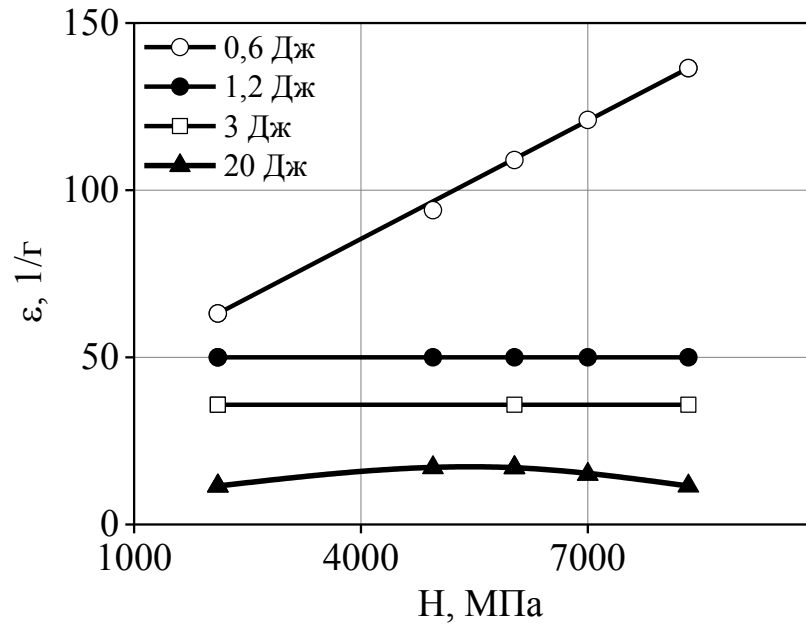


Рис. 1.14. Залежність зносостійкості сталі 45 ( $\epsilon$ ) від твердості (H) при енергії удару [103].

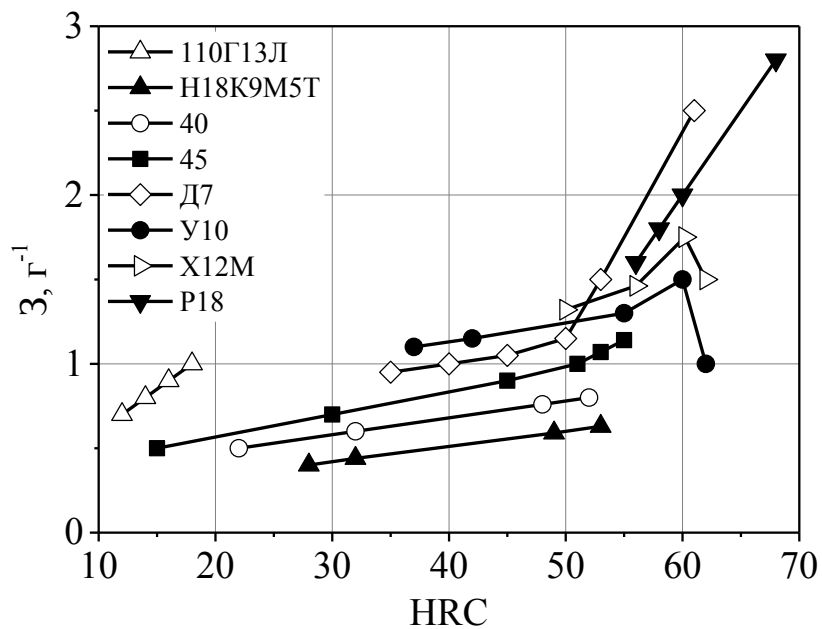


Рис. 1.15. Залежність зносостійкості ( $z$ ) сталей від твердості (HRC) [104].

Характер залежності стійкості до зношування від твердості та енергії удару для інших вуглецевих сталей був таким самим, як для сталі 45. Випробування при рівних енергіях удару сталей однієї твердості але різного складу виявили різну зносостійкість. В праці [104] авторами на основі оцінки абразивної зносостійкості сталей різного класу показано, що опір зношуванню сталей з однаковою твердістю в рівних умовах випробувань є різним (рис. 1.15). Отже фактори, які визначають зношування, є досить складними та багатогранними. Тому зносостійкість сталі не може однозначно визначатися лише її твердістю [39, 103, 105 – 107].

З метою виявлення принципів особливостей зношування, встановлення його основних залежностей та визначення критеріїв оцінки авторами праць [108 – 111] вивчався зв'язок зносостійкості при терті по абразиву з стандартними механічними характеристиками сталей перлітного, аустенітного, карбідного та мартенситостаріючого класу.

Було визначено чітку відмінність механізмів та закономірностей зношування сталей в області крихкого та в'язкого руйнування. Тому врахування кількісних залежностей впливу механічних властивостей на стійкості сталі до зношування виявилось можливими лише при окремому обробленні даних для крихкого та в'язкого станів.

Показано, що в умовах тертя ковзання по абразиву при підвищенні границі текучості ( $\sigma_{0,2}$ ) зносостійкість зростає для в'язкої та крихкої області руйнування (рис. 1.16). На відміну від цього вплив границі міцності має більш складний характер (рис. 1.17). У в'язкій області руйнування при зростанні границі міцності ( $\sigma_B$ ) зносостійкість зростає, а в крихкій – зменшується.

При збільшенні значень всіх показників пластичності – відносного видовження ( $\delta$ ), відносного звуження ( $\psi$ ) та ударної в'язкості (КСУ) – зносостійкість сталей зменшується (рис. 1.18 – 1.20).



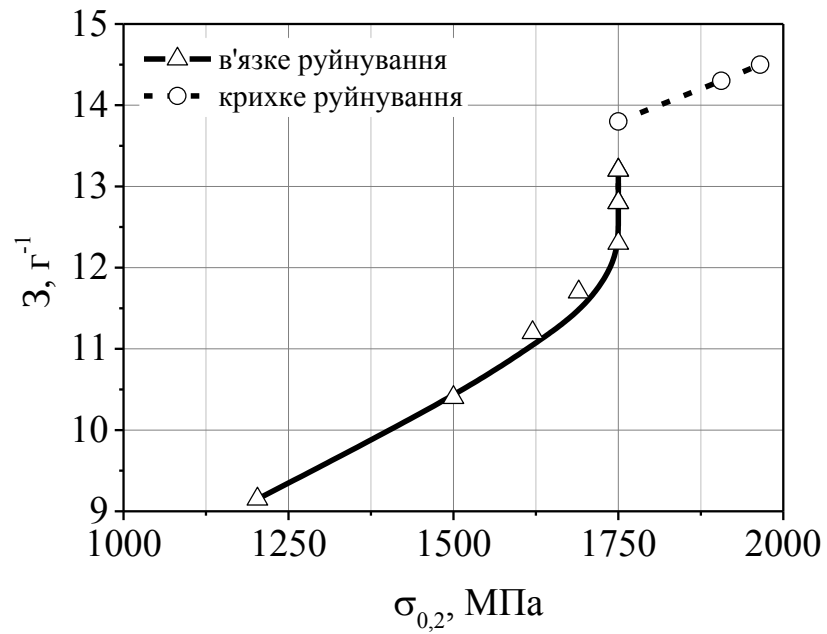


Рис. 1.16. Типова залежність зносостійкості ( $Z$ ) сталей від границі текучості ( $\sigma_{0,2}$ ) [108 – 111].

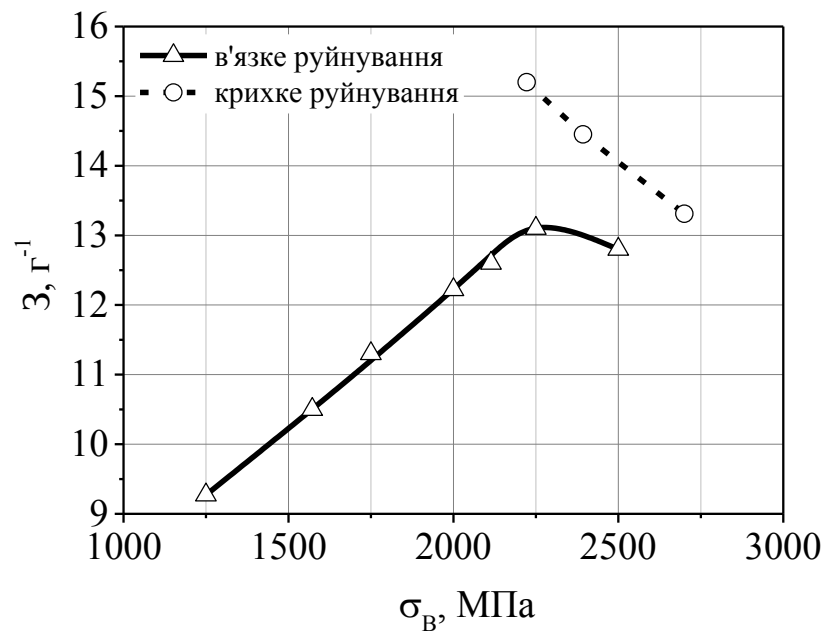


Рис. 1.17. Типова залежність зносостійкості ( $Z$ ) сталей від границі міцності ( $\sigma_B$ ) [108 – 111].

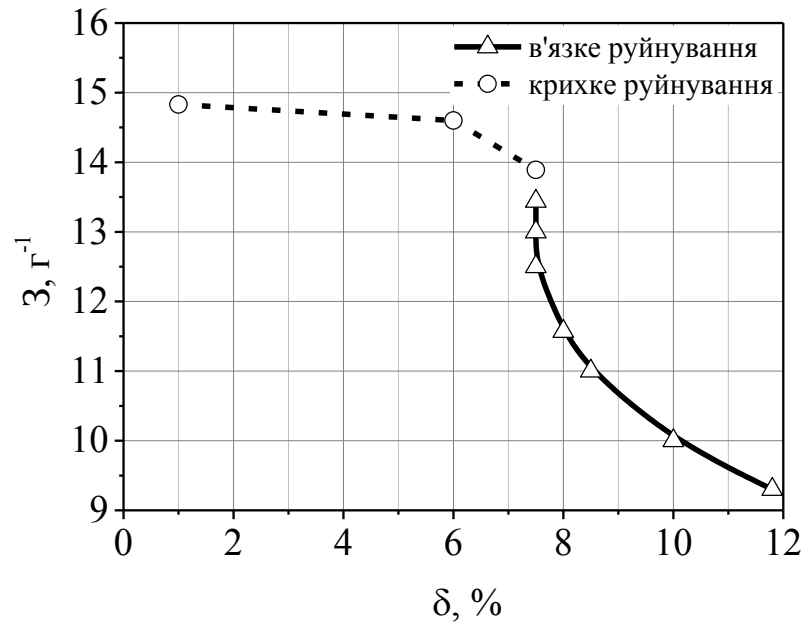


Рис. 1.18. Типова залежність зносостійкості ( $Z$ ) сталей від відносного видовження ( $\delta$ ) [108 – 111].

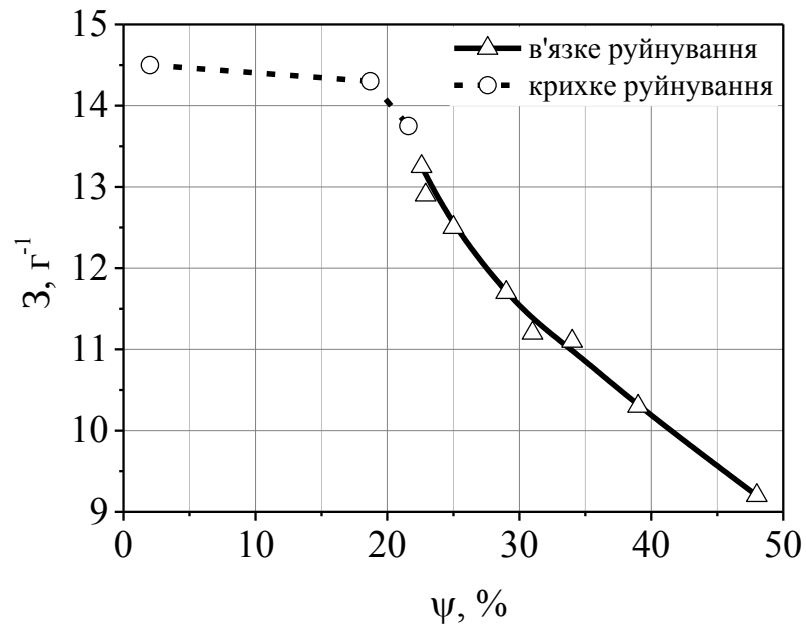


Рис. 1.19. Типова залежність зносостійкості ( $Z$ ) сталей від відносного звуження ( $\psi$ ) [108 – 111].

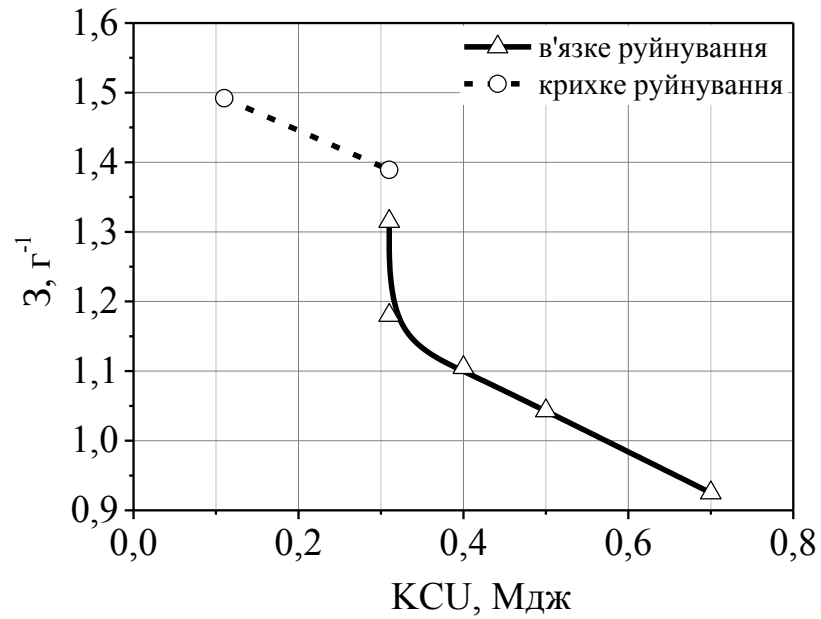


Рис. 1.20. Типова залежність зносостійкості ( $Z$ ) сталей від ударної в'язкості (КСУ) [108 – 111].

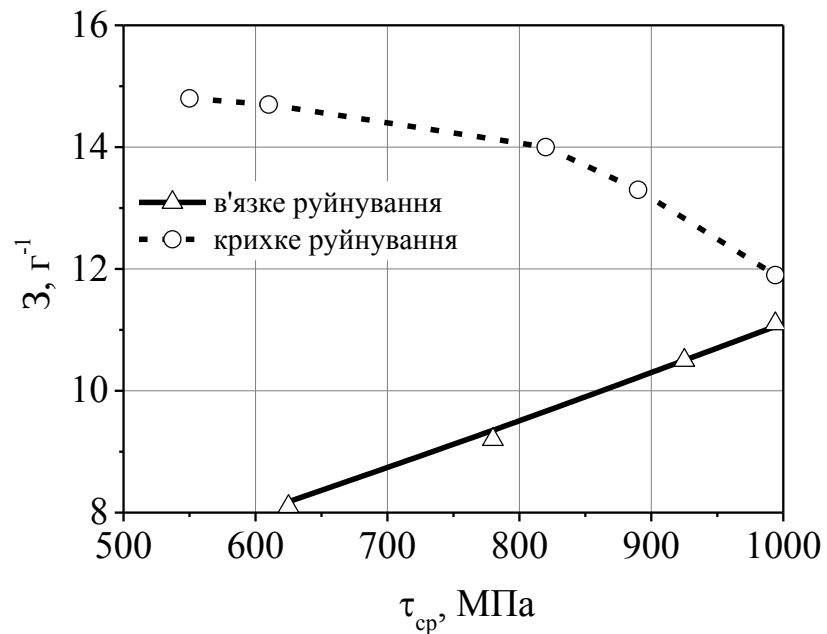


Рис. 1.21. Типова залежність зносостійкості ( $Z$ ) сталей від опору зрізу ( $\tau_{ср}$ ) [108 – 111].

Отримані типові залежності впливу границі текучості, відносного видовження, відносного звуження та ударної в'язкості на зносостійкість сталі (рис. 1.16, 1.18 – 1.20 відповідно) мають пороговий перехід від зони крихких до зони в'язких структур, в якому одне значення характеристики відповідає декільком значенням зносостійкості. Пояснюється ця особливість різною структурою сталей, отриманою при різних температурах відпуску.

Залежність опору зрізу ( $\tau_{cp}$ ) та границі витривалості ( $\sigma_{-1}$ ), як і границі міцності, мають неоднозначний вплив на опір до абразивного зношування. В області в'язкого руйнування збільшення цих характеристик збільшує зносостійкість сталей, а в області крихкого – зменшує (рис. 1.21, 1.22).

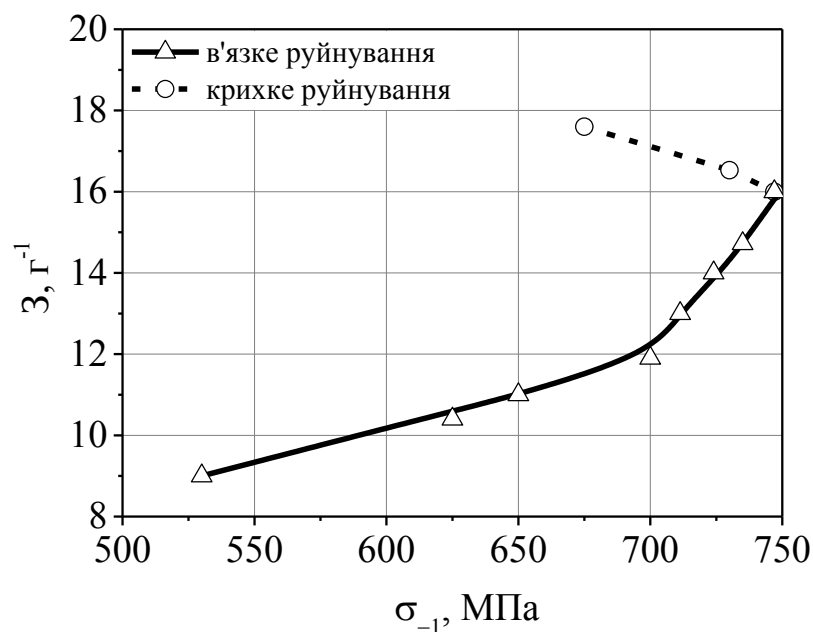


Рис. 1.22. Типова залежність зносостійкості ( $Z$ ) сталей від границі витривалості ( $\sigma_{-1}$ ) [108 – 111].

Аналогічні дослідження були проведені для оцінки зношування високоміцної зносостійкої експериментальної сталі Д5 при терті ковзанні по металу без мастильного матеріалу [112 – 114]. Вони встановили аналогічний вплив механічних характеристик на стійкість до зношування, як і при терті по абразиву.

Проведений аналіз дозволив зробити висновок, що жодна з стандартних механічних характеристик не може слугувати критерієм оцінки стійкості сталей до зношування, що було підтверджено авторами й інших праць [115, 116].

Останнім часом низка експериментаторів [117 – 121] висловлює припущення, що добуток границі міцності сталі на її відносне звуження ( $\sigma_B \cdot \psi$ ) можна вважати найбільш адекватним критерієм оцінки зносостійкості. Але перевірка впливу цього комплексного показника на зносостійкість виявила відмінність цієї залежності для областей крихкого та в'язкого руйнування: в області крихкого руйнування при збільшенні показника  $\sigma_B \cdot \psi$  зносостійкість сталі збільшується, а в області в'язкого – зменшується [113].

Тому на трибологічні властивості сталей крім механічних характеристик суттєвий вплив має, очевидно, їхній фазовий склад та мікроструктура [122].

#### **1.4. Роль фазового складу та мікроструктури в підвищенні зносостійкості сталей.**

Вплив мікроструктури сталей на їхню зносостійкість відзначається в багатьох роботах [123 – 129 та ін.], що обумовлює металознавчий підхід до аналізу процесів зношування. Сучасні технологічні методи підвищення працездатності мають широкий спектр для створення мікроструктур трибологічного призначення, які забезпечують надійну роботу рухомих спряжень у різноманітних умовах. Аналіз досліджень показує, що одними з основних методів формування таких структур є [130 – 140]:

- зміна будови та/або геометрії поверхні тертя механічною обробкою;
- зміна мікроструктури об'єму або поверхневого шару тепловим впливом без зміни його хімічного складу;
- зміна мікроструктури поверхні шляхом її легування різними хімічними елементами;
- нанесення на поверхню тертя покриттів;

- комбінація наведених вище методів.

Застосування перерахованих методів дозволяє суттєво змінити фазовий склад та мікроструктуру, а відтак і властивості сплавів або їхніх поверхневих шарів в бажаному напрямку [76].

#### **1.4.1. Вплив фазових складових на зносостійкість сталей.**

Зносостійкість сталі при різних видах зношування в значній степені визначається її фазовим складом та мікроструктурою. Структурні складові, які мають різний комплекс властивостей та дозволяють регулювати зносостійкість сталей, можна поділити на дві групи [141]:

- ті, що утворюють основу сталі – ферит, перліт, аустеніт, мартенсит тощо;
- ті, що формують тверду фазу – легований та нелегований цементит, спеціальні карбіди на основі легувальних елементів, інтерметаліди тощо.

Кожна фаза має різні властивості, які треба враховувати при виборі технологій обробки сталей. [76, 141]. Роль структурних складових в різних умовах зношування аналізувалась різними авторами та їхні висновки неоднозначні [127, 142, 143].

Більшість дослідників в своїх працях показали, що ферит є найбільш «слабкою» з точки зору зносостійкості складовою при будь-якому виді зношування, оскільки має низьку твердість, ударну в'язкість і міцність [144 – 147]. Легування підвищує механічні характеристики фериту. Однак навіть при значній степені легування феритна основа не здатна до високого опору зношуванню при навантаженнях, характерних для більшості видів контактної взаємодії [141, 148].

Перліт у порівнянні з феритом має вищу зносостійкість. При цьому найбільш зносостійкими є структури з пластинчастим перлітом [76, 127, 149, 150]. Але при вивченні впливу його кількості в структурі на зносостійкість думки дослідників розділились. В [76] вважається, що збільшення вмісту

перліту лише до 30% сприяє росту трибологічних характеристик сталі. Водночас в праці [149] автор стверджує, що починаючи з армо-заліза знос сталі зменшується лінійно із збільшенням об'єму перліту аж до 0,8%С.

Мартенсит є найбільш твердою та зносостійкою складовою матрицею вуглецевих сталей і сплавів. Висока твердість і міцність мартенситу забезпечують хороший опір пластичній деформації. Це визначає його використання при різних видах механічного зношування [151]. Однак зростання твердості та міцності мартенситу супроводжується зменшенням його пластичності та в'язкості, що обмежує застосування цієї структурної складової при динамічних навантаженнях [141, 152, 153].

Вплив легувальних елементів на механічні характеристики мартенситу проявляється по-різному. З одного боку, саме легувальні елементи визначають температурно-часові умови та повноту протікання мартенситного перетворення. З іншого – легування сталі сильними карбідотвірними елементами призводить до зв'язування частини вуглецю в карбідну фазу, збіднення вуглецем мартенситу і як наслідок – до зниження його міцнісних і трибологічних властивостей [141, 154, 155].

Аустеніт є найбільш в'язкою структурною складовою сталі [156]. Відомості про його роль при зношуванні суперечливі: відмічається як позитивний вплив аустеніту на опір сплавів зношуванню, так і негативний, а для деяких умов зношування зміна його кількості взагалі не впливає на зносостійкість [127, 146, 157 – 159]. В загальному випадку висока в'язкість аустеніту визначає його здатність протистояти ударним навантаженням, а міцність і твердість можуть змінюватися в широких межах в залежності від системи легування [141, 160, 161]. Легований аустеніт має значну в'язкість і міцність, що вища, ніж для фериту, але менша, ніж для мартенситу. Він відіграє складну роль в сплавах: добре чинить опір зношуванню, утримує тверді фази від викришування в карбідних сплавах, а також може змінювати вихідні властивості сплаву в результаті фазових  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворень [162 – 170].

Різне співвідношення аустенітних і мартенситних складових в матриці дозволяє забезпечувати високу зносостійкість в широкому діапазоні прикладених навантажень. Тому в залежності від характеру їхньої дії з метою отримання стійких до зношування структур часто вдаються до комбінації цих фаз [141, 146, 171 – 175].

Окрім фазових складових матриці особливу роль в процесах підвищення трибологічних властивостей відіграє карбідна фаза [141, 176 – 178]. Особливо це важливо для легованих сталей, коли в структурі утворюються спеціальні карбіди двох типів.

#### **1.4.2. Вплив вуглецю на зносостійкість сталей.**

Більшість дослідників в своїх роботах показують, що опір зношуванню сталей в значній степені залежить від кількості, форми та розташування в структурі карбідних частинок [18, 127, 179 – 185]. Хоча численні експериментальні дані підтверджують, що зносостійкість сплавів на основі заліза в цілому зростає зі збільшенням вмісту вуглецю, пояснюючи це зміцненням аустеніту, підвищенням твердості мартенситу після гартування, збільшенням об'ємної частки карбідів у високовуглецевих і легованих сталях та перліту або мартенситу в доєвтектоїдних сталях [141, 149, 186], єдиної думки з цього питання немає.

В дослідженнях авторів [149] стверджується, що знос сталей строго залежить від вмісту вуглецю тільки в межах від 0 до 0,8%. У цьому інтервалі навіть невелике збільшення вмісту вуглецю супроводжується суттєвим зростанням зносостійкості.



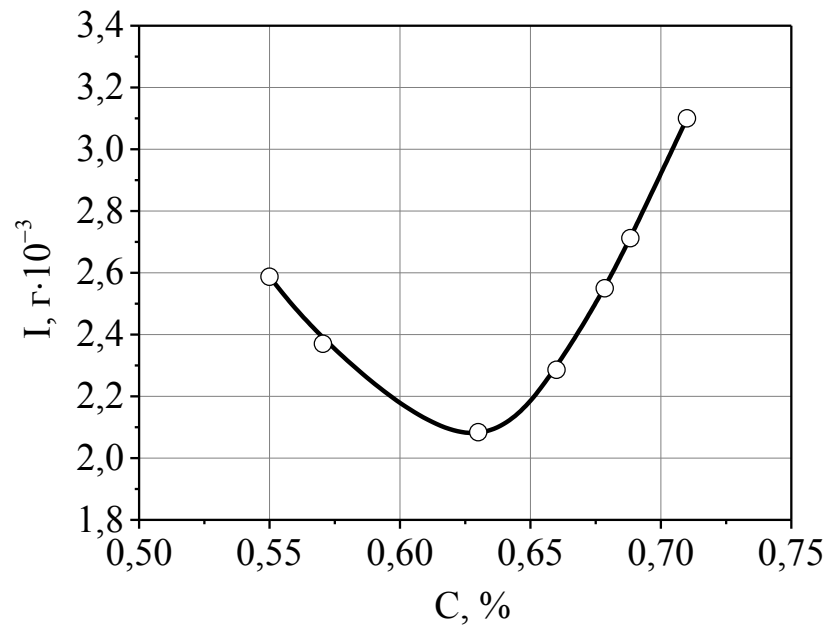


Рис. 1.23. Залежність інтенсивності зношування (I) колісної сталі від вмісту вуглецю [187].

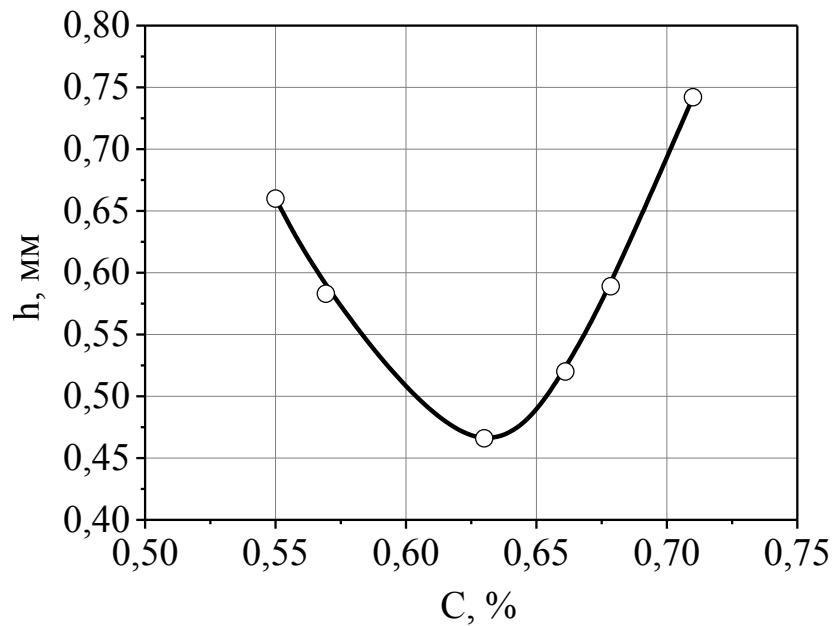


Рис. 1.24. Залежність товщини текстурованого шару (h) при терті коченні колісної сталі від вмісту вуглецю [187].

Подальше збільшення вмісту вуглецю понад 0,8% підвищує зносостійкість набагато повільніше [149, 158].

В іншій праці [187] розглянуто вплив вмісту вуглецю при терті ковзанні на контактну-втомну міцність і трибологічні характеристики зразків колісної сталі з ферито-перлітною структурою з пластинчастим перлітом з 0,55...0,73% С та однаковою твердістю. Проведені дослідження показали, що максимальну стійкість до зношування має структура з 0,63...0,66% С (рис. 1.23).

Аналіз товщини текстурованого шару, за яким визначали степінь проникнення пластичної деформації в глиб зразків, виявив її залежність від вмісту вуглецю (рис. 1.24), аналогічну до зносостійкості. Вивчення контактну-втомної міцності показало, що максимальне значення цієї характеристики притаманно сталі з 0,65...0,66% С (рис. 1.25).

Дослідження мікроструктури показали, що при зростанні вмісту вуглецю майже лінійно збільшується міжпластинчаста відстань в перліті (рис. 1.26). При цьому також майже лінійно зменшується кількість фериту (рис. 1.27).

Отже найкращі трибологічні характеристики за даних умов випробувань виявились у колісної сталі з перлітною структурою з 0,64...0,66% С. Нижча зносостійкість сталей з меншим вмістом вуглецю пов'язана з присутністю в структурі значної частки фериту, а з більшим – зростанням міжпластинчастої відстань в перліті й огрубінням частинок цементиту. Отримання крупних карбідів, які руйнуються внаслідок недостатньої деформаційної здатності та є ініціаторами руйнування на міжфазних межах, зменшує опір розповсюдженню тріщини в сталі та призводить до зменшення опору структури до руйнування при терті [187 – 190].

Аналогічний вплив величини міжпластинчастої відстані в перліті та товщини цементитних пластин на зносостійкість ферито-перлітних структур підтверджено працями інших авторів [191 – 194].

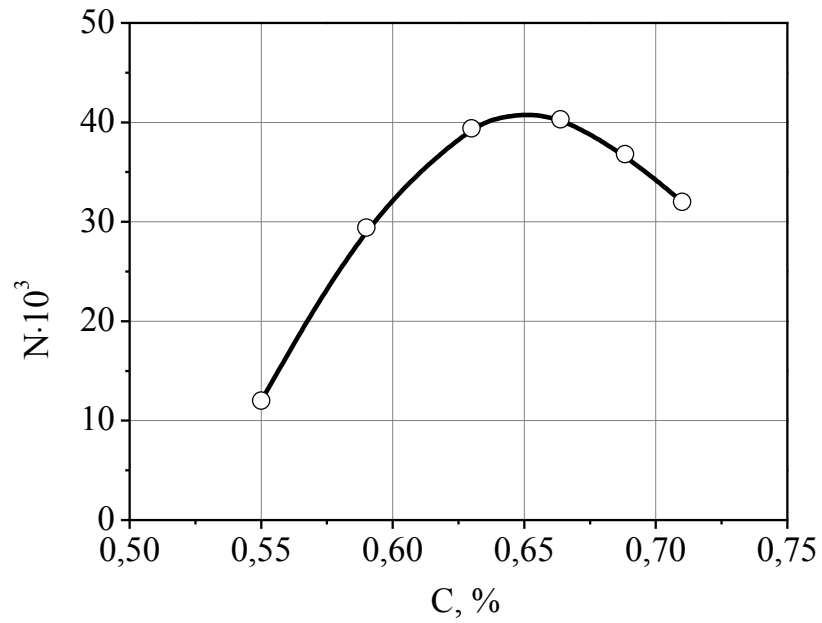


Рис. 1.25. Залежність кількості циклів до руйнування поверхні (N) при терті коченні колісної сталі від вмісту вуглецю [187].

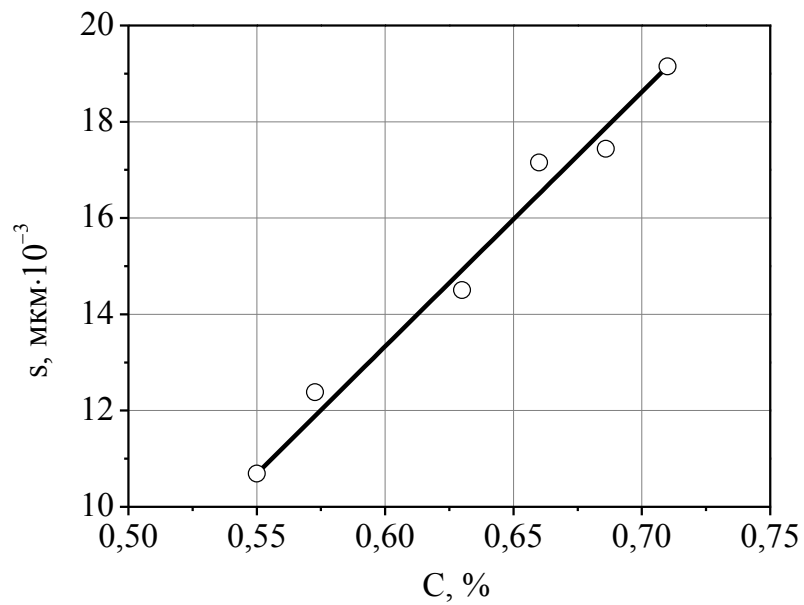


Рис. 1.26. Залежність міжпластичастої відстані в перліті (s) від вмісту вуглецю [187].

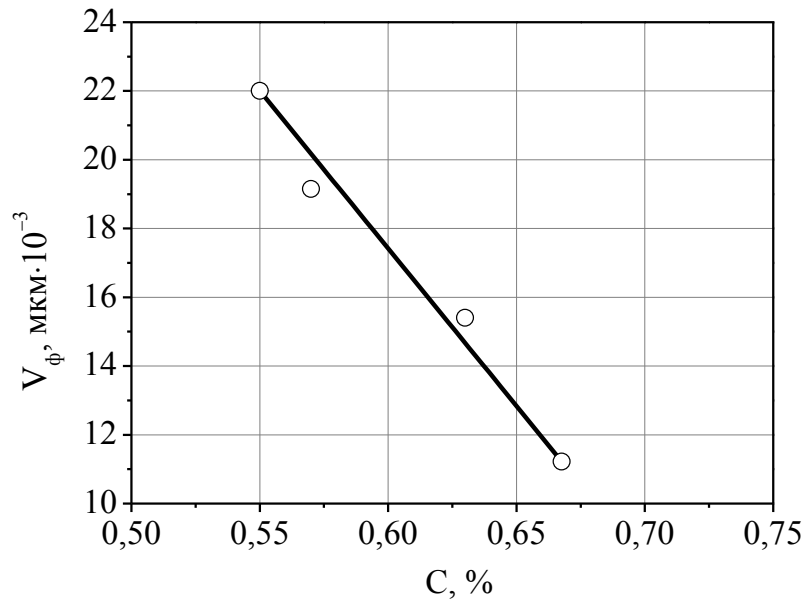


Рис. 1.27. Залежність об'ємної частки фериту ( $V_{\phi}$ ) при терті коченні колісної сталі від вмісту вуглецю [187].

Крім того, в праці [195] було зазначено, що зношування сталей з витягнутою формою карбідів у 1,3...1,4 рази менша ніж з глобулярною. Це підтвердило представлену в [196] модель зношування гетерогенних сплавів, яка стверджує, що збільшення степені нерівноосності включеної в матрицю фази покращує трибологічні характеристики таких матеріалів.

Але в праці [186], при проведенні дослідження впливу морфології карбідної фази, були зроблені висновки, які лише частково підтверджують заключення авторів вищезазначених робіт. Так, на думку [186] збільшення розміру карбідів призводить до їх більшого розтріскування та погіршення зносостійкості сталей, а округлі в поперечному перерізі карбіди менш схильні до розтріскування, ніж прямокутні. Водночас при відсутності розтріскування карбідів знос сталей зменшується. Наприклад, один і той же сплав з більш грубою карбідною морфологією, незважаючи на вдвічі меншу твердість, показав 10-кратне підвищення зносостійкості в порівнянні зі сплавом з більш дрібними карбідами. Крім того, було відзначено, що на знос впливає ще й структурна анізотропія карбідів. При постійному об'ємі карбідної фракції знос може відрізнитися в

залежності від перерізу зразка, так як в різних перерізах карбідів займають різну площу.

Найбільша зносостійкість також була виявлена у зразків з максимальним розміром карбідної фази і в працях [197 – 200], в яких стверджується, що крупні частинки більш ефективно «захищають» матрицю при терті.

Порівняння литої та кованої структури показало [186, 201], що карбідів в литих сплавах часто утворюють просторову сітку, менш схильну до викришування, ніж дрібніші та розділені карбідів в кованих, що впливає на їхні трибологічні характеристики. Подібні результати представлені в працях [202 – 204], які свідчать, що зносостійкість високолегованих сплавів зі структурою карбідної евтектики по межах дендритоподібних зерен твердого розчину вище, ніж при дрібних, рівномірно розташованих, карбідах або при рядковому розташуванні карбідів.

Але на думку інших дослідників [205 – 208] кращі трибологічні властивості мають сплави, рівномірно насичені дрібнодисперсними карбідами округлої форми, так як фаза такої морфології краще утримується в матриці.

В літературі існують і такі твердження, що розмір карбідів не має значного впливу на зносостійкість сталей [209]. Авторами [210] проведені дослідження абразивного зношування сплавів системи Fe-C від технічно чистого заліза до сплавів з вмістом вуглецю 4,3% для основних типів структурного стану металевої матриці. Встановлено, що підвищення вмісту карбідної фази в феритній матриці у відпаленому стані збільшує твердість сплавів (рис. 1.28, крива 1). Зносостійкість при цьому зростає пропорційно кількості карбідів. Але чим більше карбідів міститься в матриці, тим менший вплив твердості на зносостійкість.

Для дослідження зразків з мартенситною структурою брали сталі, що містять 0,15...0,8% C – від сталі марки Ст3 до У8. Для отримання структури з різним вмістом вуглецю та різною твердістю зразки гартували та частину з них відпускали від температур 150 та 300 °C. В результаті випробувань було

виявлено, що зносостійкість мартенситних структур, незалежно від термічної обробки, визначається лише їхньою твердістю (рис. 1.28, крива 2).

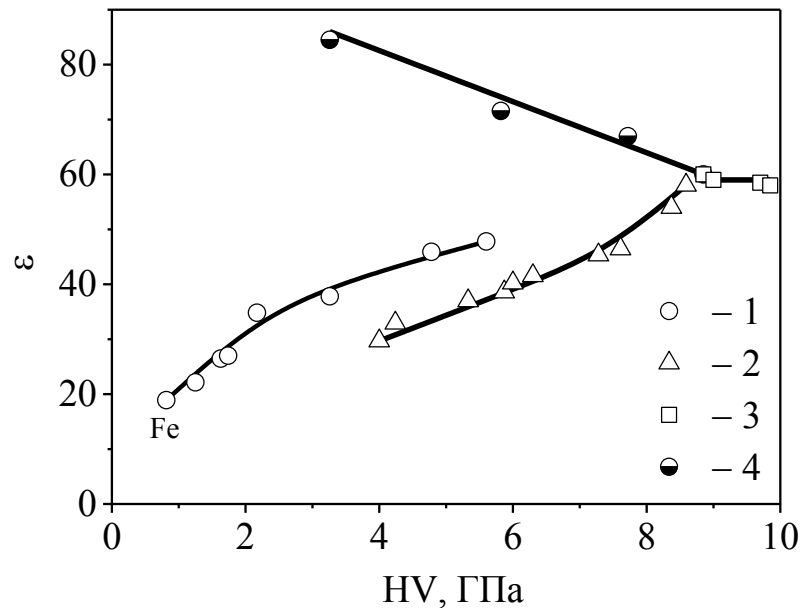


Рис. 1.28. Відносна зносостійкість ( $\epsilon$ ) та твердість (HV) сплавів системи Fe-C в різному структурному стані [210]:

1 – феритокарбідні сталі та сплави (відпалений стан); 2 – доевтектоїдні сталі із структурою мартенситу; 3 – заевтектоїдні сталі та сплави з мартенситною основою (мартенсит + цементит); 4 – сплав з 2,0% C з різним вмістом аустеніту.

При з'ясуванні впливу надлишкової карбідної фази на опір абразивному зношуванню сплавів з мартенситною матрицею встановлено, що збільшення в них вмісту карбідної фази не підвищує зносостійкість. Для всіх загартованих на мартенсит заевтектоїдних сплавів вона практично однакова та відповідає зносостійкості загартованої сталі У8 (рис. 1.28, крива 3). Відсутність впливу надлишкової карбідної фази пояснили близькою відповідністю значень твердості невідпущеного мартенситу та цементиту.

При вивченні зносостійкості сталей з різним вмістом залишкового аустеніту було використано сплав з вмістом вуглецю 2,0%, який з метою

отримання різної кількості залишкового аустеніту гартували від різних температур. Встановлено, що, незважаючи на зменшення твердості, пов'язане з підвищенням температури гартування, зносостійкість сплавів зростає (рис. 1.28, крива 4). Найвища зносостійкість досягається при мінімальній твердості, коли кількість залишкового аустеніту сягає 90%. Це пояснюється протіканням фазових  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворень в поверхневих шарах метала з одночасним утворенням мікрооб'ємів з великою щільністю дислокацій. Подібні результати щодо аустенітних структур були отримані й в праці [128] при вивченні впливу температури гартування на опір абразивному зношуванню сталі 150ХНМ.

Отже відповідно до [210] карбідна фаза не в однаковій степені та не завжди збільшує зносостійкість сталей при абразивному зношуванні. Суттєве значення має тип матриці, в якій вони знаходяться. Тому покращення трибологічних характеристик залізовуглецевих сплавів шляхом збільшення кількості карбідів вважається недоцільним.

Водночас авторами досліджень [127] для оцінки впливу карбідної фази на абразивну зносостійкість були випробувані зразки сталі Х12 та Х12Ф1 після певної термообробки, яка забезпечує однаковий структурний стан матриці (феритний після відпалу, мартенситний та аустенітний), але при більшій у 1,5...1,6 разів кількості карбідів в першій з них. Результати досліджень свідчать про існування пропорційної залежності між зносостійкістю та кількістю карбідної фази (рис. 1.29). При цьому виявлена вища зносостійкість сталі з більшим вмістом карбідів у всіх досліджених структурних станах матриці.

Отже автори прийшли до висновку, що збільшення кількості карбідної фази призводить до суттєвого підвищення зносостійкості досліджених сплавів.

Деякі дослідження [141] доводять, що більший ефект при контактній взаємодії забезпечує виділення монокарбідів або спеціальних карбідів, утворених карбідотвірними елементами IV та V груп періодичної системи елементів Менделєєва. Їхня міцність і твердість значно перевищують властивості матриці сплаву. Такі карбіди, перешкоджаючи руху дислокацій,

забезпечують високі міцнісні характеристики сталям навіть при підвищених температурах. Крім того, виступаючи, як перешкоди на шляху руху твердих частинок зносу або абразивних частинок, вони зменшують глибину їхнього втілення, знижують протяжність шляху їхнього руху в зоні тертя, а в низці випадків викликають руйнування самих частинок.

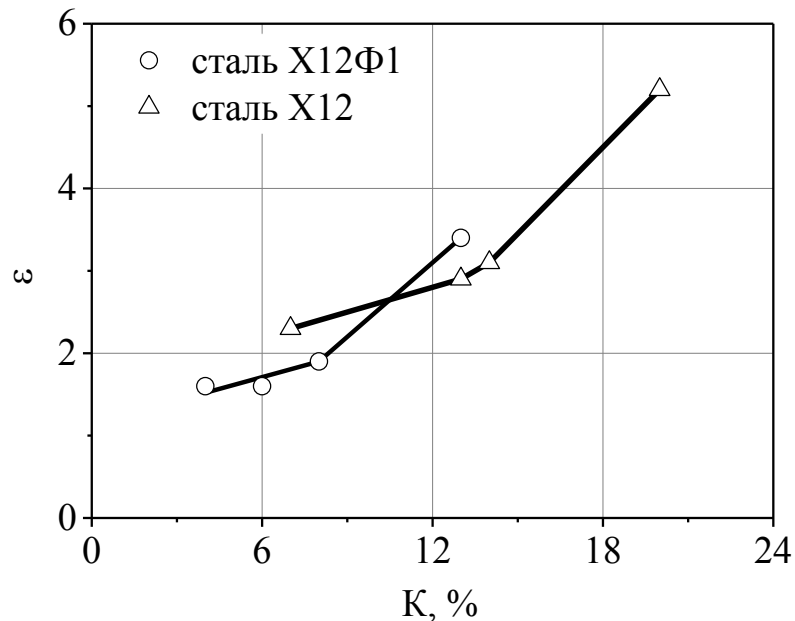


Рис. 1.29. Зміна відносної зносостійкості ( $\epsilon$ ) загартованих сталей X12Ф1 та X12 в залежності від кількості в структурі карбідної фази (K) [127].

Але в праці [211] при аналізі трибологічних властивостей високовуглецевих аустенітних сталей при абразивному, адгезійному зношуванні, а також при граничному терті показано, що наявність в структурі зазначених матеріалів після гартування крупних частинок первинних спеціальних карбідів суттєво знижує їхню міцність та опір зношуванню. Це обумовлено негативним впливом крихких карбідних частинок на в'язкість сталей та зменшенням вмісту вуглецю в аустеніті внаслідок його переходу до карбідної фази. Водночас старіння досліджуваних сталей, яке супроводжується додатковим виділенням дисперсних спеціальних карбідів, призводить до зростання міцності сталей та має суттєвий позитивний вплив на зносостійкість сталей при всіх видах досліджуваного зношування.



Проте отримані результати знаходяться в певному протиріччі з результатами праці [212], в якій було показано, що старіння метастабільних високовуглецевих аустенітних сталей погіршує їхній опір абразивному та адгезійному зношуванню через зменшення в'язкості аустенітної матриці.

Отже на даний час накопичено великий експериментальний та практичний досвід за результатами вивчення впливу карбідних частинок на трибологічні характеристики сталей при різних видах зношування. Незважаючи на суперечливі дані, які можна пояснити впливом різноманітних факторів, зокрема різними умовами проведення випробувань, з літературних джерел випливає, що роль карбідної фази у формуванні зносостійкості сталей дуже велика та залежить від її природи, кількості, розмірів та характеру розподілу. Тому питання впливу карбідної фази залишається відкритим, його вирішення має бути спрямовано на пошук оптимальної її кількості та розміру [213 – 215], а вибір фазового складу сталей повинен регулюватись стосовно до конкретних умов експлуатації [216].

Аналізуючи зазначені факти можна констатувати, що часто при однаковому вмісті вуглецю та рівній твердості знос сталей може суттєво відрізнятись. Тому провідну роль при зношуванні матеріалів низка авторів відводять їхній мікроструктурі [149, 217].

#### **1.4.3. Вплив розмірних параметрів мікроструктури на зносостійкість сталей.**

На даний час в літературі зустрічаються праці, в яких вважається, що резерви підвищення експлуатаційних характеристик сталей різних класів на основі поліморфних перетворень вважаються практично вичерпаними [218]. Тому інтенсивний розвиток отримують методи, які дозволяють змінювати фізико-механічні властивості металевих матеріалів за рахунок формування дрібнокристалічного стану. Одним з ефективних шляхів подрібнення структури є інтенсивна пластична деформація [219 – 224].

В працях [225 – 228] були проведені дослідження комплексу механічних характеристик сталі 09Г2С після об'ємного наноструктурування з застосуванням методу рівноканального кутового пресування (РККП). Виявлено, що формування ультрадрібнодисперсної структури після РККП та низькотемпературного відпалу забезпечило десятикратне зниження інтенсивності зношування в умовах тертя ковзання порівняно з вихідним крупнозернистим станом.

Таке значне покращення трибологічних характеристик досліджуваної сталі пояснили поєднанням різних факторів зміцнення, зокрема різким стрибком міцності та твердості внаслідок п'ятиразового зменшення середнього розміру зерна з 10 до 1,9 мкм, руйнування перлітних колоній та отримання мікроструктури у вигляді субмікрокристалічної феритної матриці, зміцненої рівномірно розподіленими ультрадисперсними карбідними часточками, високою щільністю дислокацій, а також збільшенням за рахунок зміни профілю поверхні фактичної площі контакту.

Подібні дослідження проведені в праці [229] при вивченні трибологічних властивостей низьковуглецевої сталі з вмістом вуглецю до 0,2% після гарячого прокатування та РККП. Авторами було встановлено, що пластична деформація суттєво подрібнює зеренну структуру, внаслідок чого зростає міцність та зменшується коефіцієнт тертя, що майже вдвічі підвищує зносостійкість сталі в режимі тертя ковзання.

Іншими дослідниками було досягнуто ріст зносостійкості металевих матеріалів за рахунок подрібнення структури шляхом встановлення оптимального режиму плазмового зміцнення [171], легування [230], термічної обробки [128, 231 – 233].

Проте в працях [234, 235] встановлено неоднозначний вплив розміру зерна в межах 1...100 мкм на абразивну зносостійкість низьковідпущеної сталі 38ХНЗМФА. Показано, що оптимальним розміром зерна є 10...20 мкм. При збільшенні до 100 мкм та зменшенні до 1 мкм розмірів зеренної структури

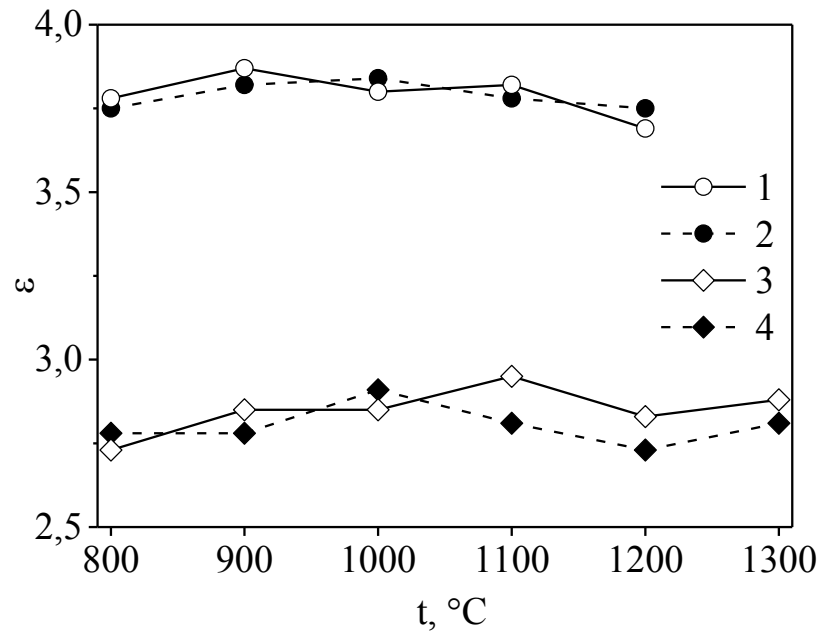
зношування сталі зростає.

Пізніше цими ж авторами було розглянуто вплив на зносостійкість розміру зерна евтектоїдної інструментальної сталі У8 [158]. Гартування проводили від 800 до 1300° С, після якого мартенсит містив 0,70...0,75% вуглецю, а кількість залишкового аустеніту не перевищувала 10%. Показано, що обумовлене підвищенням температури гартування з 800 до 1200 °С зростання середнього розміру зерна з 25 до 580 мкм супроводжується незначною зміною твердості та абразивної зносостійкості (рис. 1.30). Навіть стрибкоподібне зростання зерна до 1...3 мм при нагріванні до 1300 °С не мало помітного впливу на опір зношуванню низьковідпущеної сталі. Це дозволило зробити висновок про незначний вплив розміру зерна в межах 25...1000 мкм на абразивну зносостійкість високовуглецевих сталей.

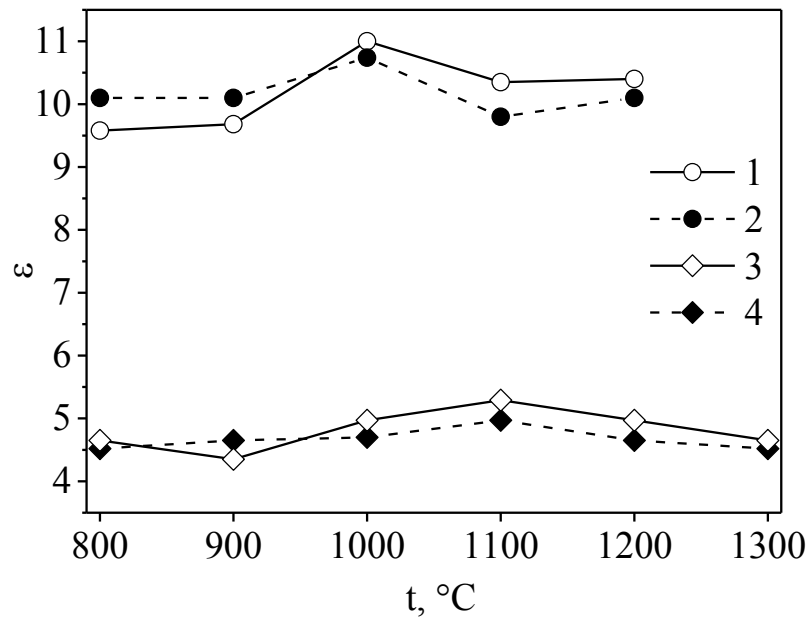
В працях [236 – 239] досліджували зносостійкість армко-заліза, сталей 08, 35, 45, У8 і 30ХГТ після гартування від 1000, 1100, 1200 °С та відпуску при 200, 350, 450 та 600 °С. Було зроблено висновок про відсутність зв'язку між зносом та розміром аустенітного зерна, а також між зносом та розміром зерна фериту та армко-заліза, що відображено на рис. 1.31.

До аналогічного заключення щодо відсутності впливу розміру зерна на зносостійкість прийшли автори праці [240] при вивченні абразивної зносостійкості сталі 45, додатково легованої 1...5% хрому у поєднанні з ВТМО, а також праці [241] при дослідженні впливу вмісту вуглецю в сталях з 0,38...1,35 %С на їхні трибологічні властивості в різних середовищах.

В праці [56] висловлена думка, що значна частина науковців, які досліджували вплив структурних складових на зносостійкість сталей, прийшли до висновку, що при зменшенні розміру структурних складових, зокрема величини зерна, швидкість зношування збільшується.



а



б

Рис. 1.30. Вплив температури гартування на абразивну зносостійкість ( $\varepsilon$ ) сталі

У8 при випробуванні по корунду (а) та кремнію (б) [158]:

1 – гартування; 2 – гартування, охолодження при  $-196$  °С; 3 – гартування, відпуск  $200$  °С; 4 – гартування, охолодження при  $-196$  °С, відпуск  $200$  °С.

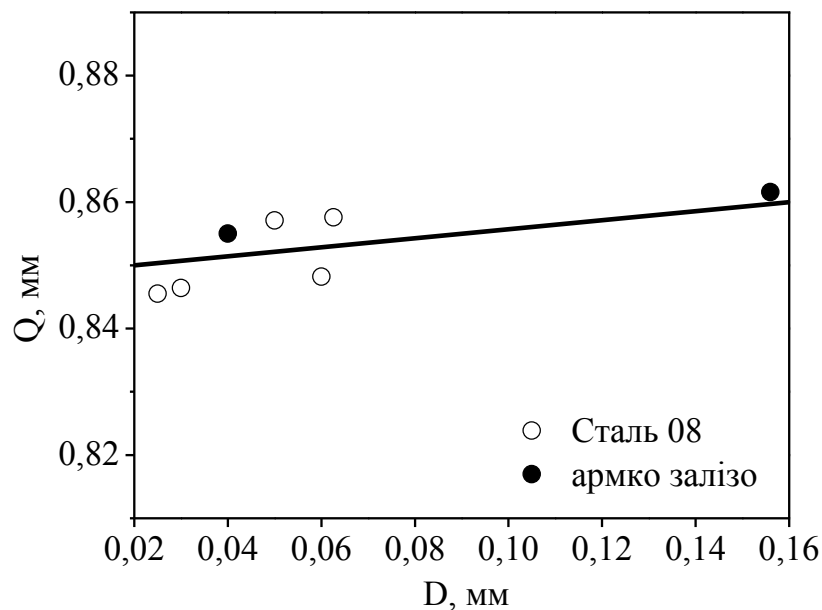


Рис. 1.31. Залежність величини зносу (Q) від розміру (D) зерна після відпуску від різних температур [236].

Це підтверджується власними дослідженнями авторів при випробуванні сталі з вмістом вуглецю від 0,5 до 0,73%, а також в [128] при вивченні впливу температур гартування на структуру та трибологічні властивості сталі 150ХНМ.

Ще одіне твердження щодо негативного впливу збільшення загальної довжини меж зерен зроблено в праці [242]. Воно було обґрунтовано тим, що межі зерен є одними з основних дефектів мікроструктури, а також місцями концентрації внутрішніх напружень, на яких найчастіше накопичуються дислокації та поширюються тріщини [243, 244].

Отже питання впливу величини зерна на трибологічні властивості сталей досі залишається дискусійним. Неоднозначність у заключеннях науковців можна пояснити, зокрема, різними умовами випробувань. Така думка підтверджується дослідженням [245] при вивченні зносостійкості мартенситостаріючої сталі в умовах тертя ковзання без мащення. Автори констатували, що вплив величини зерна на опір зношуванню проявляється лише при швидкостях ковзання в області 1,5...6 м/с. При менших швидкостях бал зерна не впливає на зносостійкість сталі.

### 1.5. Методи формування зносостійких структур в сталях.

В праці [246] сформовано низку принципів забезпечення високої зносостійкості матеріалів, зокрема:

- структура матеріалу повинна бути суттєво гетерогенною;
- структура поверхневих шарів матеріалу не повинна істотно змінюватися в процесі тертя або повинна трансформуватись в структуру, доцільну з точки зору тертя і зносу;
- для надійної роботи зносостійкого матеріалу має бути забезпечена висока міцність адгезійного зв'язку між твердими включеннями та матрицею.

Тому будова переважної більшості антифрикційних сплавів підпорядковується принципу Шарпі-Бочвара [247, 248], відповідно до якого найбільш тверді структурні складові мають бути рівномірно розподілені у вигляді ізольованих ділянок в менш твердій і в'язкій матриці [249 – 252].

Процес тертя для таких сплавів виглядає наступним чином. Під час припрацювання м'яка матриця інтенсивно зношується до моменту виступання твердих кристалів із загальної маси (рис. 1.32). Припрацювання закінчується, коли контртіло (вал, опорна п'ята тощо) починає повністю спиратися на тверді часточки, які протидіють деформаціям та забезпечують високу зносостійкість антифрикційного матеріалу. Пластична основа утримує від викришування тверду фазу, протидіє розповсюдженню утворюваних в їхній структурі мікротріщин, формує мережу каналів (мікрорельєф) між виступаючими кристалами, за якими циркулює мастильний матеріал, а також забезпечує захисну реакцію (пружну або пластичну деформацію тощо) всього підшипникового матеріалу на зміни умов тертя [248, 253, 254].

Ефективність роботи матеріалів з зазначеною структурою доведена багаторічним досвідом їхнього використання в рухомих спряженнях [255]. Тому при розробленні нових зносостійких металевих матеріалів або формуванні поверхонь тертя доцільно створювати структури, які мають будову

композиційного матеріалу, тобто містять тверді часточки, розподілені певним чином у відносно м'якій матриці. Такими часточками можуть бути карбіди заліза, карбіди легувальних елементів, складні карбіди, інтерметаліди тощо [76]. При такому характері структури на поверхнях тертя створюється мікрорельєф, який забезпечує обмеження площі фактичного контакту, а також раціонального розташування продуктів зносу з добрим утриманням їх у впадинах мікрорельєфу [256].

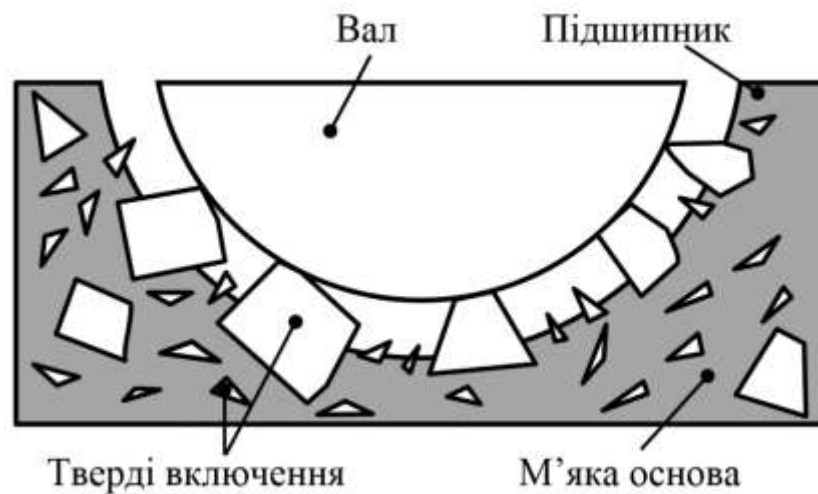


Рис. 1.32. Принципова схема контактування валу з підшипниковим матеріалом [248].

Одними з найбільш ефективних та розповсюджених зносостійких матеріалів з гетерогенною структурою на основі заліза є чавуни. Ці матеріали мають добрі ливарні властивості та використовуються для виготовлення різноманітних зносостійких деталей. Покращення трибологічних властивостей цих матеріалів ведеться в різних напрямках, зокрема, удосконалення технологій лиття та систем легування, а також режимів термічного оброблення [257 – 262].

Ще одним ефективним способом створення гетерогенної структури контактних поверхонь з метою підвищення зносостійкості деталей та вузлів тертя є нанесення та формування покриттів, методики та технології яких на даний час є різноманітними, постійно розвиваються та удосконалюються [177,

263 – 269].

Реалізувати основні умови отримання зносостійких матеріалів з яскраво вираженою гетерогенною структурою також дозволяє технологія порошкової металургії, яка надає можливість широко варіювати хімічним складом, поєднувати найбільш цінні властивості складових, кожне з яких окремо не може задовольнити комплексу вимог, що висувається до антифрикційних матеріалів [246, 270 – 286].

На даний час одним з основних матеріалів, який використовується для виготовлення відповідальних деталей машин і механізмів, що працюють у складних напружених умовах під дією різноманітних навантажень, зокрема, в умовах контактної взаємодії, є середньовуглецева низьколегована конструкційна сталь [287 – 294]. Тому виникає питання пошуку можливостей створення в таких сталях неоднорідної за механічними характеристиками мікроструктури.

Відомо, що в сталях в залежності від концентрації вуглецю та легувальних елементів спостерігається два морфологічно різних типи мартенситу [295 – 298]. У високовуглецевих, високолегованих сталях при гартуванні утворюється пластинчастий (голчастий, двійниковий) мартенсит [295, 297]. У слаболегованих, низько- і середньовуглецевих сталях – пакетний (рейковий, дислокаційний) мартенсит [296, 298]. Водночас авторами праці [299] на основі аналізу низки робіт та власних досліджень встановлено, що мартенсит об'ємнозагартованих конструкційних сталей має змішану структуру, яка складається переважно з пакетного та деякої кількості пластинчастого мартенситу. Обидва типи мартенситу різняться морфологією, розмірами та внутрішньою дефектною структурою кристалів  $\alpha$ -фази, що залежить, зокрема, від розміру зерна вихідного аустеніту, швидкості охолодження, температури аустенітизації, хімічного складу сталі [300 – 304]. Ці ж фактори впливають на перехід від одного типу мартенситу до іншого [301, 302].

Отримання мартенситу різної морфології, а також її вплив на морфологію



карбідної фази вивчали в працях [299, 305] при аналізі процесів формування структур гартування та відпуску середньовуглецевої сталі 38ХНЗМФА після аустенітизації в температурному інтервалі 820...1200 °С, а також відпуску при 200 °С. Автори прийшли до висновку, що збільшення швидкості гартування призводить до зменшення об'ємної частки пакетної складової  $\alpha$ -фази та збільшення пластинчастої. Гартування досліджуваної сталі супроводжується «самовідпуском» мартенситної структури з утворенням карбідних частинок, яка утворюється на межах зерен вихідного аустеніту, а також на межах та всередині пакетів і кристалів мартенситу. На основі побудованих з урахуванням морфології мартенситної структури схем розподілу карбідів «самовідпуску» (рис. 1.33) було встановлено, що процеси виділення часточок цементиту в об'ємі кристалів мартенситу значно більше розвинені в пластинах, ніж в рейках. Водночас карбідні перетворення в сталі при «самовідпуску» з утворенням частинок на межах кристалів мартенситу більш значні в пакетному мартенситі.

Карбідоутворення при відпуску загартованої сталі 38ХНЗМФА відбувається, переважно, на дефектах мартенситної структури, зокрема на межах пакетів та рейок пакетного мартенситу та на мікродвійниках всередині голчастих кристалів пластинчастого, разом з укрупненням раніше утворених при «самовідпуску» частинок цементиту. При цьому процес виділення нових карбідів переважає над коагуляцією [306].

Утворення мартенситу різної морфології було пов'язано з впливом температурно-часових умов гартування на неоднорідність концентрації вуглецю та значимістю ролі дефектної субструктури в його розподілі в загартованій сталі. Перехід одного морфологічного типу мартенситу в інший було пов'язано зі зміною концентрації вуглецю також в праці [307] при дослідженні структури та властивостей низьковуглецевих мартенситних сталей.

До висновку щодо розвитку процесів неоднорідного розподілу вуглецю в загартованих середньовуглецевих сталях прийшли й автори праці [308] під час

дослідження впливу швидкості охолодження при гартуванні від різних температур на рівень залишкових напружень сталі 40X, 40X13 та 40H14, а також праці [309] при порівняльному аналізі мартенситних структур сталі У7А, обробленої інтенсивним електронним променем та після гартування з пічним нагріванням.

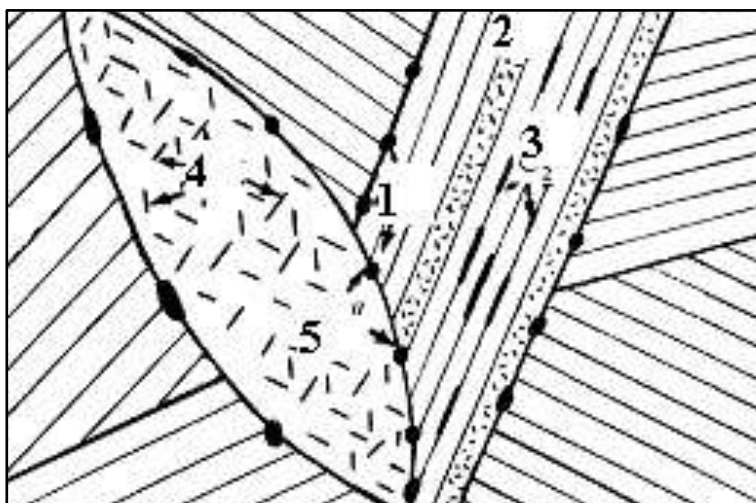


Рис. 1.33. Схема розташування часточок цементиту в структурі загартованої від 1200 °С сталі 38ХН3МФА [305].

Цифрами позначені часточки цементиту, розташовані:

- 1, 2 та 3 – на межах пакетів, в об'ємі та на межах кристалів пакетного мартенситу відповідно; 4 та 5 – в об'ємі пластин та на їхніх межах.

Необхідно зазначити, що внаслідок різної концентрації вуглецю та дефектної будови зазначених мартенситів рейковий мартенсит має більш низькі міцнісні характеристики ніж голчастий [310 – 312]. Очевидно, це стосується і структур відпуску мартенситів різної морфології.

Таким чином змінюючи температурно-часові умови гартування існує можливість за рахунок перерозподілу концентрації вуглецю та зміни морфології мартенситу отримувати в мікроструктурі середньовуглецевих конструкційних сталей мікрооб'єми з різними механічними характеристиками та варіювати їхньою об'ємною часткою, що в решті решт має вплинути на весь

комплекс їхніх механічних характеристик. Але дослідження впливу зносостійкості металевих матеріалів в залежності від морфології мартенситу в літературі практично не зустрічаються.

### **1.6. Підвищення зносостійкості матеріалів шляхом зміцнення та модифікування поверхонь тертя.**

Вимоги, які висуваються до властивостей матеріалів поверхонь і внутрішніх об'ємів деталей вузлів тертя, є різними та в низці випадків навіть антагоністичними. Об'ємні властивості забезпечують необхідні міцнісні характеристики. Водночас для поверхонь важливими є зносостійкість та антифрикційність, при покращенні яких в більшості випадків прагнуть підвищити твердість поверхневих шарів. Для досягнення цього розроблена велика кількість технологій, які на даний час практично досягли меж своїх можливостей [313].

Найбільш високу твердість з відомих елементів має лише вуглець у формі алмаза та сполуки на основі бору. Більшість речовин з високою твердістю – хімічні сполуки елементів: металоподібні сполуки дев'яти *d*-перехідних металів (титан, вольфрам та ін.) з металоїдами (бором, вуглецем, азотом, кремнієм); деякі оксиди (алюмінію, хрому, цирконію та ін.); неметалеві сполуки (кубічна модифікація нітриду бору, карбіди бору та кремнію, нітриди кремнію), нітрид алюмінію. [314]. Слід зазначити, що тверді зносостійкі тугоплавкі сполуки є крихкими. Внаслідок цього, а також через технологічні труднощі та високу вартість вони в більшості випадків не можуть бути використані як основні матеріали для виготовлення деталей машин [314].

Задовольнити суперечливі вимоги до поверхневих та об'ємних властивостей можливо шляхом створення композицій з пошаровим розташуванням матеріалів, які виконують різні функції. В зв'язку з тим, що допустимий знос деталей машин є малим (переважно не перевищує десятих

часток міліметра), товщина поверхневого шару з задами комплексом триботехнічних властивостей може бути невеликою. Це дозволяє звести до мінімуму можливу несприятливу дію поверхневого шару на міцнісні властивості деталей [313].

Існують загальновідомі традиційні способи формування поверхневих шарів з підвищеною зносостійкістю, зокрема методи поверхневого гартування та нагартування, хіміко-термічні способи обробки, дифузійне насичення поверхневих шарів, гальванічне осадження, наплавлення, газотермічне напилення тощо [315 – 319]. Водночас з розвитком технологій все ширше застосовуються нові методи зміцнення поверхонь, що засновані на дії на поверхневі шари деталей високоенергетичних потоків частинок (іонів, атомів, кластерів) та лазерних або плазмових променей. За їхньою допомогою відкрились можливості зміни морфологічних ознак будови поверхні, її хімічного складу, структури, фазового та енергетичного стану, що дозволяє в широких межах керувати її фізико-хімічними та функціональними властивостями [314, 320].

До найбільш перспективних способів підвищення трибологічних властивостей поверхневих шарів в першу чергу можна віднести вакуумні іонно-плазмові [321 – 329] та лазерні методи зміцнення [320, 330 – 335]. Суттєвого розвитку отримали також способи осадження покриттів з газової фази за атмосферного тиску та в розрідженому середовищі [176, 336, 337]. Розширюється застосування газотермічних методів нанесення покриттів у зв'язку з розвитком плазмових [338 – 341] та детонаційного [342 – 347] способів напилення порошкоподібних матеріалів різного складу. Можливе створення поверхневих шарів методом контактного евтектичного плавлення [348, 349].

### **1.6.1. Покриття, отримані методами хімічного осадження з газової фази.**

Методи хімічного осадження з газової фази засновані на осадженні покриттів на нагріту підкладку в результаті розкладання відносно нестійких газоподібних речовин або взаємодії двох чи більше газоподібних речовин або переведених у газоподібний стан твердих речовин з утворенням на поверхні шара хімічної сполуки [314]. Але внаслідок високих температур, необхідних для проходження реакції та утворення міцного з'єднання з підкладкою, цей метод є неприйнятним для загартованих вуглецевих та швидкорізальних сталей [328].

### **1.6.2. Покриття, отримані термовакuumним нанесенням.**

Термовакuumний метод нанесення покриттів заснований на конденсації на поверхнях деталей плівки металу або хімічної сполуки, що переведені у пароподібний стан нагріванням речовини, яка наноситься, та може бути реалізований у високому вакуумі [327, 350]. Енергія атомів або молекул в утвореній паровій фазі є невеликою, тому для утворення якісного покриття з доброю адгезією до основи потрібно підігріти її до температур, які забезпечать проходження дифузійних процесів на межі покриття – основа. До недоліків зазначеного методу можна віднести [314]: ізотропне розлітання речовини, що наноситься, при її випаровуванні; неможливість нанесення недостатньо стабільних речовин; складність нанесення сплавів через різну пружність парів компонентів; необхідність нагрівання деталей до високих температур.

Термовакuumні методи дозволяють наносити тонкі покриття з металів, сплавів і стабільних хімічних сполук. Для забезпечення міцного адгезійного сполучення з основою необхідне нагрівання деталей до високих температур, що обмежує коло матеріалів для використання цих методів [314].

### 1.6.3. Вакуумні іонно-плазмові покриття та модифіковані шари.

Для утворення якісного покриття за більш низьких температур деталей необхідно підвищити енергію частинок, що на них конденсуються. При зіткненні з твердою поверхнею частинок з достатньо високою енергією в мікрооб'ємах створюються умови, при яких забезпечується утворення хімічних зв'язків без об'ємного нагрівання деталей, що є основою для всіх вакуумних іонно-плазмових методів нанесення покриттів. Такі методи характеризуються: генерацією атомарного або молекулярного потоку речовини, її іонізацією, прискоренням, фокусуванням і конденсацією на поверхні деталі або підкладки. Генерація іонізованого потоку речовини здійснюється або випаровуванням, або розпиленням електродів при дії інтенсивних електронних або іонних пучків [313, 314].

Вакуумні іонно-плазмові методи нанесення покриттів та створення модифікованих поверхонь умовно поділяють на чотири групи:

- іонно-дифузійні методи, що здійснюються в тліючому розряді;
- методи, засновані на явищі катодного розпилення в розряді постійного струму та у високочастотному розряді;
- іонне осадження;
- іонне легування та втілення (імплантація).

Іонно-дифузійні методи можуть бути застосовані для насичення поверхневих шарів кремнієм, вуглецем та іншими елементами, для отримання карбонітридних шарів тощо [176, 336].

При використанні методів, заснованих на явищі катодного розпилення, покриття утворюється в результаті конденсації головним чином нейтральних частинок, які вибиваються з мішені бомбардуванням іонами інертного газу (аргону, криптону), що мають високу енергію [328, 350, 351]. Енергія частинок матеріалу, що наноситься, принаймні на порядок вище, ніж енергія частинок, що утворюються при випаровуванні в термовакуумних методах. Завдяки цьому

забезпечується висока адгезія покриття до підкладки і висока якість самого покриття. Методи дозволяють наносити різні матеріали та придатні для нанесення самих тугоплавких, а також недостатньо стабільних сполук, нанесення яких термовакuumними методами є неможливим.

При використанні методів іонного осадження частинки матеріалу, що наноситься, переведеного тим чи іншим способом у газоподібний або пароподібний стан, іонізуються та прискорюються в електричному полі [326, 328, 345, 349]. Енергія іонів зростає. Завдяки високій енергії іонів при їхньому зіткненні з поверхнею деталі, що знаходиться під від'ємним потенціалом, полегшується утворення високоякісного покриття з високою адгезією до основи.

Іонне легування, або імплантація, засновано на тому явищі, що при дуже високих енергіях іони проникають в кристалічну ґратку [322 – 324, 328]. Завдяки радіаційно-стимульованій дифузії легується шар, товщина якого багаторазово перевищує глибину початкового проникнення іонів. Механічні властивості модифікованих таким способом поверхневих шарів підвищуються також і внаслідок спотворень кристалічної ґратки, що виникають при «вбиванні» в неї іонів легуючого компонента.

Вакуумні іонно-плазмові методи нанесення покриттів можуть здійснюватися за участю як фізичних (склад матеріалу, що наноситься, не змінюється), так і хімічних процесів (утворюються нові сполуки). При таких методах відбуваються плазмохімічні реакції з іонами робочого газу або спеціальних добавок, що вводяться в камеру. Таким чином, покриття, що наносяться іонними методами, мають такі характерні особливості [314, 352 – 354]:

- адгезія покриттів до основи є високою завдяки інтенсивному очищенню поверхонь та їхній радіаційній активації, а також високій енергії частинок, що конденсуються;

- для отримання якісного покриття немає необхідності підвищувати

температуру основи до високих значень;

- склад і властивості покриттів можна варіювати в широких межах, причому можливе отримання багат шарових покриттів з плавною зміною складу від одного шару до іншого;

- покриття позбавлені крупних дефектів і концентраторів напружень, що спричиняють початкові руйнування в процесі зносу;

- покриття можна наносити на остаточно оброблені поверхні деталей та інструментів практично без погіршення їхньої геометричної якості.

Вакуумні іонно-плазмові методи забезпечують отримання тонких зносостійких покриттів і модифікованих шарів з різноманітних зносостійких і антифрикційних матеріалів та є оптимальними для підвищення зносостійкості прецизійних деталей і інструментів, для яких допускається малий знос.

Методи імплантації дають змогу зміцнювати поверхневі шари сталей і сплавів без їхнього суттєвого нагрівання, але товщина модифікованих шарів є малою, а можливості зміни хімічного складу поверхневих шарів є обмеженими [314].

#### **1.6.4. Газотермічні покриття.**

Газотермічні методи нанесення зносостійких і антифрикційних покриттів полягають в нагріванні матеріалу або порошку, що розпилюється, високотемпературним джерелом до температури плавлення, утворення спрямованого двофазного газопорошкового потоку, перенесенні цим потоком матеріалу і формуванні покриття на поверхні виробу [328, 337 – 341, 343 – 347, 355, 356]. Вони, зазвичай, застосовуються для нанесення відносно товстих шарів термічно стабільних матеріалів. До цих процесів належать дугова металізація, газополуменеве напилювання, плазмове напилення та детонаційний метод нанесення покриттів.

Дугова металізація та газополуменеве напилювання широко відомі та широко застосовуються в промисловості [314].



При плазмовому нанесенні покриттів матеріал плавиться і розпилюється струменем дугової низькотемпературної плазми [343, 337 – 341, 345]. Як робочий газ найчастіше застосовують аргон. Оскільки струмінь плазми захоплює повітря, напилення активних по відношенню до кисню матеріалів проводиться, переважно в камерах, попередньо заповнених інертним газом. Висока температура та енергія плазми дозволяють використовувати плазмовий метод для нанесення покриттів практично з усіх матеріалів, зокрема тугоплавких, що мають високу твердість і зносостійкість.

Принцип детонаційного способу нанесення покриттів [344, 346, 347, 355, 356] полягає наступному. В робочу камеру одночасно подається порція газової суміші, здатної детонувати при запалюванні, та порошок матеріалу, що наноситься. Ініціюється вибух, в результаті якого матеріал, що напилюється, нагрівається, прискорюється та викидається на поверхню деталі. Нагрів оброблюваної деталі в процесі напилення переважно не перевищує 200 °С. Перевагою детонаційного методу порівняно з газополуменевим і плазмовим є його дискретність, менша теплонапруженість, а також вища щільність отриманого покриття та міцність його зчеплення з основою, що досягається завдяки високим швидкостям частинок, що напилюються, [357, 358].

Одним з основних недоліків газотермічних методів є необхідність у проведенні фінішного механічного оброблення, а реалізація детонаційного методу ускладнена значним шумом від вибухів, невисокою продуктивністю та уривчастістю процесу [314].

#### **1.6.5. Електроіскрові покриття.**

Метод електроіскрового легування, що заснований на перенесенні матеріалу електрода при імпульсному іскровому розряді в газовому середовищі на оброблювану поверхню, дозволяє наносити міцно зчеплені з поверхнею шари з будь-якого струмопровідного матеріалу, включаючи тугоплавкі з'єднання та тверді сплави. До переваг методу відноситься його

універсальність, простота обслуговування обладнання, можливість варіювання структури та складу покриттів в широких межах. Крім того, деталь в процесі нанесення покриття нагрівається незначно [329, 359, 360].

При нанесенні металевих покриттів в матеріалі основи повністю зберігає вихідний фазовий склад. При легуванні, як правило, відбувається хімічна взаємодія з матеріалом основи з утворенням хімічних сполук елементів, що входять матеріал, який наноситься, з елементами основи.

Електроіскрові покриття істотно підвищують зносостійкість і антифрикційність поверхонь, а галузі доцільного застосування електроіскрового легування різноманітні.

Однак цьому методу притаманні недоліки – дискретність і пористість покриттів, невелика товщина, низька продуктивність, висока шорсткість оброблених поверхонь, залишкові напруження розтягу [314].

#### **1.6.6. Гальванічні покриття.**

Гальванічними методами можна наносити покриття з металів, сплавів і композиційних матеріалів. В останньому випадку разом з металом з гальванічної ванни осідають зважені в електроліті дрібнодисперсні частинки твердих зносостійких, або антифрикційних речовин [361 – 363].

*Покриття з чистих металів.* Хромові покриття широко застосовуються для підвищення зносостійкості і захисту від корозії поверхонь тертя. Твердість одержуваних покриттів висока. Хром погано змочується мастильними матеріалами на нафтовій основі. Для того щоб мастило краще утримувалось поверхнею хромового покриття в ньому хімічно або механічно створюється сітка каналів або поглиблень.

Залізні покриття, які часто застосовуються при відновленні зношених деталей, мають кращу припрацьовуваність у порівнянні з відповідними сталями. Твердість і зносостійкість залежать від складу електролітів, режимів нанесення та методів оброблення поверхонь перед нанесенням і після

осадження покриття. Легування покриття фосфором дозволяє підвищити його теплостійкість та зносостійкість.

При застосуванні нікелевих покриттів як зносостійких в процесі нанесення покриття проводять легування нікелю фосфором і бором.

Як протизадирні знаходять застосування покриття на основі міді. Для роботи у вакуумі як антифрикційні використовують покриття з свинцю, срібла і золота. Як припрацювальні покриття біметалевих підшипників ковзання двигунів внутрішнього згорання застосовують покриття на основі олова, індію і свинцю. Високу зносостійкість мають родієві і ренієві електролітичні покриття [314].

*Композиційні гальванічні покриття.* Введення до складу покриттів на основі хрому, заліза і нікелю частинок карбідів, оксидів, боридів, твердих металів тощо дозволяє суттєво підвищити їхню зносостійкість, а введення халькогенідів, графіту, полімерів – антифрикційність покриттів [361, 362].

Гальванічні методи не є екологічно чистими, а покриття нанесені за їхньою допомогою мають залишкові напруження, що призводить до утворення тріщин під час експлуатації [314].

### **1.6.7. Лазерні та електронно-променеві методи модифікування і легування поверхневих шарів.**

Значні можливості підвищення зносостійкості поверхонь з'явилися з розробкою промислових газових лазерів [319, 320, 329 – 334, 364]. Завдяки високій поверхневій щільності енергії в промені лазера можливим є швидке нагрівання тонкого поверхневого шару до його розплавлення і навіть випаровування. Подальше швидке відведення теплоти в об'єм металу призводить до гартування поверхневого шару з наданням йому високої твердості та зносостійкості.

Процеси, що відбуваються в поверхневому шарі та його властивості, визначаються потужністю та тривалістю дії лазерного променя. При високій

щільності енергії та малій тривалості можна реалізувати зміцнення, яке подібне до того, що спостерігається при дії вибуху. Зниженням потужності лазерного променя з одночасним збільшенням тривалості можна здійснювати гартування з оплавленням, легування поверхневого шару оплавленням лазерним променем попередньо нанесеного легуючого компонента, а також наносити покриття шляхом введення порошку напилюваного матеріалу в промінь лазера [137, 365 – 369].

Високі швидкості нагрівання забезпечує при гартуванні тонкого поверхневого шару й електронно-променеве нагрівання [364]. Охолодження нагрітого шару здійснюється з високою швидкістю в результаті відведення теплоти в матеріал деталі. Внаслідок високих швидкостей нагрівання і охолодження фазові та структурні перетворення істотно різняться від тих, що мають місце при об'ємному та поверхневому високочастотному гартуванні.

При лазерному та електронно-променевому зміцненні суттєво зростає мікротвердість поверхневого шару, знижується коефіцієнт тертя та суттєво підвищується зносостійкість конструкційних та інструментальних сталей. Але використання цих методів часто потребує фінішного механічного оброблення, що знижує їхню ефективність [314, 368].

Таким чином, шляхів підвищення зносостійкості поверхневих шарів деталей машин є дуже багато. В їхній основі лежать різні фізичні та хімічні явища. Вони різняться технологічними умовами здійснення, зокрема температурою, середовищем, тривалістю процесу тощо.

При виборі способу зміцнення для конкретного виробу необхідно враховувати велику низку факторів, першим з яких є вимоги до властивостей поверхневого шару, зокрема зносостійкості, твердості, корозійної стійкості, сумісності з матеріалом контртіла та середовищем, а також допустимий знос. Другим є умови реалізації методу зміцнення, зокрема допустима температура нагрівання, можливий вплив технологічного середовища, значення і знак залишкових напружень, допустиме викривлення деталей, необхідність

подальшої механічної обробки. Не менш важливими є економічний аспект, можливість здійснення процесу в умовах існуючого виробництва та його екологічна чистота.

Отже універсальних методів зміцнення поверхонь тертя не існує. Кожен з них має певні переваги та недоліки, а також обмеження, зокрема за товщиною та складом одержуваних покриттів, умовами та режимами їхньої реалізації.

### **1.7. Застосування керамічних матеріалів для елементів пар тертя.**

Розвиток машинобудування потребує використання нових матеріалів з високими механічними та трибологічними характеристиками. В зв'язку з цим при конструюванні та виготовленні пар тертя все частіше використовують керамічні матеріали, що пов'язано з унікальним комплексом їхніх властивостей, зокрема високою твердістю, хімічною інертністю, низьким коефіцієнтом термічного розширення, здатністю зберігати свою міцність при нагріванні.

На даний час активно проводяться дослідження в галузі технічної кераміки, яка призначена для виготовлення деталей, які працюють у вузлах тертя за екстремальних умов, зокрема гальм, опор ковзання та кочення, виробів для газових турбін та двигунів внутрішнього згорання, різального та пресового інструменту, трубопровідної арматури [370 – 372]. У таких трибоспряженнях перспективним вважається застосування оксидів, карбідів і нітридів бору, магнію, алюмінію, кремнію, цирконію [373 – 376]. Керамічні матеріали на їхній основі є тугоплавкими, мають низьку густину, значно твердіше за метали, стійкі до абразивного зношування, хімічно інертні, за рахунок утворення щільної плівки оксидів здатні протистояти дії кисню за високих температур.

#### **1.7.1. Трибологічні властивості неоксидної кераміки.**

Карбід бору – сполука з високою твердістю, хімічною стійкістю, високим

опором ковзанню по межах зерен аж до температур, близьких до температури плавлення. Він застосовується як абразивний матеріал, матеріал для виготовлення деталей точних приладів, в тому числі, газодинамічних підшипників гіроскопів і безконтактних ущільнень, а також отримав використання як основа триботехнічних керамік. Але через високу крихкість, труднощі виготовлення деталей з нього, утворення при високих температурах на повітрі легкоплавкого оксиду бору цей матеріал не має очевидних перспектив застосування у високотемпературних трибоспрямленнях [371, 377].

Нітрид бору існує в гексагональній і кубічній кристалічній модифікації. Перша має низьку твердість, є аналогом графіту та виконує функції твердого мастильного матеріалу. Друга є аналогом алмазу, різальні інструменти з якої в деяких випадках є більш ефективними, ніж алмазні. Це пояснюється можливим перебігом в зоні різання за високих температур поліморфних перетворень кубічного нітриду бору в гексагональний, який виконує роль високотемпературного мащення. Алмаз за цих умов окислюється з утворенням газоподібних оксидів вуглецю. Зазначене свідчить про перспективність кубічного нітриду бору для застосування в високотемпературних вузлах тертя. Як на повітрі, так і у вакуумі, високі триботехнічні властивості йому надають низька адгезійна активність в контакті з металами та утворення в зоні тертя мащення з гексагонального нітриду бору, а в разі його окислення – легкоплавкого оксиду бору. Окрім зазначеного, обидві модифікації BN використовуються як компоненти композиційних матеріалів на основі інших тугоплавких сполук [371, 377, 378 – 383].

Карбід кремнію є міцним та твердим високотемпературним матеріалом з низькою густиною, з якого виготовляють деталі точних приладів, а також абразивний матеріал. Його перевагою є працездатність при високій температурі на повітрі, де від окислення його захищає щільна плівка  $\text{SiO}_2$  [371]. Проведені дослідження [377, 384 – 388] свідчать, що при терті зразків карбіду кремнію за високих температур у вакуумі та інертних газових середовищах спостерігається

ефект самозмащування, який реалізується при розкладанні карбїду кремнію та утворенні на поверхні графіту, який виконує роль твердого мащення.

З нїтриду кремнію виготовляють різальний інструмент для обробки важкооброблюваних матеріалів. Зазвичай для виготовлення деталей чистий нїтрид кремнію не застосовують. Але завдяки високим значенням контактної втоми та корозійної стійкості він вважається перспективним для використання у вузлах тертя, зокрема для двигунобудівної галузі, а також для виробництва підшипників кочення, як чисто керамічних, так і гібридних, що працюють за умов високих температур та її великих градієнтів, високих швидкостей, агресивних середовищ та ультрависокого вакууму [371, 377, 389 – 392].

Нїтрид алюмінію є керамічним матеріалом, який поєднує високу теплопровідність та ізоляційні властивості. Це обумовлює його широке застосування в енергетиці та мікроелектроніці. Крім того, нїтрид алюмінію використовують при отриманні сплавів подвійних і потрійних систем: AlN-TiN, AlN-TiC, AlN-MoSi<sub>2</sub>, AlN-оксиди. Трибологічні характеристики AlN вивчені недостатньо. Але завдяки утворенню на його поверхні при високих температурах щільної захисної плівки оксиду алюмінію він розглядається як перспективний для застосування у високотемпературних рухомих спряженнях [371, 393].

Таким чином у чистому вигляді неметалеві тугоплавкі сполуки, як правило, не використовуються. На їхній основі розроблено широкий спектр керамічних і металокерамічних композиційних матеріалів в тому числі й для триботехніки. Для неоксидних керамічних матеріалів на основі Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, SiC, B<sub>4</sub>C, BN, AlN притаманна низька густина, високий модуль пружності, міцність, жаростійкість і зносостійкість, підвищена теплопровідність та низький коефіцієнт термічного розширення. При контактній взаємодії з керамічним та металевим контртілом у порівнянні з металевими сплавами вони мають менший коефіцієнт тертя та меншу схильність до адгезійної взаємодії, а також значно вищу зносостійкість ніж у металів і твердих сплавів. Сукупність цих

особливостей визначає широке застосування та подальші перспективи неоксидних керамічних матеріалів у вузлах тертя, що працюють в екстремальних умовах, в тому числі при високих навантаженнях і температурах, на повітрі та у вакуумі, агресивних газоподібних та рідких середовищах, а також для високоефективного різального інструменту [377, 394, 395].

### **1.7.2. Трибологічні властивості оксидної кераміки.**

Для виготовлення рухомих спряжень знаходять широке застосування кераміки на основі тугоплавких оксидів металевих елементів. З великої кількості таких оксидів значний інтерес для триботехніки представляють оксиди алюмінію, цирконію, магнію та хрому. Оксиди титану скандію, ітрію, лантану, церію переважно застосовуються у вигляді легуючих добавок до керамічних матеріалів на основі оксидів та інших тугоплавких сполук. Тугоплавкі оксиди торію, урану, берилію застосовуються в спеціальних галузях техніки. Зазначені найбільш перспективні для триботехніки тугоплавкі сполуки в чистому вигляді, як правило, не застосовуються. На їхній основі створено велику кількість керамічних матеріалів, зокрема, оксикарбідів, оксинітридів, карбонітридів [370].

Найбільш детально вивчені властивості оксиду алюмінію та кераміки на його основі. Зазначена кераміка має високу твердість, вогнетривкість, а також є хорошим ізолятором. Поведені багаточисельні трибологічні дослідження [396 – 408] вказують на її високі зносостійкі та антифрикційні властивості з мащенням та без нього, при кімнатних та підвищених температурах, в агресивних середовищах та з абразивними включеннями. Це дозволяє виготовляти з неї надміцні інструменти для обробки металів різанням і тиском, запірні елементи керамічних трубопровідних кранів, ущільнення і диски регуляторів у водопровідних кранах і клапанах, зубні протези тощо.

Оксид магнію знайшов широке застосування в промисловості, зокрема



для виробництва вогнетривких матеріалів, цементів, гуми, очищення нафтопродуктів, а також як абразив для оброблення поверхонь. На основі проведених трибологічних досліджень магнієвої кераміки автори робіт [370, 384, 409] ставлять під сумнів перспективи її використання у вузлах тертя.

Кераміка на основі оксиду цирконію отримала застосування для виробництва деталей та виробів, що зазнають значних механічних навантажень та працюють в широкому діапазоні температур, зокрема для космічної галузі, автомобільної та інструментальної промисловості, стоматології для імплантації та протезування.

Чистий оксид цирконію існує в трьох кристалографічних модифікаціях: кубічній при температурах заввишки 2370 °С, моноклінній при температурі нижче 1170 °С і тетрагональній між цими температурами. Перехід з моноклінної структури до тетрагональної та навпаки супроводжується зміною об'єму кристала, що призводить до утворення тріщин і руйнування. Додавання до оксиду цирконію інших тугоплавких оксидів як CaO, MgO, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> дозволяє стабілізувати або частково стабілізувати його кубічну структуру, впливаючи цим на в'язкість його руйнування [370, 377, 410].

Керамічні матеріали на основі ZrO<sub>2</sub> із стабілізуючими добавками мають високу механічну міцність, тріщиностійкість, підвищену твердість, ударну в'язкість, низьку теплопровідність, хімічну інертність, а також корозійну та ерозійну стійкість при підвищених температурах [411, 412]. Висока міцність такої кераміки обумовлена збереженням в матеріалі метастабільної тетрагональної фази, здатної зазнавати поліморфний тетрагонально-моноклінний перехід в полі механічного напруження [413, 414]. Перехід тетрагональної фази в моноклінну, який відбувається за мартенситним типом і супроводжується зниженням густини, призводить до створення пружно-напруженого стану в кераміці. Це з одного боку гальмує подальший розпад тетрагональної фази, а з іншого – перешкоджає розвитку тріщини через межі різних фаз, що обумовлено поглинанням енергії [415].

Враховуючи зазначене, одними з найбільш перспективних основ для керамічних матеріалів триботехнічного призначення вважаються частково стабілізовані оксиди цирконію [410, 416]. Кераміка на основі таких оксидів складається із зерен з кубічною структурою і виділень з тетрагональною, що забезпечує їм високу міцність. При утворенні тріщини структура у її вершині перетворюється на моноклінну зі збільшенням об'єму кристала. В результаті цього виникають стискаючі напруження, які нейтралізують напруження розтягу, і зростання тріщини припиняється. При абразивному зношуванні в поверхневому шарі такої кераміки утворюються напруження стискування, що призводить до підвищення її міцності та зносостійкості [410].

Оксид хрому є вогнетривким матеріалом з високою температурою плавлення і стійкістю до окислення. За твердістю він близький до корунду. Його вводять до складу полірувальних засобів та застосовують для отримання кераміки. Результати випробувань [417 – 420] свідчать про високу зносостійкість та антифрикційність хромової кераміки, що вказує на перспективність її застосування у трибоспряженнях.

Таким чином, тверді тугоплавкі оксиди алюмінію, цирконію, хрому та кераміки на їхній основі є перспективними трибологічними матеріалами. Вони знаходять своє застосування в рухомих спряженнях, що працюють в широкому діапазоні температур, в агресивних середовищах, з абразивними включеннями, як в вакуумі, так і на повітрі, як з мастильними матеріалами, так і без них.

Незважаючи на всі переваги, керамічні матеріали на основі тугоплавких оксидів та неметалевих безкисневих сполук є крихкими, легко руйнуються під дією напружень розтягу та термічних ударів, мають низьке значення коефіцієнта термічного розширення, погану відтворюваність властивостей та високу трудомісткість механічного оброблення. Тому для виготовлення деталей машин і приладів, що працюють за умов високих, особливо ударних, навантажень, використання компактних керамічних матеріалів в більшості випадків є недоцільним. В зв'язку з цим для розширення сфер застосування

кераміки в трибології все більш актуальними стає залучення сучасних методів нанесення покриттів. В цьому випадку використання керамічних матеріалів як тонких поверхневих шарів знімає обмеження, що пов'язані з їхньою високою крихкістю та низьким коефіцієнтом термічного розширення, і разом з тим надає можливості підвищувати трибологічні властивості деталей з металевих матеріалів, схильних до захоплювання й окислення за умов контактної взаємодії та є одним з перспективних напрямів сучасного виробництва деталей машин та обладнання [370, 371, 373, 377, 421, 422].

### **1.8. Вплив морфології структури керамічних матеріалів на їхню зносостійкість.**

Одним з основних показників якості машин та механізмів є їхня надійність. Зазвичай, всі руйнування деталей, зокрема зношувальні, корозійні, контактні, втомні, починаються з поверхні [423]. Водночас фізико-механічні та експлуатаційні характеристики поверхневих шарів матеріалів у значній мірі визначаються їхнім структурним станом, а також фазовим і хімічним складом. В зв'язку з зазначеним інтенсивного розвитку отримав один з нових науково-технологічних напрямів – інженерія поверхні, який за останнє десятиліття набуває все більш вагому роль в більшості галузей сучасної індустрії [424].

Сьогодні технологічні процеси інженерії поверхні відносяться до числа ефективних засобів покращення фізико-механічних і триботехнічних властивостей елементів вузлів тертя [425, 426], а її методи включають в себе як нанесення на робочу поверхню покриттів з іншого матеріалу (газотермічне напилення, електрохімічне осадження, фрикційне плакування, лазерне наплавлення тощо) [427 – 431], так і реконструкцію поверхні, зокрема шляхом зміни її структурно-фазового стану без нанесення додаткових покриттів (мікродугове окисдування, трибомеханічне оброблення, іонна імплантація тощо) [432 – 434].

Створення покриттів з використанням методів інженерії поверхні відкриває можливості для формування на поверхні деталей функціональних шарів з властивостями, які притаманні новим матеріалам, та дозволяє підвищувати механічні характеристики поверхневих шарів, зокрема їхню твердість і зносостійкість.

Як було зазначено, одним з ефективних способів захисту конструкцій від зношування є зміцнення контактуючих поверхонь шляхом нанесення керамічних покриттів. Дослідженням в цьому напрямку присвячено чимало наукових робіт. Так в праці [435] було вивчено формування наноструктурних захисних керамічних покриттів з порошку  $Al_2O_3$  кумулятивно-детонаційними методом на поверхні сплаву титану OT4св. Наведено результати досліджень мікроструктури, елементного, фазового складу, твердості, зносостійкості та стійкості до газоабразивного зносу сплаву OT4св і покриття  $Al_2O_3$ . Встановлено, що формування наноструктурних щільних, однорідних, твердих, зносостійких керамічних покриттів на поверхні титанового сплаву на порядок збільшує її твердість, зносостійкість та опір впливу газоабразивного потоку.

Авторами праці [412] розглянуто процеси структуроутворення кераміки при спіканні нанопорошків діоксиду цирконію, легованого ітрієм, і її вплив на фазову деградацію та зносостійкість. Відзначено, що неоднорідна структура призводить до великого розкиду властивостей керамічних матеріалів, що обмежує їхнє використання в різних галузях промисловості. Отримання однорідної дисперсної структури сприяє стійкості кераміки до фазових перетворень при механічних навантаженнях, що в свою чергу забезпечує збільшення терміну експлуатації виробів в умовах абразивного зносу та у вологій атмосфері.

В роботі [436] вивчено принципи отримання композиційних матеріалів на основі дибориду титану з металевою зв'язкою. Показано, що розроблена композиція з рівномірно розподіленими в об'ємі матеріалу зерен диборида титану є перспективною для зміцнення деталей машин і механізмів, що

працюють в умовах абразивного зношування і тертя без змащення.

Представлені в [437] результати трибологічних випробувань частково модифікованого керамічного матеріалу складу  $ZrO_2 + 3 \text{ мол. \% } Y_2O_3$ , показали, що використання наноструктурних порошків дозволяє отримувати кераміку з однорідною структурою та розміром кристалітів 200...500 нм. Така структура має достатній рівень міцності, тріщиностійкості та твердості, що робить її придатною для застосування в різних вузлах тертя «кераміка-метал».

При визначенні впливу параметрів процесу сухого осьового пресування на фізико-механічні властивості керамічного композитного матеріалу на основі оксидів алюмінію та цирконію з різним вмістом нанорозмірного порошку  $ZrO_2$  встановлено, що висока зносостійкість досягається при однорідній бездефектній щільній структурі досліджених матеріалів [438].

Водночас на думку інших авторів основним принципом створення зносостійких покриттів є гетерогенність їхньої структури [439] та для підвищення зносостійкості конструкційних матеріалів найкращий ефект досягається не при формуванні однорідного керамічного шару, а кераміки з певними включеннями. Так в серії робіт [440 – 443] досліджено структуру, хімічний і фазовий склад зносостійких покриттів на основі оксидної кераміки з включеннями твердого мащення, а також розглянуто технологію їхнього отримання за допомогою газотермічного напилення. Відзначено, що покращення властивостей зносостійких плазмових покриттів можна досягнути шляхом нанесення на поверхні тертя композиційних керамічних матеріалів. Показано, що покриття на основі оксиду алюмінію – оксиду титану з добавками твердого мащення відрізняються від покриттів з чистих оксидів кращою пластичністю, підвищеною стійкістю по відношенню до ударних навантажень, рівномірністю структури, ізотропністю властивостей, а також зменшим значенням пористості, та є ефективними захистом при молекулярно-механічному та абразивному зношуванні за несприятливих умов тертя (граничне мащення або відсутність мастильного матеріалу, підвищений

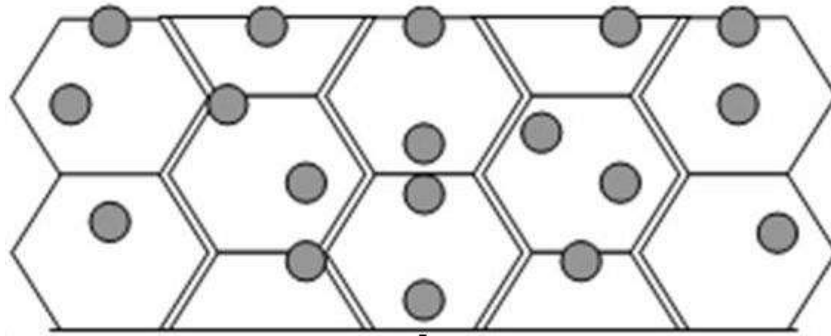
температурний вплив).

В роботах [444 – 447] наведено результати дослідження адгезійної міцності та зносостійкості покриттів з нікелькерамічної та кобальтокерамічної механічних сумішей. Показано, що одним із суттєвих переваг використання механічних сумішей порошоків з різним хімічним складом і механічними характеристиками є можливість керування структурою, а, отже, і рівнем фізико-механічних властивостей. Порівняльні випробування на зносостійкість показали, що такі покриття можна використовувати як зміцнюючі, що можуть сприймати значні механічні навантаження.

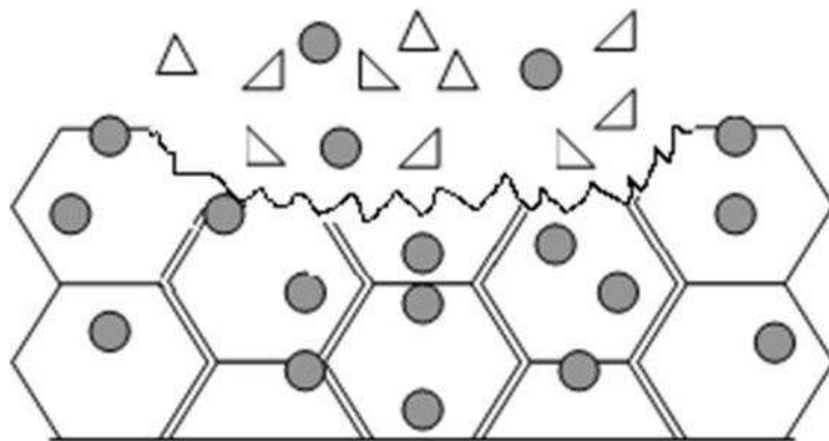
Авторами досліджень [448, 449] було встановлено, що кераміка  $TiB_2$ -20%SiC завдяки сформованій гетерофазній структурі, в якій зерна карбиду кремнію розподілені в об'ємі дибориду титану, має високі триботехнічні властивості в умовах тертя ковзання без мастила в парі тертя зі сталлю.

В праці [450] описано результати досліджень впливу параметрів структури та фазового складу на фізико-механічні та трибологічні властивості керамік на основі оксиду алюмінію з сферичними та ниткоподібними включеннями SiC, а також без включень. Аналіз результатів трибологічних випробувань виявив підвищення в декілька разів зносостійкості керамічного матеріалу, що містить сферичні частинки SiC, у порівнянні з керамікою, яка не містить їх, а також істотне підвищення зносостійкості кераміки, що містить ниткоподібні волокна SiC, у порівнянні з керамікою, що містить сферичні частинки.

Перший ефект автори пояснюють зміною характеру руйнування від міжкристалітного до транскристалітного. Для пояснення причин суттєвої відмінності в трибологічній поведінці керамік з частинками карбиду кремнію різної морфології при однаковій об'ємній частці було наведено схеми їхніх поверхневих шарів до (рис. 1.34, а, рис. 1.35, а) та після взаємодії з контртілом (рис. 1.34, б, рис. 1.35, б).



а

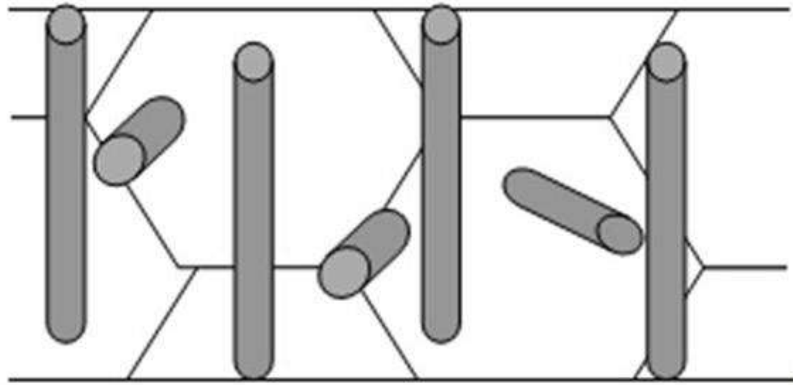


б

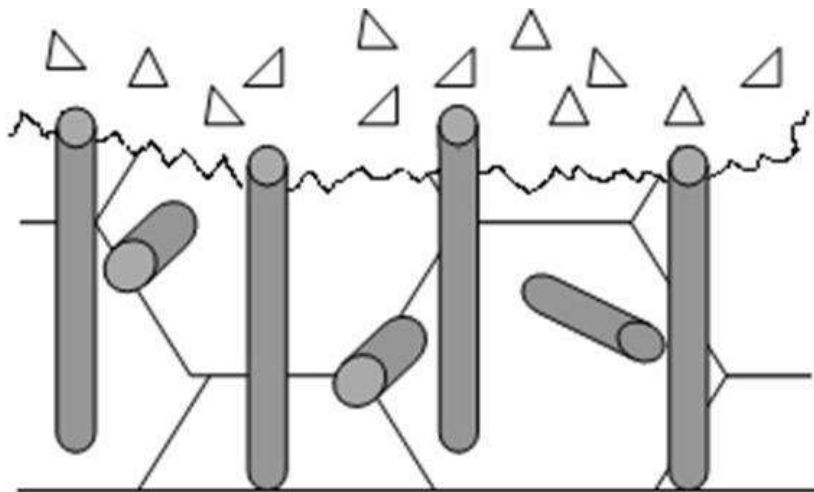
Рис. 1.34. Схематичне зображення поверхневого шару керамік, що містять сферичні частинки SiC [450]:

а – до взаємодії з контртілом;

б – після взаємодії з контртілом.



а



б

Рис. 1.35. Схематичне зображення поверхневого шару керамік, що містять волокна SiC [450]:  
а – до взаємодії з контртілом;  
б – після взаємодії з контртілом.



У разі зносу керамічного матеріалу зі сферичними частинками SiC відбувається руйнування приповерхневих зерен алюмінієвої кераміки, що призводить до викришування SiC внаслідок їхнього малого розміру у порівнянні з розміром зерен  $Al_2O_3$  (рис. 1.34, б). При взаємодії з контртілом кераміки, що містить ниткоподібні волокна, ситуація є принципово іншою.

На рис. 1.35 схематично показано структуру поверхневого шару кераміки з ниткоподібними волокнами SiC, які представлені як довільно орієнтовані «стовпчики» діаметром меншим і довжиною більшою, ніж розмір зерна  $Al_2O_3$ . При цьому слід зазначити, що міцність SiC у 1,5...2 рази вища за міцність  $Al_2O_3$ . Для наочності аналізу було взято лише ті «стовпчики», які розташовані перпендикулярно до поверхні тертя та входять в глибину зразка на 2...3 зерна.

При викришуванні з поверхні кераміки частинок  $Al_2O_3$  її поверхня перетворюється на систему міцних, «забитих» в підповерхневий шар «стовпчиків» карбиду кремнію (рис. 1.35, б). Утворена таким чином з волокон SiC «щітка» при взаємодії з контртілом стирає його практично не руйнуючись. Високий рівень адгезії міжфазної межі  $Al_2O_3$ –SiC сприяє ефективному перерозподілу руйнівного навантаження від контртіла на весь об'єм зерен оксиду алюмінію. При зношуванні контртіла площа його контакту з керамікою збільшується, напруження в області взаємодії знижується і при рівні напруження, що відповідає міцності  $Al_2O_3$ , стирання припиняється [450].

На думку авторів роботи [451] для підвищення механічних характеристик керамічних матеріалів слід вводити в них волокнисті матеріали – наприклад, вуглецеві нанотрубки, причому орієнтувати їх в тілі виробу відповідно до прикладеного навантаження.

Підтвердженням впливу як армування волокнами, так і напрямку цих волокон до поверхні контакту на трибологічні характеристики керамічних матеріалів є розробка японської фірми Hitachi [452], де для покращення зносостійкості виробів з кераміки певна частка вуглецевих волокон в матеріалі орієнтується під кутом 40...90° до поверхні тертя, а також німецької фірми Audi

NSU Auto Union AG [453], де зменшення інтенсивності зношування досягається формуванням в структурі карбідокремнієвої кераміки довгих вуглецевих волокон, перпендикулярно спрямованих до контактної поверхні.

Поведений аналіз науково-технічної інформації [454] також вказує на те, що створення деталей трибологічного призначення з композиційних керамічних матеріалів, зміцнених волокнами, є перспективним напрямом для створення антифрикційних пар тертя, який все більше привертає увагу розробників можливістю отримання високого рівня механічних характеристик порівняно з традиційними деталями з монолітної кераміки.

Отже в літературі не має єдиної думки щодо впливу морфології та гетерогенності структури кераміки на її зносостійкість, що, очевидно, можна пояснити різними умовами випробування та технологіями її отримання. Крім того, переважаюча кількість досліджень приділяє більшу увагу підбору хімічного складу та технологічним параметрам формування керамічних матеріалів, ніж особливостям їхньої мікроструктури та її впливу на зносостійкість.

### **1.9. Використання штучних нейронних мереж для вирішення прикладних задач матеріалознавства.**

Штучні нейронні мережі (ШНМ) – це математичні моделі, а також їхнє програмне або апаратне втілення, які побудовані за принципом організації та функціонування біологічних нейронних мереж – мереж нервових клітин живого організму, та є технологію, тісно пов'язаною з нейрофізіолологією, математикою, статистикою, фізикою, комп'ютерними науками та технікою. Після розробки алгоритмів навчання ШНМ використовуються в практичних цілях у таких різнорідних галузях, як моделювання, аналіз часових рядів, розпізнавання образів, оброблення сигналів, керування тощо [455].

Теорія нейронних мереж є одним з розділів науки про штучний інтелект.

Починаючи з середини двадцятого століття ШНМ стали розвиватися разом з обчислювальною технікою та появою нових знань про біологічну структуру головного мозку. Серед усіх підходів при створенні штучного інтелекту методи теорії нейронних мереж відрізняються тим, що вони засновані на моделюванні структури головного мозку. Ці методи дозволяють, в міру сучасного уявлення, використовувати принципи обробки інформації, властиві людському мозку. Будь-яка дитина здатна говорити та розуміти мову оточуючих, впізнавати обличчя батьків і друзів в різних ситуаціях. Але не секрет, що подібні слабо формалізовані задачі з нашого життя досить складно реалізувати навіть на сучасних потужних обчислювальних машинах. За допомогою нейронних мереж стає реальним моделювання таких можливостей мозку, як здатність до навчання, асоціативна пам'ять, здатність до неусвідомленого управління, стійкість і адаптивність [456].

Схема типової структури ШНМ зображена на рис. 1.36. Нейромережі є групуванням нейронів у вигляді з'єднаних між собою певним чином прошарків. Хоча існують мережі, які містять лише один шар, або навіть один елемент, більшість реалізацій використовують мережі, що містять як мінімум три типи прошарків – вхідний, прихований і вихідний.

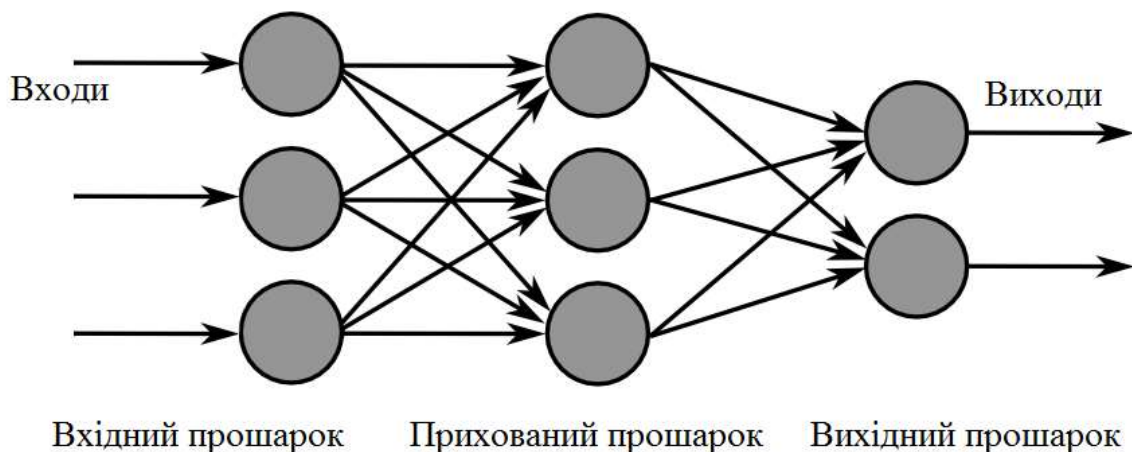


Рис. 1.36. Схема типової штучної нейромережі [457].

Нейрони вхідного прошарку одержують експериментальні дані або з

вхідних файлів, або безпосередньо з електронних давачів. Вихідний прошарок пересилає інформацію безпосередньо в зовнішнє середовище до вторинного комп'ютерного процесу, або до іншого пристрою. Між цими двома прошарками може бути один або декілька прихованих прошарків, які містять велику кількість різноманітно пов'язаних нейронів. Входи і виходи кожного з прихованих нейронів з'єднані з іншими нейронами.

Напрямок зв'язку від одного нейрона до іншого є важливим аспектом нейромереж. У більшості ШНМ кожен нейрон прихованого прошарку отримує сигнали від всіх нейронів попереднього прошарку. Після виконання операцій над сигналами, нейрон передає свій вихід всім нейронам наступних прошарків, забезпечуючи передачу сигналу вперед на вихід.

Крім мереж прямого поширення, в яких сигнал поширюється строго від вхідного шару до вихідного, існують мережі зі зворотними зв'язками [458], в яких вихід нейронів спрямовується до нейронів попереднього прошарку (рис. 1.37).

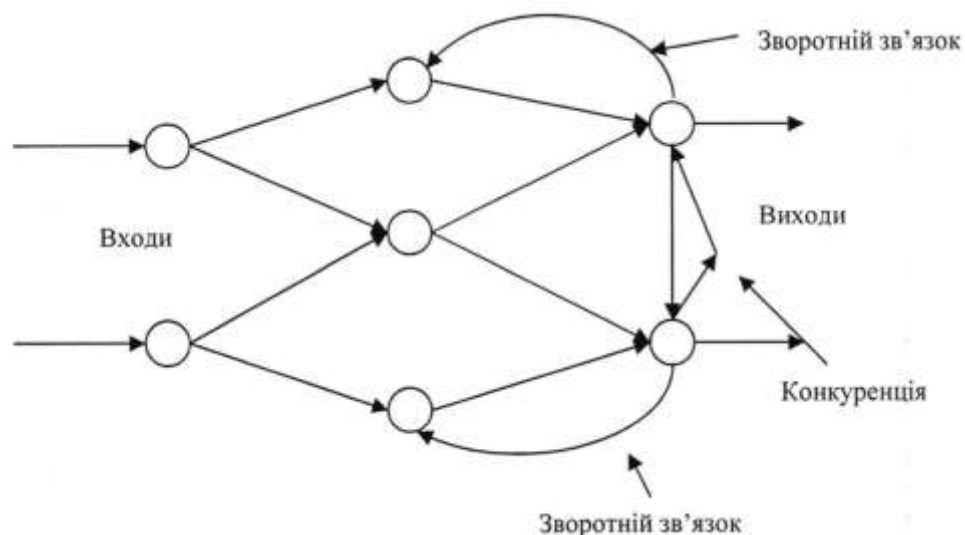


Рис. 1.37. Схема штучної нейромережі, яка має зворотні зв'язки [459].

Вид зв'язку між нейронами має великий вплив на роботу мережі. Розглядають два типи зв'язків між нейронами: перший, що збуджує нейрони, так званий механізм сумування, та другий, що передає сигнали гальмування –

механізм віднімання.

Більшість існуючих пакетів програмних реалізацій ШНМ дозволяють користувачеві додавати, віднімати та керувати з'єднаннями як завгодно, а при постійному корегуванні параметрів зв'язку можна зробити їх як збудливими, так і гальмуючими. При цьому важливим фактором роботи мережі є вибір реальної кількості нейронів та встановлення потрібних зв'язків між ними [459].

За архітектурою ШНМ зводяться до двох типів: статичні мережі прямого поширення та мережі зворотного поширення з рекурентними зв'язками. В статичних мережах прямого поширення на задані входи нейронів подається вектор вхідних сигналів. Водночас, оскільки входи зворотних зв'язків в рекурентних мережах можуть бути модифіковані, вони вважаються динамічними. Мережі мають властивість навчатись за прикладами, після чого залежно від експериментальних даних ШНМ зрівноважує коефіцієнти та адаптує свою архітектуру. Таким чином, алгоритм вирішення реальних задач проходить стадію оптимізації [455].

Найважливішою властивістю ШНМ є їхня здатність навчатись на основі даних оточуючого середовища та в результаті навчання збільшувати свою продуктивність. Навчання ШНМ – це процес, в якому вільні параметри нейронної мережі налаштовуються за допомогою моделювання середовища, в яке ця мережа вбудована. Тип навчання визначається способом підлаштування цих параметрів. Таке визначення процесу навчання припускає наступну послідовність подій [455]:

1. В ШНМ поступають збудники із зовнішнього середовища.
2. В результаті цього змінюються вільні параметри ШНМ.
3. Після зміни внутрішньої структури ШНМ відповідає на збудження вже іншим чином.

Не існує універсального алгоритму навчання, який би підходив до всіх архітектур ШНМ. Існує лише набір засобів, який представлений великою кількістю алгоритмів навчання, кожний з яких має свої переваги [455].

На сьогодні створено багато різновидів ШНМ та їхніх модифікацій [460], яка збільшується щороку та успішно використовується для вирішення широкого спектру практичних задач класифікації, контролю, керування та зв'язку [461 – 464], в цифровій техніці [465], системах технічного зору [466, 467], економіці [468, 469], при розпізнавання мови [470, 471], проектуванні систем «Інтелектуального будинку» [472], реалізації інтелектуальних агентів для збору інформації та пошуку вірусів [473 – 476], для аналізу електромеханічних систем [477, 478] тощо.

Вирішення переважної більшості матеріалознавчих завдань базується на вивченні мікроструктури, фазового складу, комплексу механічних властивостей деталей машин, а також їхньої зміни під час експлуатації та залежно від її умов. Складність відтворення експериментальних даних та інтерпретації результатів, які потребують випробувань значної кількості зразків, необхідність у використанні дорогого дослідницького обладнання свідчить про доцільність поєднання експериментальних досліджень з комп'ютерним моделюванням.

Проблемою найвідоміших ШНМ є оптимальне поєднання простоти, надійності та швидкості навчання при одночасному забезпеченні високої точності функціонування. Переважно навчання нейромереж прямого поширення здійснюється ітераційними методами, яким притаманні значні часові затримки. Тому більш ефективним є використання нових моделей нейронних елементів та нейромереж, які ґрунтуються на методах неітераційного навчання, зокрема абсолютно нового методу моделювання, побудованого на системі аналогій між просторовим представленням об'єкта досліджень та моделлю мережі – функціоналу на множині табличних функцій (ФМТФ) [458].

ФМТФ має високу точність навчання з мінімальними витратами часу, а також надає можливість екстраполювати при малих навчальних вибірках. Такий підхід забезпечує при подачі сигналу з входу на вихід нейрону

обчислення зваженої суми сигналів з одночасним її перетворенням відповідно до дії передатної функції нейрона. Вихідний сигнал  $i$ -того нейронного елемента визначається через сигнали його входів за формулою [458]:

$$x_i = F_i \left( \sum_{j=1}^{n+n_x} x \cdot W_j(i) \right), \quad (1.1)$$

Оскільки для кожного нейрона в процесі задання структури та навчання нейромережі встановлюється свій набір синаптичних ваг, вважається, що вони є функціями від дискретного аргументу  $i$  – номера нейрона. Крім того, кожному нейрону відповідає певна передатна функція  $F_i$ . Якщо набір векторів-реалізацій, що подаються на входи нейромережі при навчанні, контролі, використанні пронумерувати довільним чином  $N = 1, 2, \dots, N_m, \dots$ , кожній реалізації поставити у відповідність певне число-характеристику, то кожній характеристиці реалізації  $N$  буде відповідати певний сигнал на виході кожного нейрона, який пов'язує з характеристикою реалізації функціонально, тобто [458]:

$$x_i = F_i^1(N), \quad (1.2)$$

де  $i = 1, \dots, n$ ;  $N = 1, 2, \dots, N_m, \dots$

На відміну від звичних передатних функцій  $F_i$ , аргументами яких є зважені суми по відповідних входах, функції  $F_i^1$ , в яких аргументами є задані характеристики реалізацій, носять назву вихідних. Метою налаштування мереж є встановлення параметрів передатних функцій нейронів. Для нейронів зовнішніх прошарків передатні функції можуть бути задані на основі відомих моделей сигмоїдальних функцій, зокрема,  $th(x)$ .

Вважається, що навчена нейромережа повністю задається множиною функцій синаптичних ваг  $\{W_j(i)\}$  та множиною вихідних функцій  $\{F_i^1(N)\}$  де  $j = 1, \dots, n+n_x$ . Під час функціонування на входи мережі подається вектор вхідних сигналів  $(x_{n+1}, x_{n+2}, \dots, x_{n+n_x})$ , який можна трактувати як функцію від

номера входу  $F_N^2(i)$ . Ця функція є різною для кожної з реалізацій. Таким чином, заданим множинам функцій  $\{W_j(i)\}$ ,  $\{F_i^1(N)\}$  та функції  $F_N^2(i)$  відповідає число, або вектор, що продукується нейромережею [458]:

$$Q[\{W_j(i)\}, \{F_i^1(N)\}, \{F_N^2(i)\}] = \bar{x}, \quad (1.3)$$

де  $Q$  – оператор нейромережі, який розглядається, як функціонал від відповідних аргументних функцій табличного типу, в зв'язку з чим встановлена назва моделі – «Функціонал на множині табличних функцій».

В кожному з випадків об'єкту, що моделюється за допомогою нейромережі, ставиться у відповідність гіпертіло, як геометричне місце його точок-реалізацій в просторі реалізацій, кожна з координат якого відповідає одній з ознак об'єкта. Здійснюється декомпозиція гіпертіла об'єкта на складові елементи, при цьому встановлюється система аналогій між елементами декомпозиції гіпертіла та аргументними функціями моделі нейромережі. Отже, фактично, процес навчання мережі здійснюється шляхом декомпозиції гіпертіла об'єкта, а алгоритм функціонування відповідає алгоритму композиції за встановленими в процесі навчання елементами [458].

### **1.10. Постановка завдань досліджень.**

Найважливішим фактором працездатності деталей вузлів тертя є матеріал, з якого вони виготовлені. Водночас зносостійкість матеріалу визначається комплексом його фізико-механічних та функціональних властивостей, а також умовами експлуатації.

Протягом тривалого часу основним напрямом протидії зношуванню було підвищення твердості контактних поверхонь деталей. У цьому напрямі розроблено багато методів збільшення твердості елементів конструкцій. Зокрема, це стосується відомих технологій цементування, азотування, хромування, ціанування, поверхневого гартування та наплавлення твердими



матеріалами. Багаторічний досвід свідчить, що цей напрям дозволив значною мірою покращити надійність та подовжити термін експлуатації рухомих спряжень машин і механізмів, а розроблені відповідні технології до теперішнього часу є потужним знаряддям у збільшенні зносостійкості деталей.

Але при постійному прагненні до зменшення маси машин, інтенсифікації технологічних процесів, що призводять до збільшення навантажень у вузлах тертя та одночасно погіршують умови змащування, традиційні методи покращення трибологічних характеристик деталей шляхом підвищенням їхньої твердості в багатьох випадках перестали себе виправдовувати. Фактична площа контакту при високій твердості матеріалу в силу низки причин (наявність можливого перекошу, великої шорсткості та хвилястості поверхні) становить дуже малу частку від номінальної поверхні. В результаті на ділянках фактичного контакту створюються величезні локальні тиски, що призводить до інтенсивного зношування поверхонь тертя [66].

На невідповідність методичного підходу оцінювання стійкості до зношування лише за твердістю вказує ще й те, що одному значенню твердості металевого матеріалу може відповідати декілька значень зносостійкості. Наприклад, поверхні сталі із структурою мартенсит + карбіди мають більшу зносостійкість, ніж сталі з такою самою твердістю, але які не мають надлишкових карбідів [246].

В більшості випадків для вузлів тертя застосовують відомі сталі та сплави, а також стандартні методи їхнього оброблення, а умови експлуатації підлаштовують під властивості відомих матеріалів [254]. Але такий напівемпіричний метод створення трибосистем не дає впевненості в тому, що розроблена конструкція для заданих режимних параметрів є оптимальною [479]. Тому матеріалознавчі аспекти у вирішенні проблеми підвищення зносостійкості деталей машин, елементів конструкцій та приладів набувають першорядного значення.

Знос будь-якого матеріалу не є константою, а завжди залежить від

спряженої поверхні тертя [112]. Але в багатьох дослідженнях прагнуть підняти зносостійкість окремого матеріалу або деталі, не враховуючи при цьому знос контртіла, що не завжди збільшує зносостійкість рухомого спряження в цілому. Тому при створенні оптимальних пар тертя разом з визначенням умов експлуатації та виборі зносостійкого матеріалу для одного елемента має вивчатись знос контртіла.

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, працездатність поверхонь тертя можна підвищувати нанесенням покриттів різного функціонального призначення.

Дискретність контакту твердих тіл при терті є одним з визначальних факторів для процесів руйнування, які відбуваються на локальних навантажених ділянках поверхні [38]. Водночас принципи створення зносостійких структур, які зустрічаються в літературі, не пов'язують з таким важливим фактом.

В зв'язку із зазначеним метою дисертаційної роботи було розроблення принципів зносостійкості, що ґрунтуються на закономірностях зв'язку структуроутворення з геометрією контакту взаємодії та їх реалізація на прикладі керування працездатністю низьколегованих сталей при обґрунтуванні оптимальних режимів термічного оброблення.

Для досягнення мети в роботі вирішувались такі завдання:

1. 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.

2. Провести аналіз впливу фазових складових та розмірних параметрів мікроструктури на зносостійкість сталей та визначити найбільш значимі для покращення трибологічних характеристик.

3. 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;

4. 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.

5. 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.

6. 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.

7. Встановити вплив гетерогенності мікроструктури та дисперсності дендритної структури на стійкість до зношування сталі 08Г2С у литому стані.

8. 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.

9. 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 40Х, що утворюється під час тертя.

## РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

### 2.1. Досліджувані сталі та їхня термічна обробка.

#### 2.1.1. Конструкційні сталі.

На даний час сталь є основним конструкційним матеріалом промислового виробництва. Одними з найбільш затребуваних в машинобудуванні, автомобілебудуванні, суднобудуванні та будівництві є покращувані середньовуглецеві низьколеговані сталі, що містять 0,3...0,5 % вуглецю та 3...5 % легуючих елементів. Після гартування та високого відпуску завдяки утворенню сорбітної структури їм притаманне хороше поєднання високої міцності з високою пластичністю та в'язкістю. Завдяки такій сукупності механічних характеристик зазначені сталі використовують для виготовлення відповідальних деталей різноманітних конструкцій (валів, роторів турбін, шестерень, зубчастих вінців, муфт, пальців, штоків плунжерів тощо), які працюють в умовах статичних та динамічних навантажень, зокрема тертя та зношування [480, 481].

Для пошуку можливостей формування зносостійких станів в покращуваних сталях дослідження проводили на сталях 40X та 40XHM, хімічний склад яких наведено в табл. 2.1.

Таблиця 2.1.

Хімічний склад досліджуваних сталей.

Марка сталі	Масовий вміст елементів, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
40X	0,41	0,33	0,45	0,98	0,054	–	0,03	0,03
40XHM	0,40	0,24	0,61	0,58	0,99	0,18	0,025	0,02

Заготовки зразків для випробувань (рис. 2.1) виготовляли з прокату промислової виплавки.

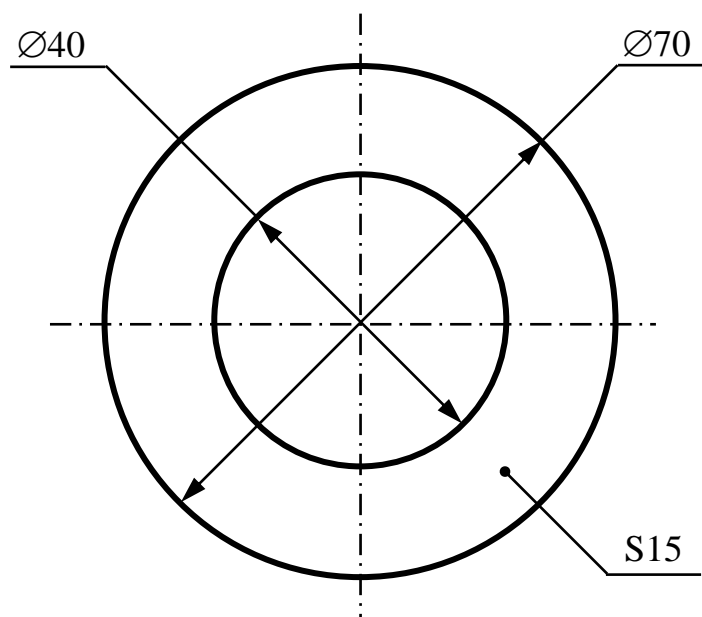


Рис. 2.1. Ескіз заготовки для виготовлення зразків.

Враховуючи вплив температурно-часових умов гартування на морфологію мартенситу та карбідної фази, яка впливає на механічні характеристики сталей [299, 305], гартування досліджуваних сталей проводили в оливі від стандартної температури, яка складає 860 °С [482], а також 1050 та 1160 °С. За рекомендаціями довідникової літератури [482] час витримки при температурі аустенізації складав 30 хв. З метою захисту від окислення та знеуглецювання нагрівання заготовок проводили в соляній ванні з хімічним складом 80% BaCl<sub>2</sub> та 20% KCl. Після гартування заготовки відпускали при 600 °С в суміші графіту та піску з витримкою 2 год. та охолодженням у воді.

### 2.1.2. Інструментальні сталі.

Опір зношуванню багатьох інструментальних сталей визначається сформованою при термічному обробленні карбідною фазою [141]. Для виявлення можливостей підвищення зносостійкості сталей даного класу шляхом впливу на морфологію карбідів дослідження проводили на легованих інструментальних сталях Х6ВФ, 9ХФ та 7ХНМФБ промислової виплавки, які широко використовуються для виготовлення різноманітного інструменту, що працює

при невисоких швидкостях різання. Це мітчики, плашки, прошивки, протяжки, штампи, ручні ножівкові полотна, пили, бритви, матриці та пуансони для холодної деформації, деревообробний інструмент тощо. Після термічної обробки вони набувають високої міцності та зносостійкості [483, 484]. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено в табл. 2.2.

Таблиця 2.2.

## Хімічний склад досліджуваних сталей.

Марка сталі	Масовий вміст елементів, %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	S	P
Х6ВФ	0,41	0,33	0,45	0,98	–	–	1,3	0,6	–	0,02	0,02
9ХФ	0,9	0,2	0,5	0,7	–	–	–	0,3	–	0,02	0,02
7ХНМФБ	0,72	0,25	0,45	0,6	0,4	0,2	–	0,2	0,6	0,01	0,01

Комплекс механічних властивостей, зокрема міцність та пластичність, в термооброблюваних сталях при традиційному повільному нагріванні в печі досягається за рахунок отримання практично гомогенного аустеніту та наступного його дифузійного розпаду з отриманням продуктів перлітного сімейства або бездифузійного мартенситного перетворення, в результаті якого сталь переходить в метастабільний стан. Використання швидкісного нагрівання джоулевим теплом або струмами Фуко для аустенізації дозволяє цілеспрямовано впливати на розподіл вуглецю та легуючих елементів в аустеніті [485].

На даний час широке розповсюдження отримують технології машинобудування та металургії, що засновані на обробленні металевих матеріалів струмами високої щільності [486, 487].

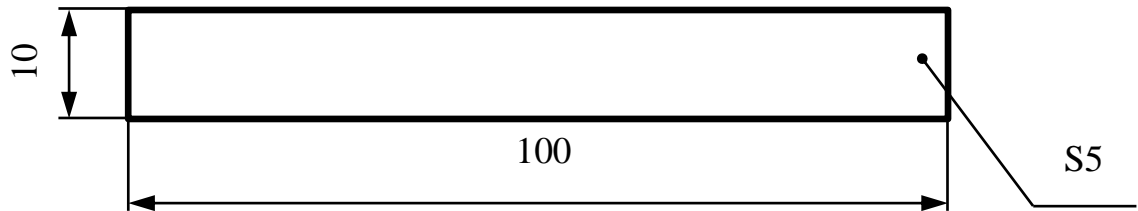


Рис. 2.2. Ескіз заготовки для виготовлення зразків.

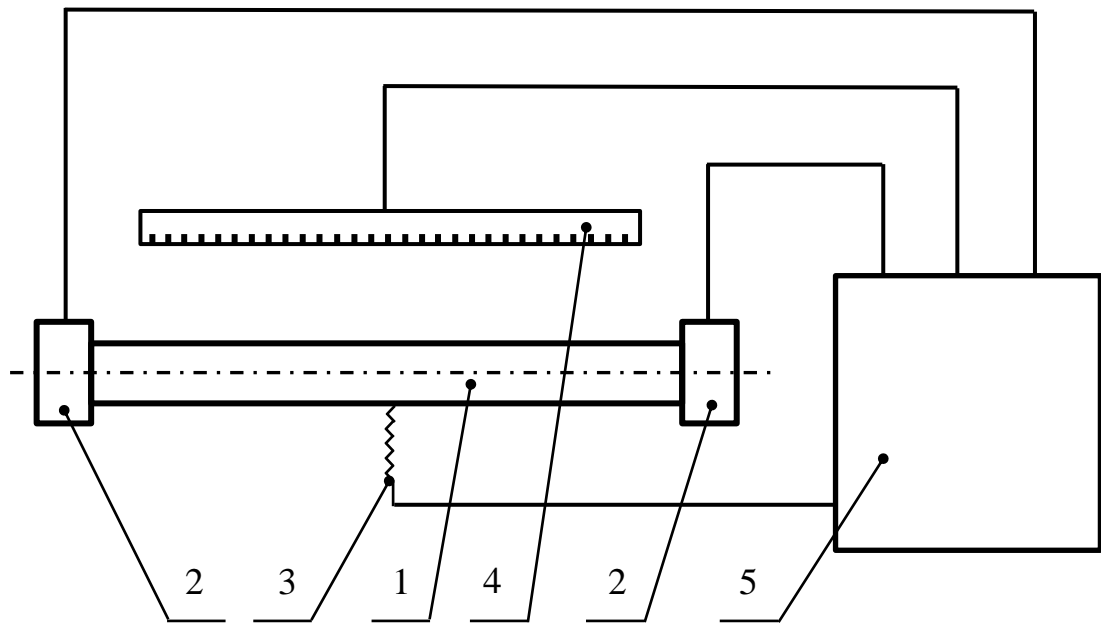


Рис. 2.3. Схема установки для швидкісного електротермічного оброблення досліджуваних сталей:

- 1 – зразок; 2 – контакти-затискачі; 3 – термопара;  
 4 – пристрій для охолодження зразка повітряно-водяною сумішшю;  
 5 – пристрій керування процесом.



Однією з таких технологій є швидкісне електротермічне оброблення (ШЕТО), яке є ефективним методом створення негомогенних станів, зокрема завдяки особливостям поведінки карбідної фази у відповідних температурних інтервалах, що суттєво впливає на комплекс механічних характеристик сталей [488 – 492].

Зразки для випробувань виготовляли з прокату промислової виплавки у вигляді пластин розміром  $5 \times 10 \times 100$  мм (рис. 2.2). Термічне оброблення зразків досліджуваних сталей здійснювали за стандартною методикою [484], а також за допомогою ШЕТО.

Схема установки для проведення ШЕТО наведена на рис. 2.3. Зразок 1 фіксували на установці в контактах-затискачах 2, за допомогою яких через зразок пропускали електричний струм, що нагрівав його. Після нагрівання до заданої температури вимикалась подача струму, та вмикався пристрій для охолодження зразка повітряно-водяною сумішшю 4. Температуру нагрівання зразка контролювали за допомогою термопари 3, яку приварювали в центрі зразка. Температурно-часові умови гартування задавали за допомогою пристрою керування процесом 5.

Швидкісне електротермічне оброблення зразків інструментальних сталей здійснювали з швидкістю нагрівання  $V_n = (1 \dots 2) \cdot 10^3$  K/c. Відпуск проводили при  $200$  °C з нагріванням у печі. З метою пошуку оптимальних режимів термічної обробки для формування зносостійкої структури температуру гартування при ШЕТО змінювали від  $760$  до  $820$ ,  $950$ ,  $1060$ ,  $1100$  та  $1200$  °C.

### **2.1.3. Сталі у литому стані.**

Одним з ефективних методів відновлення та зміцнення деталей машин, що працюють в умовах контактної взаємодії, є наплавлення, технологічні параметри якого суттєво спливають на експлуатаційні характеристики виробів [493]. Дослідження проводили на зразках вагонного колеса, хімічний склад якого наведено в табл. 2.3, після проведення ремонтно-відновлювальних робіт

методом електродугового наплавлення під флюсом.

Таблиця 2.3

Хімічний склад досліджуваної колісної сталі.

Масовий вміст елементів, %							
C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	S	P
0,55	0,3	0,7	0,1	0,09	0,15	0,020	0,022

Перед проведенням відновлення колесо попередньо нагрівали до температури 275 °С з швидкістю 6 °С/хв. Наплавлення поверхні колеса проводили при напрузі  $U = 30 \pm 1$  В, струмі  $I = 170 \pm 10$  А та швидкості обертання  $n = 0,13$  об/хв. з використанням електроду Св-08Г2С, хімічний склад якого наведено в табл. 2.4, і флюсу АН348А. Після формування чотирьох шарів на поверхні, що відновлюється, колесо повільно охолоджували до температури 55 °С.

Таблиця 2.4.

Хімічний склад електроду Св-08Г2С.

Марка електрода	Масовий вміст елементів, %				
	C	Mn	Si	S	P
Св-08Г2С	0,1	2,0	0,9	0,020	0,03

## 2.2. Визначення механічних характеристик досліджуваних сталей.

### 2.2.1. Вимірювання твердості.

Твердість за методом Брінелля визначали на приладі ТШ-2М відповідно до ГОСТ 9012-59. Сталеву кульку діаметром 5 мм під навантаженням 7500 МПа протягом 10 с втирали у досліджувані зразки. Число твердості НВ визначали

за формулою [494]

$$HB = \frac{2P}{\pi D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad (2.1)$$

де  $P$  – прикладене навантаження;

$D$  – діаметр сталевий кульки;

$d$  – діаметр відбитка, який залишився на поверхні зразка.

Вимірювання твердості за методом Роквела проводили на машині ТК-2М відповідно до ГОСТ 9013-59. Алмазний конус під попереднім навантаженням 100 Н і основним навантаженням 1400 Н втискався у зразок протягом 5...7 с. Значення твердості HRC визначали за шкалою С.

Остаточні результати оцінки твердості за обома методами розраховували за середнім значенням з 8...10 замірів, при цьому похибка складала менше 1 %.

### 2.2.2. Проведення склерометричних досліджень.

На даний час стає все більш очевидним, що особливості розподілу елементів структури в поєднанні з їхніми механічними характеристиками та розмірними параметрами є відповідальними за стабільність абсолютної більшості конструкційних властивостей металів, сплавів і композитів. При цьому пошук оптимальних службових характеристик йде як шляхом створення однорідних, так і неоднорідних структур.

Разом з тим комплексна методика визначення однорідності або неоднорідності будови на даний час недостатньо розроблена, хоча в літературі зустрічаються роботи [495 – 498], в яких вказується на можливість використання в цьому напрямі метода визначення мікротвердості дряпанням. Умови подібних випробувань були визначені ГОСТ [499], а сам метод отримав назву склерометрії або скреч-метод.

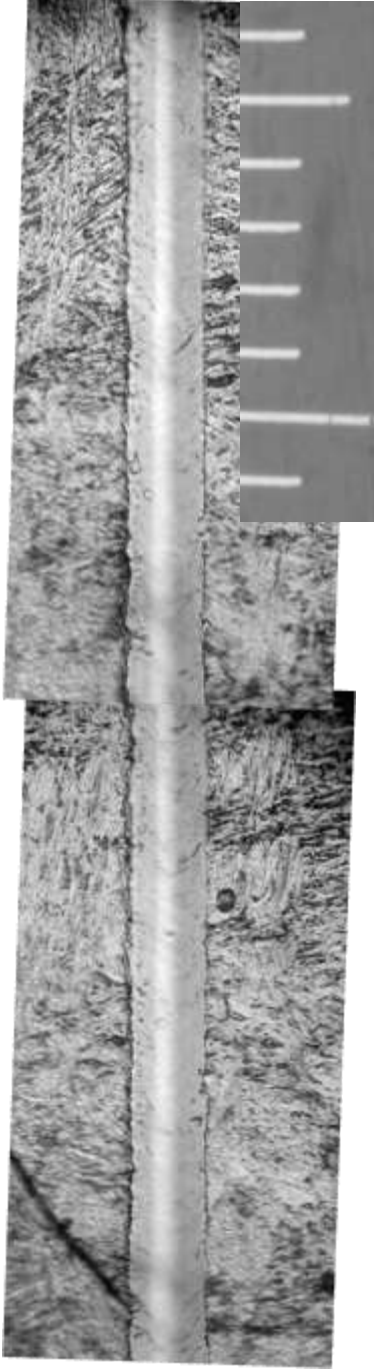
Відомі три шляхи вираження результатів випробування дряпанням [500]: за величиною навантаження, необхідного для отримання подряпини певної

ширини або глибини (метод випробування за Мартенсом); за шириною подряпини, яка одержується при певному навантаженні на вістря; за тангенціальним зусиллям, що необхідне для продукування подряпини, за обумовленого нормального навантаження на індентор.

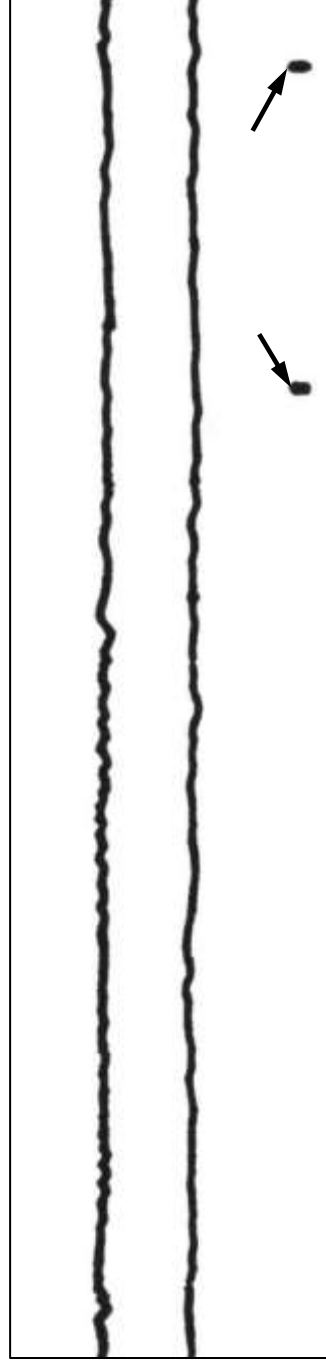
У зв'язку з недосконалістю та трудомісткістю методики, незрозумілістю в деяких випадках трактування отриманих результатів способ вимірювання мікротвердості дряпанням не отримав широкого розповсюдження [500], незважаючи на те, що його методичні особливості та можливості викладені в багатьох роботах [495, 501 – 503].

Застосування інформаційних технологій дозволило суттєво спростили обробку результатів склерометричних досліджень, завдяки чому цей метод почав активно використовуватись, зокрема, для вимірювання таких характеристик матеріалів, як опір абразивному зношуванню, коефіцієнт тертя, тріщиностійкість, адгезія плівок [497, 498, 504 – 508]. Крім того виявлено, що скреч-метод є чутливим до висококутових і субструктурних меж, дозволяє встановлювати розміри низки структурних елементів, оцінювати величину, знак та розмір полів залишкових напружень [509 – 512], а також якість зварних з'єднань [513 – 515].

Склерометричні випробування проводили на шліфах досліджуваних сталей на стандартному приладі ПМТ-3 без зміни його конструкції. Рівномірне переміщення предметного столика здійснювалось електродвигуном з понижуючим редуктором, який жорстко через гнучкий тросик був пов'язаний з його ходовим гвинтом. Дана конструкція забезпечувала переміщення столика відносно індентора з постійною швидкістю 10,5 мкм/с, що відповідає вимогам [499]. Індентором слугувала стандартна чотиригранна алмазна піраміда з кутом заточування  $\approx 136^\circ$ . Навантаження на індентор складало 10, 20 і 50 г.



а



б

Рис. 2.4. Фотографія фрагменту подряпини разом з об'єкт-мікрометром (а) та створена відповідно до неї графічна схема з масштабними мітками (вказано стрілками).

Характер зміни ширини подряпини вивчався на довжині  $1 \dots 6$  мм з кроком  $1,5 \dots 5,0$  мкм. Для цього за допомогою оптичної мікроскопії при збільшенні, що дозволяло чітко спостерігати нанесену подряпину, послідовними полями зору робили її фотографії, які в певній комп'ютерній програмі формували в цільне зображення (рис. 2.4, а). При цьому також фотографували об'єкт-мікрометр, що в подальшому слугував для оцінки абсолютного значення довжини та ширини подряпини, а також кроку її вимірювання.

За фотографією створювали графічну схему подряпини (рис. 2.4, б), на яку наносили масштабні мітки (вказано стрілками на рис. 2.4, б), що визначали відповідно до об'єкта-мікрометра певну відстань (в даному випадку це 50 мкм).

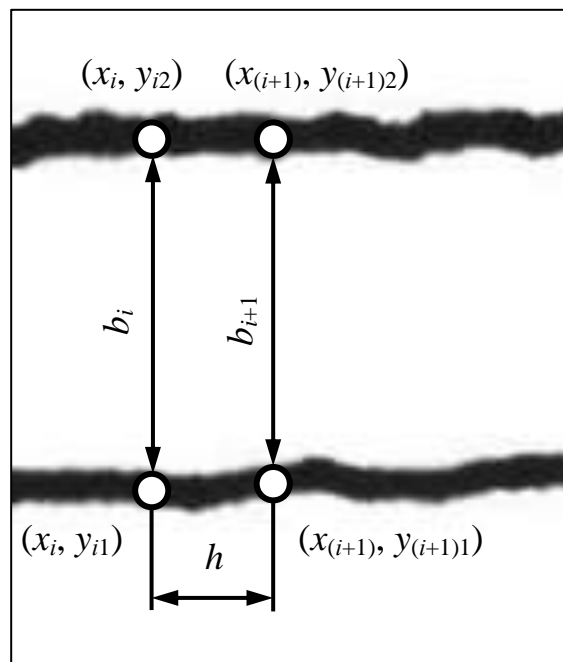


Рис. 2.5. Схема визначення ширини подряпини ( $b_i$ ) вздовж її довжини з кроком ( $h$ ) за допомогою програми *GetData*.

Для визначення зміни ширини подряпини вздовж її довжини використовували комп'ютерну програму *GetData*, яка за графічною схемою дозволила:

– оцифрувати обидві криві, що визначають береги подряпини (рис. 2.5), тобто визначити координати їхніх точок  $(x_i, y_{i1})$  та  $(x_i, y_{i2})$ ;

- за масштабними мітками (рис. 2.4, б) прив'язати координати визначених програмою точок до їхніх абсолютних значень;
- задати систему координат та крок зміни координати  $x$  з таким розрахунком, щоби повністю охопити всі особливості зміни характеру кривої;
- визначити з кроком  $h = x_{i+1} - x_i$  зміну ширини подряпини за різницею відповідних координат  $b_i = y_{i2} - y_{i1}$ .

За отриманим масивом значень ширини подряпини  $b_i$  визначали величину мікротвердості  $H_i$  в  $i$ -тій точці за формулою [499]

$$H_{i \square P} = \frac{3.708P}{b_i^2} \quad (2.2)$$

де  $P$  – навантаження на індентор.

За координатами  $(x_i, H_i)$  будували залежності (скреч-грами), які відображали зміну значень мікротвердості поверхонь досліджуваних сталей, визначеної методом дряпання, з певним кроком.

### 2.2.3. Визначення відносного рівня внутрішніх напружень.

Внутрішні напруження виникають у деталях і виробках після різних видів обробок (лиття, кування, термічної та механічної обробки тощо) і суттєво впливають на їхні експлуатаційні характеристики. У більшості випадків передчасний вихід з ладу деталей і конструкцій пов'язаний з наявністю в них надлишкового рівня напружень. У зв'язку з цим при виборі виду обробок, які впливають на міцнісні і службові характеристики, для досягнення максимального строку служби деталей чи виробів необхідно визначати рівень, знак і характер розподілу виникаючих внутрішніх напружень і при потребі, або корегувати режими, або змінювати вид обробки.

Існує низка методів метод визначення внутрішніх напружень у металах і сплавах. Рентгенографічний базується на точному вимірі періодів ґратки дуже тонких приповерхніх шарів [516]. Його недоліком є те, що він дозволяє

одержати дані про напружений стан тільки в дуже невеликому приповерхньому об'ємі зразків. Інший метод включає вирізку зразка, зняття електролітичним способом з одного краю зразка шару та обчислення величини напружень за величиною прогину чи деформації зразка [517]. Але він не є неруйнуючим і має невисоку точність результатів вимірювань.

Відносний рівень внутрішніх напружень в роботі вивчали за методикою, запропонованою в роботі [510]. На досліджувану поліровану поверхню зразка на стандартному приладі ПМТ-3 наносили при заданому навантаженні подряпину через певний крок визначали її ширину (див. п. 2.2.2). Після визначення середнього значення ширини подряпини визначали характер розподілу, відносний рівень і знак напружень за формулою

$$H_i = b_{\text{сер}} - b_i \quad (2.3)$$

де  $b_{\text{сер}}$  – середнє значення ширини чи глибини рівчака;

$b_i$  – значення ширини чи глибини рівчака в  $i$ -тій точці;

$H_i$  – відносний рівень напружень у  $i$ -тій точці.

#### **2.2.4. Визначення зносостійкості та коефіцієнта тертя.**

Визначення зносостійкості досліджуваних сталей проводили в режимі тертя ковзання без мащення на машині 2070 СМТ-1 за схемою «диск-колодка» в парі тертя з сталевим контртілом (рис. 2.6).

Зразки покращуваних сталей у вигляді сегментів (рис. 2.7) виготовляли точінням та фрезеруванням з заготовок (рис. 2.1), які попередньо пройшли термічну обробку. Заготовки з інструментальних сталей та в литому стані через брак матеріалу не дозволили виготовити зразки для випробування на зношування у вигляді сегментів. Тому аналіз зносостійкості проводили на зразках меншого розміру (рис. 2.8), для випробування яких було сконструйовано спеціальний тримач.



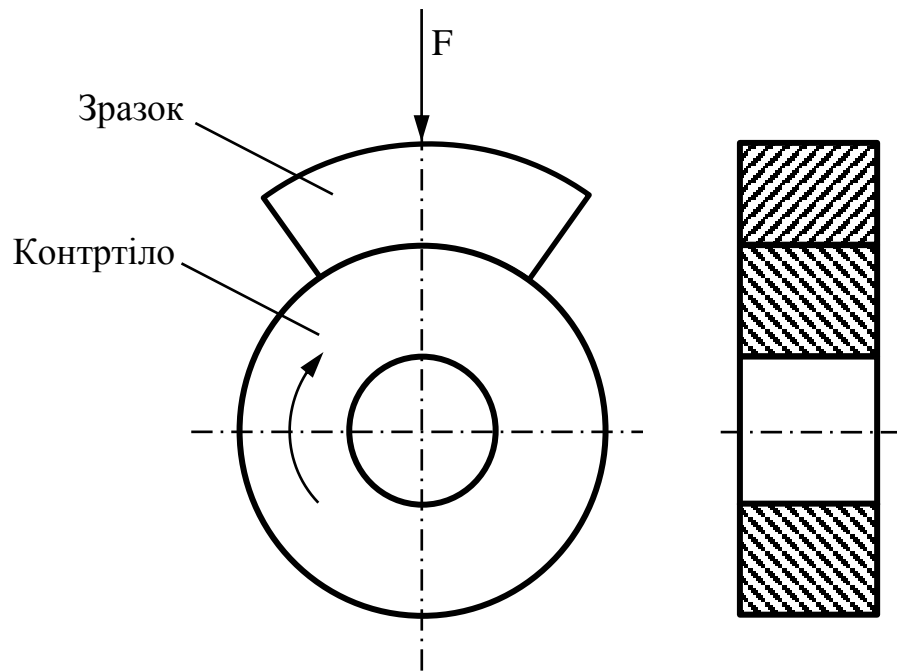


Рис. 2.6. Випробування на зношування на машині 2070 СМТ-1 за схемою «диск-колодка» та форма зразків.

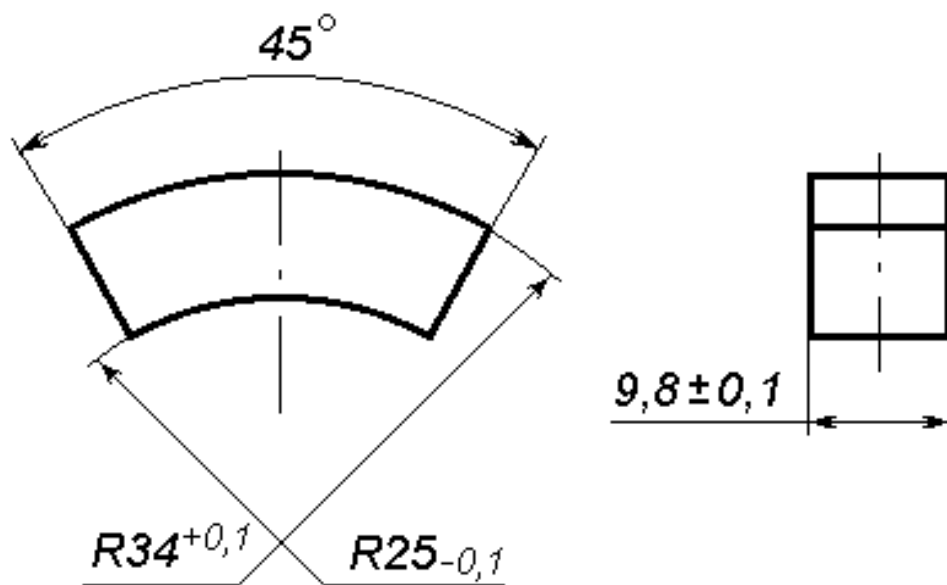


Рис. 2.7. Ескіз зразка з покращуваної сталі для випробування на зношування на машині 2070 СМТ-1.

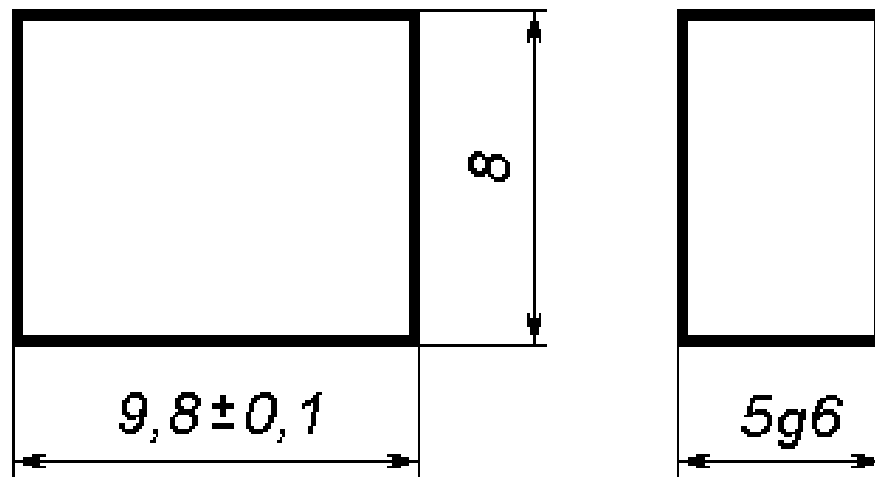


Рис. 2.8. Ескіз зразка меншого розміру для випробування на зношування на машині 2070 СМТ-1.

Зазначений тримач (рис. 2.9) складається з корпусу 1 з пазом для фіксації зразків 2, осьовому переміщенню яких запобігають дві пластини 3, що закріплені на корпусі гвинтами 4 та гайками 5.

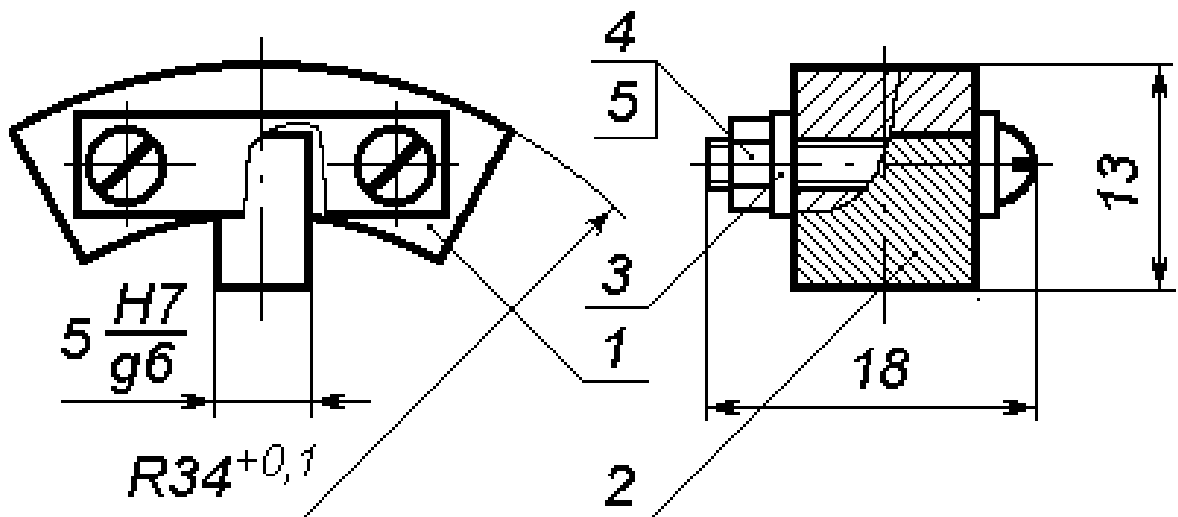


Рис. 2.9. Тримач для випробування зразків невеликого розміру на машині 2070 СМТ-1.

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.

При аналізі результатів досліджень зносостійкості за кількісні характеристики було взято:

- лінійний знос  $\Delta l$ , мкм, який характеризує зміну розмірів зразка, перпендикулярну до поверхні тертя;
- масовий знос  $\Delta m$ , г, що визначає втрату маси матеріалу при зношуванні;
- масова інтенсивність зношування  $I_m$ , що розраховувалась за формулою [518]

$$I_m = \frac{\Delta m}{\rho \cdot S \cdot P}, \quad (2.4)$$

де  $\rho$  – густина матеріалу;

$S$  – шлях тертя;

$P$  – геометрична площа контакту.

Лінійний знос  $\Delta l$  визначали за допомогою компаратора ИЗА-2, а втрату маси матеріалу  $\Delta m$  – аналітичної ваги марки WA-21.

Під час випробувань на зношування на машині 2070 СМТ-1 визначали момент тертя ( $M_{\text{тер}}$ ), за допомогою якого визначали коефіцієнт тертя ( $f$ ) за формулою [519]:

$$f = \frac{M_{\text{тер}}}{F_N \cdot R}, \quad (2.5)$$

де  $F_N$  – сила притискання зразка до контртіла;

$R$  – радіус контртіла.

### **2.3. Дослідження мікроструктури.**

У формуванні експлуатаційних та технологічних властивостей одне з вирішальних значень відіграє мікроструктура сталей. Тому важливим моментом є встановлення кореляції між її розмірними параметрами та механічними характеристиками досліджуваних матеріалів. Стандартні методи визначення величини зерна [520], а також оцінки мікроструктури та карбідної неоднорідності сталей [521] є напівкількісними методами балової оцінки, які являють собою візуальне порівняння поля зору з еталонними шкалами. Така суб'єктивність оцінки обумовлює невисоку точність та недостатню надійність результатів. Методи визначення величини зерна за середнім лінійним розміром діаметра або за площею середнього зерна характеризують двомірний переріз шліфа та неоднозначно пов'язані з об'ємним його розміром [522]. Тому для отримання більш достовірних результатів виникає необхідність у використанні методики, що пов'язує характеристики об'ємної будови з параметрами площинної структури.

#### **2.3.1. Виявлення внутрішніх поверхонь розділу та мікроструктури.**

Відповідно [520] до межі зерен сталей виявляються методами хімічного та електролітичного травлення, цементації, окислення, сітки фериту, цементиту, перліту або трооститу, вакуумного термічного травлення. 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 [520, 523 – 525].

Дослідження границь зерен сталей після відпуску проводили після іонно-плазмового (вакуумного катодного) травлення [526], який здійснювали в розрядній камері за допомогою вакуумного універсального поста ВУП-4.

### 2.3.2. Визначення величини зерна та фазових складових.

Оцінку величини дійсного розміру зерна проводили за фотографіями мікроструктур та при безпосередньому спостереженні шліфів під мікроскопом. Для цього визначали найменший та найбільший діаметри зерен, приймали розмірні інтервали діаметрів, та число розмірних груп в межах  $k = 7 \dots 12$  [522]. Встановлювали кількість перерізів зерен  $n_i$  з середнім діаметром  $D_i$  для кожної розмірної групи. Відповідно до [526] для отримання результатів з точністю близько 5% обраховували 250...300 об'єктів.

За формулою (2.6) визначали кількість зерен  $i$ -ї розмірної групи [522]

$$N_i = \frac{A_i n_i - A_{i+1} n_{i+1} - \dots - A_k n_k}{\Delta} \quad (2.6)$$

де  $A_i$  – коефіцієнти, значення яких брали з таблиці [522];

$\Delta$  – крок розбиття, який рівний відношенню максимального діаметра перерізу зерна  $D_{max}$  до кількості груп розбиття  $k$ .

Середній діаметр зерна розраховували за отриманим розподілом  $N_i(D_i)$  за формулою (2.7) [522]

$$\bar{D} = \frac{\sum_{i=1}^k N_i \cdot D_i}{\sum_{i=1}^k N_i} \quad (2.7)$$

Величину дисперсії  $\sigma_D^2$  розподілу  $D_i$  визначали за формулою (2.8) [522]

$$\sigma_D^2 = \frac{\sum_{i=1}^k N_i (D_i - \bar{D})^2}{\sum_{i=1}^k N_i} \quad (2.8)$$

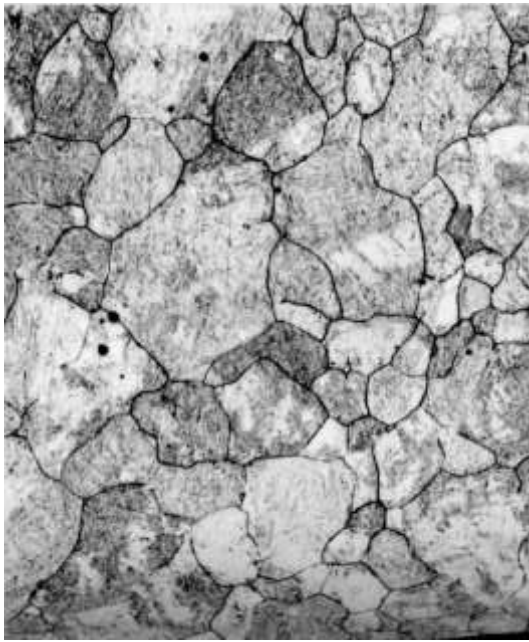
### **2.3.3. Використання інформаційних технологій при розрахунку розмірних параметрів мікроструктури.**

При аналізі розмірів мікроструктурних складових з метою отримання достовірних результатів виникає необхідність у вимірюванні значної кількості розмірних параметрів перерізів елементів структури, що витравлюються на площині шліфів. Це, зокрема лінійні розміри перерізів мікрочастинок, середня кількість точкових та лінійних структурних елементів на одиниці площі шліфа, середня кількість точок перетину січної з лінійними елементами на її одиниці довжини.

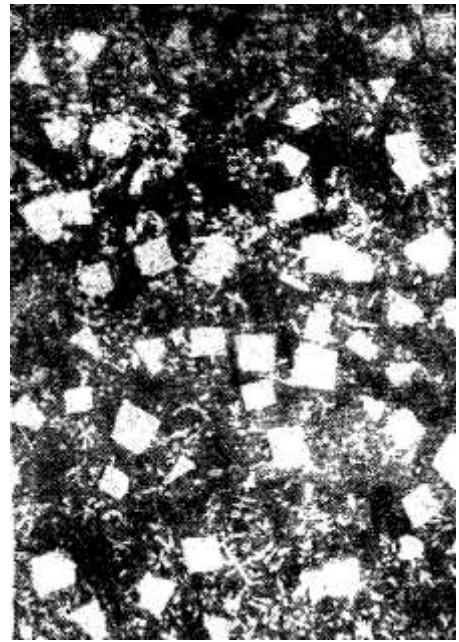
Нескінченно різноманітні форми перерізів складових структури суттєво ускладнюють визначення їхніх геометричних параметрів. Тому з метою спрощення вимірювань часто застосовують шаблони різноманітних фігур з певними діаметрами та площами, з якими зіставляють перерізи частинок [522]. Але при використанні зазначеної методики отримані результати мають невелику точність.

Використання в роботі комп'ютерної програми *Image-Pro Plus 4.5* для обробки *2D* та *3D* зображень дозволило досягти високої відтворюваності та достовірності результатів при оцінці розмірних характеристик мікроструктури. При цьому методом сканування фотографій мікроструктур створювали графічні файли, які обробляли за допомогою зазначеної програми. Це дозволило з великою точністю вимірювати геометричні параметри структурних елементів, зокрема максимального, мінімального та середнього діаметрів, коефіцієнту форми, периметру, площі, а також отримувати гістограми розподілу та проводити їхній статистичний аналіз.

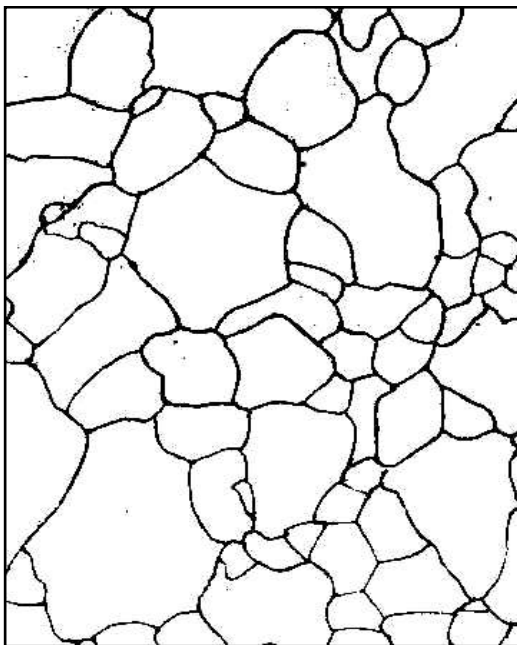
Недоліком програми є те, що вона ефективно працює лише з чіткими висококонтрастними зображеннями. В зв'язку з тим, що мікроструктури не завжди задовольняють зазначеним вимогам висококонтрастності, для підвищення ефективності роботи програми за фотографіями мікроструктур створювали графічні схеми (рис. 2.10).



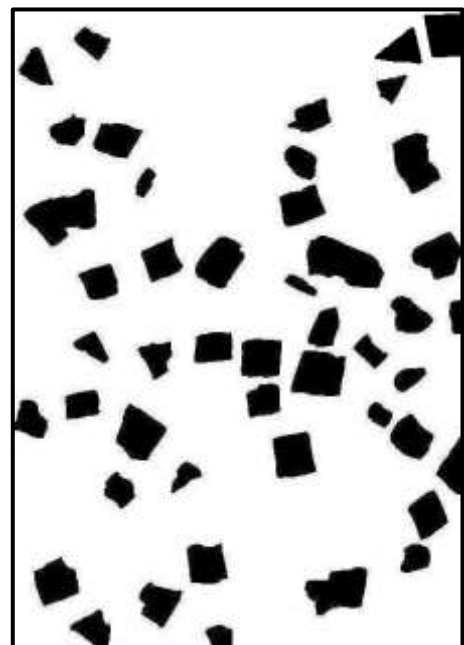
а



б



в



г

Рис. 2.10. Фотографії мікроструктур (а), (б) та створені у відповідності до них графічні схеми (в), (г) аустенітних зерен та інтерметалідних включень SnSb для визначення їхніх параметрів за допомогою програми *Image-Pro Plus 4.0*.

### 2.3.1. Аналіз наплавленої структури.

Експлуатаційні властивості сталей в литому стані суттєво залежать від її мікроструктури, зокрема розмірних параметрів дендритів [527 – 529], які в свою чергу відображають закономірності процесу кристалізації сталей.

Методом кількісної металографії вивчали параметри литої структури, зокрема розмір поперечних перерізів та довжину первинних кристалітів. За критерій зміни дендритної структури взяли її дисперсність  $D$ , яку визначали за формулою [522]

$$D = \frac{n}{\Sigma L}, \quad (2.9)$$

де  $\Sigma L$  – сумарна довжина осних ділянок на січній прямій, проведеній перпендикулярно до напрямку осей дендритів;

$n$  – кількість осних ділянок на січній прямій.

З метою отримання максимально об'єктивних результатів виміри проводили на всій площі шліфа з послідовним переглядом 20...25 полів зору.

### 2.3.2. Електронно-мікроскопічні дослідження.

Тонку структуру вивчали за допомогою растрової та трансмісійної електронної мікроскопії.

Для електронно-мікроскопічних досліджень на просвічування з квадратних стержнів досліджуваних сталей перерізом  $10 \times 10$  мм після термічної обробки вирізали за допомогою алмазного інструменту пластини завтовшки 0,7...1 мм, які в подальшому механічно потоншувались до товщини 0,25...0,3 мм. З отриманих пластин електроіскровим методом вирізали шайби діаметром 3 мм, які після механічного потоншення до 0,15...0,18 мм полірували в електролітах за режимами, що наведено в табл. 2.5.

Струменеве електрохімічне полірування зразків у загартованому стані здійснювалось у хромовооцтовому електроліті, а у відпущеному – з



перхлорною кислотою. З метою запобігання розігріву зразків електроліт в процесі полірування перемішувався, а струм включався на 5...6 с. При появі отвору діаметром до 0,5 мм електрополірування припинялось.

Таблиця 2.5

Хімічний склад електролітів та режими електрохімічного полірування.

Досліджуваний матеріал	Склад електроліту	Густина струму, А/мм <sup>2</sup>	Спади напруги в робочому стані, В	Час роботи, хв.
Конструкційні сталі	133 мл. льодяної оцтової кислоти, 75 г хромового ангідриду, 20 мл дистильованої води (метод Болмана)	0,6	13...15	10...15
	5 % перхлорної кислоти, 95 % оцтової кислоти (струміневе полірування)	0,7	20	4...6
Інструментальні сталі	125 мл. льодяної оцтової кислоти, 75 г хромового ангідриду, 10 мл дистильованої води (метод Болмана)	0,8	85...105	8...10

Склад карбідної фази на поверхні зразків вивчали за допомогою рентгеноспектрального аналізу.

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

### **РОЗДІЛ 3. ВПЛИВ ХАРАКТЕРУ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ**

Сучасне машинобудування характеризується складними умовами експлуатації машин, пов'язаними з високим рівнем діючих напружень, вібраціями, широкими температурними інтервалами, агресивними середовищами тощо. Сьогоднішній рівень знань про фізичні та механічні властивості матеріалів дозволяє забезпечити їх достатню міцність з великою гарантією від поломок за нормальних умов експлуатації. Водночас до 90% машин і механізмів виходять з ладу не через повне їхнє руйнування, а в результаті зносу робочих поверхонь окремих деталей під впливом сил тертя. При цьому витрати на ремонт та технічне обслуговування в 5 – 8 разів перевищують їхню вартість, а вимушені простої призводять до зменшення продуктивності на 15...20 % [530 – 534].

Створення технологій виготовлення деталей і виробів, які б не вимагали капітальних ремонтів за весь термін експлуатації, а також скорочення кількості поточних ремонтів дозволяє заощадити значний обсяг фінансових, трудових та матеріальних ресурсів. Тому мінімізація зношування є одною з центральних ланок рішення таких проблем, як економія енергії, скорочення витрат матеріалів, а також забезпечення надійності та безпеки механічних систем.

Тривалий час основним критерієм оцінки зносостійкості поверхневих шарів сталей вважали твердість, що підтверджено кореляцією її зміни зі зношуванням сталі після гартування та різних температур відпуску. Основою цієї концепції була монографія [101], а методичний підхід набув чинності завдяки простоті визначення зазначеної механічної характеристики.

Водночас роботи останніх десятиліть показують, що природа зношування значно складніша та багатогранніша, а зносостійкість не може оцінюватися лише за твердістю. Величезний практичний досвід, теоретичні та експериментальні дослідження з вивчення працездатності різних пар тертя

показали необхідність врахування не тільки комплексу фізико-механічних властивостей, а й особливостей мікроструктури, фазового складу як на поверхні, так і за глибиною елементів пар тертя.

### **3.1. Основи організації мікроструктури металевих матеріалів для підвищення зносостійкості пар тертя.**

Як було сказано в п. 1.1.2 контакт твердих тіл до певного тиску внаслідок існування поверхневого мікрорельєфу є дискретним. Площа, на якій здійснюється контакт мікронерівностей, що утворюють шорсткість поверхні, складається з дискретних плям контакту та є фактичною площею контакту. Зазвичай фактична площа контакту складає соту або тисячну частку від номінальної.

В області взаємодії поверхонь виникає напружений стан, що суттєво впливає на процес тертя та зношування. Найбільша концентрація напружень сягає поблизу окремих плям контакту на відстанях, що співрозмірні з масштабом окремої нерівності [11]. Крім того, формування мікроструктури та мікрорельєфу поверхні визначається впливом механічної, теплової та фізико-хімічної дії на поверхню твердих тіл [535, 536]. Тому при створенні зносостійких матеріалів крім комплексу механічних характеристик важливо враховувати будову їх поверхні, розмірні характеристики структурних складових, їх співвідношення з дискретними елементами плям контакту.

#### **3.1.1. Шляхи формування будови мікроструктури поверхневих шарів для підвищення зносостійкості металевих матеріалів.**

Як було зазначено вище принцип Шарпі-Бочвара описує особливості розташування в поверхневих шарах сплавів фаз для забезпечення високої зносостійкості та інших експлуатаційних властивостей. Цей принцип широко використовується не один десяток років для формування стійких до зношування, переважно литих [256 – 262, 537 – 541] та порошкових виробів

[270 – 275], зокрема такого класу матеріалів, як карбідосталі [276 – 285]. Нажаль, лише незначна частина праць аналізує залежність зносостійкості від розмірних параметрів мікроструктури [270, 275, 276]. Дослідження, які би пов'язували мікроструктуру матеріалів зі схемою розташування плям контакту шорстких поверхонь твердих тіл при терті (рис. 1.3), в літературі майже не зустрічаються.

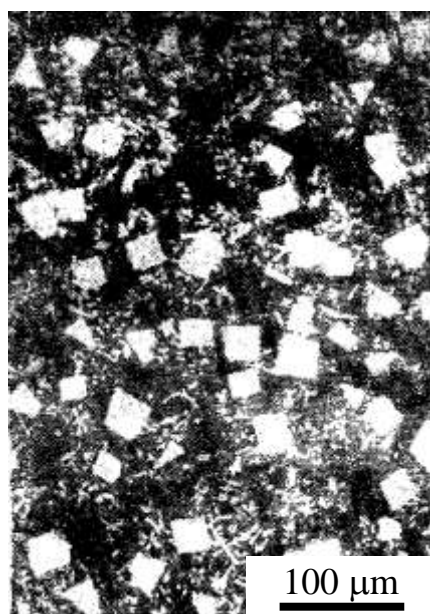
Проведення такого аналізу було здійснено на бабітах – відомих вже понад півтора століття антифрикційних сплавах [543, 544]. Принципи будови мікроструктури бабітів вивчали на прикладі високоолов'янистого сплаву Б83 та його свинцево-олов'янистого замітника БТ, які вважаються одними з найкращих при експлуатації за умов високих та середніх навантажень та використовуються для підшипників парових турбін, двигунів внутрішнього спалювання, потужних турбокомпресорів, турбонасосів, електродвигунів, генераторів, металообробних верстатів тощо [11, 76, 255, 545 – 548]. М'яка основа бабітів сприяє швидкому припрацюванню та утриманню в зоні контакту масляної плівки, а тверді включення виконують роль мікропор для спряжених, переважно сталевих деталей. При цьому зменшується площа фактичного контакту контактуючих поверхонь, що в свою чергу знижує коефіцієнт тертя, полегшує поступлення мастильного матеріалу в зону тертя, тим самим забезпечуючи високу зносостійкість пари тертя [76]. Тому було проаналізовано розмірні характеристики твердих фаз зазначених сплавів, хімічний склад яких наведено в табл. 3.1, з найкращими значеннями експлуатаційних характеристик.

Мікроструктура сплаву Б83 (рис. 3.1, а) складається з відносно м'якої матриці, яка є твердим розчином сурми та міді в олові та розташованих у ній твердих інтерметалідів – гранчастих кристалів SnSb, голчастих і зіркоподібних кристалів  $Cu_3Sn$  [255, 549 – 551].

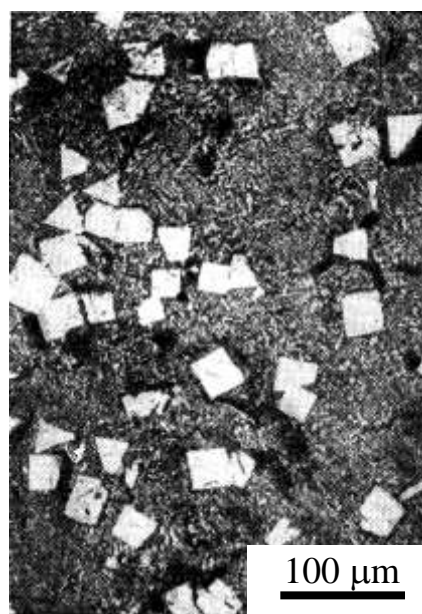
## Хімічний склад модельних сплавів бабітів.

Марка сплаву	Масовий вміст елементів, %				
	Sn	Sb	Cu	Te	Pb
Б83	решта	11,0	6,0	–	–
БТ	10,0	15,0	1,0	0,1	решта

В мікроструктурі бабіту БТ (рис. 3.1, б) спостерігаються тверді гранчасті кристали SnSb на фоні потрійної відносно м'якої евтектики Pb + SbSn +  $\gamma$  з невеликою кількістю голкоподібних кристалів хімічних сполук Cu<sub>3</sub>Sn та PbTe [552].



а



б

Рис. 3.1. Мікроструктура бабітів Б83 (а) та БТ (б) [255].

Аналіз розмірів та характеру розподілу твердіших складових в структурі обох бабітів проведений за схемами (рис. 3.2, а, б) показав, що розміри інтерметалідів SnSb в сплаві Б83 знаходяться в межах 10,0...50,0 мкм (рис. 3.2, в) з середнім значенням 31,60 мкм, а в сплаві БТ – 15,0...55,0 мкм відповідно з середнім значенням 32,54 мкм (рис. 3.2, г).

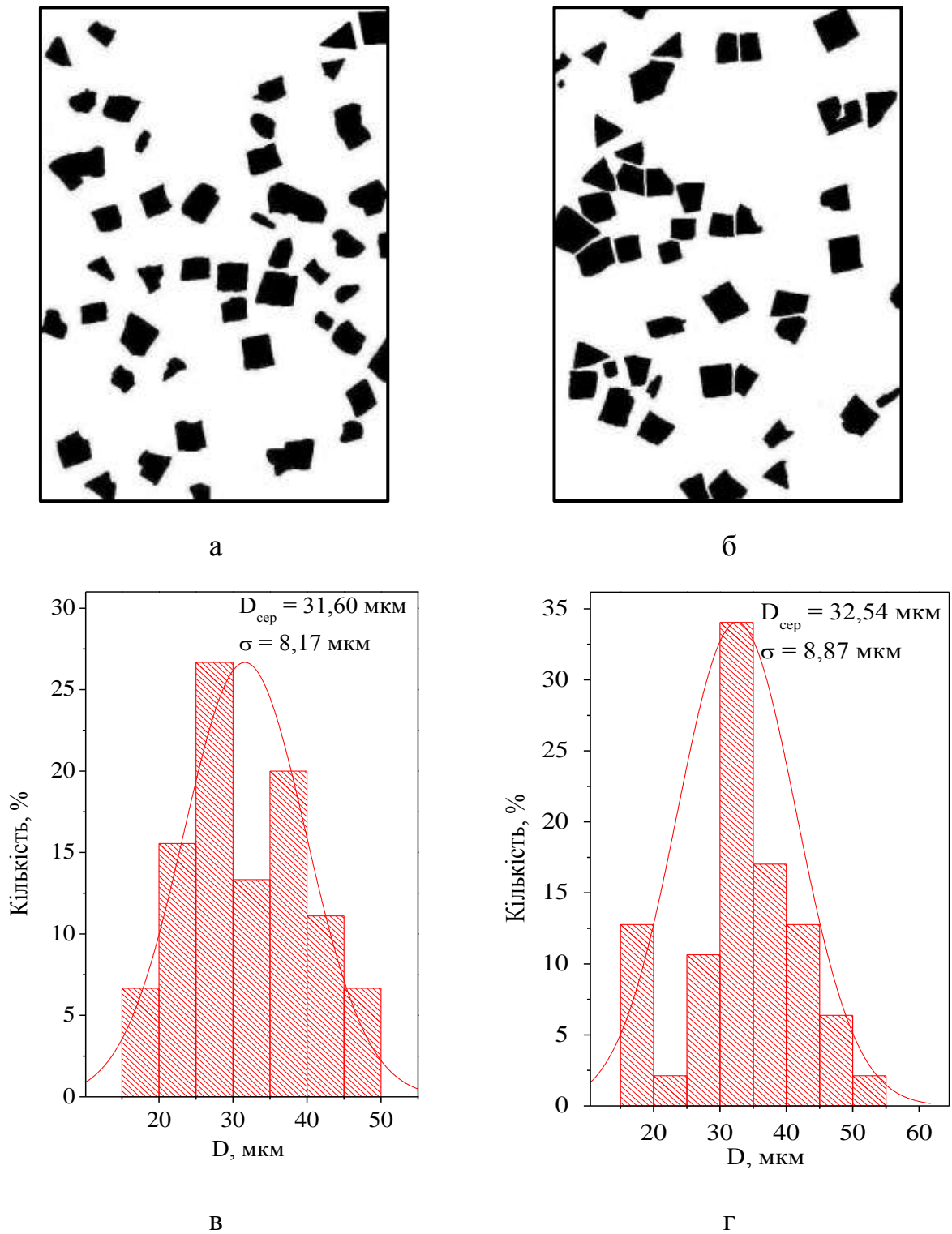


Рис. 3.2. Схеми мікроструктури бабітів Б83 (а) та БТ (б) з відповідними гістограмами розподілу (в, г) за середніми діаметрами (D) гранчастих інтерметалідів SnSb [557].

Усереднена відстань між зазначеними включеннями в обох сплавах знаходиться в межах 125,0...155,0 мкм.

Експериментально та теоретично встановлено, що середній діаметр плям контакту мало залежить від навантаження та при терті металевих матеріалів знаходиться в межах 6...30 мкм. Фактична площа контакту змінюється головним чином за рахунок змін кількості плям контакту та залежить від стискаючого навантаження. При цьому відстань між плямами контакту при зміні питомого навантаження в межах 450...760 МПа, що є близьким до умов експлуатації досліджуваних бабітів, складає 80...120 мкм [1, 32, 43, 53, 553 – 555].

Порівнюючи зазначені значення з даними розрахунку схем мікроструктури бабітів (рис. 3.2) можна припустити, 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 (рис. 1.3).

Відомо, що після припрацювання вузла тертя поверхні його деталей набувають певної шорсткості (рис. 1.6), 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 [38, 556]. Тобто, відбувається формування певної, встановленої схеми контакту тіл при терті (рис. 1.3), яку можна назвати оптимальною механічною схемою контактної взаємодії [557].

Більшість матеріалів антифрикційного призначення розроблено емпіричним шляхом [479, 558]. Але великий практичний досвід, а також теоретичні та експериментальні дослідження різних пар тертя вказують на необхідність врахування при розробленні антифрикційних матеріалів не тільки комплексу їх фізико-механічних властивостей і фазового складу, але й морфології цих фаз.

Одним з яскравих прикладів до сказаного є бабіти, які ефективно працюють в парі тертя зі сталлю навіть без мащення [255]. При цьому підбір оптимального хімічного складу і технологічних режимів їхнього отримання був спрямований не лише на досягнення певних міцнісних і ливарних характеристик сплавів, а й на утворення певної кількості, розмірів і розподілу в об'ємі твердих включень, який відповідає оптимальній схемі контактної взаємодії за певних умов експлуатації. Тобто розміри інтерметалідів в бабіті повинні бути близькими до середнього діаметру плям контакту, а відстань між ними – до середньої відстані між цими плямами.

Праці останніх років показують, що формування гетерогенних за механічними характеристиками структур матеріалів пар тертя в евтектичних сплавах [559], композиційних покриттях [560], отриманих методами порошкової металургії [270 – 285, 561] створюють за тим же принципом – відповідність оптимальній схемі контактної взаємодії. Крім того, увага і досі приділяється бабітам, дослідження яких спрямовані не на оптимізацію хімічного складу, а на пошук нових ливарних технологій, що впливають на морфологію, розмір та характер розподілу інтерметалідів [562 – 564]. Зокрема, в працях [550, 565, 566] запропоновано турбулентний спосіб литва бабіту Б83, який забезпечує формування кристалів SnSb глобулярної форми, зменшення їх розмірів і кількості концентраторів напружень на межах з матрицею, а також більш рівномірний розподіл. Це значно покращує комплекс технологічних, механічних та службових характеристик цього сплаву.

Таким чином, можна сформулювати основні принципи та вимоги до організації зносостійких структур [567]:

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.

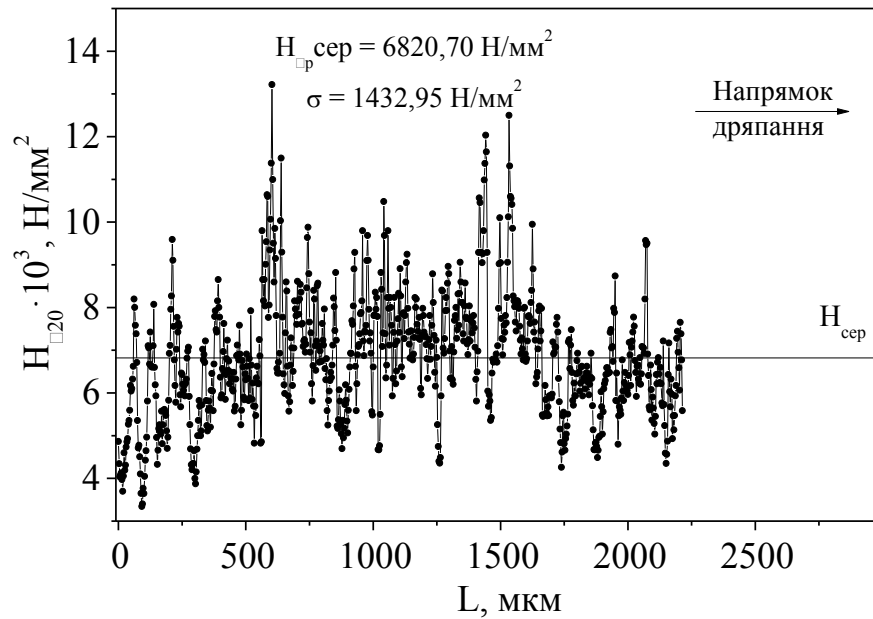
### **3.2. Структурутворення та зносостійкість сталі 40X**

#### **3.2.1. Склерометричні дослідження поверхні зразків сталі 40X.**

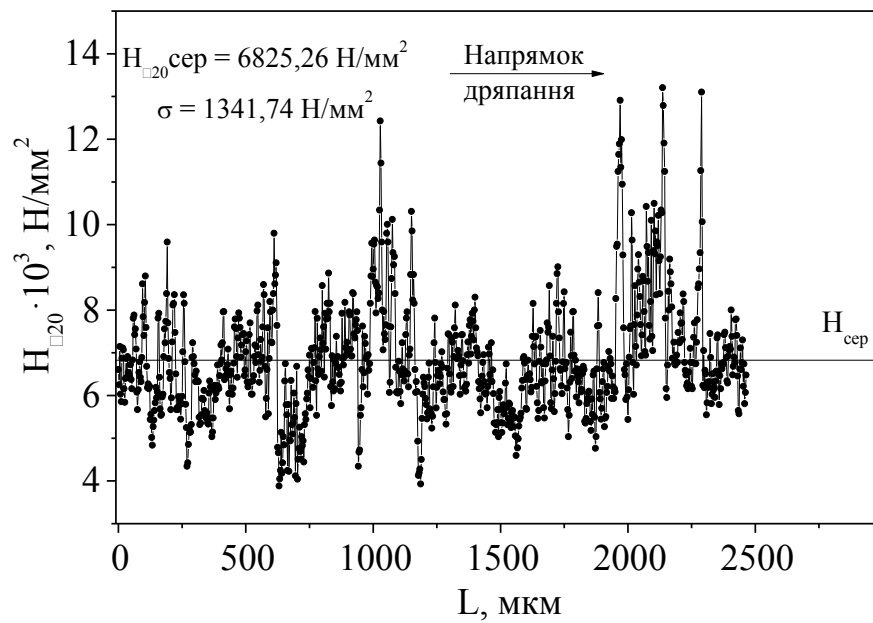
Для утворення в покращуваних сталях гетерогенної структури використовували встановлену в [299, 305] особливість впливу температури гартування на розмірні параметри та морфологічні особливості мартенситу. В зв'язку з цим дослідження проводили на сталі 40X промислової виплавки, хімічний склад якої наведено в табл. 2.1, після гартування від 860, 1050, 1160 °С і високого відпуску при 600 °С.

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, що пояснюється як збільшенням кількості залишкового аустеніту, так і укрупненням елементів структури. Водночас проведення склерометричних досліджень при навантаженні на індентор 20 г з кроком 2...4 мкм показало (рис. 3.3, а, б), що після гартування від 860 та 1050 °С середнє значення мікротвердості зразків  $H_{\text{сер}}$  не змінюється та залишається на рівні  $6,8 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>.

Гартування від 1160 °С збільшує значення  $H_{\text{сер}}$  до 8000 Н/мм<sup>2</sup> (рис. 3.5, в) [568]. При цьому розкид значень мікротвердості у всіх випадках є приблизно однаковим, про що свідчать близькі значення середньоквадратичного відхилення  $\sigma$ , але зростання температури гартування з 860, 1050 до 1160 °С зміщує інтервал розкиду з  $(3,3 \dots 13,2) \cdot 10^3$  до  $(4,9 \dots 13,8) \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>.



а



б

Рис. 3.3. 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  $1160^\circ\text{C}$  (в).

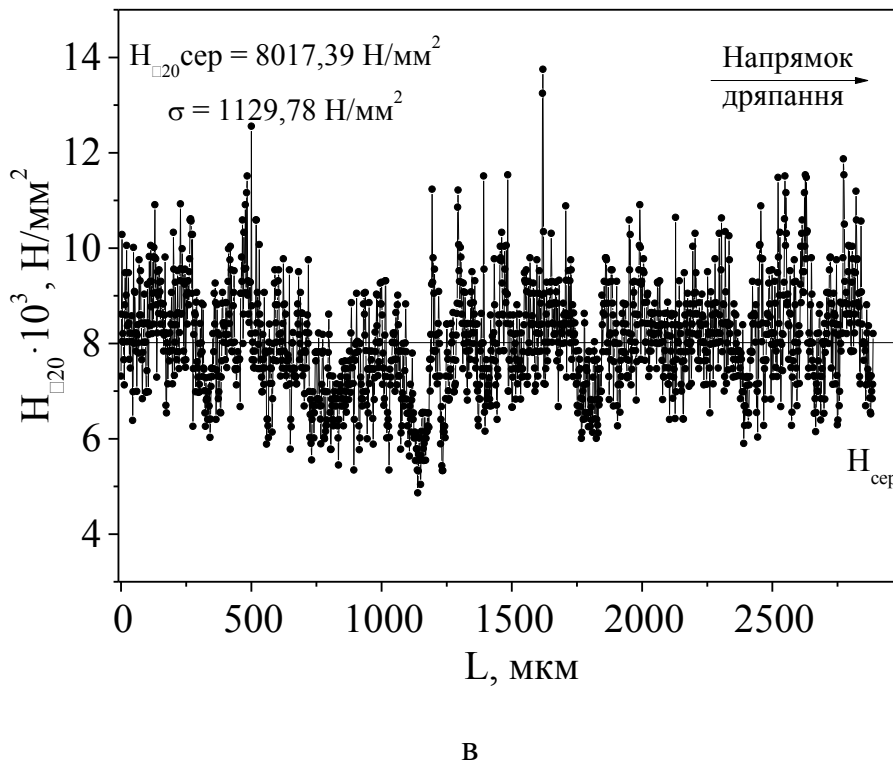
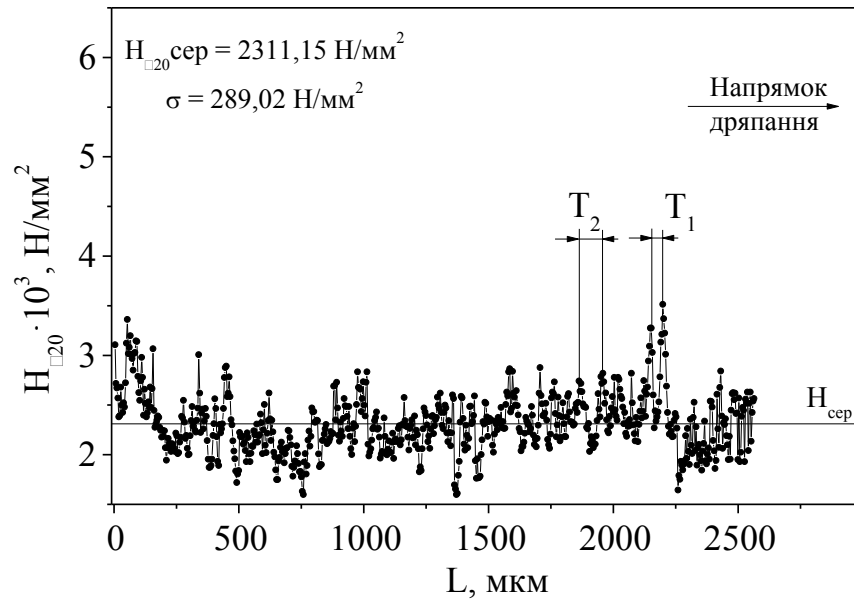


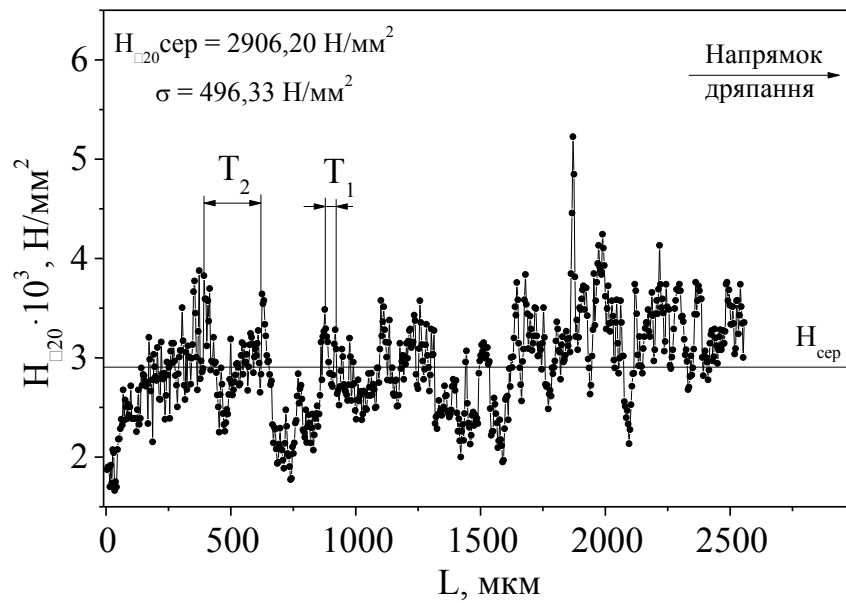
Рис. 3.3. Продовження.

Високий відпуск при 600 °С знижує середній рівень мікротвердості загартованих станів (рис. 3.4), що пов'язано із значним падінням густини дислокацій за умов розвитку полігонізації та карбідоутворення. Але середнє значення мікротвердості відпущених зразків з підвищенням температури гартування від 860 до 1050 та 1160 °С збільшуються в 1,26 та 1,70 разів (з  $2,3 \cdot 10^3$  до  $2,9 \cdot 10^3$  та  $3,9 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> відповідно). При цьому інтервал їх розкиду зростає ще у більшій степені з  $(1,5 \dots 3,5) \cdot 10^3$  до  $(1,7 \dots 5,2) \cdot 10^3$  та  $(2,1 \dots 6,1) \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>. Крім того, аналіз наведених результатів свідчить про те, що 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 (рис. 3.4).

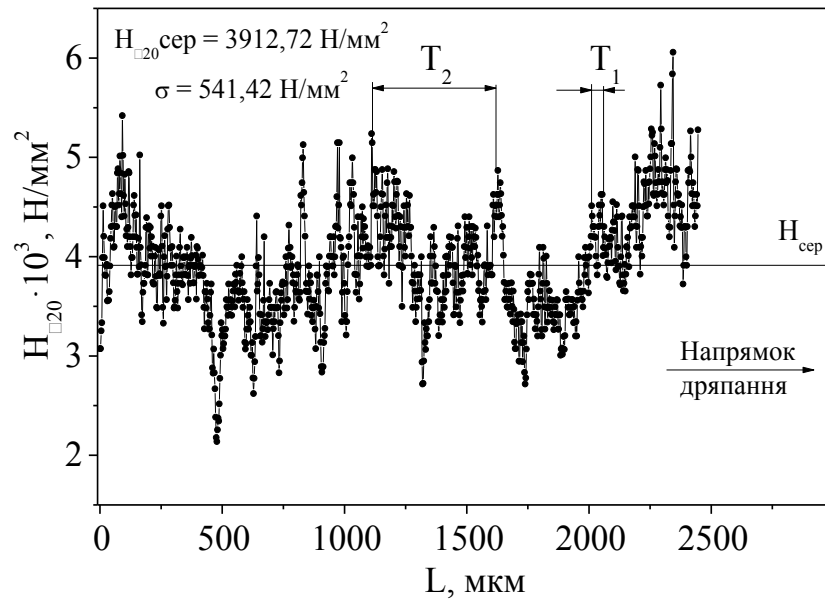


а



б

Рис. 3.4. Зміна мікротвердості ( $H_{20}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі 40X після гартування від  $860$  (а),  $1050$  (б) і  $1160^\circ\text{C}$  (в) та високого відпуску при  $600^\circ\text{C}$ .



В

Рис. 3.4. Продовження.

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  $\mu\text{m}$  та чіткіше виявляється при зростанні температури гартування (рис. 3.4, 3.5).

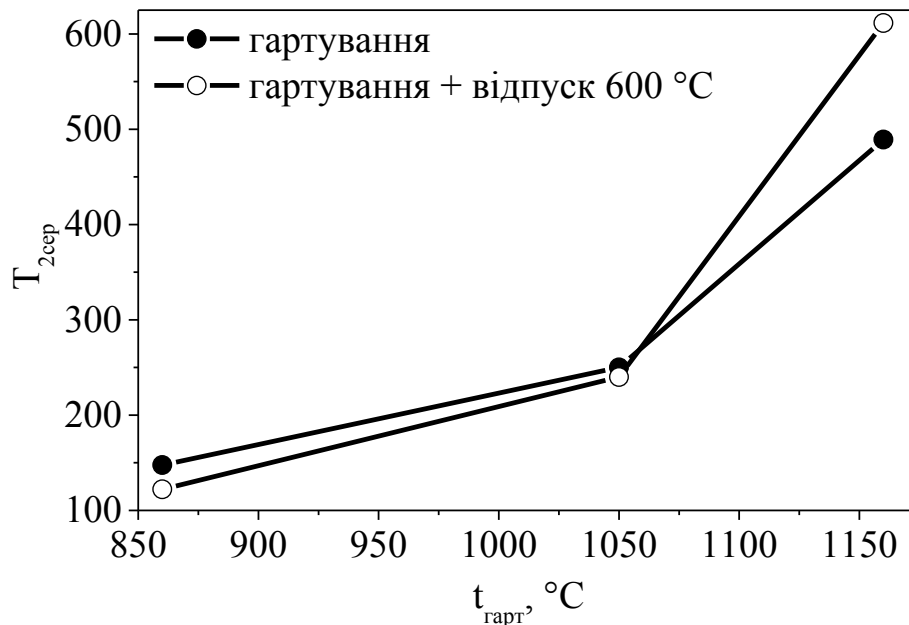
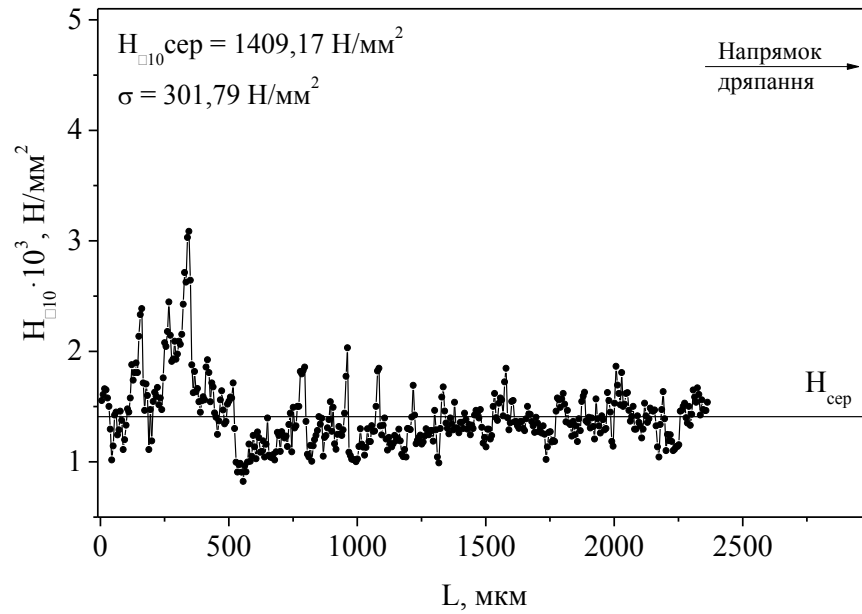
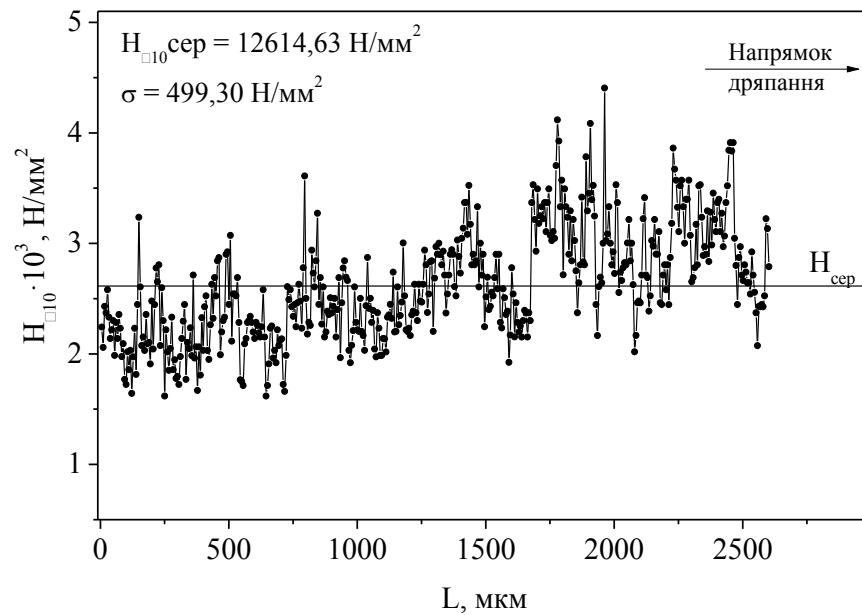


Рис. 3.5. Залежність зміни середньої величини періодичності максимумів мікротвердості ( $T_{2\text{сер}}$ ) від температури гартування ( $t_{\text{гарт}}$ ) зразків сталі 40X.

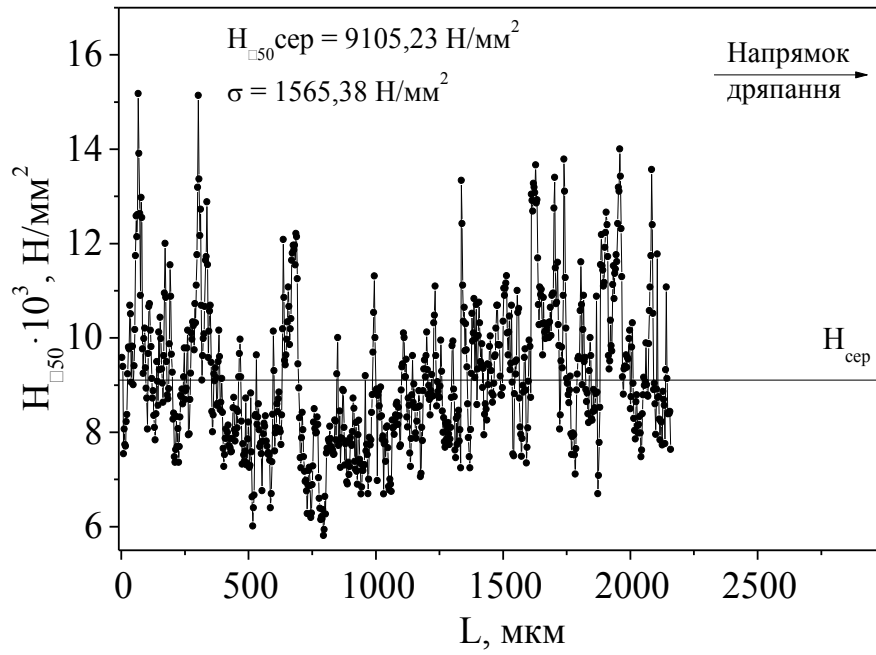


а

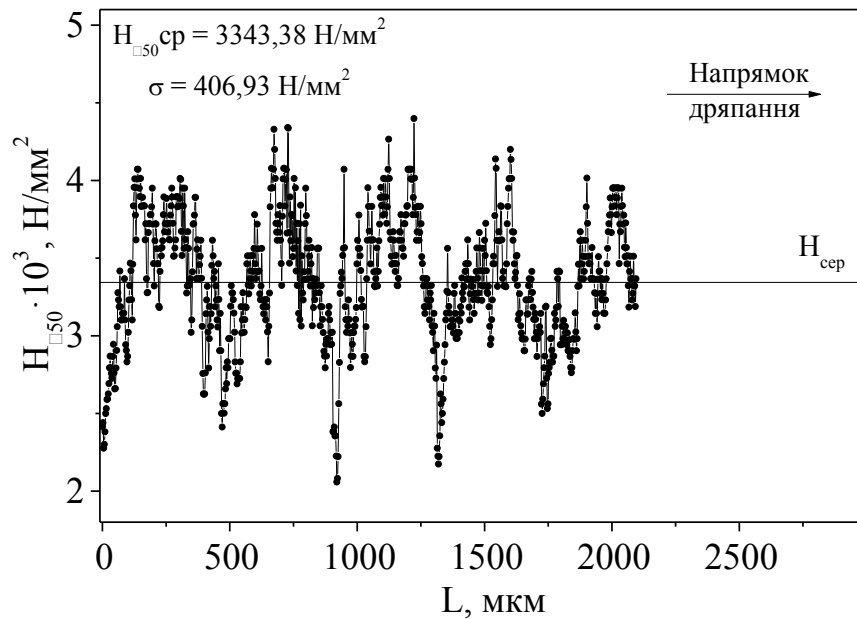


б

Рис. 3.6. Зміна мікротвердості ( $H_{\square 10}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 10 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі 40X після гартування від 860 (а) та 1160 °C (б) і високого відпуску при 600 °C (б).



а



б

Рис. 3.7. Зміна мікротвердості ( $H_{50}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 50 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі 40X після гартування від  $860 \text{ }^\circ\text{C}$  (а), а також гартування від  $1160 \text{ }^\circ\text{C}$  та високого відпуску при  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  (б).

Відмічені закономірності зберігаються як при зменшенні навантаження на індентор до 10 г (рис. 3.6), так і його збільшенні до 50 г (рис. 3.7) при збереженні значення періоду  $T_2$ . При навантаженні 50 г період  $T_1$  залишається незмінним, а при 10 г – зменшується до 28,0...30 мкм.

Отже отримані результати свідчать, що при підвищенні температури гартування сталі 40X з 860 до 1160 °С в її структурі відбуваються процеси, які призводять до посилення нерівномірності розподілу величини мікротвердості при склерометричних випробуваннях.

### 3.2.2. Дослідження мікроструктури сталі 40X

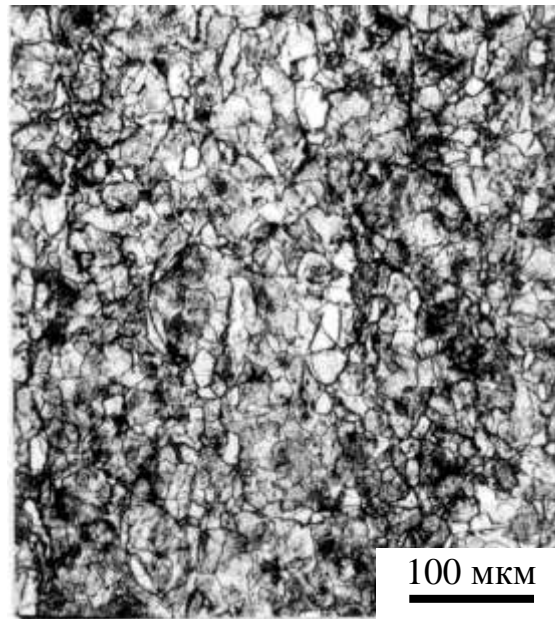
Дослідження мікроструктури показали, що гартування від температури 860 °С з витримкою 30 хв. приводить до утворення в сталі 40X зерен аустеніту з середнім діаметром 22,1 мкм (рис. 3.8) при середньому значенні діаметрів пакетів мартенситу 8,9 мкм (рис. 3.11, а) та середньому розмірі поперечного перерізу рейок 0,37 мкм (рис. 3.11, б).

При зростанні температури гартування до 1050 °С в структурі досліджуваної сталі спостерігаються зерна, діаметр яких змінюється від 35,0 до 270,0 мкм, а середній діаметр дорівнює 101,7 мкм (рис. 3.9). Розмір середнього діаметру пакетів мартенситу складає 53,4 мкм (рис. 3.12, а), а поперечного перерізу рейок – 0,52 мкм (рис. 3.12, б).

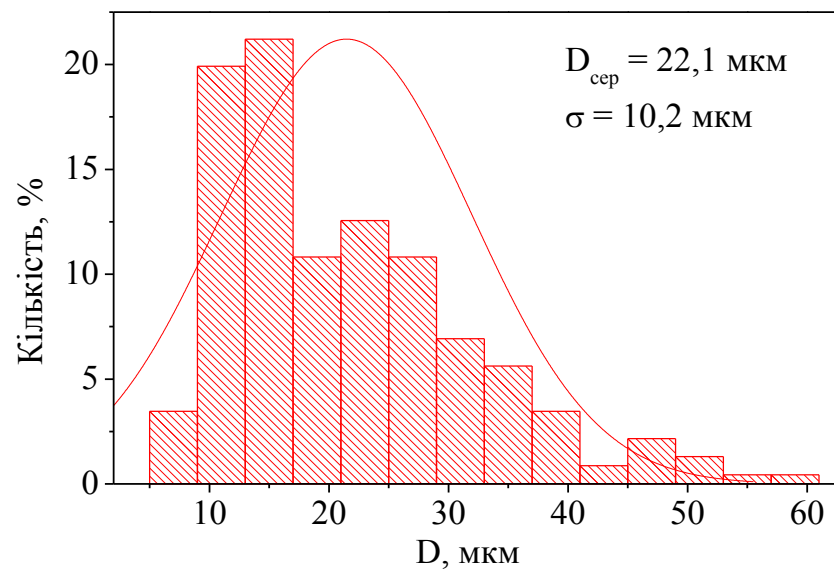
Гартування від 1160 °С зсуває проміжок варіювання аустенітного зерна до 85,0...540,0 мкм при середньому діаметрі 239,2 мкм (рис. 3.10). Відповідно до 111,5 мкм збільшився й середній діаметр пакетів мартенситу (рис. 3.13, а), а переріз його рейок майже не змінився та складає 0,53 мкм (рис. 3.13, в).

Таким чином, із зростанням розміру аустенітного зерна збільшується розмір пакетів мартенситу, а розмір рейок мартенситу майже не змінюється, що підтверджується низкою досліджень інших авторів, зокрема в [569, 570].



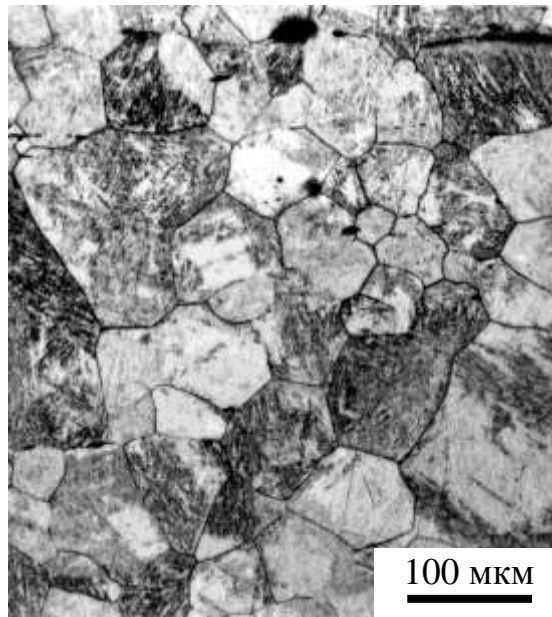


а

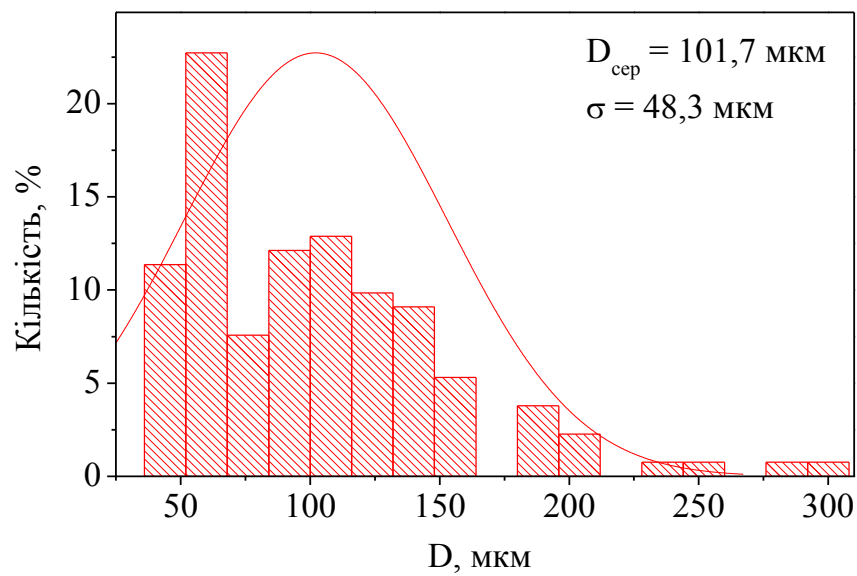


б

Рис. 3.8. Мікроструктура (а) та розподіл діаметру зерен аустеніту за розмірами (б) в сталі 40Х після гартування від температури 860 °С, витримка при гартуванні 30 хв. (травлення пікриновою кислотою).



а

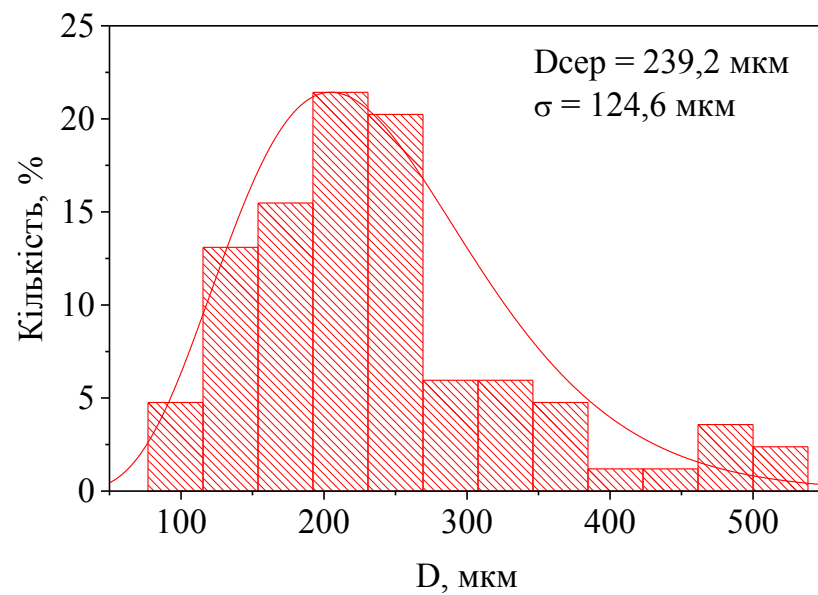


б

Рис. 3.9. Мікроструктура (а) та розподіл діаметру зерен аустеніту за розмірами (б) в сталі 40Х після гартування від температури 1050 °С, витримка при гартуванні 30 хв. (травлення пікриновою кислотою).

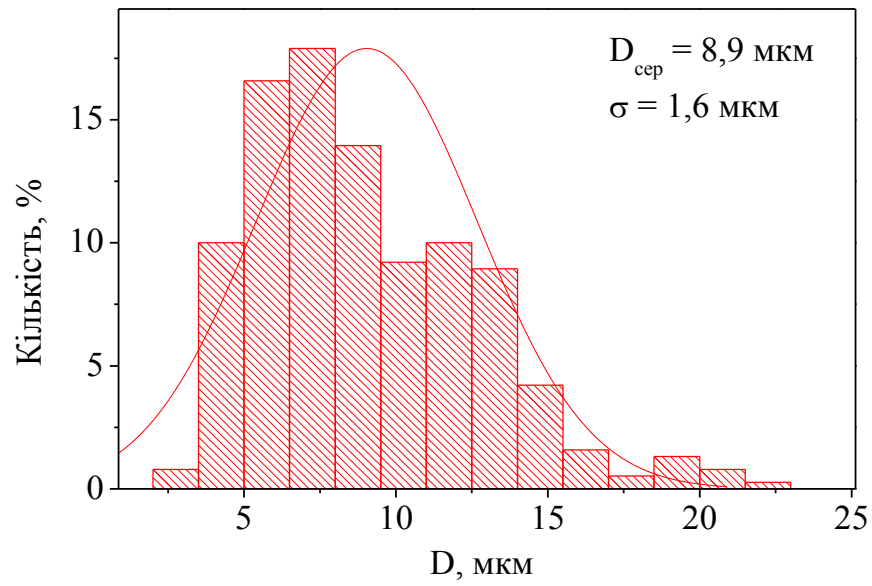


а

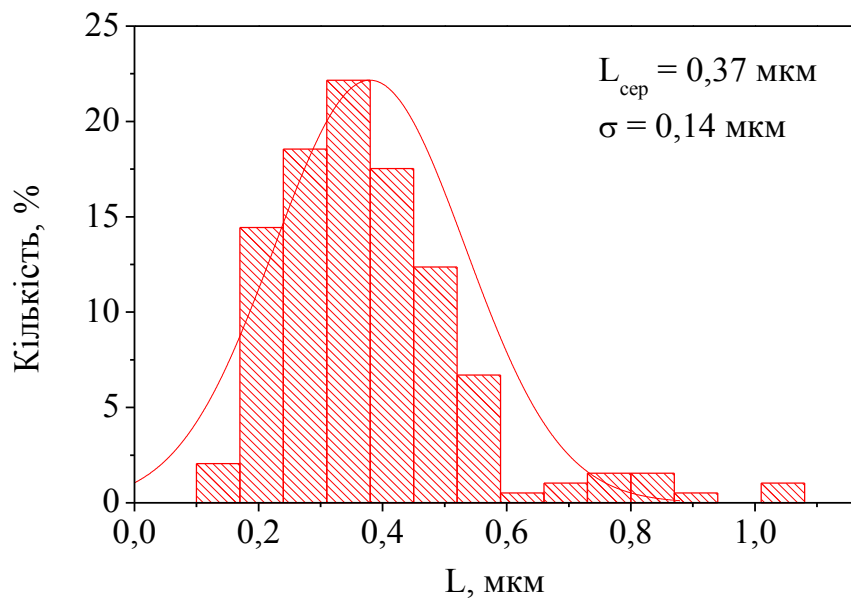


б

Рис. 3.10. Мікроструктура (а) та розподіл діаметру зерен аустеніту за розмірами (б) в сталі 40Х після гартування від температури 1160 °С, витримка при гартуванні 30 хв. (травлення пікриновою кислотою).

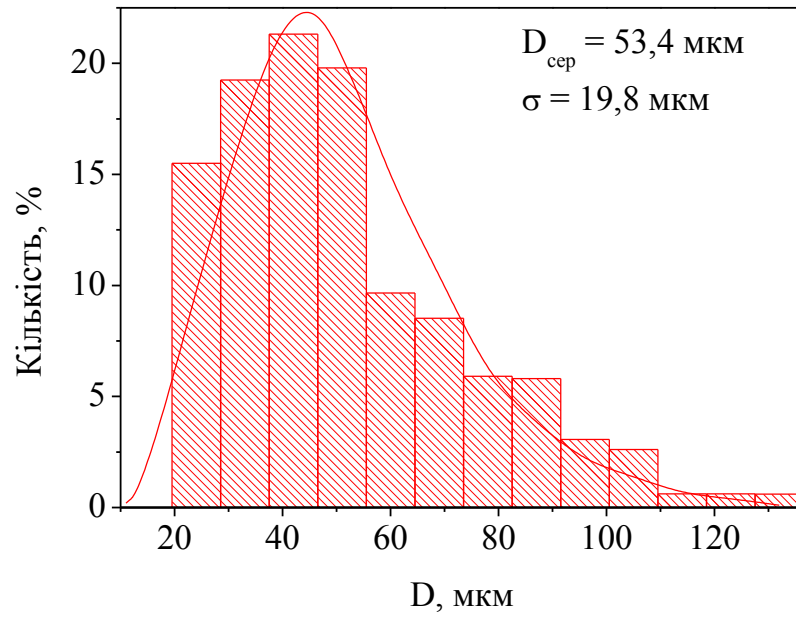


а

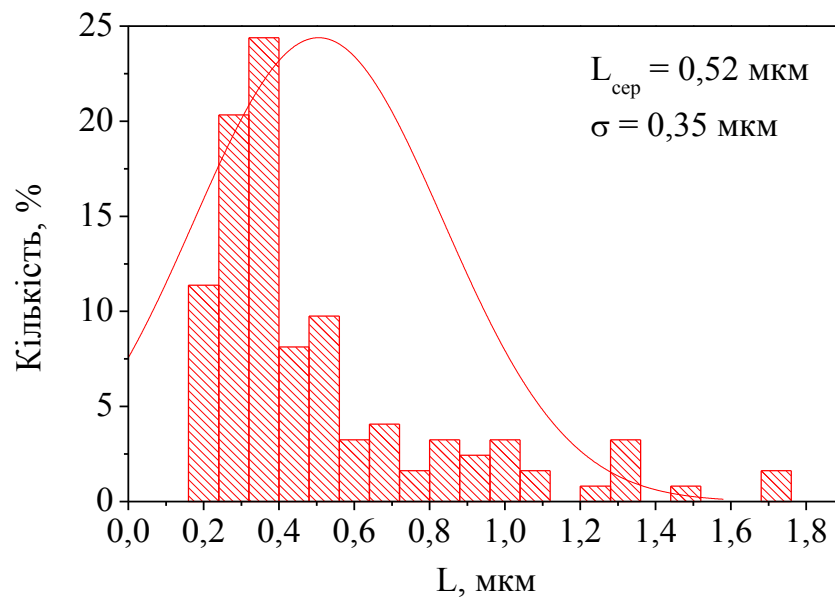


б

Рис. 3.11. Розподіл діаметру пакетів мартенситу (а) та поперечного перерізу рейок мартенситу (б) за розмірами в сталі 40Х після гартування від температури 860 °С, витримка при гартуванні 30 хв.

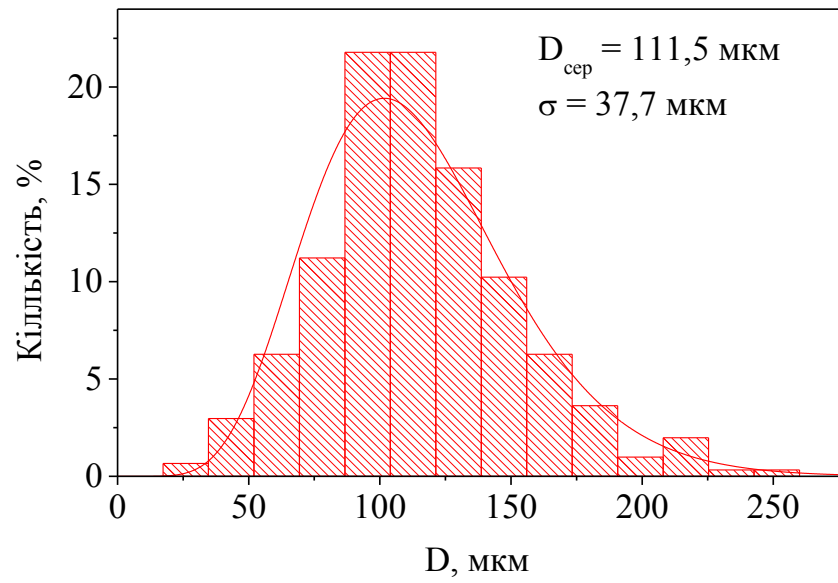


а

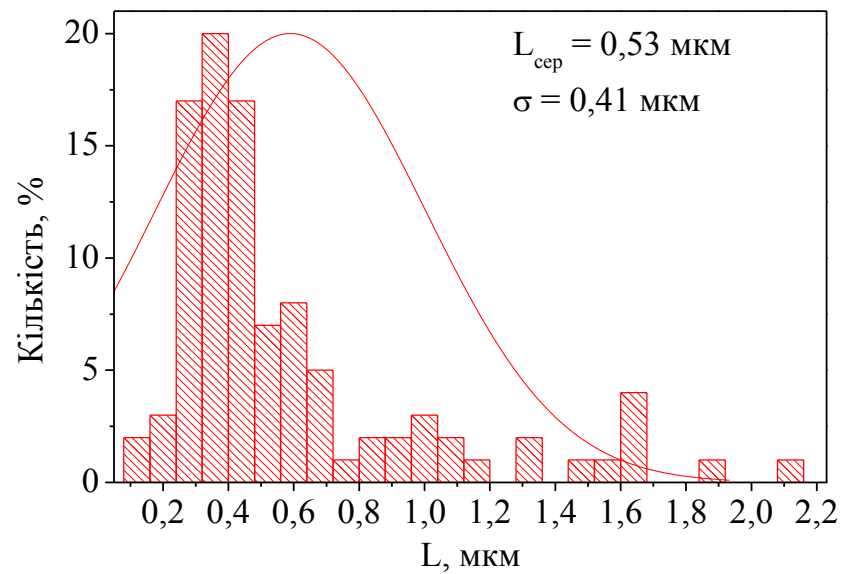


б

Рис. 3.12. Розподіл діаметру пакетів мартенситу (а) та поперечного перерізу рейок мартенситу (б) за розмірами в сталі 40Х після гартування від температури 1050 °С, витримка при гартуванні 30 хв.



а



б

Рис. 3.13. Розподіл діаметру пакетів мартенситу (а) та поперечного перерізу рейок мартенситу (б) за розмірами в сталі 40Х після гартування від температури 1160 °С, витримка при гартуванні 30 хв.



а

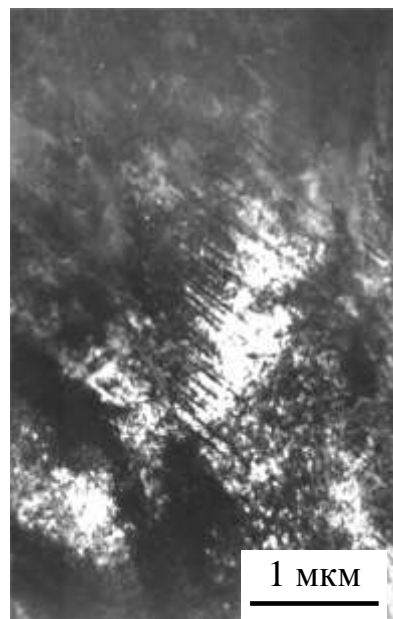


б

Рис. 3.14. Мікроструктура пакетного (а) та голчастого (б) мартенситу в загартованій від 860 °С сталі 40Х.



а



б

Рис. 3.15. Мікроструктура пакетного (а) і голчастого (б) мартенситу в загартованій від 1050 °С сталі 40Х.



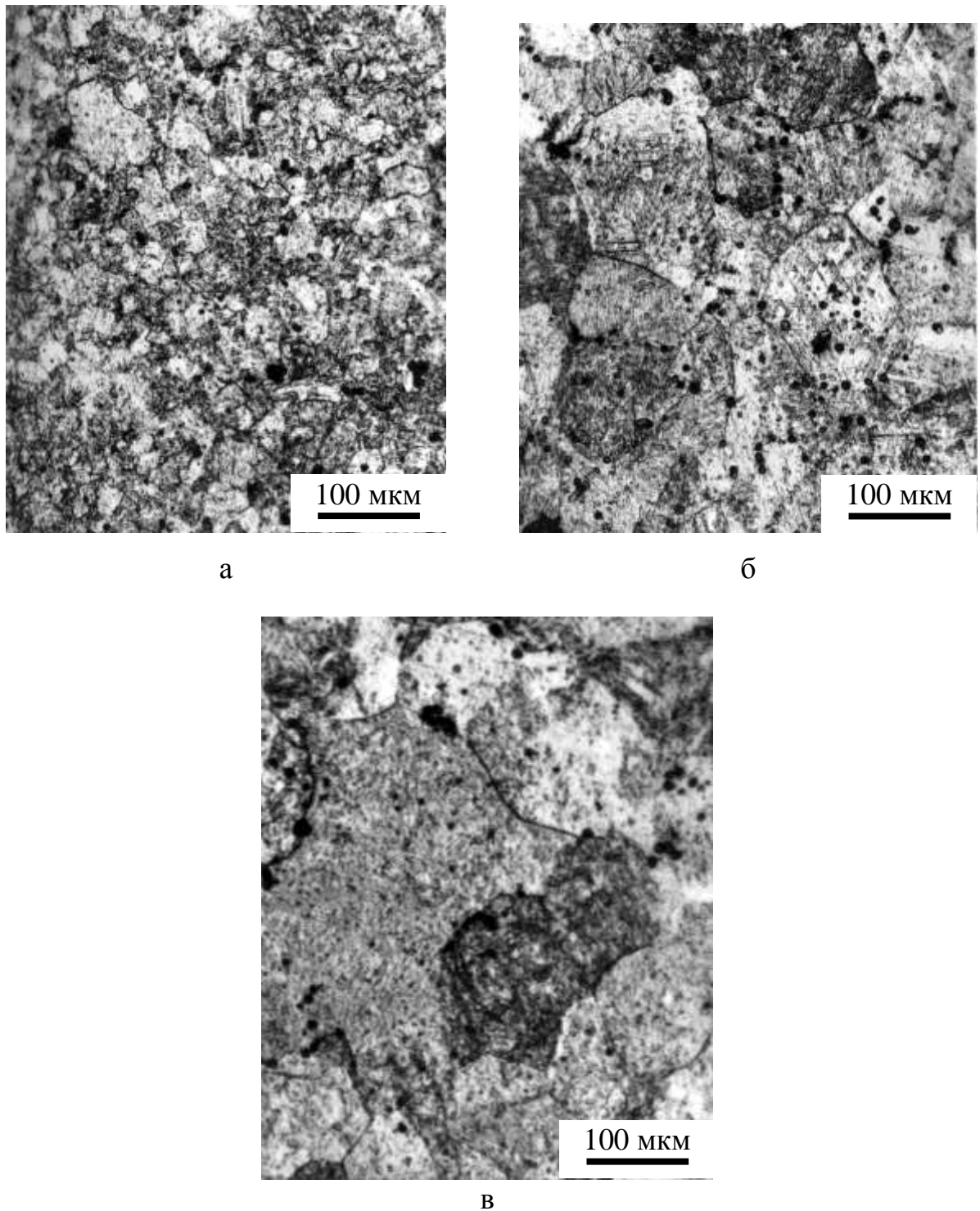
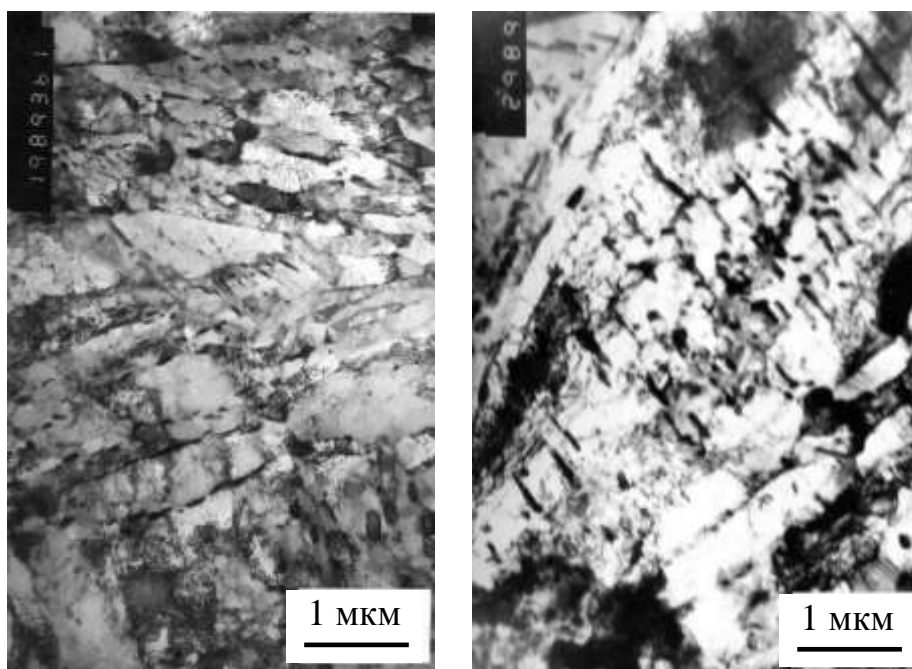
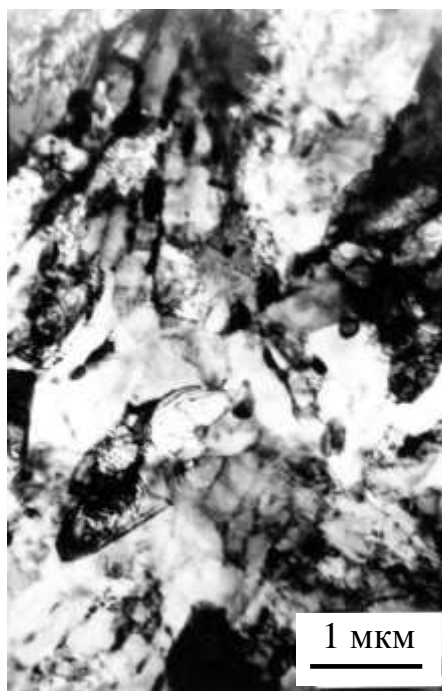


Рис. 3.16. Мікроструктура відпущеної при 600 °С сталі 40Х після гартування від температур 860 °С (а), 1050 °С (б), 1160 °С (в), витримка під гартування 30 хв. (іонно-плазмове травлення).



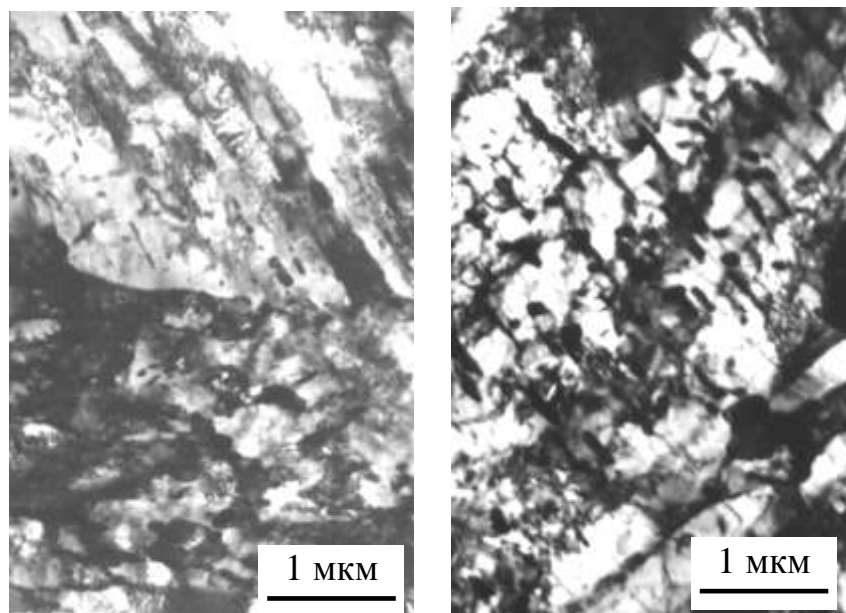
а

б



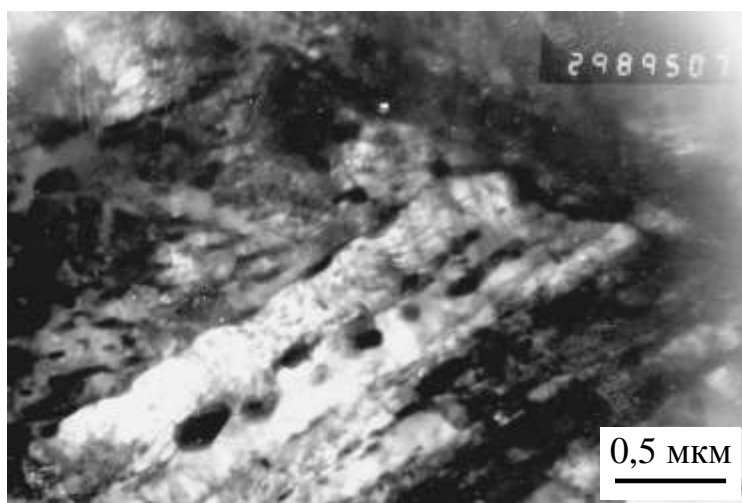
в

Рис. 3.17. Мікроструктура сталі 40Х після гартування від 860 °С та високого відпуску при 600 °С.



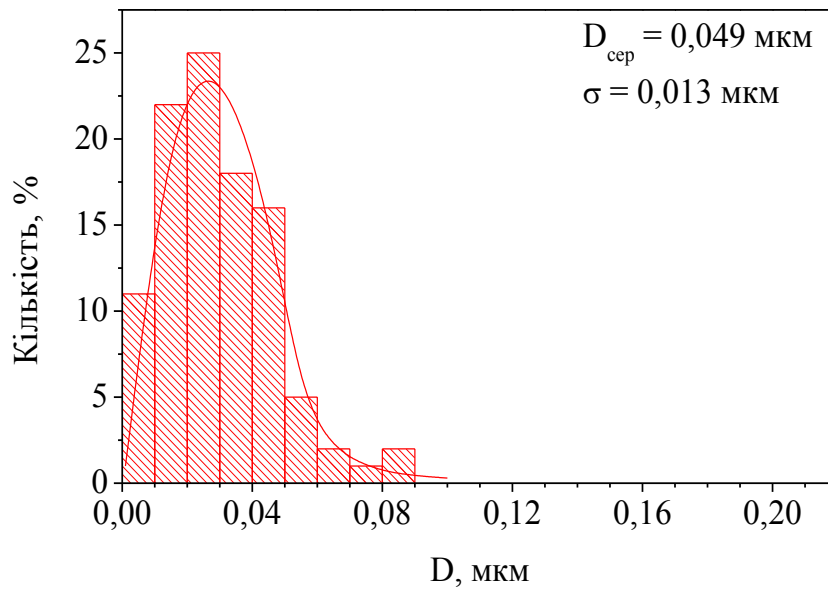
а

б

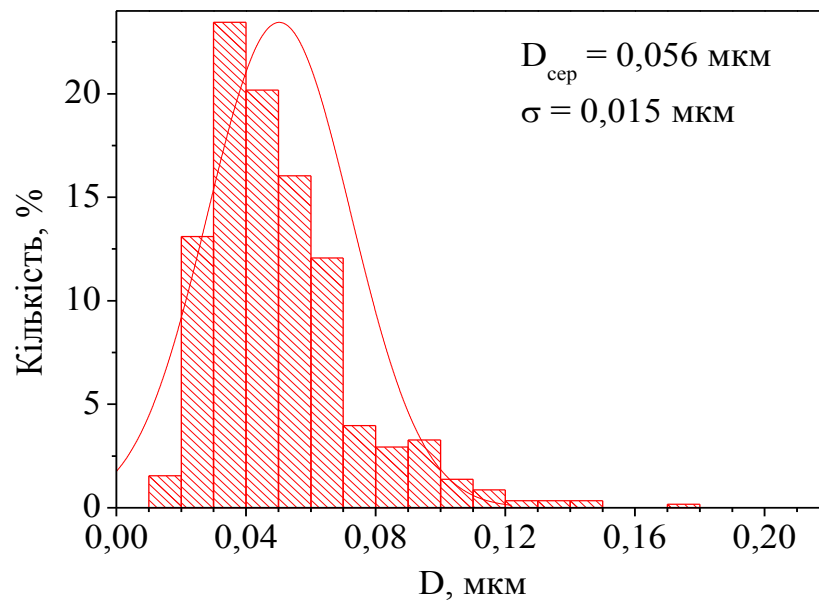


в

Рис. 3.18. Мікроструктура сталі 40X після гартування від 1050 °С (а, б), 1160 °С (в) та високого відпуску при 600 °С.



а



б

Рис. 3.19. Розподіл діаметру карбідів (D) в сталі 40X за розмірами після гартування від температур 860 (а), 1050 °C (б) і 1160 °C (в) та відпуску при 600 °C, витримка при гартуванні 30 хв.

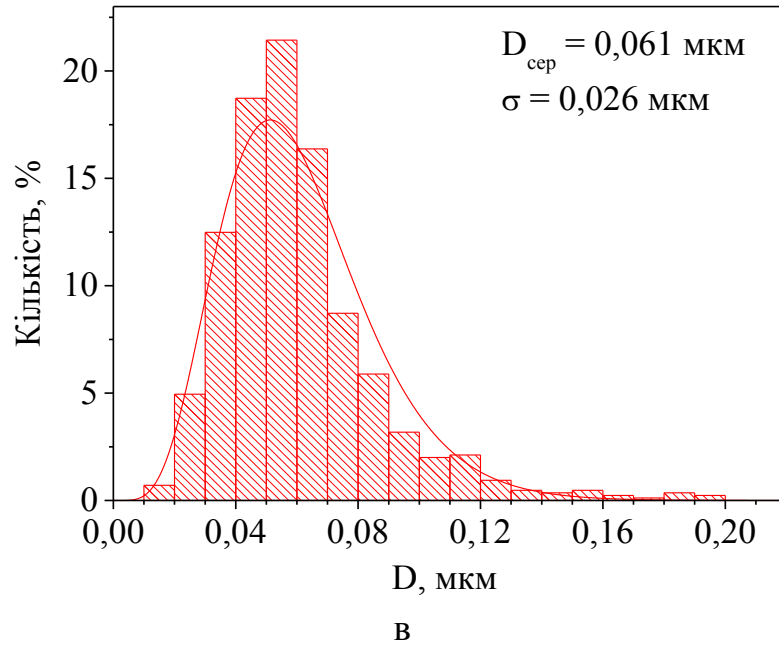


Рис. 3.19. Продовження.

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 з мікродвійниками всередині (рис. 3.14, 3.15) [571]. Щільність дислокацій в обох  $\alpha$ -фазах складає  $10^{11} \text{ см}^{-2}$ . При цьому з підвищенням температури гартування до 1050 та 1160 °C збільшуються розміри та об'ємна частка голчастих кристалів (рис. 3.14, 3.15).

Дослідження мікроструктури виявили, що після високого відпуску величина зерна сталі не змінюється (рис. 3.16). 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 (рис. 3.17, а, в, рис. 3.18, а, в), а голчастого – на мікродвійникових межах всередині кристалів мартенситу, що сприяє утворенню карбідної фази видовженої форми (рис. 3.17, б, 3.18, б). Середній діаметр карбідів загартованої від 860 °C та відпущеної сталі 40X, складає 0,049 мкм (рис. 3.19, а). При

гартуванні від 1050 °С та відпуску відбувається його зростання до 0,056 мкм при появі крупних карбідів розміром близько 0,2 мкм (рис. 3.19, б). Подальше підвищення температури гартування до 1160 °С сприяє зростанню середнього діаметра карбідів до 0,061 мкм та збільшенню кількості крупних карбідів діаметром 0,2 мкм (рис. 3.19, б).

### 3.2.3. Вплив мікроструктури сталі 40Х на склерометричні дослідження.

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 (рис. 3.20). В результаті виявлена певна циклічність даного процесу та визначено, що середня відстань між мінімальними значеннями ширини подряпини (рис. 3.21, а), а відповідно і максимальними значеннями мікротвердості (рис. 3.21, б) складає 137,0 мкм та не залежить від навантаження [509].

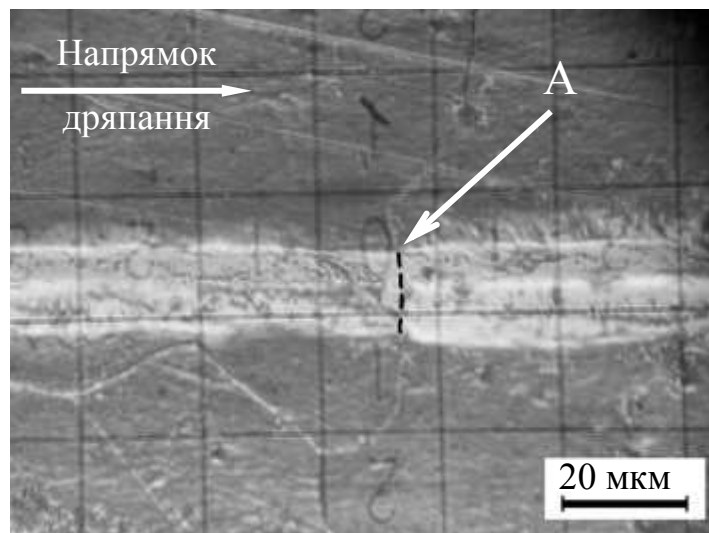
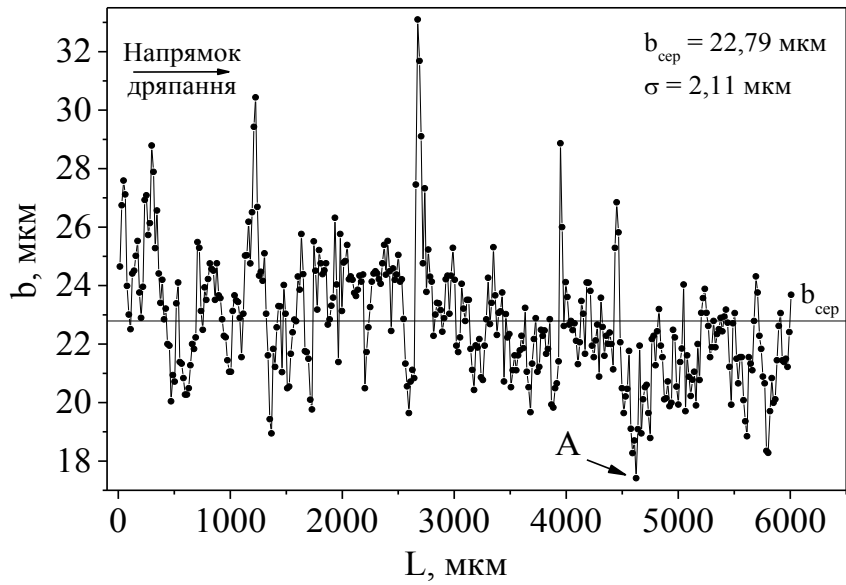
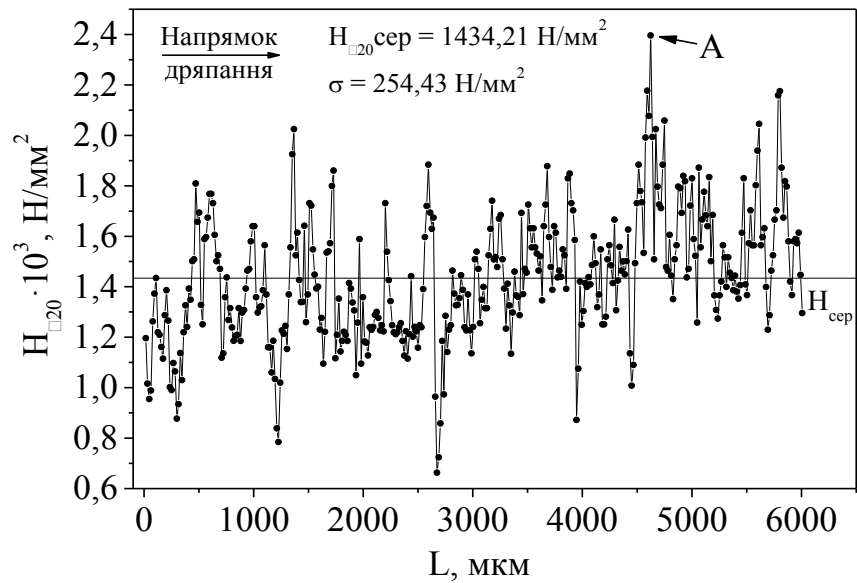


Рис. 3.20. Подряпина на шліфі зразка армко-заліза при навантаженні на індентор 20 г та її проходження через міжзеренну межу (вказано літерою А).



а



б

Рис. 3.21. Зміна ширини подряпини  $b$  (а), мікротвердості  $H_{\square 20}$  (б) на шліфі зразка армко-заліза. Літерою А вказано місце проходження індентора через міжзеренну межу, показану на рис. 3.19.

За допомогою оптичної мікроскопії виявлено, 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. 3.20). Цей процес продовжується приблизно до середини траси перетину подряпиною зерна або субзерна, після чого спостерігається її зменшення аж до переходу через наступну межу. Особливості зміни ширини подряпини в межах зерна або субзерна по відношенню до сусідніх зерен залишаються без змін, хоча абсолютні значення можуть відрізнитись. Це пов'язано з особливостями кристалографічної орієнтації елементів, які формують структуру відносно напрямку індентування, що визначає характер пластичної та пружної деформації при випробуваннях [572].

Таблиця 3.3

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

$t_{\text{гарт}}, ^\circ\text{C}$	Середній розмір елементів структури після гартування*, мкм			$T_2, \text{мкм}$	$T_1, \text{мкм}$ $P = 10 (20, 50) \text{ г}$
	$D_3$	$D_{\text{П}}$	$L_{\text{Р}}$		
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; $D_{\text{П}}$ – середній діаметр пакетів мартенситів; $L_{\text{Р}}$ – середній поперечний переріз рейок мартенситів.					

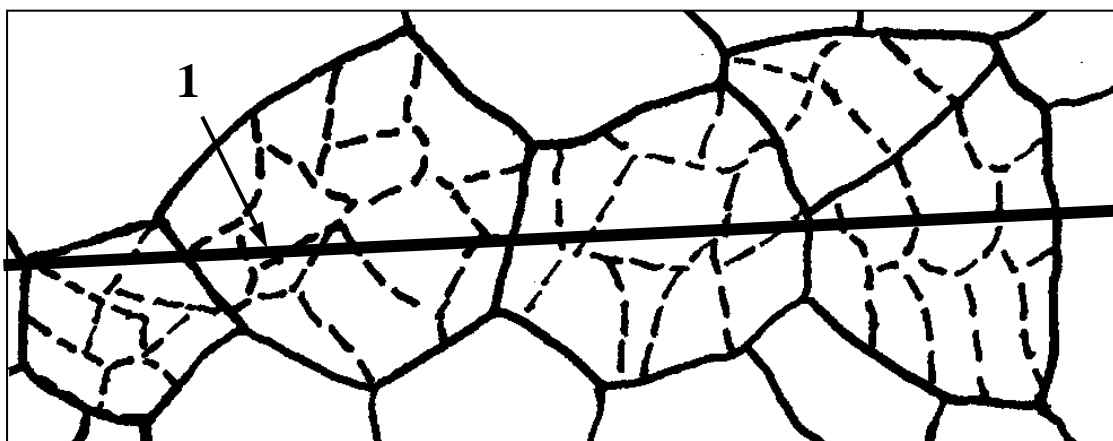
Співставлення значення періоду  $T_1$  при навантаженні на індентор  $P = 10 \text{ г}$



з параметрами структурних елементів сталі 40X (табл. 3.3) 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.



а



б

Рис. 3.22. Фрагмент мікроструктури загартованої від 1050 °С сталі 40X (а) та схема (б) перетину подряпиною (1) меж аустенітних зерен та пакетів мартенситу (суцільні та пунктирні лінії відповідно).

Аналіз характеру проходження подряпини через елементи мікроструктури на прикладі загартованої від 1050 °С сталі 40Х (рис. 3.22) показав [509], що, хоча переріз аустенітного зерна містить в собі від 5 до 13 перерізів пакетів мартенситу (рис. 3.22, а), подряпина, незалежно від її напрямку, може перетнути в середньому межі 4 пакетів (рис. 3.22, б). Це співпадає з кратністю відношення  $D_3$ , зазначеною вище, для температури гартування 1050 °С до періоду  $T_1$ .

Для зразків сталі 40Х після гартування від 1160 °С величина  $T_1$  мала би зрости удвічі. Але можна припустити, що вона не змінилась за рахунок утворення розвиненої субструктури мартенситу у вигляді блоків [573, 574], межі яких, очевидно також впливають на значення мікротвердості при склерометричних випробуваннях.

Таким чином, 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. Отже метод склерометрії є чутливим до висококутових та субструктурних меж, а ймовірність виявлення особливостей мікроструктури пов'язана з навантаженням на індентор та кроком вимірювання.

#### **3.2.4. Зв'язок склерометричних досліджень з розподілом вуглецю та внутрішніми напруженнями.**

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 ( $D_{\Pi}$ ) та

рейок мартенситу ( $L_p$ ) (табл. 3.3). При цьому середні діаметри аустенітних зерен та пакетів мартенситу, особливо після максимальних температур гартування, є умовними, оскільки гістограми розподілу їх за розмірами лежать в широкому інтервалі значень (рис. 3.8 – 3.13), а зміна кількості пакетів в перерізі аустенітного зерна одного розміру може коливатися від 1...3 до 10...13.

Відомо [575 – 577], 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 40X 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 40X показали, що підвищення температури гартування до 1160 °C 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 створенні високоміцних структур в результаті фазових перетворень мартенситного типу морфологія кристалів, що утворюються, залежить не тільки від вмісту вуглецю та легувальних елементів, а й від температури

нагрівання під гартування та швидкості охолодження. Це визначає розташування легувальних елементів в решітці утворених фаз і, відповідно, рівень напружень, які виникають як до, так і після перетворення [308].

Природа метода склерометрії неодноразово обговорювалась в літературі [578 – 580]. Водночас роль величини внутрішніх напружень не було враховано, хоча їх вплив на рівень мікротвердості безсумнівно є [308, 581]. Тому можна припустити, що величина опору матеріалу проникненню індентора ( $\rho_{\Pi}$ ) буде залежати від рівня напружень та від їхнього знаку, тобто

$$\rho_{\Pi} = (\pm \rho_{\text{вн}}) + \rho_{\text{р}}, \quad (3.1)$$

де  $\rho_{\text{р}}$  – навантаження на індентор.

Оскільки напруження стиску ( $+\rho_{\text{вн}}$ ) перешкоджають проникненню індентора, то зменшення ширини подряпини в загартованих матеріалах свідчать як про зростання мікротвердості, так і ріст цих напружень. Водночас напруження розтягу ( $-\rho_{\text{вн}}$ ) супроводжуються збільшенням ширини подряпини та зниженням мікротвердості. Слід зазначити, що для загартованого стану вплив деформаційного зміцнення за рахунок збільшення щільності дислокацій при індентуванні є мінімальним, оскільки густина дислокацій у мартенситі складає до  $10^{12} \text{ см}^{-2}$  [582].

Таким чином, 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. 3.23, 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 [583, 584]. 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  $-3\Delta$  [568, 575, 583]. Це відповідає триразовому пріоритету напружень стиску над напруженнями розтягу.

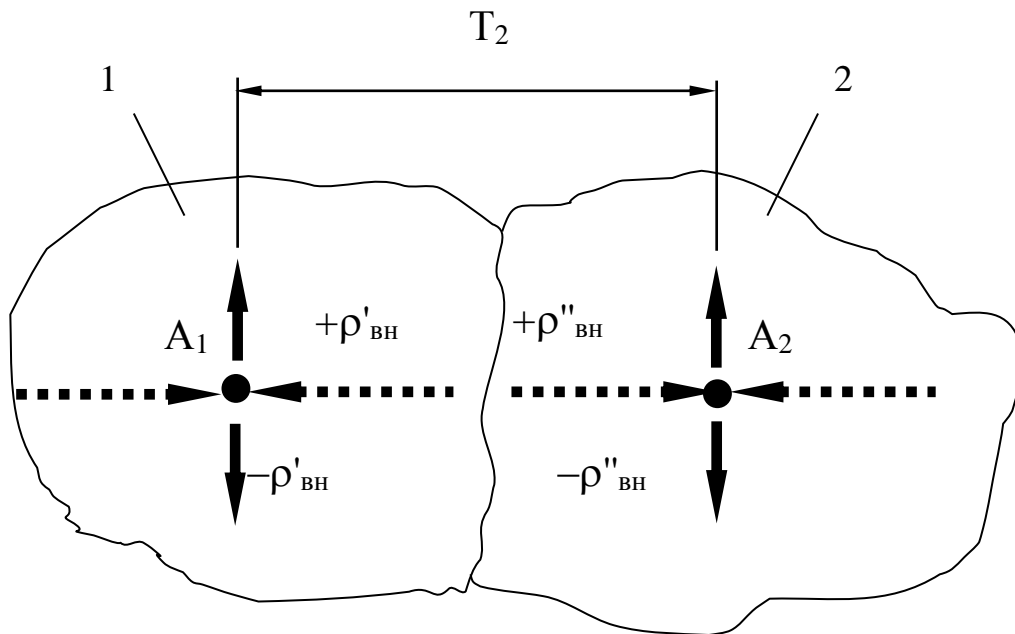


Рис. 3.23. Схема формування полів напружень при реалізації  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення в двох сусідніх областях 1 і 2 з центрами  $A_1$  і  $A_2$ .

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

Як було сказано вище, 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 ( $M_p - M_k$ ). При гартуванні від більш високої температури на межі областей 1 і 2 з низьким вмістом вуглецю утворюється пакетний мартенсит [576, 577]. 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 [575]. 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 здатністю [570].

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 [584]. 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.

Це добре узгоджується з [585], де вказано, що чим більше вуглецю в сталі, тим більші об'ємні зміни та структурні напруження, а також більше небезпеки виникнення гартувальних тріщин. Також з [308], де доводиться, що рівень залишкових напружень загартованих середньовуглецевих сталей визначається степінню перерозподілу вуглецю. А також з результатами роботи [586], де відмічено, що підвищення температури гартування сталей 40Х та 45 до 1100 °С призводить до уширення фізичної ширини рентгенівської лінії (220), яка характеризує загальне зростання внутрішніх напружень досліджених матеріалів.

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 [571].

Отже метод склерометрії може бути застосований для оцінки як величини, знаку та розмірів полів залишкових напружень [510, 511], так і їх взаємозв'язку з характером структуроутворення в сталях [509, 572].

### **3.2.5. Зв'язок зносостійкості з особливостями мікроструктури сталі 40X.**

Випробування на зношування проводили за схемою «диск-колодка» в режимі сухого тертя ковзанням. Швидкість ковзання зразків по контртілу  $V = 0,5$  м/с, навантаження на зразки  $P = 300$  Н, матеріал контртіла – сталь 45, твердість контртіла – 42...44 HRC. Після припрацювання зразки випробовували протягом 10 годин. Результати досліджень на зношування сталі 40X наведені в табл. 3.4 та на рис. 3.24. Похибка вимірювання при цьому не перевищувала 4...5 %.

Оцінка зносостійкості показує, що підвищення температури гартування до 1050 °C зменшує на 19% інтенсивність зношування як зразків досліджуваної сталі, так і на 29% контртіла. Подальше зростання температури гартування до 1160 °C незначно зменшує зносостійкість сталі 40X та не змінює контртіла.

При визначенні коефіцієнту тертя встановлено (табл. 3.4, рис. 3.25), що гартування від 1050 °C зменшує на 17% коефіцієнт тертя з 0,199 до 0,164, а від 1160 °C дещо його збільшує до 0,169.

Тобто, з підвищенням температури гартування, незважаючи на

зменшення твердості після покращення (див. п. 3.2.1), зносостійкість досліджуваної сталі зростає, що свідчить про вплив мікроструктури на інтенсивність зношування. Водночас зменшення масової інтенсивності зношування контртіла, очевидно, пов'язано із зменшенням коефіцієнту тертя.

Таблиця 3.4

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

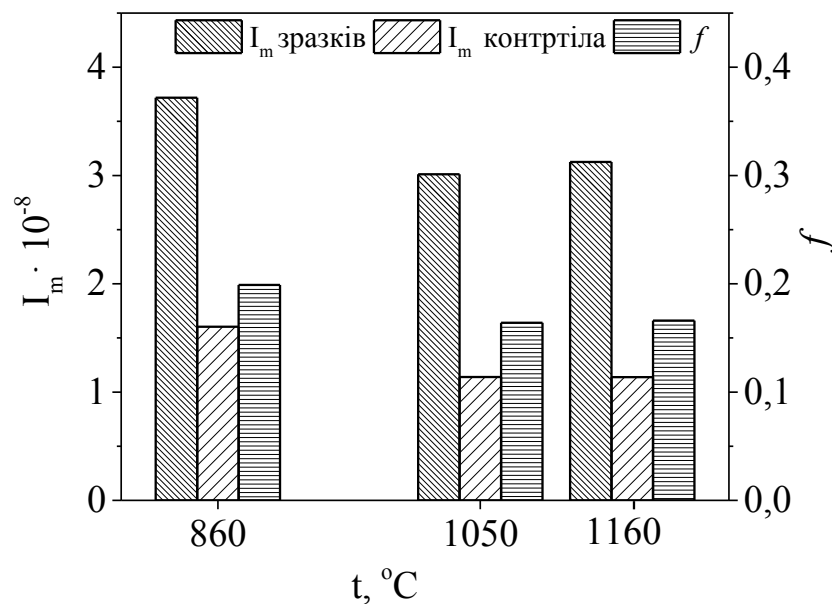
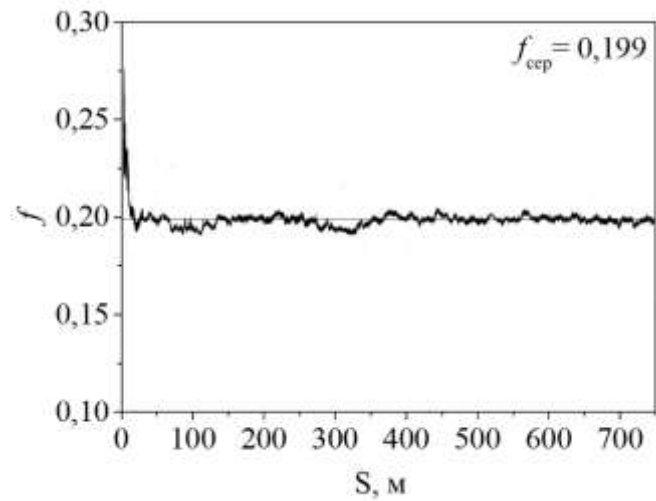
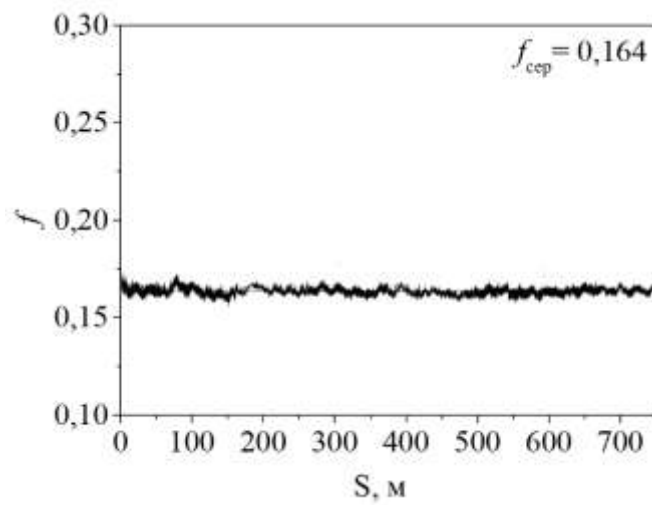


Рис. 3.24. Вплив температури гартування на масову інтенсивність зношування ( $I_m$ ) зразків покращеної сталі 40X та контртіла, а також коефіцієнт тертя ( $f$ ).

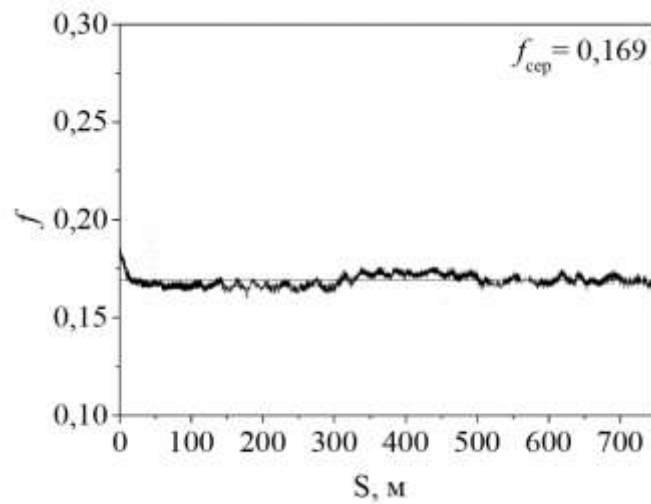




а



б



в

Рис. 3.25. Зміна коефіцієнту тертя ( $f$ ) на шляху тертя ( $S$ ) зразків покращеної сталі 40Х після гартування від 860 °С (а), 1050 °С (б) та 1160 °С (в) при однаковому контртілі.

Подібний результат отримано в праці [158] (рис. 1.30), де максимальні значення зносостійкості має сталь У8 після гартування від 1100 °С.

Контактна взаємодія при терті супроводжується процесами деформування, утворення і руйнування фрикційних зв'язків на локальних ділянках поверхні – плямах контакту, середній діаметр яких, як зазначено в п. 3.1.1, складає 6...30 мкм. Тому всі досліджені вище елементи структури потрапляють в зону контакту, а їх поведінка при прикладанні зовнішніх навантажень в тій чи іншій степені впливає на опір контактному руйнуванню.

По закінченню процесу припрацювання в поверхневому шарі завтовшки до 10 мкм, формується орієнтована фрагментована мікроструктура. Процес нормального тертя та зношування без задирок і схоплення визначається утворенням та збереженням стабільної структури в межах плям контакту, що здатна квазіпружно сприймати навантаження. Стабільність структури в межах плям обумовлена її стійкістю, а також рівновагою підведення та відведення дефектів на границі фрагментів [554].

Оскільки карбіди є багаточисельними перешкодами на шляху руху дислокацій, чим сприяють забезпеченню високої міцності сталі, особливу роль в процесі підвищення зносостійкості відіграє карбідна фаза, її розмір та механічні властивості [141, 186, 587, 588]. Тому час існування плям взаємодії буде визначатися, з одного боку, стабільністю карбідів відносно їхнього розпаду при пластичній деформації, а з іншого – розмірами карбідів, від якого залежить термін їхньої стабільності при деформації [589 – 591].

Таким чином, зростаюча нерівномірність розподілу вуглецю в сталі 40Х з підвищенням температури гартування до 1050 °С сприяє збільшенню розмірів і кількості високовуглецевих кристалів голчастого мартенситу та виділенню в середині них на мікродвійникових межах 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.

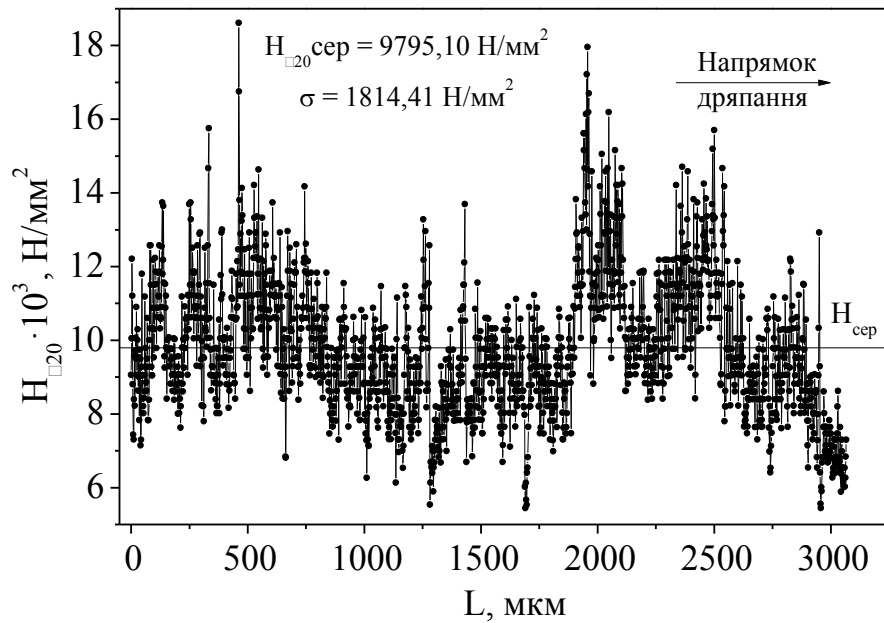
Подальше збільшення температури гартування до 1160 °С хоча і призводить до утворення ще більшої нерівномірності розподілу вуглецю з ще більшими кристалами голчастого мартенситу, але при цьому значно збільшується відстань між мікрооб'ємами матеріалу з підвищеними механічними характеристиками та зменшується їх кількість на поверхні тертя, що зменшує стійкість до зношування порівняно із зразками, загартованими від 1050 °С. Це добре узгоджується з дослідженнями [186], в яких стверджується, що середнє значення вільного проміжку між твердими включеннями структури є більш важливим фактором для трибологічних характеристик, ніж розмір цих включень.

Отже, створення гетерогенної за принципом Шарпі-Бочвара структури в сталі 40Х, яка близька до оптимальної схеми контактної взаємодії, є одним з вирішальних факторів зменшення інтенсивності зношування як зразків, так і контртіла, а також коефіцієнта тертя. Це підвищує зносостійкість пари тертя в цілому.

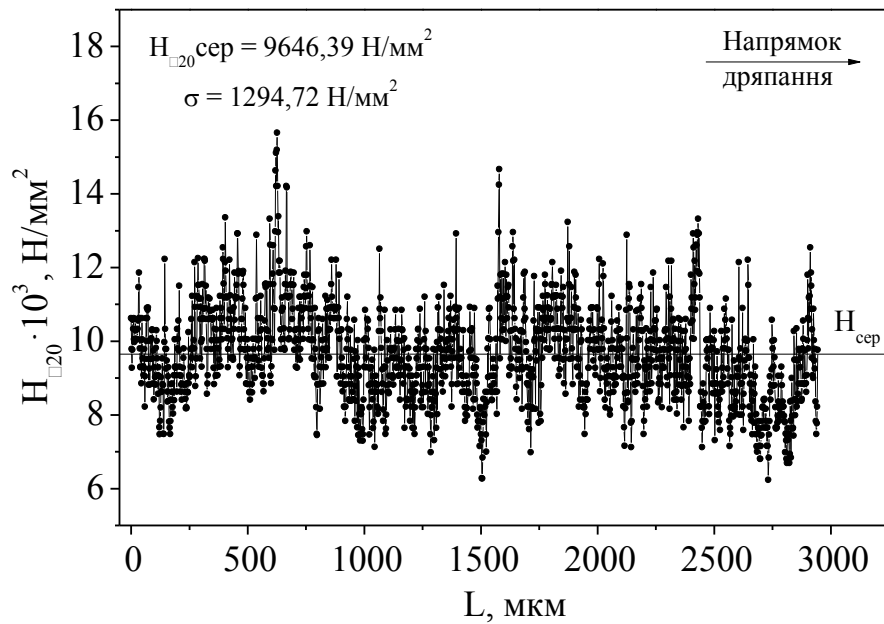
### **3.3. Структуроутворення та зносостійкість сталі 40ХНМ**

#### **3.3.1. Склерометричні дослідження поверхні зразків сталі 40ХНМ.**

З метою виявлення впливу додаткового легування сталі 40Х на здатність до формування гетерогенної структури дослідження проводили на сталі 40ХНМ промислової виплавки, хімічний склад якої наведено в табл. 2.1, після гартування від 860, 1050, 1160 °С та високого відпуску при 600 °С.

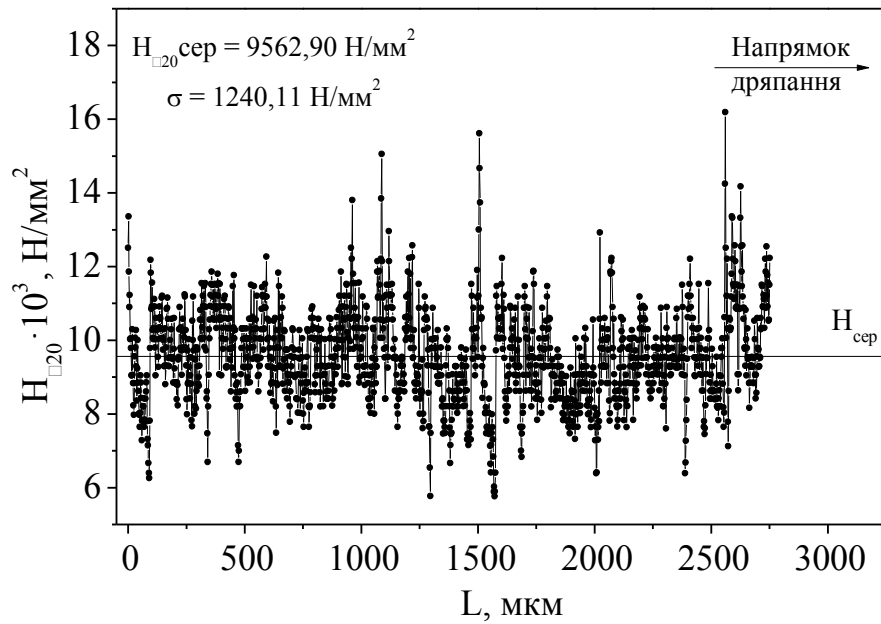


а



б

Рис. 3.26. Зміна мікротвердості ( $H_{\square 20}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі 40ХНМ після гартування від 860 (а), 1050 (б) і 1160 °С (в).



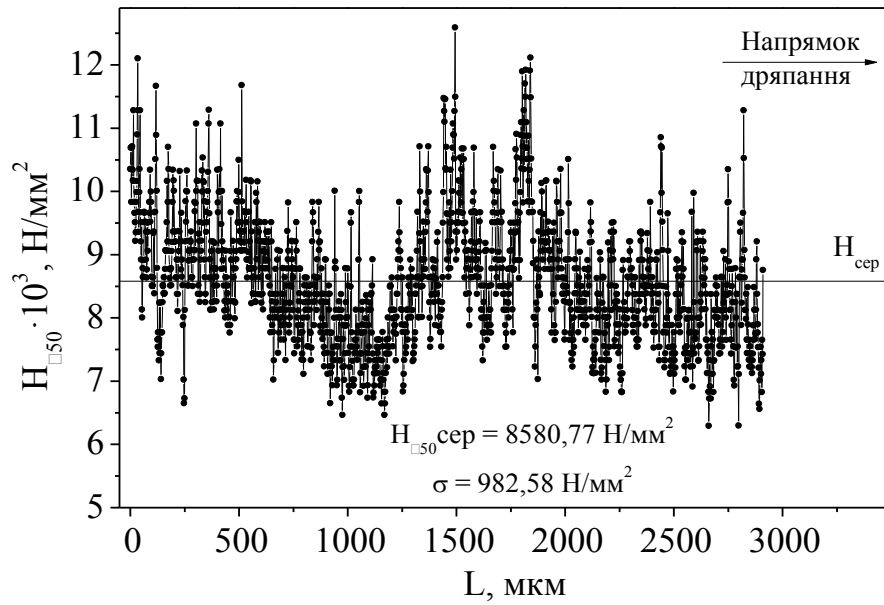
в

Рис. 3.26. Продовження.

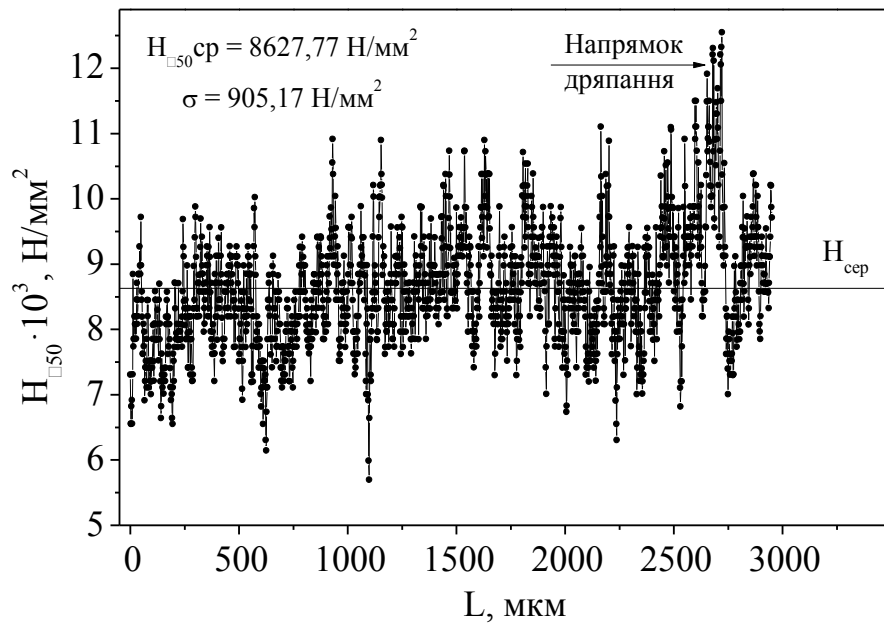
Підвищення температури гартування з 860 до 1050 та 1160 °С зменшує твердість за Брінеллем відпущеної сталі 40ХНМ з 3799 до 3749 та 3681 МПа за аналогією до сталі 40Х. Але загальний рівень твердості є вищим, що обумовлено більшим вмістом легувальних елементів.

Склерометричні дослідження загартованих зразків при навантаженні 20 г з кроком 1,8...2,0 мкм показали, що порівняно із сталлю 40Х сталь 40ХНМ має вищі середні значення мікротвердості на рівні  $(9,6...9,8) \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> (рис. 3.26) при діапазоні їх зміни від  $5,4$  до  $18,6 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>. Водночас при гартуванні від 1160 °С мікротвердість є найнижчою. Аналогічні результати отримали і при навантаженні 50 г (рис. 3.27) коли мікротвердість варіюється в межах  $(5,3...12,7) \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> з середнім значенням  $(8,3...8,5) \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>.

Високий відпуск не змінює характер розподілу мікротвердості, а лише знижує її загальний рівень.



а



б

Рис. 3.27. Зміна мікротвердості ( $H_{50}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 50 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі 40ХНМ після гартування від 860 (а), 1050 (б) і 1160 °С (в).

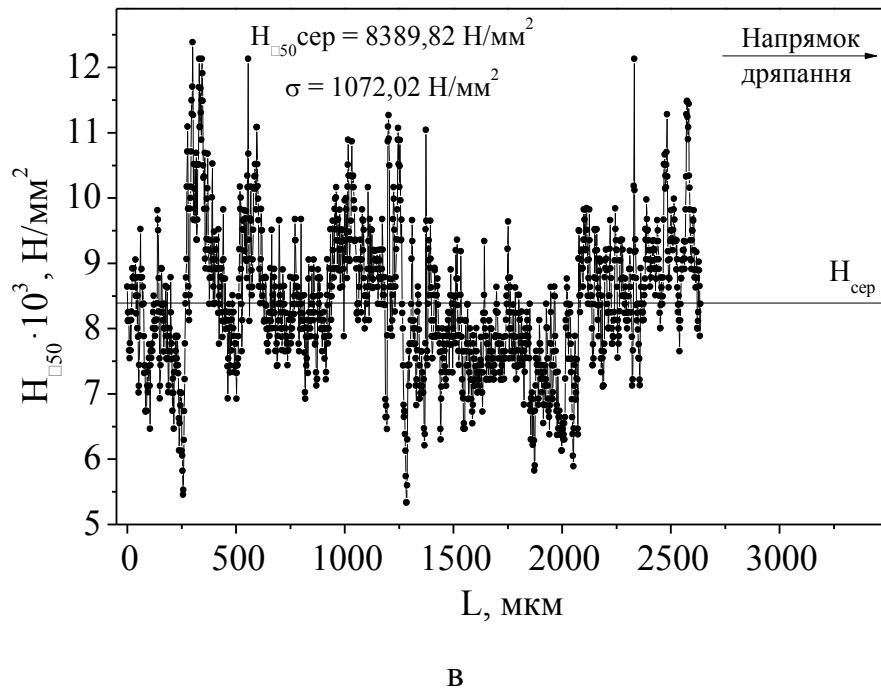
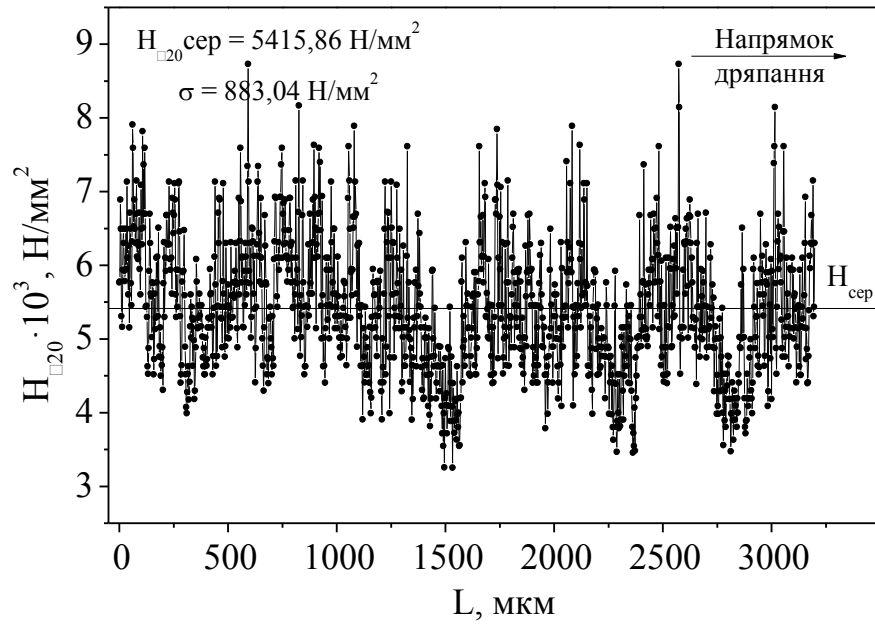


Рис. 3.27. Продовження.

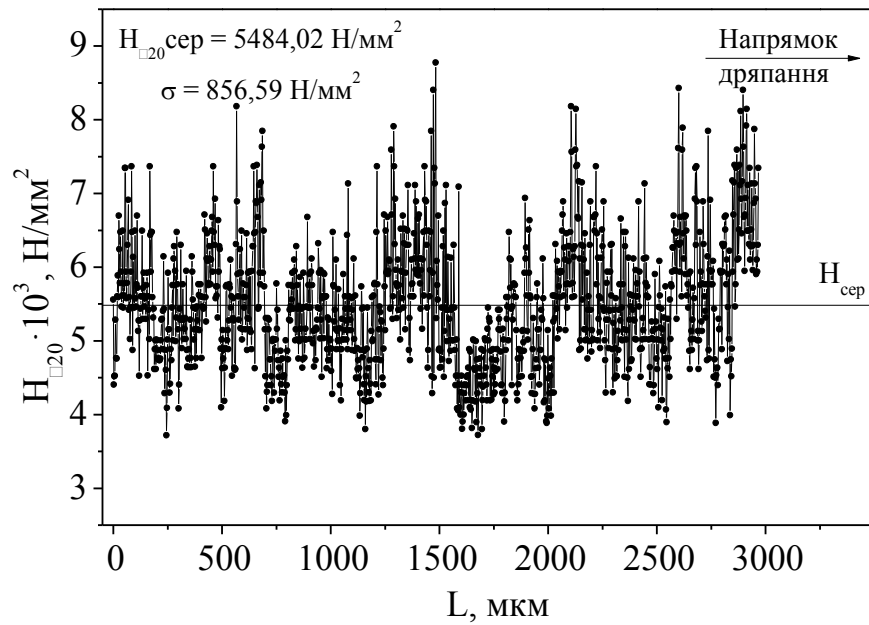
Середнє її значення при навантаженні 20 г відповідає  $(4,7 \dots 5,4) \cdot 10^3 \text{ Н/мм}^2$  (рис. 3.26), а при 50 г –  $(4,4 \dots 5,1) \cdot 10^3 \text{ Н/мм}^2$  (рис. 3.27). Розкид складає  $(2,5 \dots 8,8) \cdot 10^3 \text{ Н/мм}^2$  та  $(2,8 \dots 7,8) \cdot 10^3 \text{ Н/мм}^2$  відповідно. Мінімальні значення мікротвердості, як і в загартованому стані, мають покращені зразки після гартування від  $1160 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Як і у випадку сталі 40X, на скречграмах сталі 40ХНМ спостерігаються два типи максимумів мікротвердості. Середнє значення періоду  $T_1$  лежить в межах  $53,0 \dots 73,0 \text{ мкм}$ , що перевищує величину  $T_1$  в сталі 40X. Середня відстань між максимумами з більшим періодом  $T_2$  в загартованих зразках із зростання температури гартування з  $860$  до  $1050$  та  $1160 \text{ }^\circ\text{C}$  збільшується з  $187,0$  до  $200,0$  та  $220,0 \text{ мкм}$  відповідно при навантаженні на індентор 20 г та з  $187,0$  до  $191,0$  та  $215,0 \text{ мкм}$  при випробуванні під навантаженням 50 г.

Відпуск сприяє незначному збільшенню періоду  $T_2$  з  $194,0$  до  $220,0$  та  $250,0 \text{ мкм}$  та з  $200,0$  до  $230,0$  та  $255,0 \text{ мкм}$  при навантаженні 20 (рис. 3.28) та 50 г (рис. 3.29) відповідно.



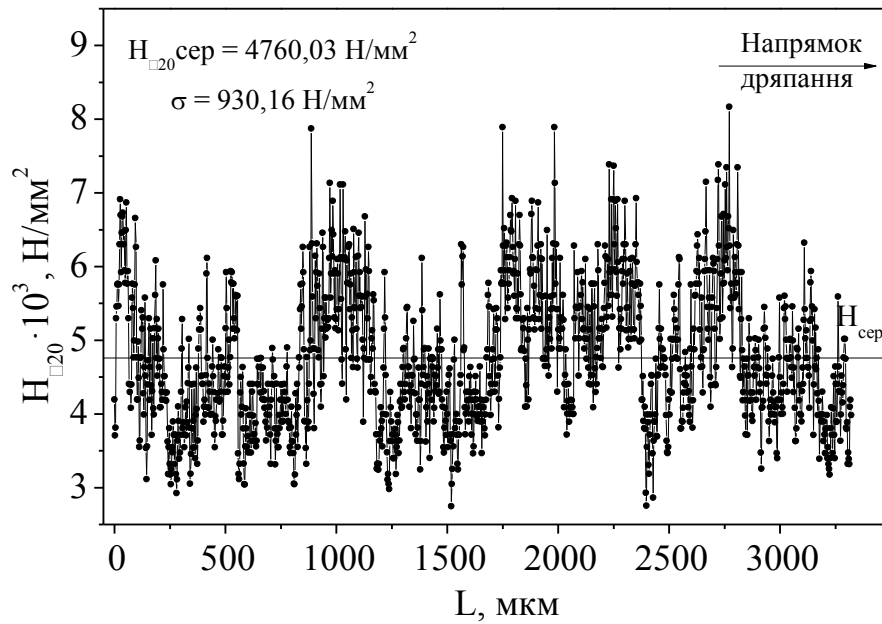
а



б

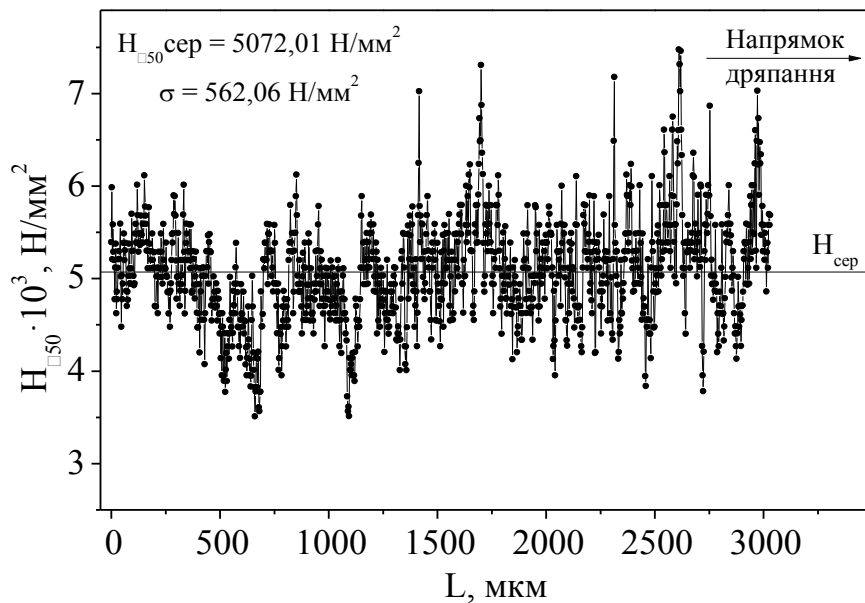
Рис. 3.28. Зміна мікротвердості ( $H_{\square 20}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі 40ХНМ після гартування від  $860$  (а),  $1050$  (б) і  $1160^\circ\text{C}$  (в) та високого відпуску при  $600^\circ\text{C}$ .





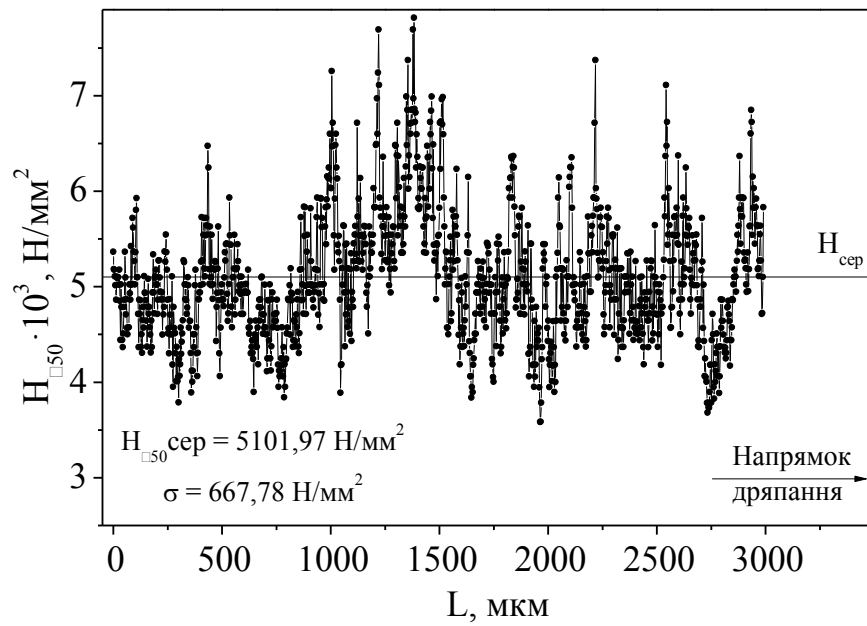
в

Рис. 3.28. Продовження.

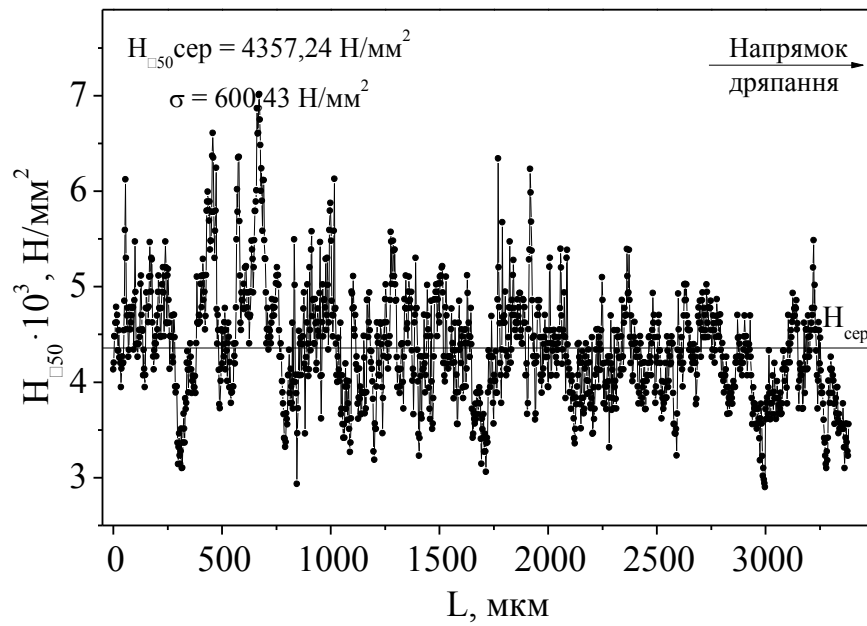


а

Рис. 3.29. Зміна мікротвердості ( $H_{\square 50}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 50 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі 40ХНМ після гартування від 860 (а), 1050 (б) і 1160 °С (в) та високого відпуску при 600 °С.



б



в

Рис. 3.29. Продовження.

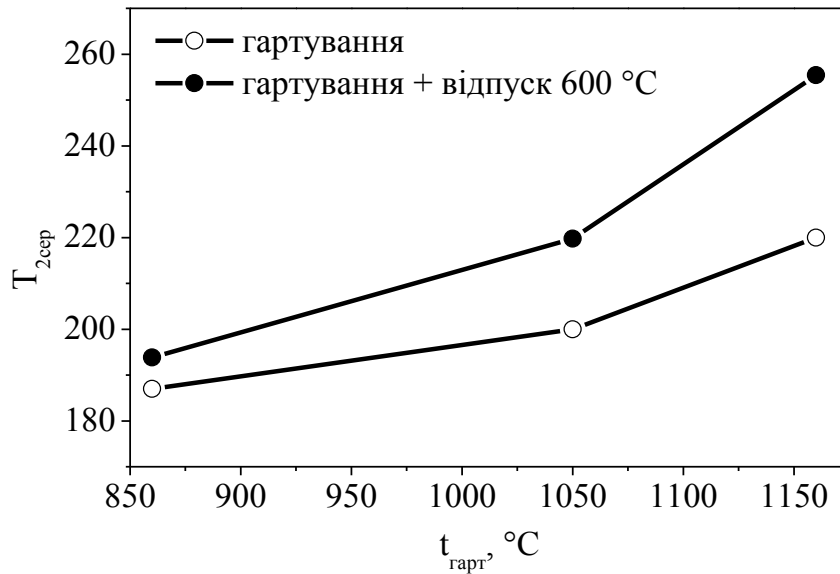


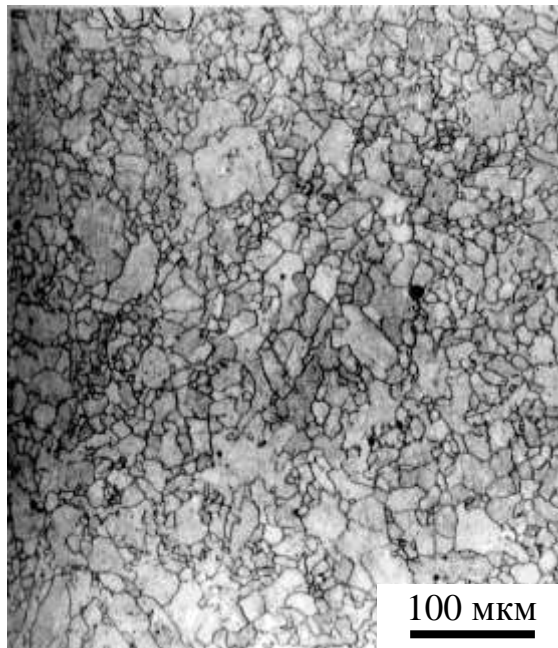
Рис. 3.30. Залежність зміни середньої величини періодичності максимумів мікротвердості ( $T_{2\text{сер}}$ ) від температури гартування ( $t_{\text{гарт}}$ ) зразків сталі 40ХНМ при індентуванні під навантаженням 20 г.

Отже, 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  $T_2$  (рис. 3.30).

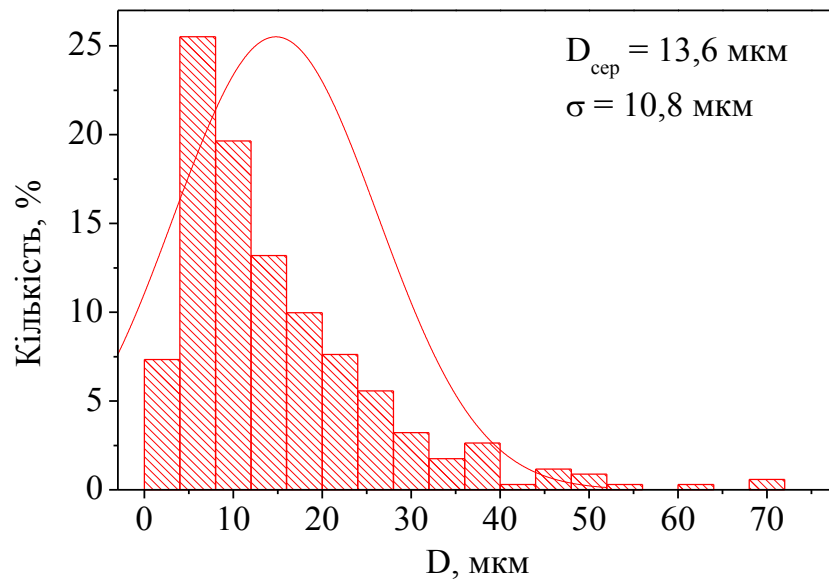
### 3.3.2. Дослідження мікроструктури сталі 40ХНМ

При дослідженні структури сталі 40ХНМ виявлено, що загальний вплив температури гартування на розмірні характеристики аустенітних зерен, пакетів і кристалів мартенситу є аналогічним, як для сталі 40Х. При всіх температурах гартування виявлено пакетний та голчастий мартенсит, але розміри кристалів останнього є меншими, ніж у сталі 40Х.

При гартуванні від температури 860 °C з витримкою при аустенітизації 30 хв. в сталі 40ХНМ утворились аустенітні зерна з середнім діаметром 13,6 мкм (рис. 3.31) при середньому значенні діаметрів пакетів мартенситу 7,4 мкм (рис. 3.34, а) та середньому розмірі поперечного перерізу рейок 0,38 мкм (рис. 3.34, б).

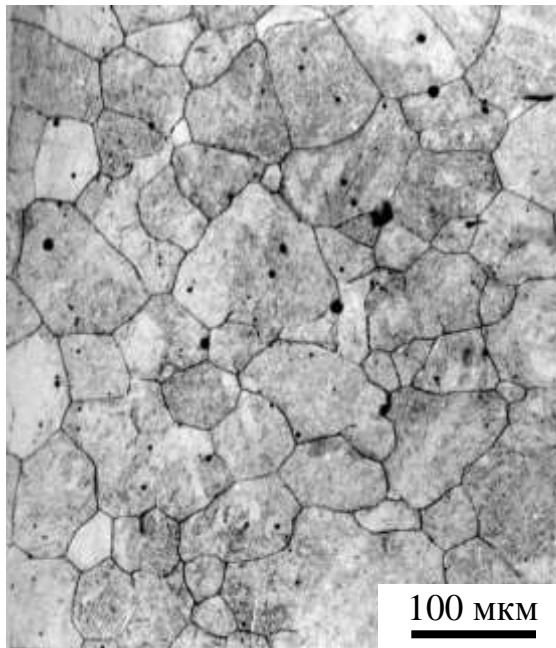


а

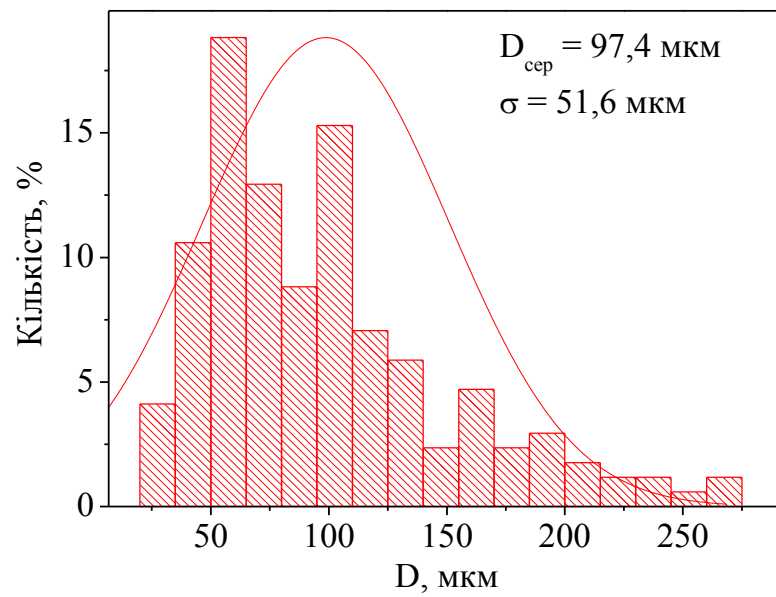


б

Рис. 3.31. Мікроструктура (а) та розподіл діаметру зерен аустеніту за розмірами (б) в сталі 40ХНМ після гартування від температури 860 °С, витримка при гартуванні 30 хв. (травлення пікриновою кислотою).

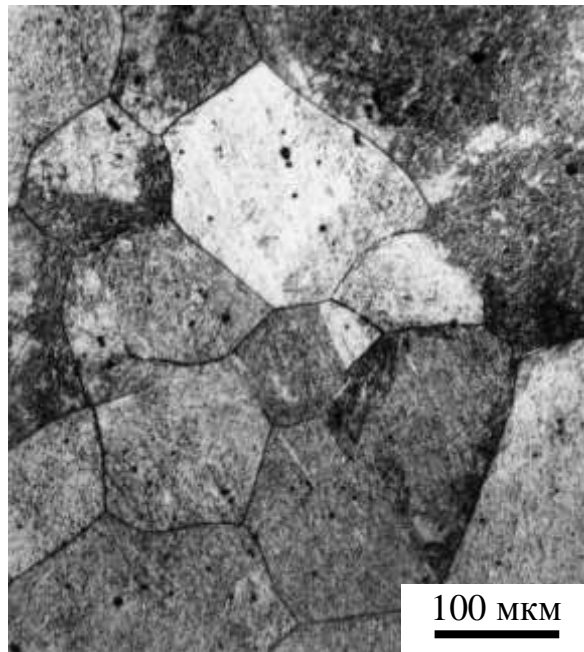


а

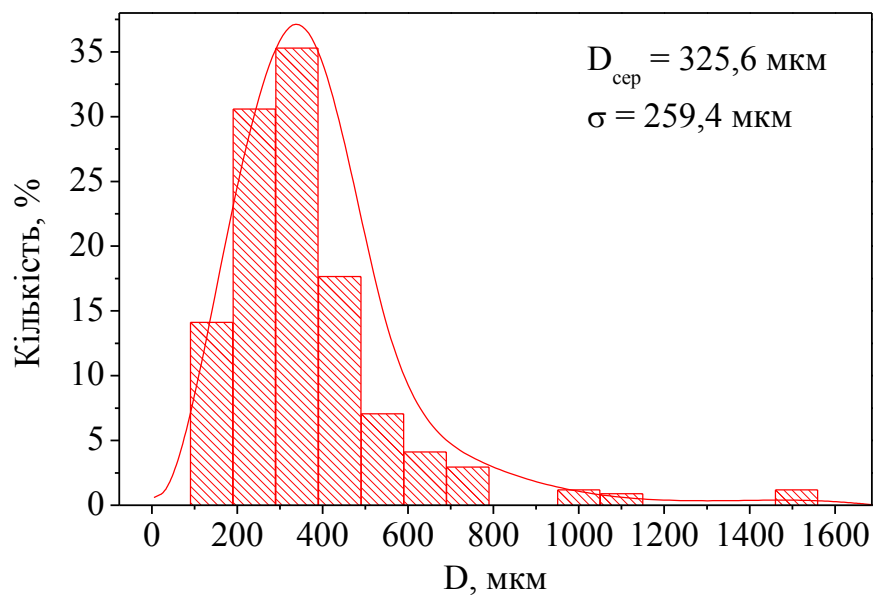


б

Рис. 3.32. Мікроструктура (а) та розподіл діаметру зерен аустеніту за розмірами (б) в сталі 40ХНМ після гартування від температури 1050 °С, витримка при гартуванні 30 хв. (травлення пікриновою кислотою).

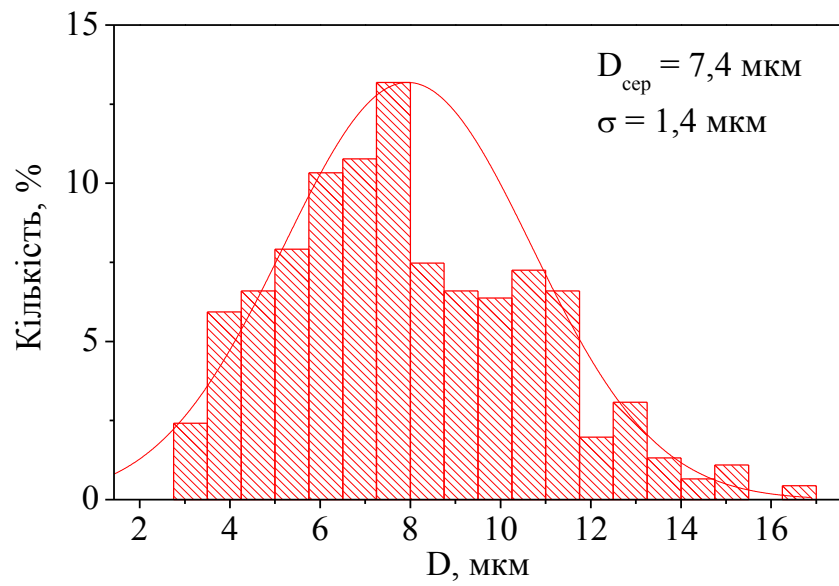


а

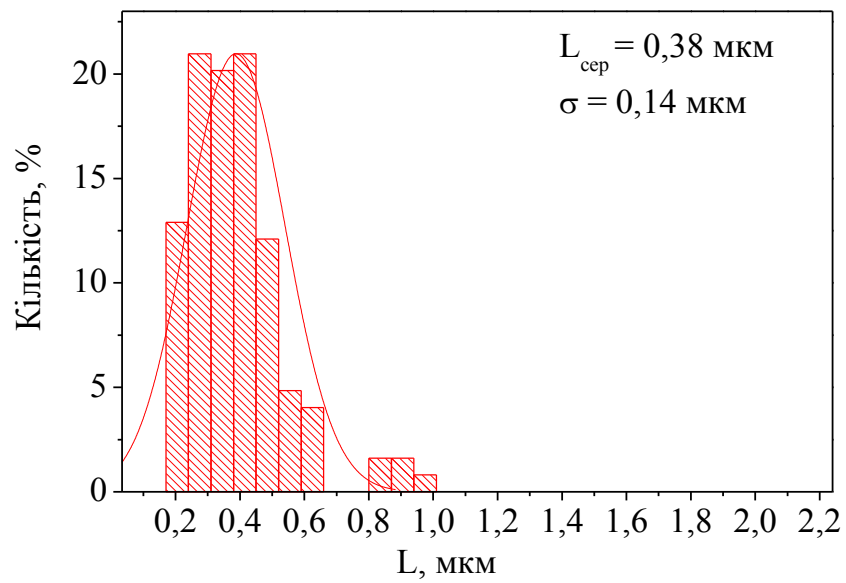


б

Рис. 3.33. Мікроструктура (а) та розподіл діаметру зерен аустеніту за розмірами (б) в сталі 40ХНМ після гартування від температури 1160 °С, витримка при гартуванні 30 хв. (травлення пікриновою кислотою).

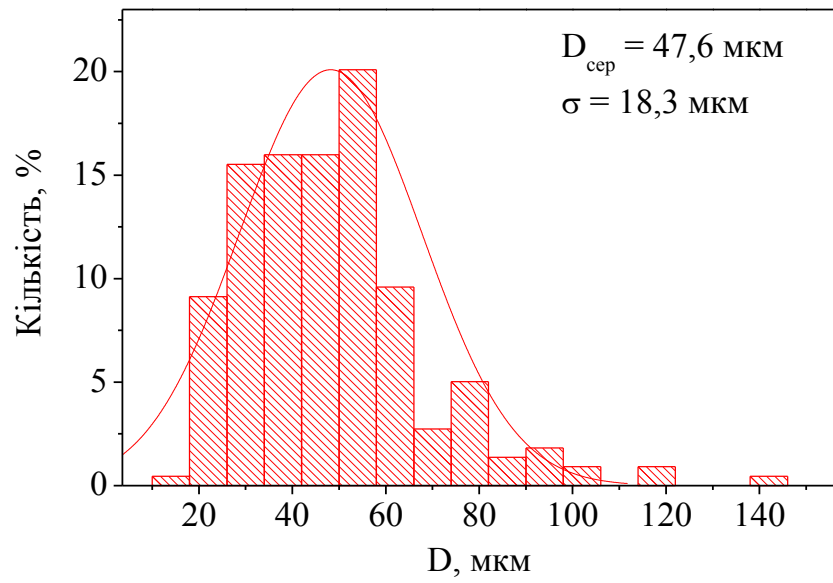


а

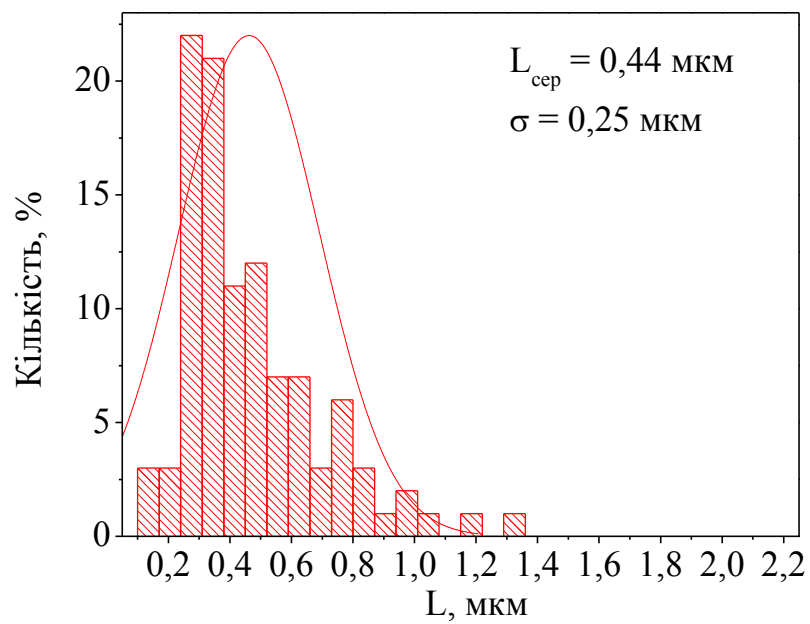


б

Рис. 3.34. Розподіл діаметру пакетів мартенситу (а) та поперечного перерізу рейок мартенситу (б) за розмірами в сталі 40ХНМ після гартування від температури 860 °С, витримка при гартуванні 30 хв.



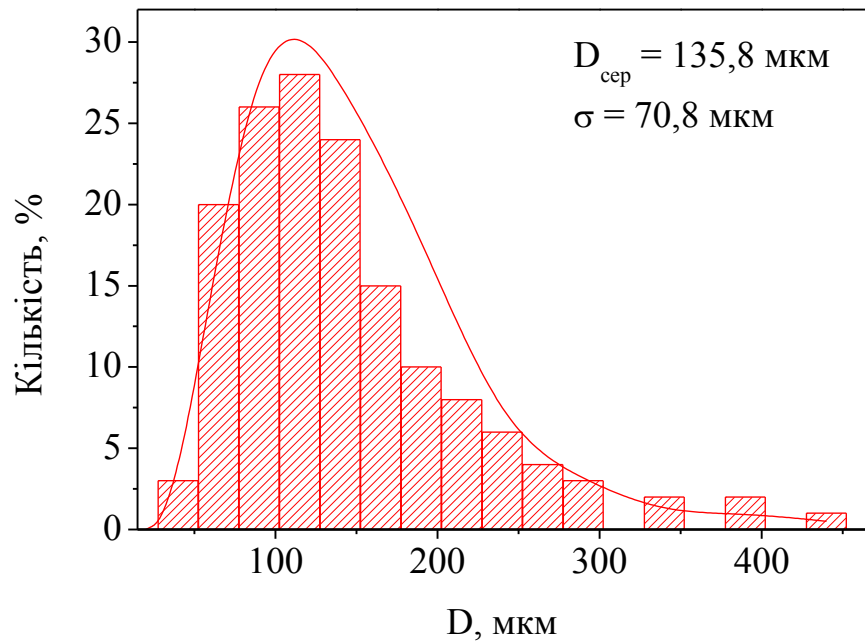
а



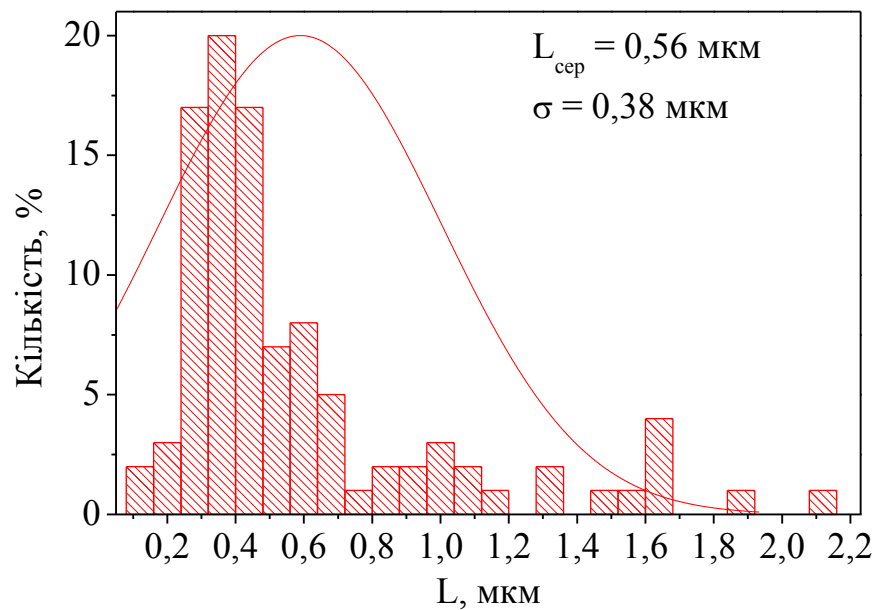
б

Рис. 3.35. Розподіл діаметру пакетів мартенситу (а) та поперечного перерізу рейок мартенситу (б) за розмірами в сталі 40ХНМ після гартування від температури 1050 °С, витримка при гартуванні 30 хв.





а



б

Рис. 3.36. Розподіл діаметру пакетів мартенситу (а) та поперечного перерізу рейок мартенситу (б) за розмірами в сталі 40ХНМ після гартування від температури 1160 °С, витримка при гартуванні 30 хв.

Зростання температури гартування до 1050 °С приводить до утворення аустенітних зерен, розмірів яких змінюється в межах 20,0...270,0 мкм з середнім діаметром 97,4 мкм (рис. 3.32). Середній діаметр пакетів мартенситу складає 47,6 мкм (рис. 3.35, а), а ширина рейок в ньому 0,46 мкм (рис. 3.35, б).

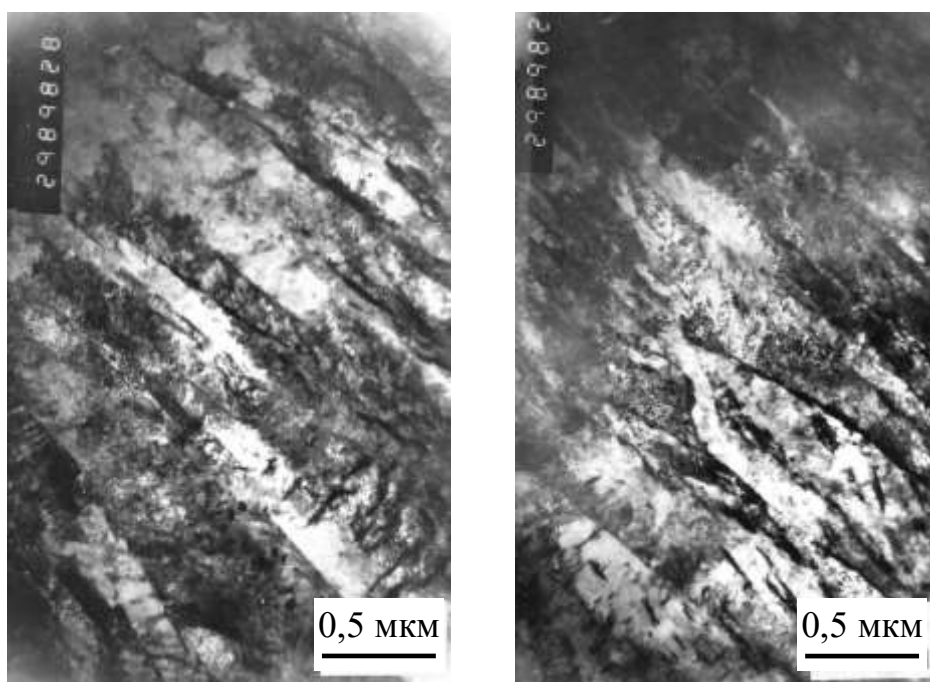
Після гартування від 1160 °С розмір зерна аустеніту різко зростає та середній діаметр сягає 325,6 мкм (рис. 3.33). При цьому з'являються аустенітні зерна розміром понад 800,0 мкм. Відповідно до 135,8 мкм збільшується середній діаметр пакетів мартенситу (рис. 3.36, а), а ширина рейок в них – до 0,56 мкм (рис. 3.36, б).

Електронно-мікроскопічні дослідження виявили в структурі сталі 40ХНМ, незалежно від температури гартування, рейковий та пакетний мартенсит з щільність розташування дислокацій близько  $10^{11}$  см<sup>-2</sup> (рис. 3.37, 3.38). Але у порівнянні зі сталлю 40Х розмір та щільність окремих кристалів  $\alpha$ -фази з ознаками мікродвійникування всередині є меншою.

Загальний вплив температури гартування на розмірні характеристики аустенітних зерен, пакетів і кристалів мартенситу є аналогічним, як для сталі 40Х – при збільшенні температури гартування розміри елементів зростають.

Високий відпуск не змінює розмір колишнього зерна аустеніту сталі 40ХНМ (рис. 3.39). Підвищення температури гартування з 860 до 1050 та 1160 °С сприяє росту після високого відпуску середнього розміру карбідної фази з 0,019 до 0,042 та 0,057 мкм відповідно (рис. 3.40, 3.41) та зростанні частки карбідів розміром понад 0,10 мкм.

Вивчення карбідних виділень сталі 40ХНМ після гартування від 860 °С та високого відпуску показали (рис. 3.40, а, рис. 3.41, а), що середній розмір карбідів складає 0,019 мкм. При цьому їхні розміри значно менші ніж в сталі 40Х, оскільки легування сталей молібденом забезпечує підвищену дисперсність та більш однорідне виділення карбідної фази [592].



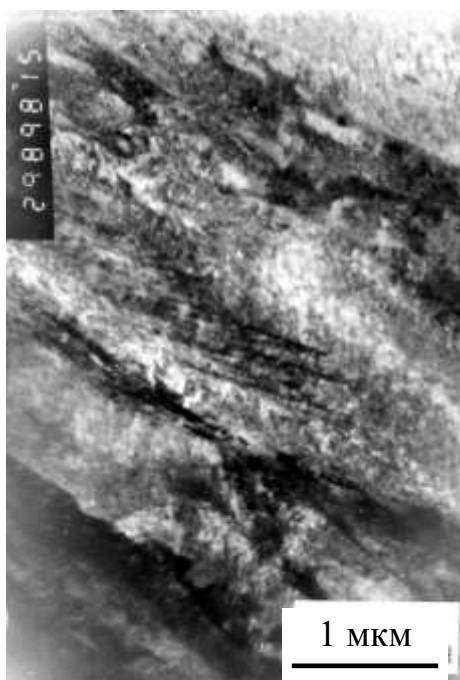
а

б

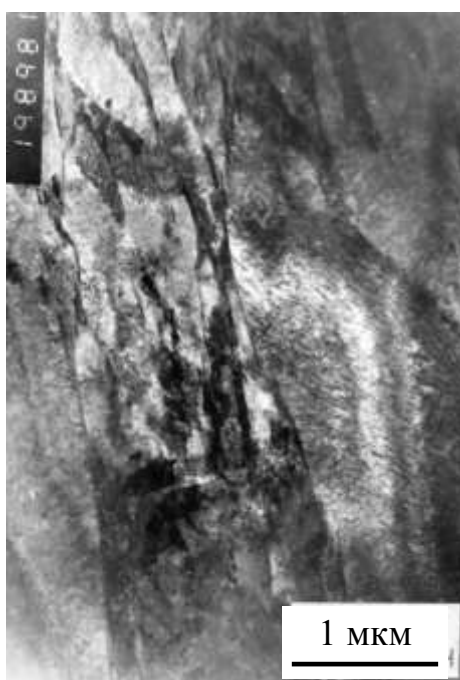


в

Рис. 3.37. Мікроструктура сталі 40ХНМ після гартування від 860 °С (а, б) та 1050 °С (в).



а



б

Рис. 3.38. Мікроструктура сталі 40ХНМ після гартування від 1160 °С.

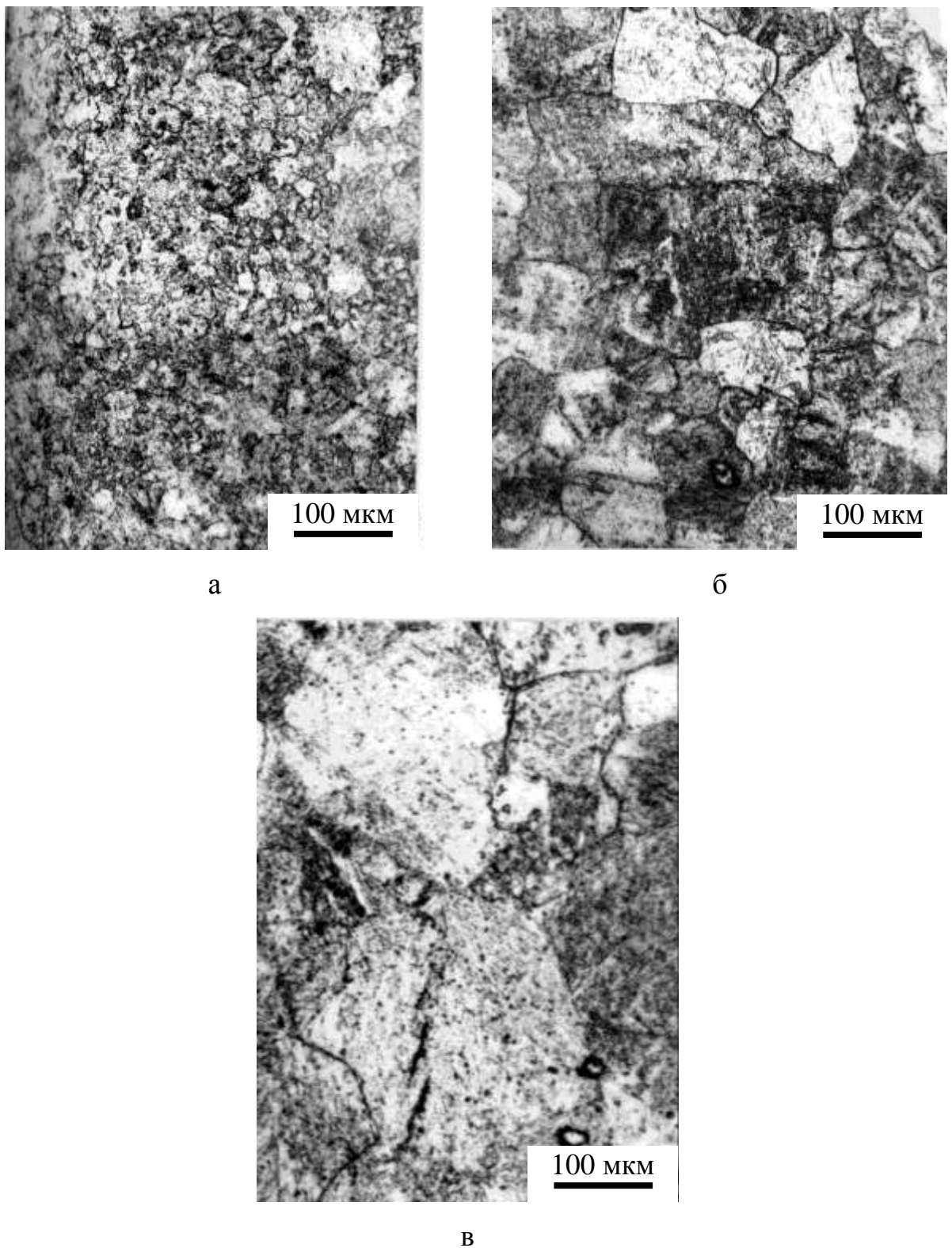
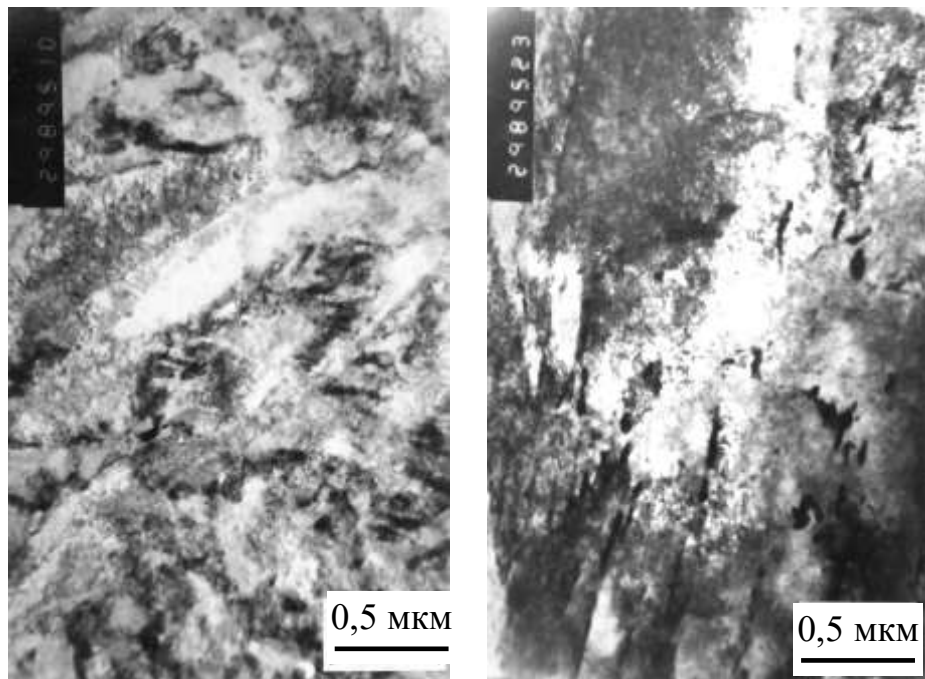
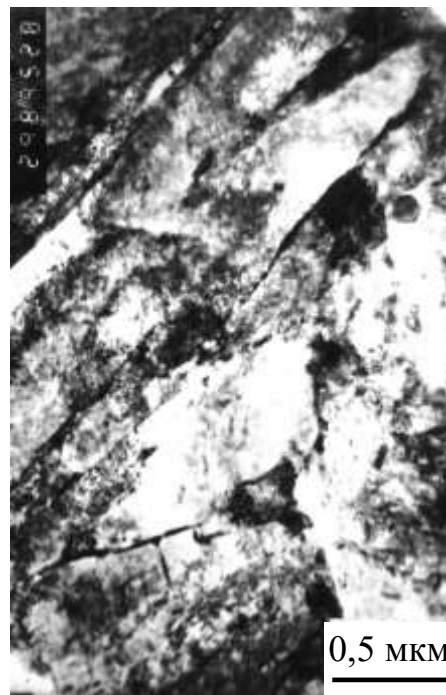


Рис. 3.39. Мікроструктури відпущеної при 600 °С сталі 40ХНМ після гартування від температур 860 °С (а), 1050 °С (б) і 1160 °С (в), витримка під гартування 30 хв. (іонно-плазмове травлення).



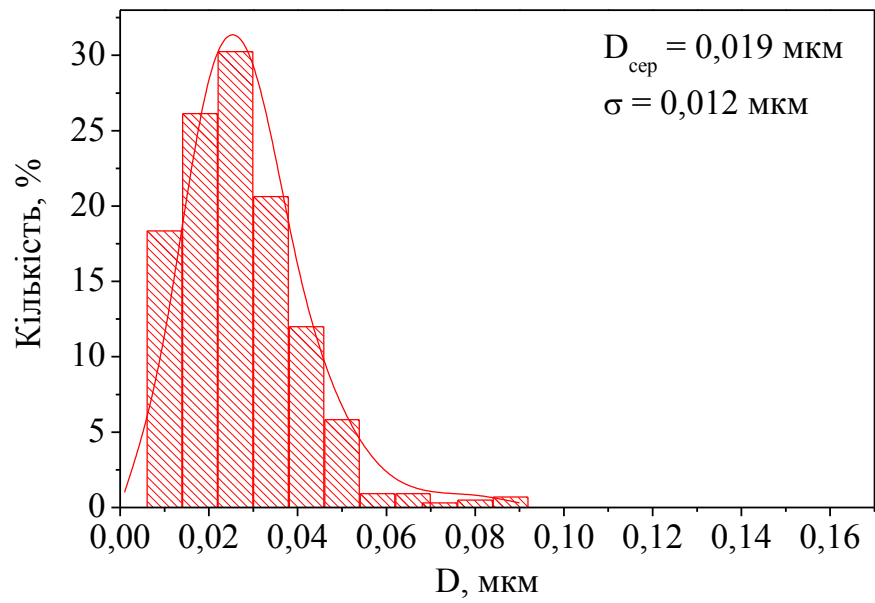
а

б

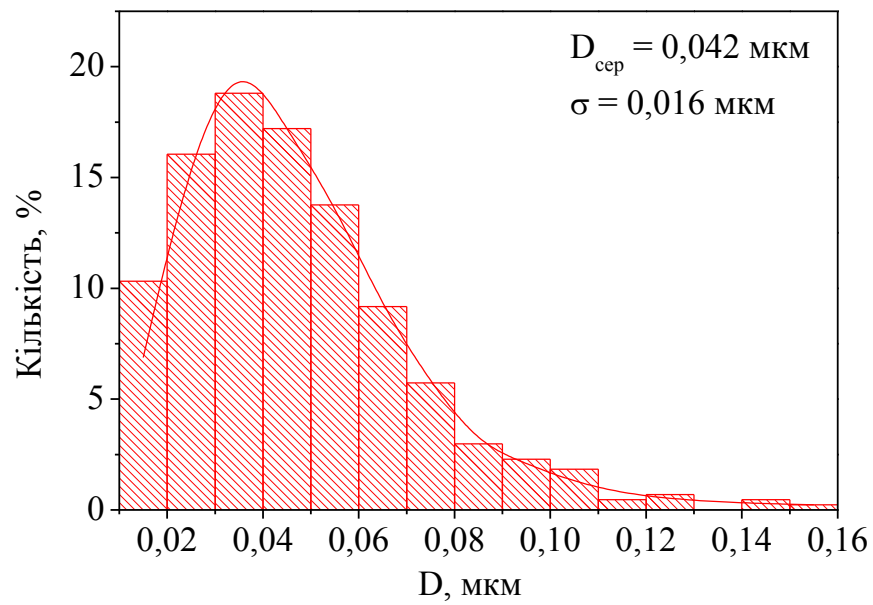


в

Рис. 3.40. Мікроструктура сталі 40ХНМ після гартування від 860 °С (а), 1050 °С (б), 1160 °С (в) та відпуску при 600 °С.

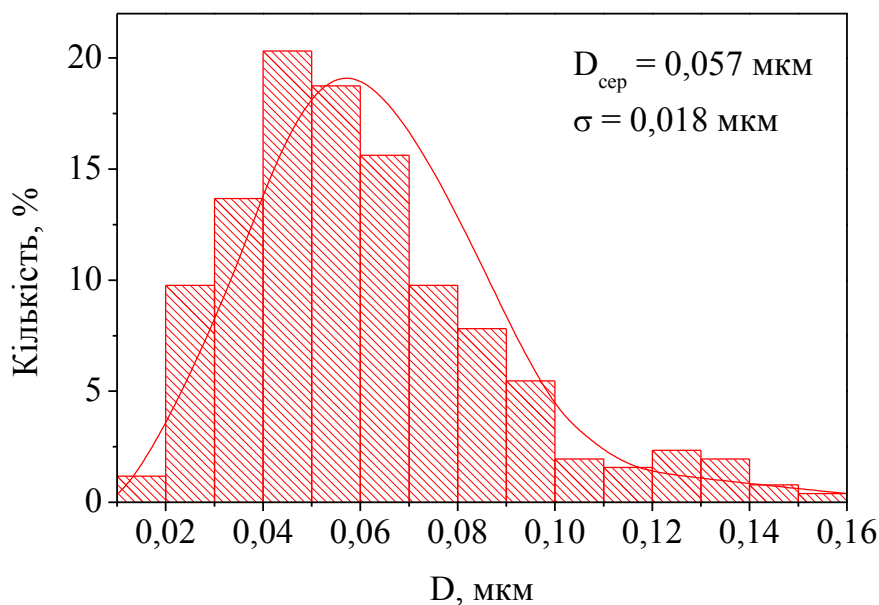


а



б

Рис. 3.41. Розподіл діаметру карбідів ( $D$ ) в сталі 40ХНМ за розмірами після гартування від температур 860 (а), 1050 °С (б) і 1160 °С (в) та відпуску при 600 °С, витримка при гартуванні 30 хв.



в

Рис. 3.41. Продовження.

Гартування від 1050 °С та наступний високий відпуск збільшує розмір карбідних виділень з появою нерівномірності в їхньому розподілі за розмірами (рис. 3.40, б, рис. 3.41, б). Але у порівнянні зі сталлю 40Х після аналогічного режиму термообробки максимальний розмір карбідів майже вдвічі менший. Підвищення температури гартування до 1160 °С сприяє зростанню до 0,057 мкм середнього діаметру карбідів та більш однорідного їхнього розподілу за розмірами (рис. 3.40, в, рис. 3.41, в).

Таким чином, в обох досліджуваних сталях виявлена закономірність щодо зростання із збільшення температури гартування середнього діаметра аустенітного зерна, який є визначальним для розмірів структур гартування (пакетів мартенситу, рейок тощо).

Після гартування в мікроструктурі обох сталей виявлено  $\alpha$ -фазу двох морфологічних типів у вигляді голчастого та пакетного мартенситу з відповідно мікродвійниковою та рейковою будовою. При цьому в сталі 40ХНМ кількість і розмір кристалів першої фази є значно меншими.

Розподіл карбідів за розмірами є більш неоднорідним в сталі 40Х, що



можна пояснити морфологічними особливостями будови голчастого та пакетного мартенситу.

### 3.3.3. Зв'язок склерометричних досліджень з елементами структури та розподілом вуглецю в сталі 40ХНМ.

Аналіз мікроструктури показав, що в сталі 40ХНМ, як і в сталі 40Х, період  $T_2$  не корелює з розмірами аустенітних зерен ( $D_3$ ), пакетів ( $D_{\Pi}$ ) та рейок мартенситу ( $L_p$ ) (табл. 3.6).

Таблиця 3.6

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

$t_{\text{гарт}}, ^\circ\text{C}$	Середній розмір елементів мікроструктури після гартування*, мкм			$T_2, \text{мкм}$ $P = 20 (50) \text{ Г}$	$T_1, \text{мкм}$
	$D_3$	$D_{\Pi}$	$L_p$		
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	325,5	135,8	0,56	220,0...250,0 (215,0...255,0)	64,0

\* $D_3$  – середній діаметр аустенітних зерен;  $D_{\Pi}$  – середній діаметр пакетів мартенситу;  $L_p$  – середній поперечний переріз рейок мартенситу.

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.

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 [568].

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, що підтверджується [308, 593].

#### **3.3.4. Зв'язок зносостійкості з характером мікроструктури зразків сталі 40ХНМ.**

Випробування на зношування проводили за умов, аналогічних до випробування сталі 40X (див. п. 3.2.5). Аналіз результатів вказує (табл. 3.7, рис. 3.42, рис. 3.43) на вищу зносостійкість сталі 40ХНМ порівняно з сталлю 40X, що корелює з твердістю зразків. Підвищення температури гартування до 1050 °С, як і для сталі 40X, підвищує опір зношуванню сталі 40ХНМ лише на 5,7% та в незначній степені зменшує коефіцієнт тертя з 0,154 до 0,150. Подальше зростання температури гартування до 1160 °С, на відміну від сталі 40X, збільшує інтенсивність зношування сталі 40ХНМ майже на 15% та на 8,5% відносно зразків, загартованих від стандартної температури, а також коефіцієнт

тертя до 0,156.

Для встановлення причин виявленої залежності зносостійкості від температурних умов гартування проводили порівняльний аналіз карбідної фази обох сталей.

Таблиця 3.7

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

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

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

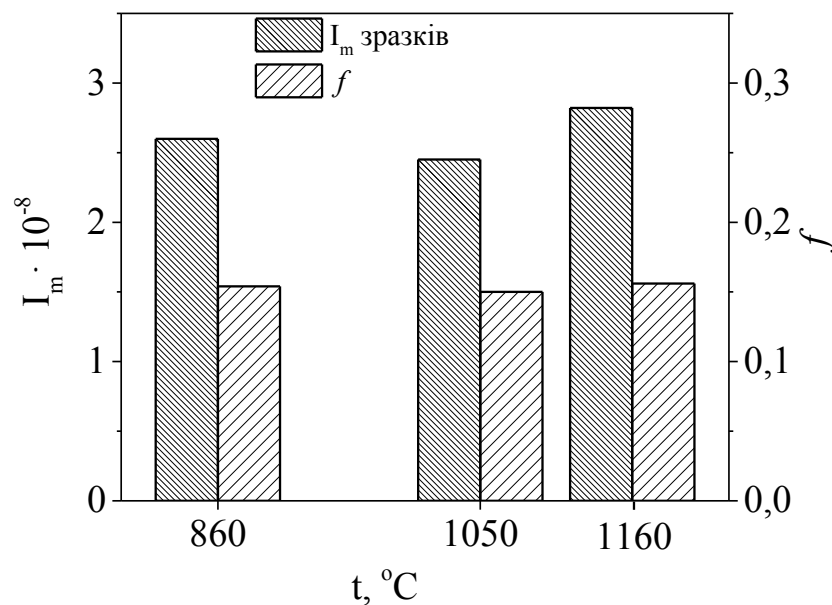


Рис. 3.42. Вплив температури гартування на масову інтенсивність зношування ( $I_m$ ) зразків покращеної сталі 40ХНМ та коефіцієнт тертя ( $f$ ).

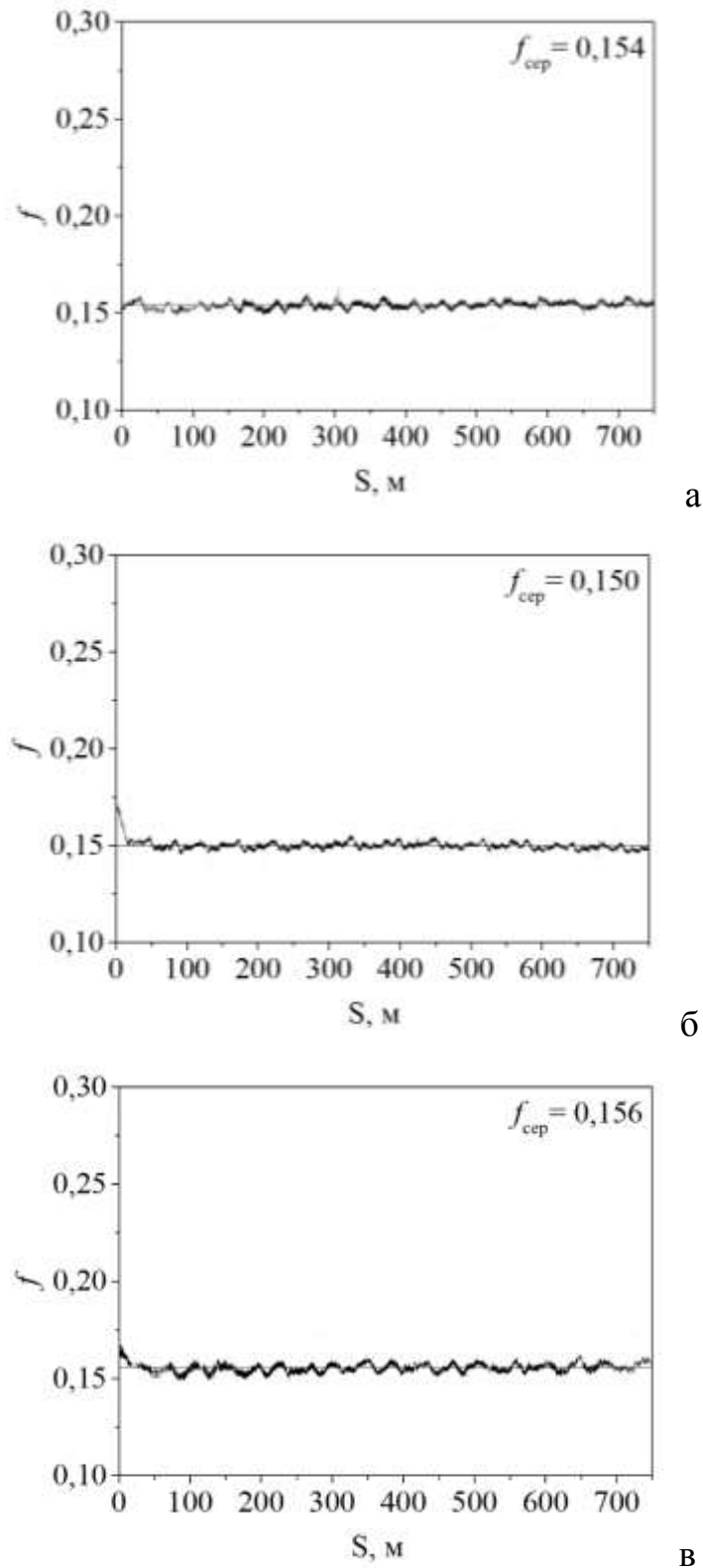


Рис. 3.43. Зміна коефіцієнту тертя ( $f$ ) на шляху тертя ( $S$ ) зразків покращеної сталі 40ХНМ після гартування від 860 °С (а), 1050 °С (б) та 1160 °С (в) при однаковому контртілі.

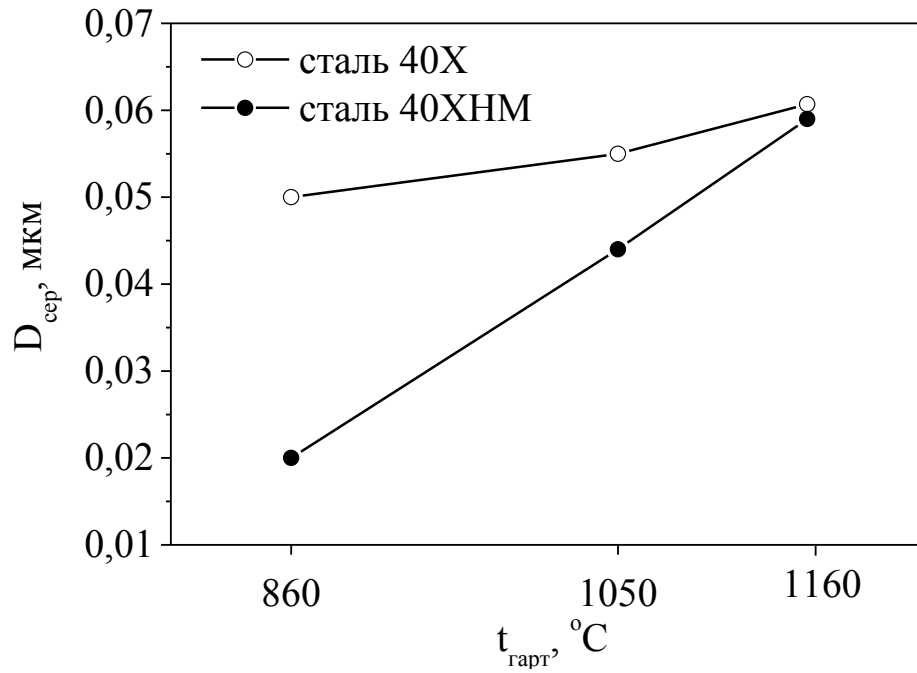
### 3.3.5. Вплив морфології карбідної фази на зносостійкість сталі 40X та 40XНМ.

Дослідження розподілу карбідів показало, 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 40XНМ майже у 2,5 рази менший ніж в сталі 40X (рис. 3.44).

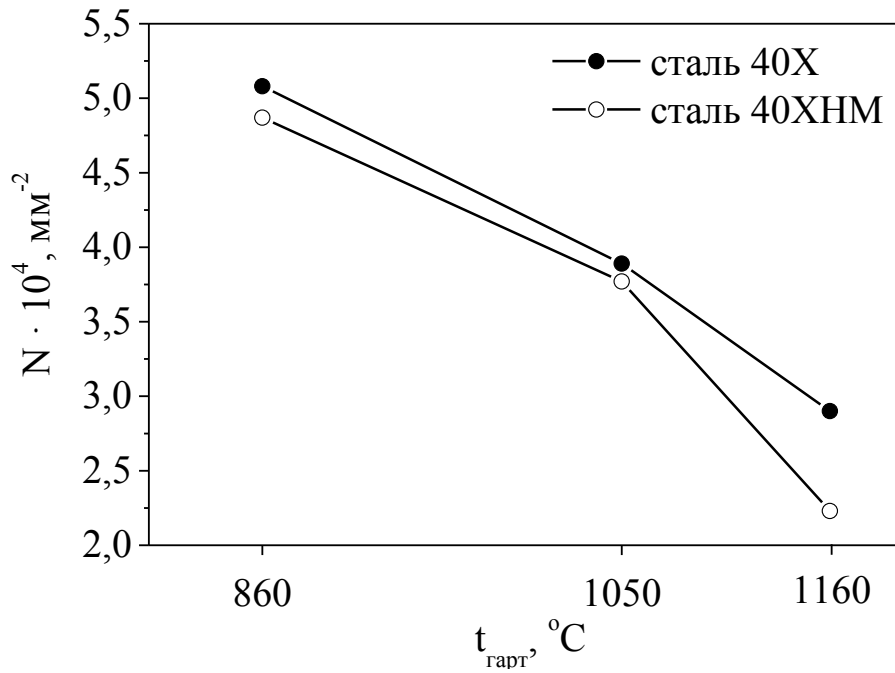
Виділення карбідів відбувається, переважно, на межах комірок пакетного мартенситу, утворених при відпуску, та межах колишніх кристалів голчастого мартенситу, ширина яких незначно перевищує поперечний переріз рейок мартенситу. Мікроструктура та поверхня контактної взаємодії сталей 40X та 40XНМ при стандартній 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 (рис. 3.44), хоча ділянок структури, вільних від карбідних виділень, в даному випадку не спостерігається [568].

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.



а



б

Рис. 3.44. Залежність діаметра карбідів  $D$  (а) і їхньої кількості  $N$  (б) від температури гартування ( $t_{гарт}$ ) сталей 40X і 40XHM після високого відпуску.

Мікроб'єми матеріалу з такою морфологією будови характеризуються наявністю внутрішніх мікростворень, 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 °C є неоднорідною як за структурою, так і за механічними властивостями. Враховуючи, що в менш легованому твердому розчині кристали голчастого мартенситу та карбідна фаза є більшими за розмірами та кількістю (рис. 3.44), гетерогенність поверхні тертя сталі 40X після зазначеної термічної обробки є набагато рельєфнішою, ніж у сталі 40XНМ, що підтверджується склерометричними дослідженнями (рис. 3.4, б та 3.28, б). Це визначає відчутну різницю приросту зносостійкості зразків цих сталей відносно оброблених за стандартною технологією на 19,0 та 5,7% відповідно.

Подальше підвищення температури гартування до 1160 °C зменшує стійкість до зношування сталей 40X та 40XНМ порівняно зі зразками, загартованими від 1050 °C, 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 (рис. 3.44).

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/мм<sup>2</sup> (рис. 3.28), яка близька до максимальних значень мікротвердості фериту при тому самому навантаженні на індентор (рис. 3.21, б). Наслідком цього є зниження зносостійкості навіть по відношенню до зразків, загартованих від 860 °C [568].

На відміну від сталі 40ХНМ, в сталі 40Х при гартуванні від 1160 °С розподіл вуглецю стає ще більш неоднорідним (рис. 3.4, в). 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 (табл. 3.3, значення  $T_2$ ) та віддаляє одержаний тип структури поверхні тертя від оптимальної схеми контактної взаємодії [568]. 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, що співпадає з твердженням праць [594 – 596]. Слід зазначити, що за рахунок гетерогенності сформованої мікроструктури вона все одно залишається більш стійкою до зношування, ніж після стандартної термічної обробки (табл. 3.4).

Щодо зміни коефіцієнту тертя при зміні температури гартування необхідно зазначити, що у загальному випадку коефіцієнт тертя залежить від великої кількості факторів (напружено-деформованого стану фрикційного контакту, механічних і фізико-хімічних властивостей поверхневого шару контактуючих тіл, навколишнього середовища, в тому числі мастильного матеріалу, конструктивних особливостей спряження, режиму роботи вузла тертя тощо) і визначається в основному взаємодією поверхневих шарів твердих тіл, які задіяні в трибологічному контакті.

Взаємодія твердих тіл в процесі тертя розвивається в мікрооб'ємах, що утворюються в зоні дотику цих тіл. Відповідно до [3] в місцях дотику виникають фрикційні зв'язки, що утворюють деяке «третє тіло», яке включає в себе змінений матеріал обох контактуючих тіл, що наділений своїм хімічним складом, напруженим станом і структурою, а силу тертя можна розглядати як суму адгезійної та деформаційної складових. Враховуючи близькі за значення механічні характеристики досліджуваних сталей після різних режимів



термічної обробки зміна морфології карбідної фази, очевидно, змінює морфологію «третього тіла», що в свою чергу з підвищенням температури гартування до 1050 °С зменшує адгезійну складову коефіцієнту тертя.

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, що підтверджується роботами багатьох авторів, зокрема [141, 195, 597 – 605], а також на трибологічні характеристики пари тертя в цілому.

## **Висновки**

1. Метод склерометрії через особливості накопичення та релаксації дефектів в елементах структури, а також завдяки розподілу вуглецю, що виявляється у вигляді циклічного характеру зміни мікротвердості, здатний виявляти розміри цих елементів за умов певного навантаження та кроку вимірювання. Крім того, цей метод може бути застосований для оцінки величини, знаку та розмірів полів залишкових напружень, які формуються в структурах загартованих сталей.

2. Одним з визначальних факторів в розподілі та величині гартувальних напружень, що виникають в покращуваних сталях, є вуглець. Ріст температури аустенітизації сприяє утворенню областей з його підвищеною концентрацією, що призводить до зростання внутрішніх напружень під час мартенситного перетворення та є причинами тріщиноутворень.

3. Розміри елементів структури, таких як аустенітні зерна, мартенситні пакети та окремі його кристали не мають вирішального впливу на розподіл вуглецю при зміні температури гартування, а також зносостійкість середньовуглецевих низьколегованих сталей.

4. Одним з ефективних методів підвищення опору зношування конструкційних сталей є створення неоднорідної за будовою та механічними характеристиками поверхні тертя, яка повинна відповідати оптимальній схемі

контактної взаємодії за даних умов експлуатації рухомого спряження. При цьому локальні ділянки мікроструктури з підвищеною міцністю мають бути стійкими до пластичної деформації при контактному руйнуванні.

5. Підвищення температури гартування до 1050 °С призводить до збільшення нерівномірності розподілу вуглецю в сталях 40Х та 40ХНМ, що супроводжується появою великих кристалів голчастого мартенситу з мікродвійниками всередині. В результаті відпуску відбувається виділення на мікродвійникових межах крупних карбідів з утворенням мікрооб'ємів з підвищеною міцністю та стійкістю до розвитку процесів пластичної деформації при терті.

6. Наближення розмірів та розподілу таких мікрооб'ємів за поверхнею контактної взаємодії до вимог оптимальної схеми взаємодії зменшує коефіцієнт тертя та підвищує зносостійкість не лише окремого елемента пари тертя, а й спряженого з ним, що знижує інтенсивність зношуванню вузла тертя в цілому. Це свідчить про наявність суттєвого «потенціалу» мікроструктури середньовуглецевих низьколегованих сталей для покращення експлуатаційних характеристик рухомих спряжень.

7. Легування сталі 40ХНМ нікелем і молібденом гальмує утворення та укрупнення областей з підвищеною концентрацією вуглецю із зростанням температури аустенітизації, що визначає значно менший порівняно зі сталлю 40Х приріст зносостійкості сталі 40ХНМ з ростом температури гартування.

8. Подальше зростання температури гартування до 1160 °С хоча і формує неоднорідну за механічними характеристиками мікроструктуру, але віддаляє тип будови поверхні тертя від вимог, які висуваються до організації зносостійких структур, зазначених в п. 3.1.2, що знижує опір зношуванню досліджуваних сталей.

#### **РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ХАРАКТЕРУ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ В ЛИТОМУ СТАНІ**

Ливарне виробництво в XXI столітті продовжує залишатися основною заготівельною базою галузей важкого та середнього машино- і верстатобудування. Литтям виготовляють вироби складної конфігурації від декількох грамів до сотень тон, які важко або неможливо отримати іншими видами обробки. При цьому вартість литої деталі в більшості випадків нижче вартості аналогічної деталі, виготовленої іншими технологічними процесами [606].

Новітні технології лиття мають значну перевагу порівняно з іншими методами отримання елементів конструкцій завдяки можливості регулювати властивості металу та процес кристалізації з метою формування як у внутрішніх об'ємах, так і в поверхневих шарах певної мікроструктури для підвищення механічних, технологічних та службових характеристик сплавів у виливках [606]. На даний час освоєно технологічні процеси високоякісного та високоточного лиття відповідальних деталей, що працюють, зокрема, в умовах контактної взаємодії. Це блоки і головки блоків циліндрів, поршні і поршневі кільця, лопаті газових турбін, робочі колеса і направляючі насосів, валки прокатних станів, корпусні деталі металорізальних верстатів, колінчасті вали, маточини коліс транспортних засобів тощо, які в багатьох випадках використовуються в литому стані та не проходять додаткової термічної обробки. Тому з ростом потреб у ливарних конструкційних матеріалах, окрім високих фізико-механічних та технологічних характеристик, до цих сплавів пред'являються особливі вимоги щодо експлуатаційних властивостей, зокрема зносостійкості.

Як вже було зазначено, причиною виходу з ладу більшості машин та механізмів є зношування поверхонь деталей рухомих спряжень. Поновлення їхньої працездатності полягає, переважно, у ремонті зношених елементів

конструкцій або шляхом повної заміни, або проведення комплексу відновлювальних робіт. Одним з найбільш ефективних, економічних та розповсюджених методів відновлення зношених деталей під номінальний розмір, забезпечення їх цілісності та протидії зносу робочих поверхонь є наплавлення, при якому на робочих поверхнях формується лита структура [607].

В світовій практиці накопичено значний досвід з використання залізовуглецевих сплавів в литому стані як зносостійких матеріалів [608 – 610]. Але, незважаючи на численні дослідження в цьому напрямі, багато проблем з вибору, отримання та практичного використання конструкційних ливарних сплавів залишаються невирішеними [611 – 615]. В літературі зустрічаються роботи, в яких відзначено роль мікроструктури у формуванні зносостійких станів литих матеріалів, зокрема [258 – 262, 537, 538, 541]. Нажаль, лише незначна частина авторів аналізує залежність опору зношуванню від розмірних параметрів мікроструктури, що вказує на актуальність проведення досліджень у даному напрямі.

#### **4.1. Відновлення колісних пар залізничних вагонів методом наплавлення.**

Наплавлення – це найбільш простий, доступний і дешевий спосіб відновлення деталей і вузлів, яке полягає в нанесенні на деталь за допомогою зварювання плавленням необхідної кількості матеріалу, що має потрібні властивості та характеристики. Його застосування забезпечує економію метала, покращує показники роботи обладнання та машин, скорочує їх ремонтні простої, дозволяє знизити потребу в запасних частинах, а також зменшити собівартість ремонту [616].

Одною з найбільш металомісткою галуззю більшості розвинутих країн світу є залізничний транспорт. Аналіз сучасного стану та тенденція розвитку

вказує на те, що незважаючи на його стабільну роботу, існує низка серйозних проблем, пов'язаних, зокрема, з високим ступенем зношування основних засобів. Їх вирішення при прогнозованому зростанні попиту на перевезення та вимог до безпеки експлуатації потребує великих витрат на поточне утримання та ремонт [617, 618].

За останні два десятиліття умови експлуатації рухомого складу залізниці стали більш жорсткими, але найбільш пошкоджуваним вузлом вагонів виявились колісні пари [619]. Їх ремонт в більшості випадків полягає у відновленні профілю поверхні кочення [620, 621]. На даний час широко розповсюджується ефективна технологія поновлення геометричних параметрів зношених поверхонь наплавленням з наступною механічною обробкою, що знижує у 3,5 рази темп обточування ободів вагонних коліс та за рахунок цього на 50 – 60% подовжує термін експлуатації колісних пар [622].

Умови проведення цього технологічного процесу суттєво впливають на структуру наплавленого шару [623, 624], зокрема на формування первинних кристалітів, їх дисперсність, щільність та морфологію [625]. Це, очевидно, позначається на експлуатаційних властивостях деталей після проведення ремонтно-відновлювальних робіт та вимагає більш детального вивчення.

#### **4.1.1. Дослідження мікроструктури та мікротвердості методом дряпання вагонного колеса після автоматичного наплавлення під флюсом.**

З метою встановлення зв'язку між структурою та механічними характеристиками вагонного колеса, відновленого методом наплавлення, дослідження проводили на зразках, вирізаних із суцільнокатаного колеса вантажного вагону (рис. 4.1) після електродугового наплавлення під флюсом. Хімічний склад вагонного колеса наведено в табл. 2.3, а електроду – в табл. 2.4.

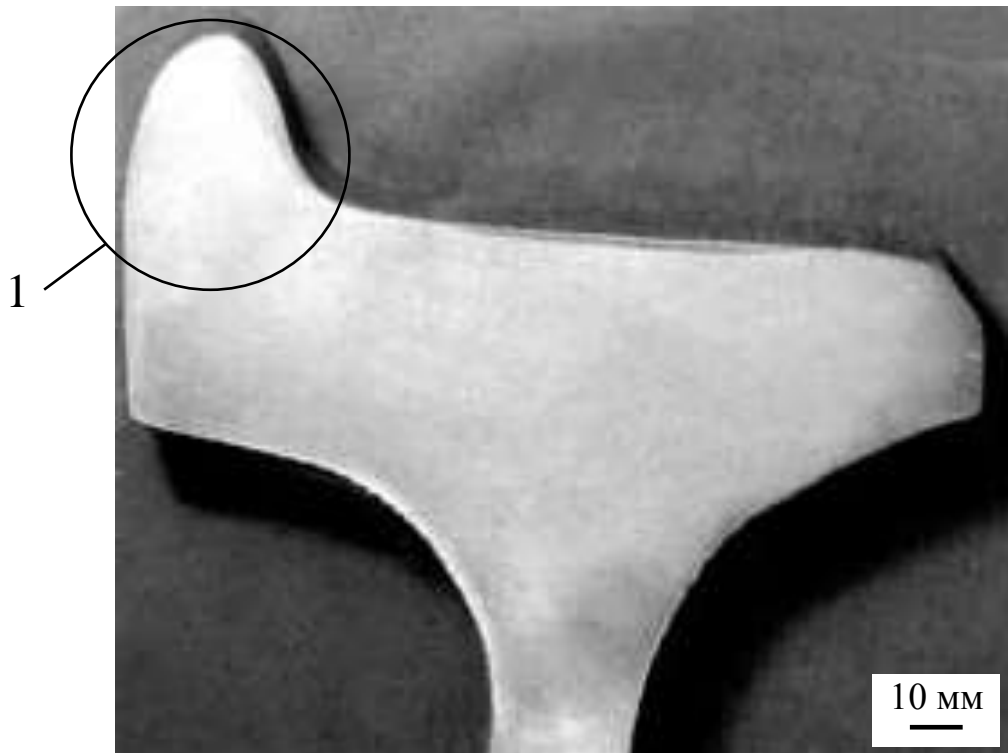


Рис. 4.1. Переріз обода суцільнокатаного вагонного колеса.

1 – місце вирізу зразків для проведення досліджень

Переріз гребня після наплавлення схематично представлено на рис. 4.2, в якому можна виділити п'ять зон: 1 – наплавлений шар; 2 – сплавлення двох наплавлених шарів; 3 – сплавлення основного та наплавленого металу; 4 – зона термічного впливу; 5 – основний метал.

Визначення твердості за методом Брінелля показало (табл. 4.3), 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.

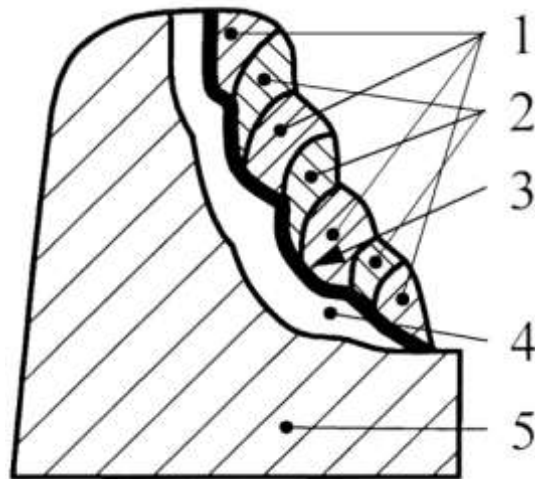


Рис. 4.2. Переріз гребня суцільнокатаного вагонного колеса після наплавлення.

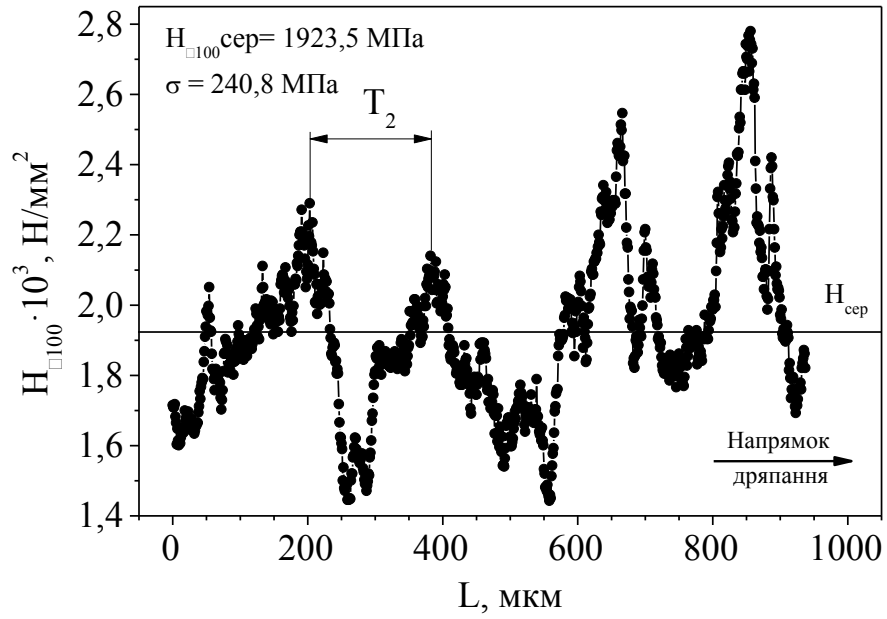
- 1 – наплавлений шар, 2 – зона сплавлення двох наплавлених шарів,  
 3 – зона сплавлення основного та наплавленого металу,  
 4 – зона термічного впливу, 5 – основний метал.

Таблиця 4.3.

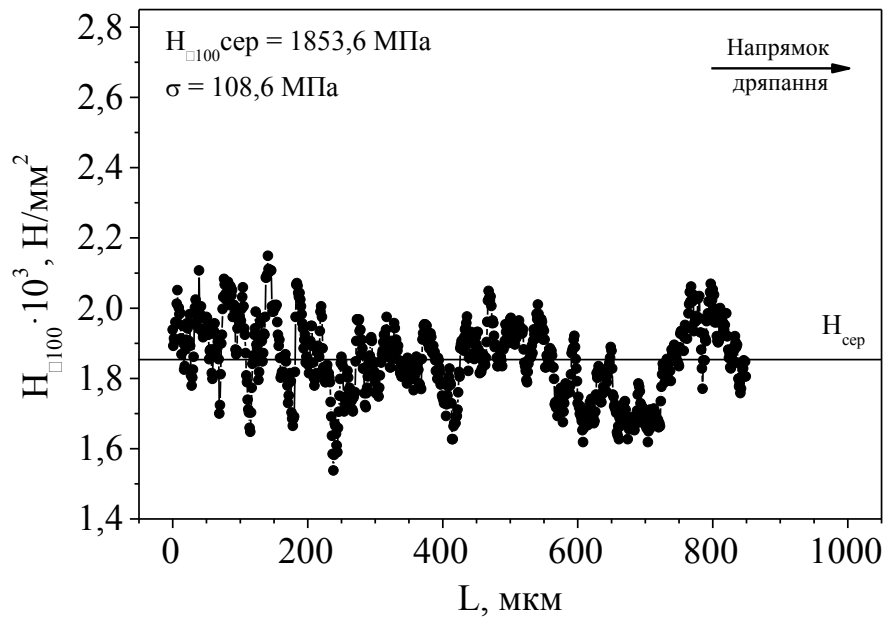
Вимірювання твердості за методом Брінелля  
 зон гребня вагонного колеса після наплавлення

	Номер зони (рис. 4.2)				
	1	2	3	4	5
Твердість, МПа	2440	2360	2910	2710	2610

Оскільки найбільший інтерес представляла структура наплавленого металу, то склерометричні дослідження проводили на зонах 1 і 2 [626]. Отримані скрещграми при навантаженні на індентор 100 г з кроком 1 мкм показали (рис. 4.3), що середні значення мікротвердості зазначених зон, як і твердості, відрізняються несуттєво та складають 1923,5 та 1853,6 МПа відповідно. Водночас максимальні та мінімальні значення мікротвердості зони 1 різняться майже вдвічі та складають 1440 та 2780 МПа відповідно (рис. 4.3, а).



а



б

Рис. 4.3. 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).



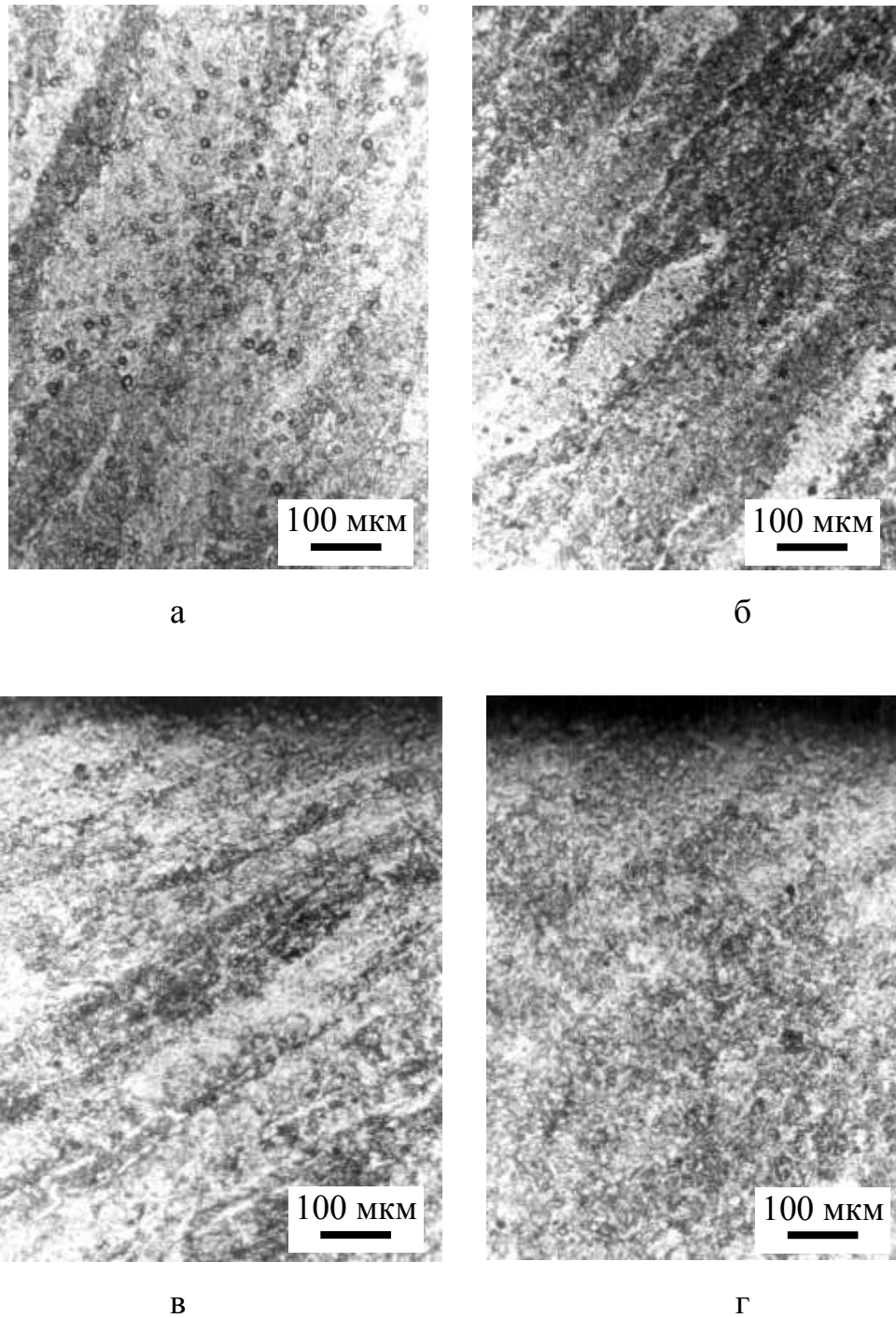


Рис. 4.4. Мікроструктури наплавленого шару (а – в) та зони сплавлення двох шарів (г): а – область вузьких стовпчастих кристалітів близько основного металу, б – область розгалужених кристалітів, в – приповерхнева область орієнтованих стовпчастих кристалітів.

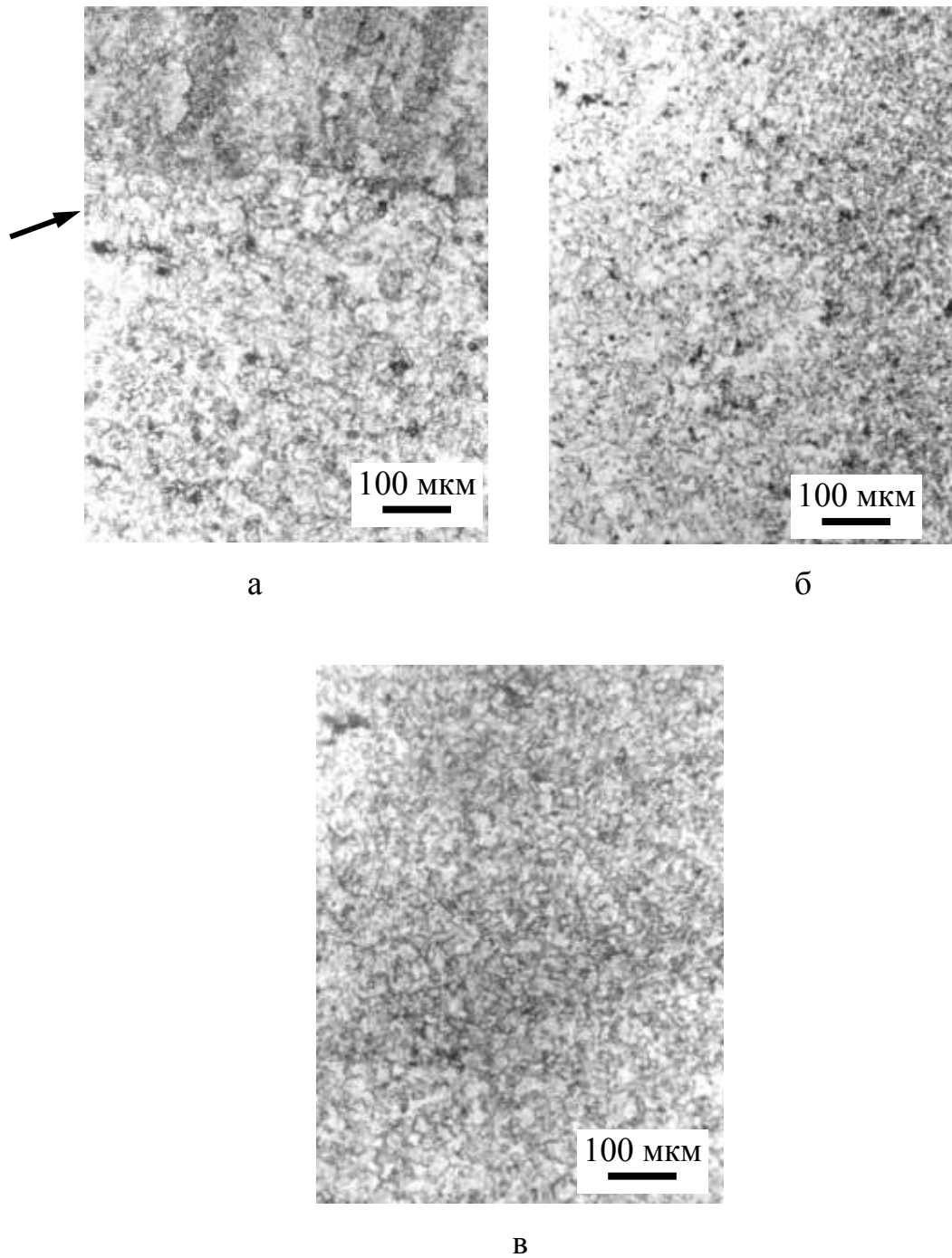


Рис. 4.5. Мікроструктура основного металу вагонного колеса після наплавлення: а – зона сплавлення основного та наплавленого металу, б – зона термічного впливу, в – основний метал.

При цьому, як і для покращуваних сталей, загартованих від високих температур, на скречграмі чітко виявляється певна періодичність з періодом  $T_2$  (рис. 4.3, а). На відміну від цього мікротвердість зони 2 змінюється в межах 1540...2150 МПа, максимальні та мінімальні її значення відрізняються лише на 30%, а період  $T_2$  виявити важко (рис. 4.3, б).

Дослідження мікроструктури наплавлених шарів виявили, що вона залежить від умов кристалізації (зона 1, рис. 4.4). Зокрема, близько до основного металу сформувались чітко спрямовані вузькі стовпчасті кристаліти (рис. 4.4, 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. 4.4, б), для яких характерна поява відгалужень, орієнтованих в напрямку відбору тепла. Близько поверхні знову спостерігаються чітко орієнтовані стовпчасті кристаліти (рис. 4.4, в), ріст яких відбувся у напрямку, протилежному до максимального тепловідводу. В області сплавлення двох шарів (зона 2, рис. 4.2) дендритна структура не спостерігається (рис. 4.4, г).

В структурі основного металу чітко виявляється зона термічного впливу (зона 4, рис. 4.2), але вона не є однорідною. В зоні сплавлення основного та наплавленого металу шириною 200,0...250,0 мкм (зона 3, рис. 4.2), яка є частиною зони термічного впливу, сформувались зерна розміром 50,0...60,0 мкм (рис. 4.5, а, показано стрілкою). Далі вглиб спостерігається область шириною 2,5...3,0 мм з середнім діаметром зерна 10,0...15,0 мкм (рис. 4.5, а, б). Зерна металу поза зоною термічного впливу змінюються в межах 12,0...40,0 мкм з середнім діаметром 21,0 мкм (рис. 4.5, в).

Співставлення досліджень мікротвердості та мікроструктури показує, що на скречграмі зони наплавленого шару (рис. 4.3, а) відстань між мінімумами співпадає з центрами осей первинних кристалітів структури (світлі ділянки на рис. 4.4 а – в), а між максимумами – з центрами міжосних ділянок. Водночас невеликий розбіг значень мікротвердості зони сплавлення двох наплавлених

шарів (рис. 4.3, б) підтверджується гомогенністю її структури (рис. 4.3, г).

#### 4.1.2. Зв'язок зносостійкості з мікроструктурою литої сталі.

Випробування на зношування проводили за умов, аналогічних до випробування сталі 40Х (див. п. 3.2.5), але, враховуючи меншу контактну площу зразків, навантаження на них складало  $P = 200$  Н, відповідно питоме навантаження  $\sigma_p = 4$  МПа. Зносостійкість кожної зони визначали окремо. Випробування зразків проводили протягом 10 годин. 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.

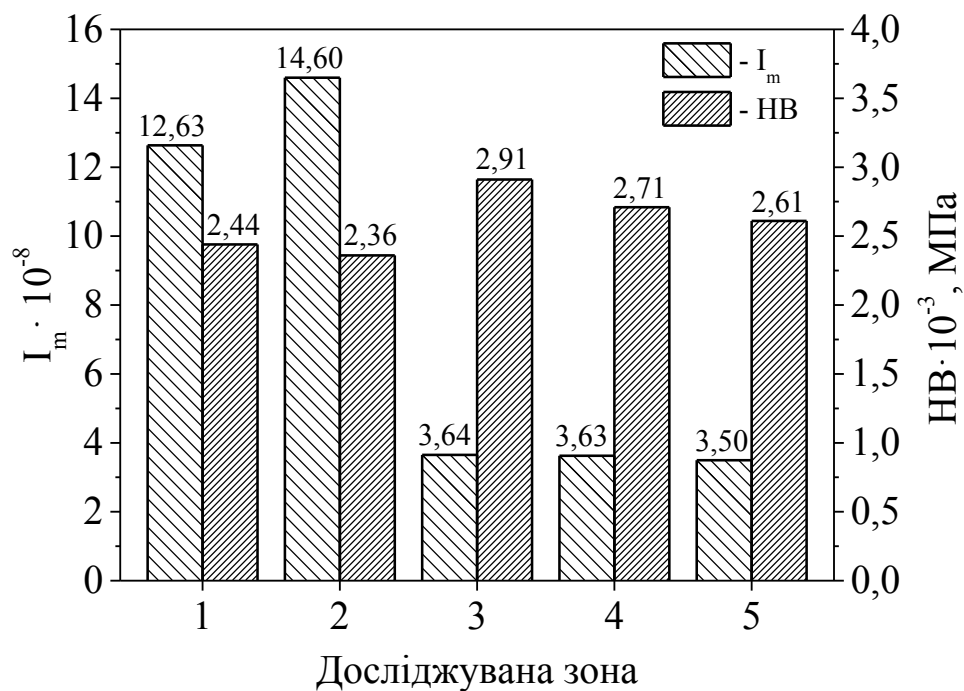


Рис. 4.6. Середня масова інтенсивність зношування ( $I_m$ ) та твердість (HV) зразків, вирізаних із різних зон вагонного колеса після наплавлення: 1 – наплавлений шар, 2 – зона сплавлення двох шарів, 3 – зона сплавлення основного та наплавленого металів, 4 – зона термічного впливу, 5 – основний метал.

Випробування на зношування показали, що зносостійкість зони сплавлення основного та наплавленого металів і зони термічного впливу (рис. 4.6, зона 3 та 4 відповідно) суттєво не відрізняється від зносостійкості основного металу (рис. 4.6, 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. Середня зносостійкість зразків наплавленого шару (рис. 4.6, зона 1) є вища, ніж зразків, що були отримані із зони сплавлення двох шарів (рис. 4.6, зона 2).

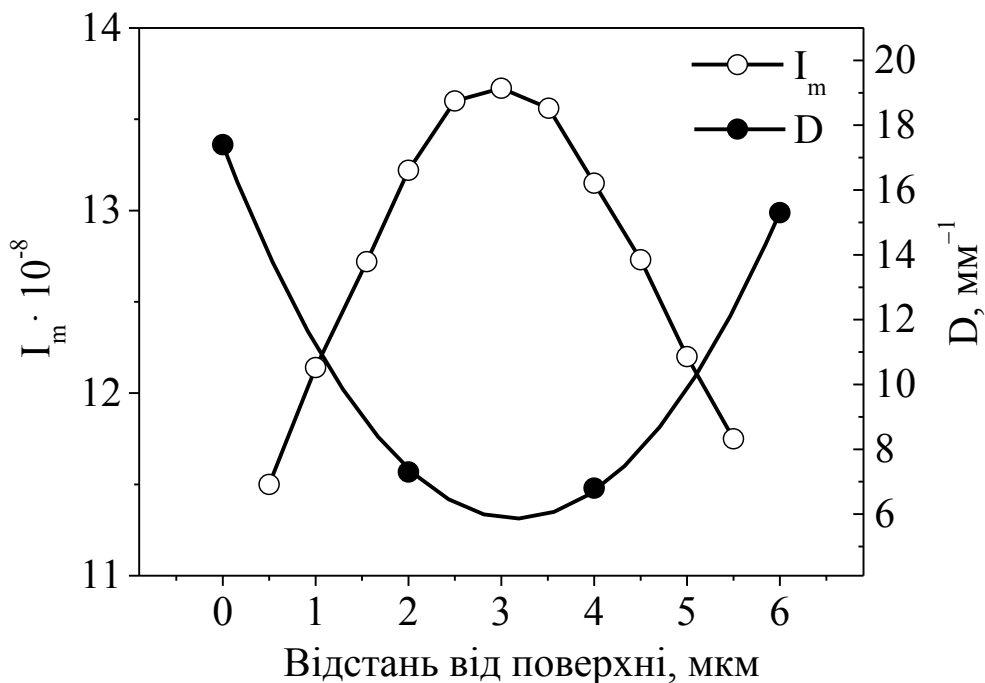


Рис. 4.7. Зміна масової інтенсивності зношування ( $I_m$ ) та дисперсності первинних кристалітів ( $D$ ) за глибиною наплавлених шарів з орієнтованими кристалітами, спрямованими перпендикулярно до поверхні тертя.

Дослідження зносостійкості наплавлених шарів з орієнтованими кристалітами, спрямованими перпендикулярно до поверхні тертя показало, що їх масова інтенсивність зношування змінюється за глибиною (рис. 4.7). 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. 4.7), розрахованої за методикою [522], показав, що максимальне її значення має приповерхнева структура (рис. 4.4, в) з середнім періодом між максимумами  $T_2 = 200,0...220,0$  мкм (рис. 4.3). З віддаленням від поверхні вона сягає мінімуму в центрі наплавленого шару в області розгалужених кристалітів (рис. 4.4, 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. 4.4, а).

Як видно з рис. 4.7, 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 40Х, як і сталі 08Г2С у литому стані, має структура з періодом  $T_2 = 200,0...250,0$  мкм (табл. 3.3). 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.

## **Висновки**

1. Формування в наплавленому шарі гетерогенної за будовою та механічними характеристиками орієнтованої структури приводить до суттєвого

зменшення її зношування порівняно із гомогенною.

2. Збільшення дисперсності структури первинних кристалітів при збереженні їх орієнтації перпендикулярно до поверхні контактної взаємодії наближує структуру до вимог оптимальної схеми механічної взаємодії при терті та сприяє підвищенню зносостійкості наплавленого металу.

3. Визначальну роль у формуванні необхідної для підвищення зносостійкості металу структури відіграють умови кристалізації, що забезпечують чергування первинних феритних кристалітів та міжосних ділянок з підвищеним вмістом вуглецю.

4. Близькі значення періоду  $T_2$  між мікрооб'ємами з підвищеними механічними характеристиками як для литої структури, так і для структури після покращення вказує на існування загального принципу формування зносостійких станів конструкційних сталей.

## **РОЗДІЛ 5. ВПЛИВ ХАРАКТЕРУ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ**

Стійкість інструментів для обробки металів та інших матеріалів великою мірою зумовлює продуктивність підприємств в цілому, оскільки у собівартості випуску продукції витрати на інструментальне забезпечення є досить значними. Тому використання інструментальних сталей, які забезпечують максимально можливу довговічність інструмента та правильний вибір сталей з урахуванням виду обробки та оброблюваного матеріалу є важливим завданням.

Інтенсивний розвиток металургії та машинобудування, інтенсифікація процесів різання та обробки тиском, використання все в більших обсягах важкооброблюваних конструкційних матеріалів із спеціальними властивостями, необхідність економної витрати легуючих матеріалів є основними передумовами для подальшого вдосконалення хімічного складу та технологій обробки інструментальних сталей і сплавів [627 – 630].

Одними з основних вимог, які ставляться до інструменту, є висока твердість, зносостійкість, ударна в'язкість і міцність при хорошій теплостійкості [631 – 633]. З них на першому місці завжди ставляться твердість та зносостійкість [627].

Необхідна твердість будь-якої сталі може бути точно досягнута за допомогою термообробки, правильного вибору температури та тривалості відпуску. На відміну від твердості зносостійкість інструменту є наслідком сукупних процесів та дуже складною властивістю, яка в значній степені залежить від зовнішніх чинників, зокрема якості оброблюваного матеріалу, коефіцієнта тертя, величини контактних напружень, особливостей технології виробництва та умов експлуатації [627].

В літературі зустрічаються роботи, в яких наведені лінійні залежності між зносостійкістю та вмістом карбідів в інструментальних сталях [127, 627]. Але, крім кількості, на опір зношуванню суттєвий вплив мають також тип та хімічний



склад сформованої карбідної фази, що визначають рівень її міцнісних властивостей [141, 634]. В свою чергу структура та морфологія карбідів легованих інструментальних сталей багато в чому залежать від способу термобробки, яким вони були отримані [141, 512], що є значимим фактором для пошуку шляхів покращення довговічності інструменту за допомогою оптимізації режимів термічної обробки.

### **5.1.1. Склерометричні дослідження зразків сталі Х6ВФ.**

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 [488 – 485]. Їхнє формування зумовлене особливостями поведінки у відповідних температурних інтервалах різних карбідів, які в легованих сталях можуть відрізнятися умовами утворення, кристалічними ґратками, морфологією, вмістом легувальних елементів та дисперсністю [491 – 492].

Тому дослідження проводили на інструментальній сталі Х6ВФ, хімічний склад якої наведено в табл. 2.2, після стандартної термічної обробки (гартування від 1000 °С в оливу, відпуск при 200 °С [484]) 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 проводили при навантаженні  $P = 20$  г з кроком вимірювання 1,8...2,8 мкм. Поведінка мікротвердості сталі Х6ВФ після стандартного режиму термічної обробки показує (рис. 5.1), що її середнє значення складає  $9,8 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>, а середньоквадратичне відхилення – приблизно п'яту його частину [635]. Структура за механічними характеристиками близька до однорідної, а окремі поодинокі сплески мікротвердості до  $25,0 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> (А, рис. 5.1) пов'язані з перетином

подряпиною окремих великих тугоплавких карбідів (рис. 5.9).

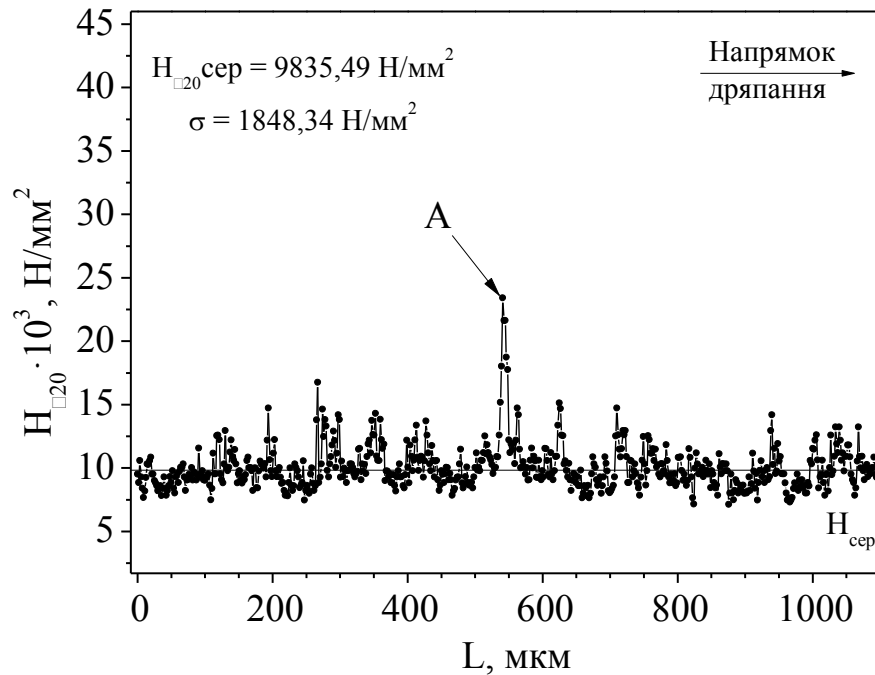
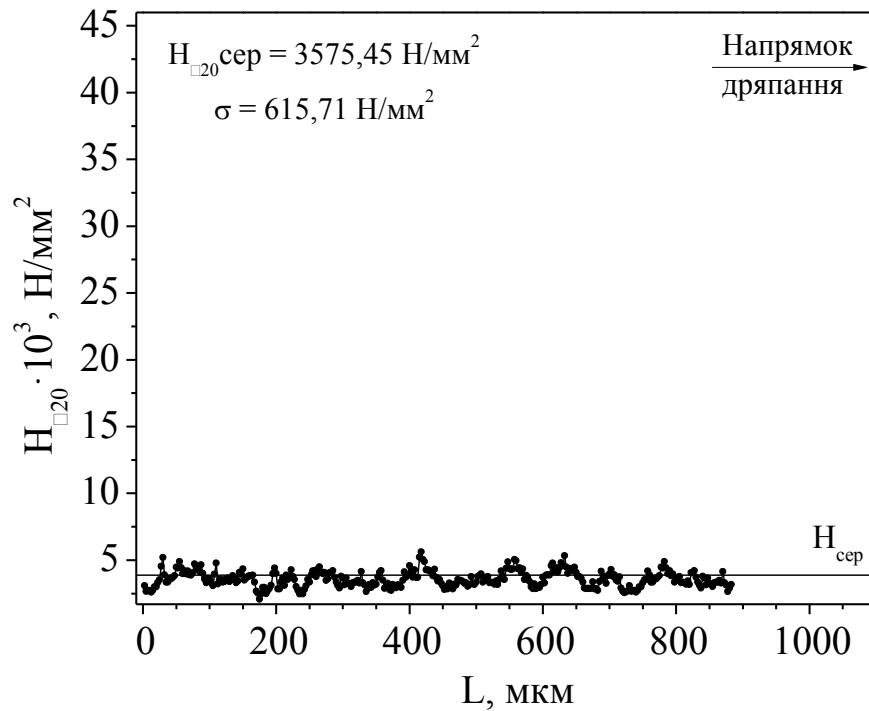


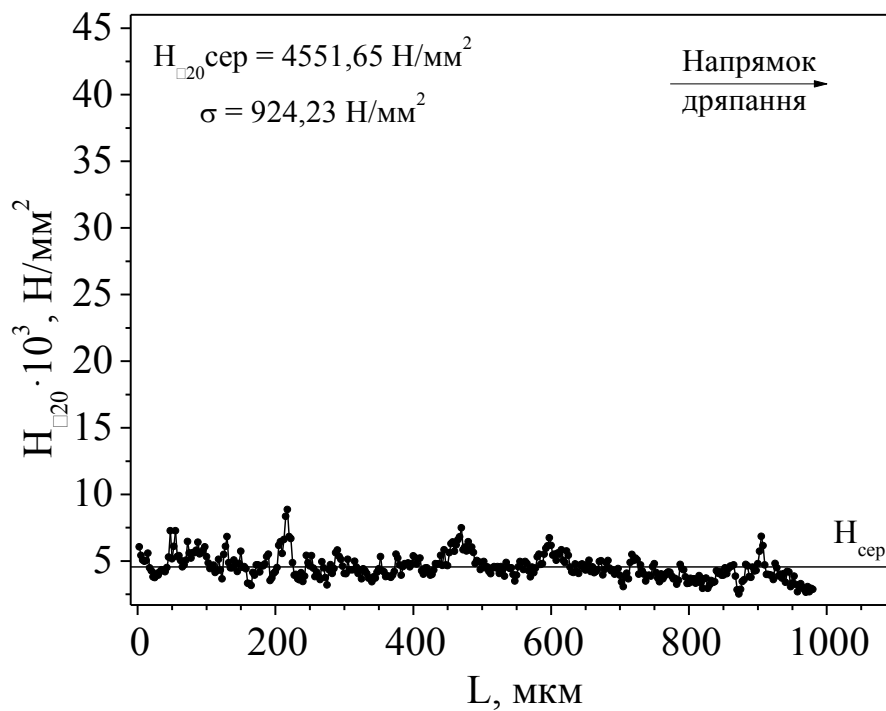
Рис. 5.1. Зміна мікротвердості ( $H_{\square 20}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі Х6ВФ після гартування від  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  з нагріванням у печі та відпуску при  $200\text{ }^\circ\text{C}$ .

При швидкісній електротермічній обробці з підвищенням температури гартування з  $760$  до  $950\text{ }^\circ\text{C}$  збільшення середнього значення мікротвердості з  $3,6$  до  $6,9 \cdot 10^3 \text{ Н/мм}^2$  (рис. 5.2, а, рис. 5.3, а) відбувається за лінійною залежністю (рис. 5.5), а середньоквадратичне відхилення, як і після стандартної термічної обробки, складає близько п'ятої частини від середнього значення, що вказує на однорідність структур.

З подальшим зростанням температури нагрівання під гартування до  $1060\text{ }^\circ\text{C}$  середнє значення мікротвердості також зростає лінійно до  $8,5 \cdot 10^3 \text{ Н/мм}^2$  (рис. 5.5). Але разом з тим збільшується нерівномірність в її розподілі та середньоквадратичне відхилення, яке лише у 2,6 рази менше за середнє значення. На скречграмі з'являється явно виражена періодичність з періодом  $T_2 = 150,0 \dots 190,0 \text{ мкм}$ .

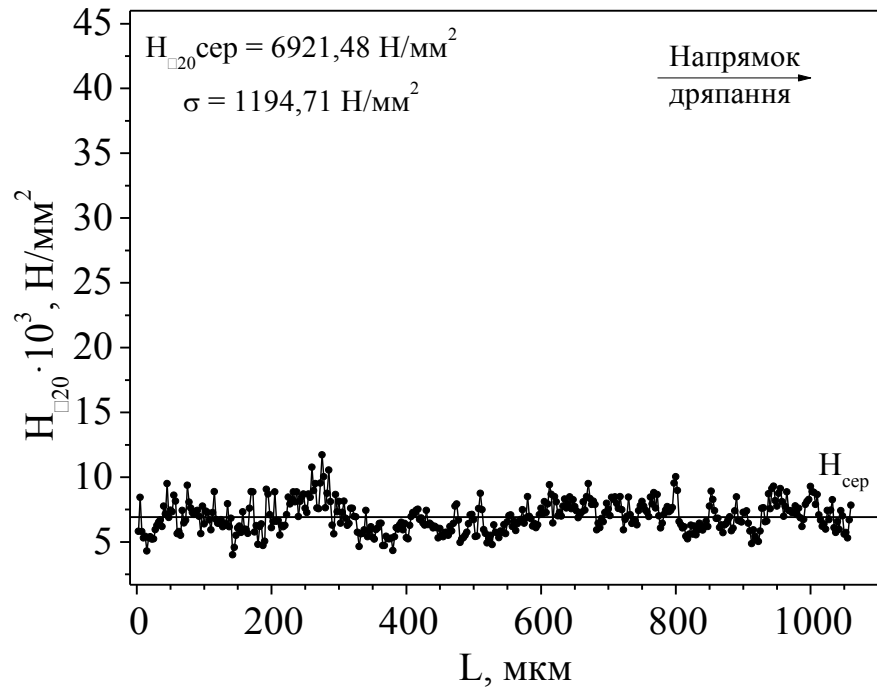


а

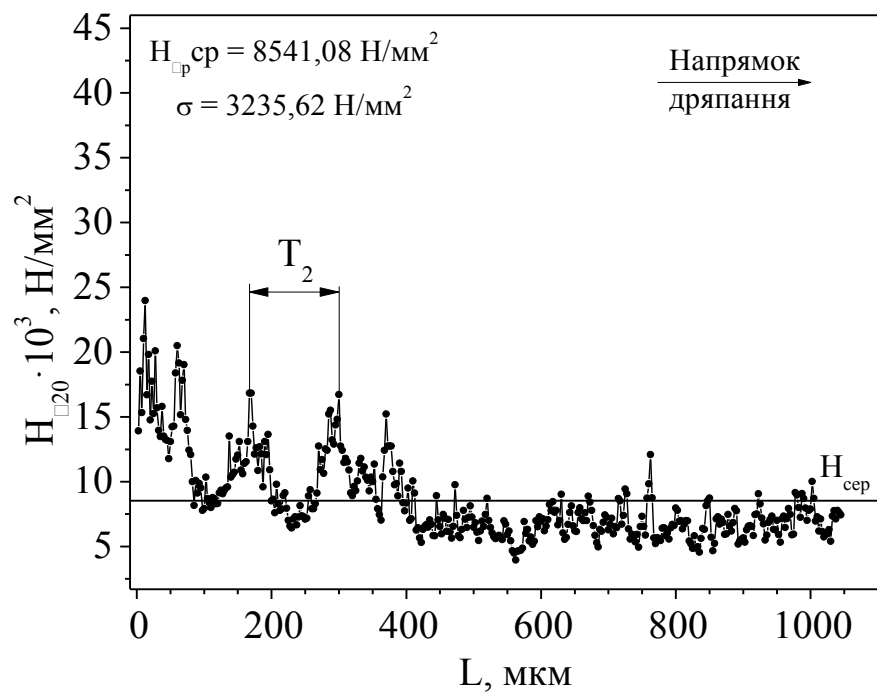


б

Рис. 5.2. Зміна мікротвердості ( $H_{\square 20}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі Х6ВФ після гартування від  $760$  (а) і  $820^\circ\text{C}$  (б),  $V_H = 2 \cdot 10^3 \text{ K}/\text{с}$  та відпуску при  $200^\circ\text{C}$  з нагріванням у печі.

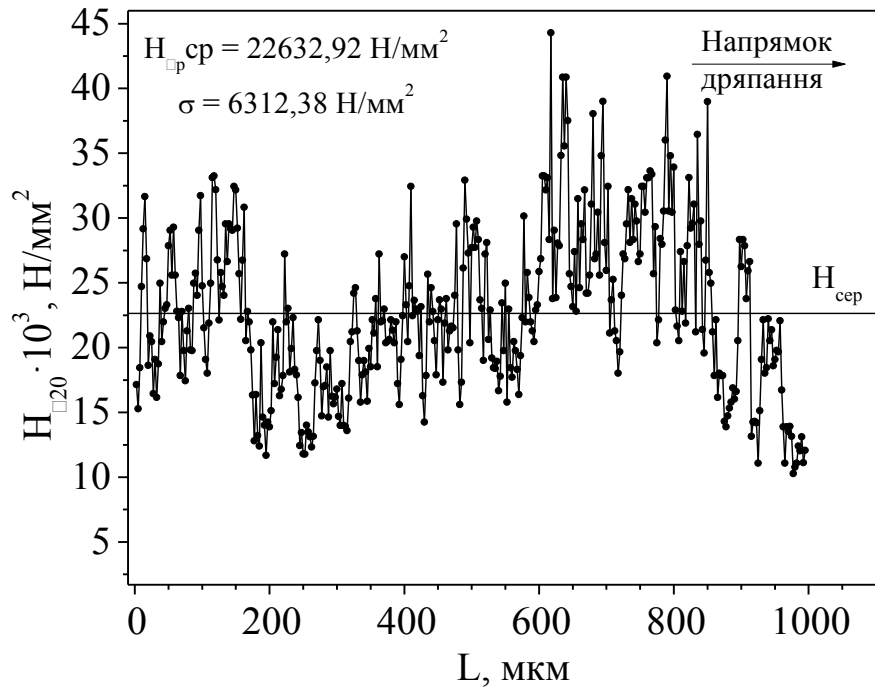


а

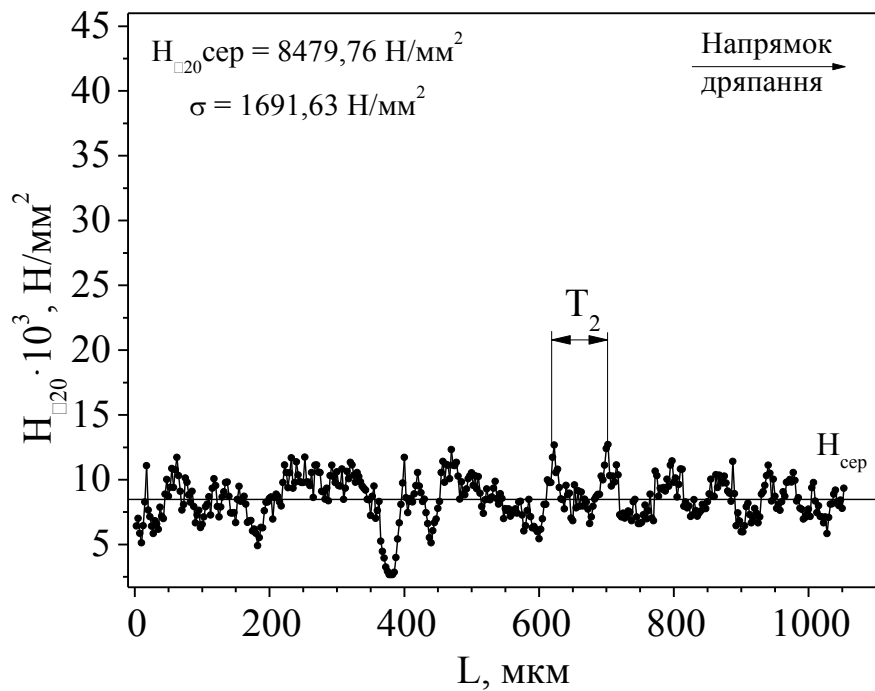


б

Рис. 5.3. Зміна мікротвердості ( $H_{\square 20}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі Х6ВФ після гартування від 950 (а) і 1060 °С (б),  $V_H = 2 \cdot 10^3 \text{ K}/\text{с}$  та відпуску при 200 °С з нагріванням у печі.



а



б

Рис. 5.4. Зміна мікротвердості ( $H_{\square 20}$ ) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г вздовж подряпини ( $L$ ) на шліфах сталі X6VФ після гартування від  $1100$  (а) і  $1200^\circ\text{C}$  (б),  $V_H = 2 \cdot 10^3 \text{ K}/\text{с}$  та відпуску при  $200^\circ\text{C}$  з нагріванням у печі.

При цьому всю залежність можна уявити у вигляді двох ділянок із середніми значеннями на кожній  $6,5$  та  $12,5 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> (рис. 5.3, б).

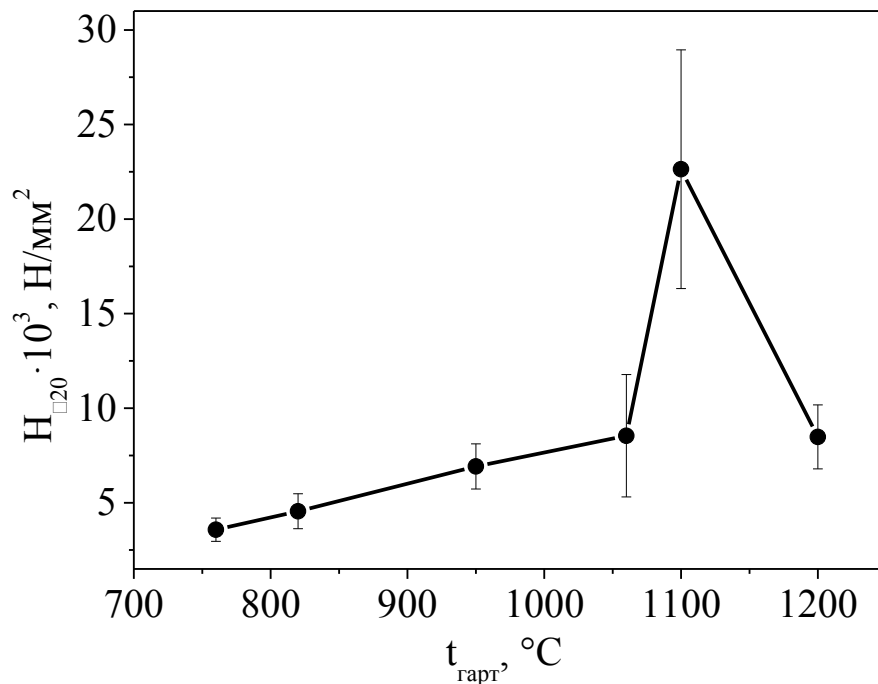


Рис. 5.5. Залежність середнього значення та середньоквадратичного відхилення мікротвердості ( $H_{\square 20}$  сер) при склерометричних дослідженнях з навантаженням 20 г від температури гартування ( $t_{\text{гарт}}$ ) сталі Х6ВФ при швидкості нагрівання  $V_n = 2 \cdot 10^3$  К/с.

Після гартування від  $1100$  °C відбувається різке зростання середнього значення мікротвердості до  $22,6 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>, а при подальшому підвищенні температури до  $1200$  °C — таке саме різке зменшення до  $8,5 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> (рис. 5.5). Структура загартованих від  $1100$  °C за механічними характеристиками є неоднорідною, про що свідчить коливання мікротвердості від  $10,0$  до  $45,0 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>, але певний період її зміни виявити важко (рис. 5.4, а). Після більш високої температури гартування значення мікротвердості змінюється в межах  $2,5 \dots 12,5 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> з періодом  $T_2 = 100,0 \dots 150,0$  мкм (рис. 5.4, б), який не так чітко визначається, як після гартування від  $1060$  °C (рис. 5.3, б)

Отже, як і в покращених сталях 40Х та 40ХНМ, при зміні температури гартування в структурі сталі Х6ВФ відбуваються процеси, які призводять до посилення нерівномірності розподілу величини мікротвердості при склерометричних випробуваннях.

### 5.1.2. Дослідження зносостійкості зразків сталі Х6ВФ.

Визначення твердості за методом Роквела сталі Х6ВФ 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. Характер залежності твердості від температури гартування (рис. 5.6) подібний до залежності зміни мікротвердості (рис. 5.5), але стрибкоподібних змін її значень при гартуванні від 1100 °С не спостерігається.

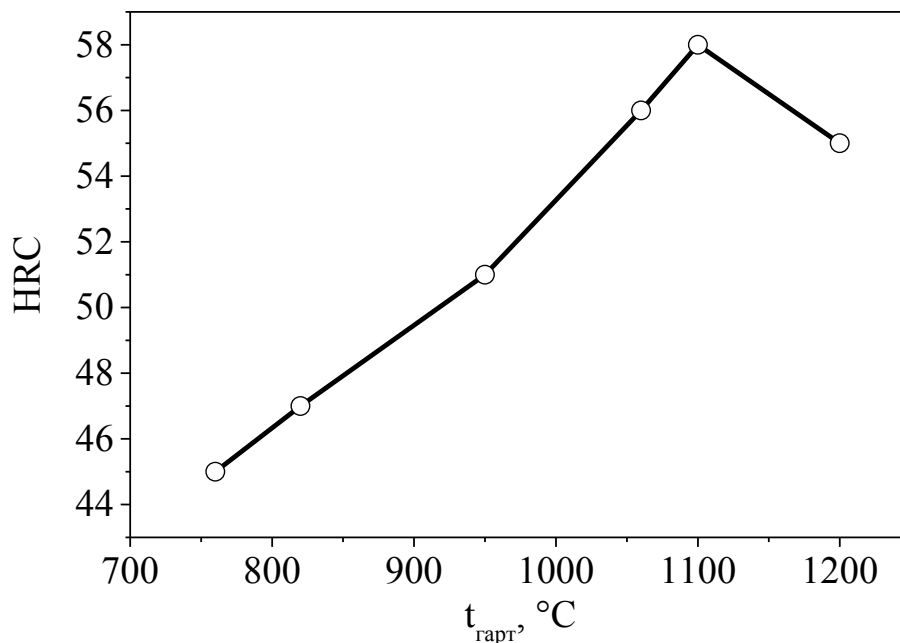


Рис. 5.6. Залежність значення твердості (HRC) від температури гартування ( $t_{\text{гарт}}$ ) сталі Х6ВФ при швидкості нагрівання  $V_{\text{н}} = 2 \cdot 10^3$  К/с.

Відносно низькі значення твердості для температур гартування 760, 820

та 950 °С свідчать, очевидно, про незавершеність процесів аустенітизації за таких температурно-швидкісних умов гартування.

Зносостійкість сталі Х6ВФ визначали в режимі сухого тертя ковзання при навантаженні  $P = 150$  Н, відповідно питомому навантаженні  $\sigma_p = 4$  МПа і швидкості ковзання 0,5 м/с. Матеріалом контртіла була сталь 45 з твердістю 50...52 HRC. Значення масової інтенсивності зношування оцінювали щогодини. При цьому визначали товщину зношеного шару.

Для досліджень були обрані зразки сталі Х6ВФ після стандартної термічної обробки, а також загартовані після швидкісного нагрівання від 1060, 1100 та 1200 °С, розкид значень мікротвердості яких та твердість є найбільші.

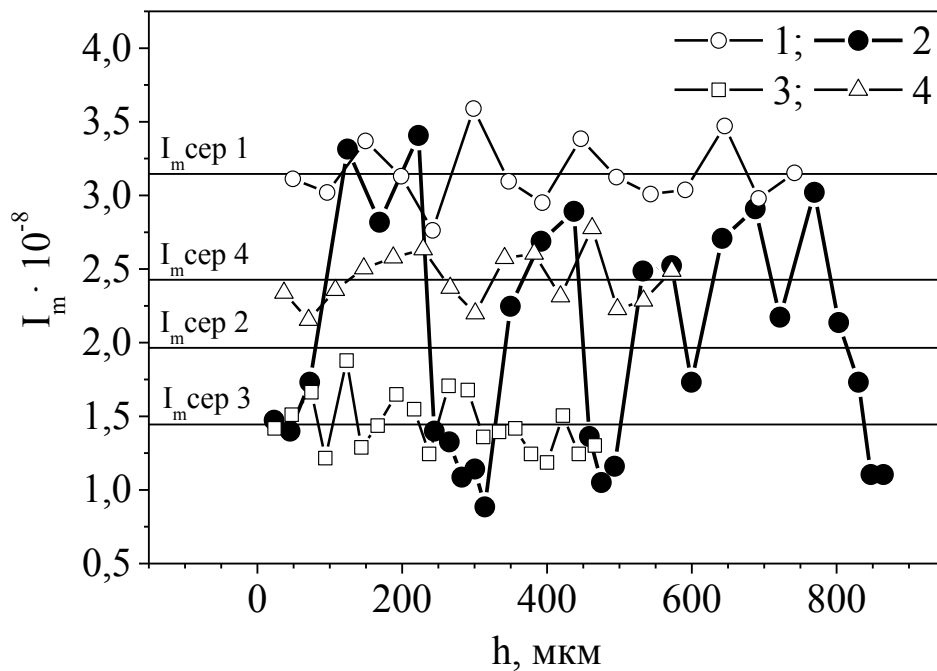


Рис. 5.7. Зміна масової інтенсивності зношування ( $I_m$ ) за глибиною зразків ( $h$ ) сталі Х6ВФ після стандартної термічної обробки (1), а також гартування після швидкісного нагрівання від 1060 (2), 1100 (3) та 1200 °С (4).

Аналіз результатів випробувань на зносостійкість показав [636], що після гартування з нагріванням у печі середнє значення масової інтенсивності зношування сталі Х6ВФ складає  $3,15 \cdot 10^{-8}$  (рис. 5.7, залежність 1). Застосування

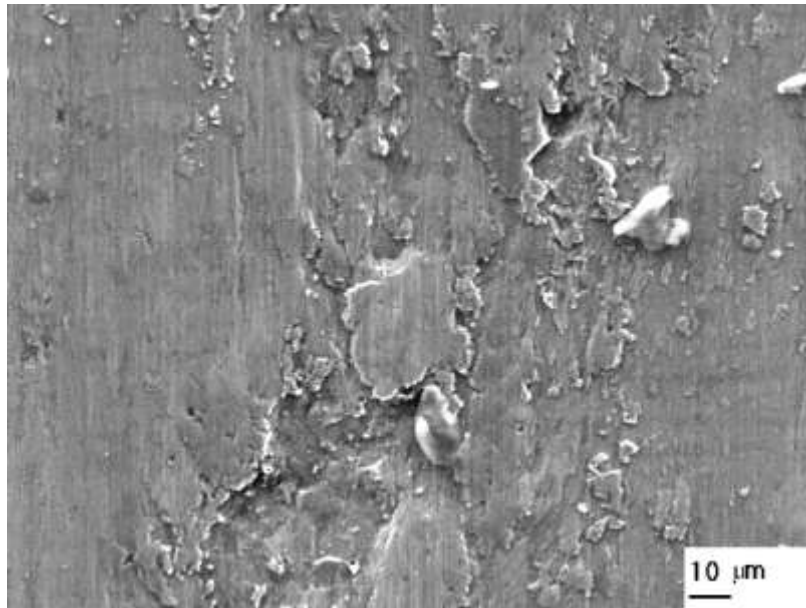


підвищених швидкостей нагрівання до температури 1100 °С знижує інтенсивність зношування до  $1,44 \cdot 10^{-8}$  (рис. 5.7, залежність 3), що в 2,2 рази нижче, ніж після стандартної термічної обробки, а подальше збільшення температури гартування до 1200 °С – підвищує її в 1,7 рази до  $2,43 \cdot 10^{-8}$  (рис. 5.7, залежність 4). При цьому розбіжність значень не перевищує 7...10%, що вказує на стабільність характеристики за глибиною для зазначених режимів термічної обробки.

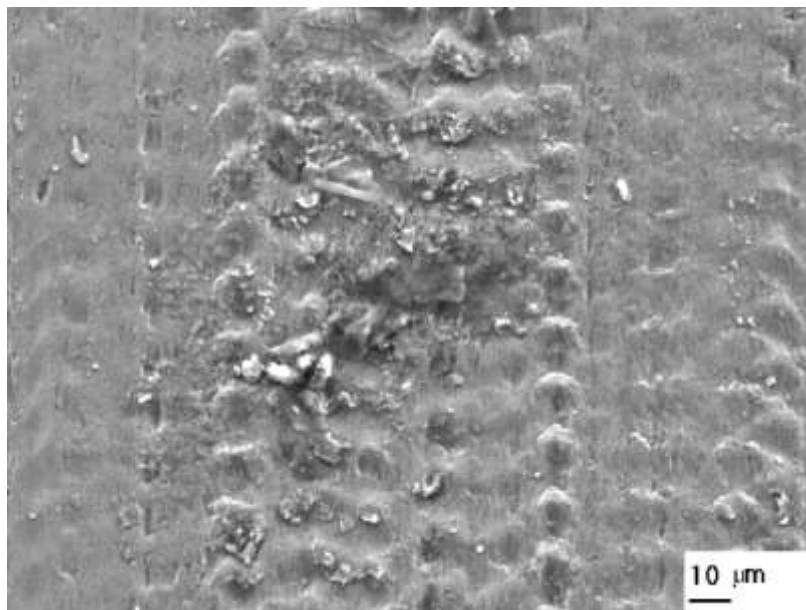
На особливу увагу заслуговує сталь Х6ВФ, загартована від 1060 °С за умов швидкісних нагрівань. Як видно (рис. 5.7, залежність 2) середня масова інтенсивність зношування відповідає  $1,96 \cdot 10^{-8}$ . Її значення коливаються в широкому діапазоні від 0,88 до  $3,41 \cdot 10^{-8}$ , а розбіг перевищує 40%. При цьому максимальні значення близькі до значень зносостійкості зразків після стандартної термічної обробки, а мінімальні – після швидкісного гартування від 1100 °С. Важливо відзначити, що майже двократна зміна опору зношуванню відбувається циклічно за глибиною з періодом повторюваності 160...200 мкм, який співпадає з періодом  $T_2$ , виявленим склерометричними дослідженнями для цього ж режиму гартування (рис. 5.3, б).

Вивчення мікроструктури 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 захоплювання (рис. 5.8, а), які чергуються з областями, що носять залишки від слідів циклічної пластичної деформації (рис. 5.8, б) [635].

На стадії з мінімальним зношуванням формується поверхня тертя, на якій зони захоплювання майже не спостерігаються, а розміри та характер пошкоджень свідчать про значно меншу величину пластичної деформації (рис. 5.9).

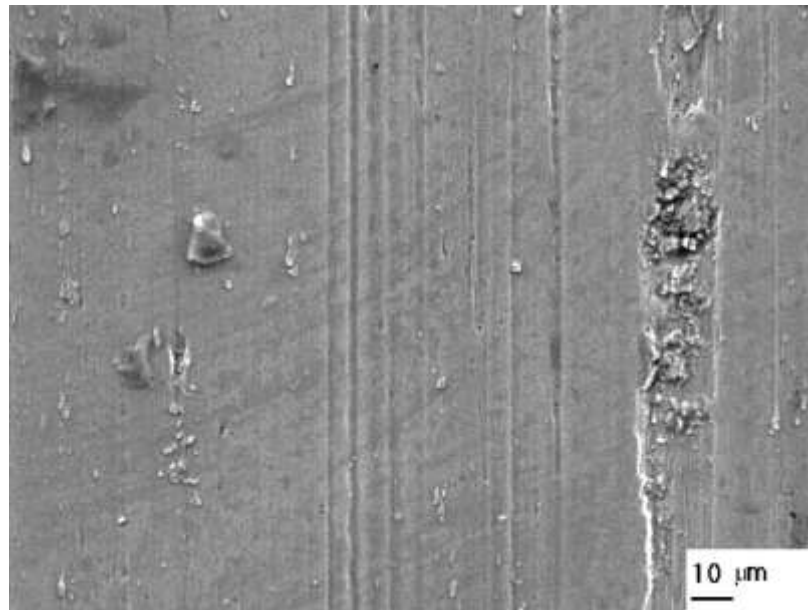


а

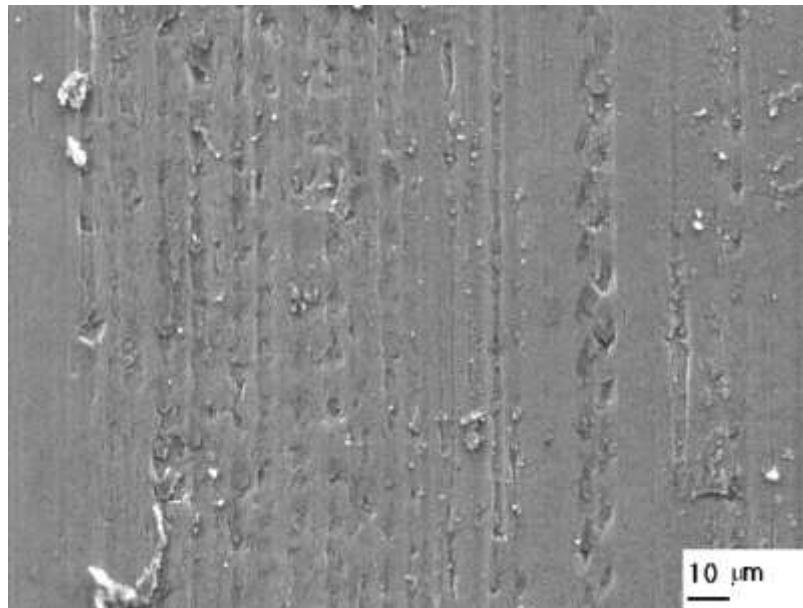


б

Рис. 5.8. Ділянки поверхні тертя зразків сталі Х6ВФ після гартування від 1060 °С з застосуванням підвищених швидкостей нагрівання в моменти максимального зношування відповідно до рис. 5.7, залежність 2.



а



б

Рис. 5.9. Ділянки поверхні тертя зразків сталі Х6ВФ після гартування від 1060 °С з застосуванням підвищених швидкостей нагрівання в моменти мінімального зношування відповідно до рис. 5.7, залежність 2.

Зношування в цьому випадку реалізується за механізмом гладкого відшаровування з мінімальними слідами пластичної деформації у вигляді менш глибоких, ніж на (рис. 5.8, б), западин. Зрідка на поверхні зразка спостерігаються ділянки (рис. 5.9, б), які свідчать про циклічну деформацію, яка носить значно слабший характер ніж на (рис. 5.8, б).

Для вивчення виявленої зміни зносостійкості залежно від режимів термічної обробки досліджували мікроструктуру сталі Х6ВФ.

### 5.1.3. Дослідження мікроструктури сталі Х6ВФ.

Дослідження сталі Х6ВФ промислової виплавки у відпаленому стані (рис. 5.10) показали наявність в мікроструктурі карбідів двох типів: цементитного та тугоплавкого карбиду, які суттєво відрізняються як за кількістю, так і за розмірами.

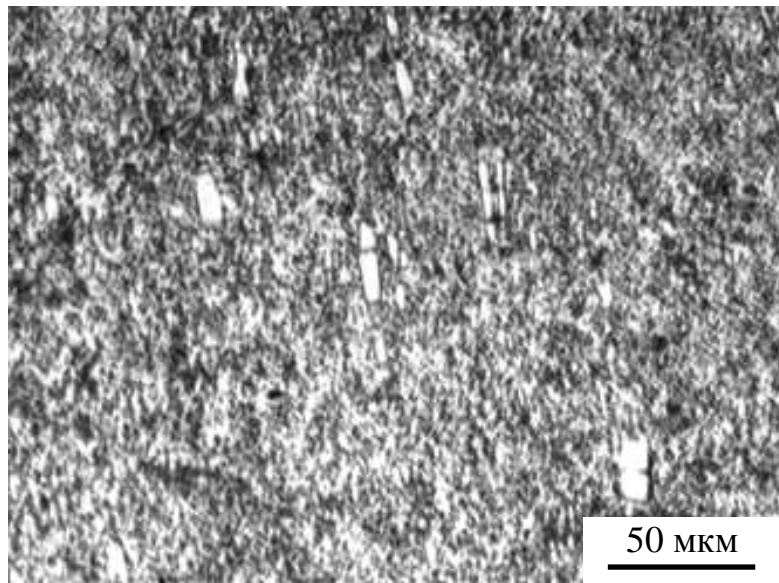


Рис. 5.10. Мікроструктура сталі Х6ВФ у відпаленому стані.

Статистичний аналіз структури вказує на те, що розкид діаметру карбідів цементитного типу знаходиться в межах 0,14...2,40 мкм з середнім значенням 0,63 мкм (рис. 5.11, а), а тугоплавких карбідів – в межах 2,15...11,73 мкм при середньому значенні 4,85 мкм (рис. 5.11, б).

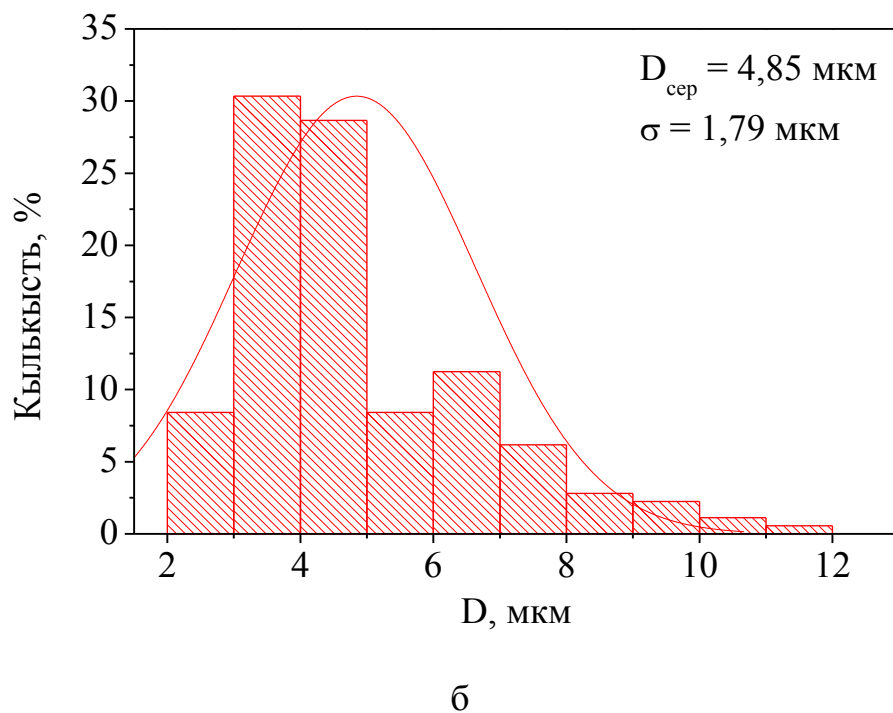
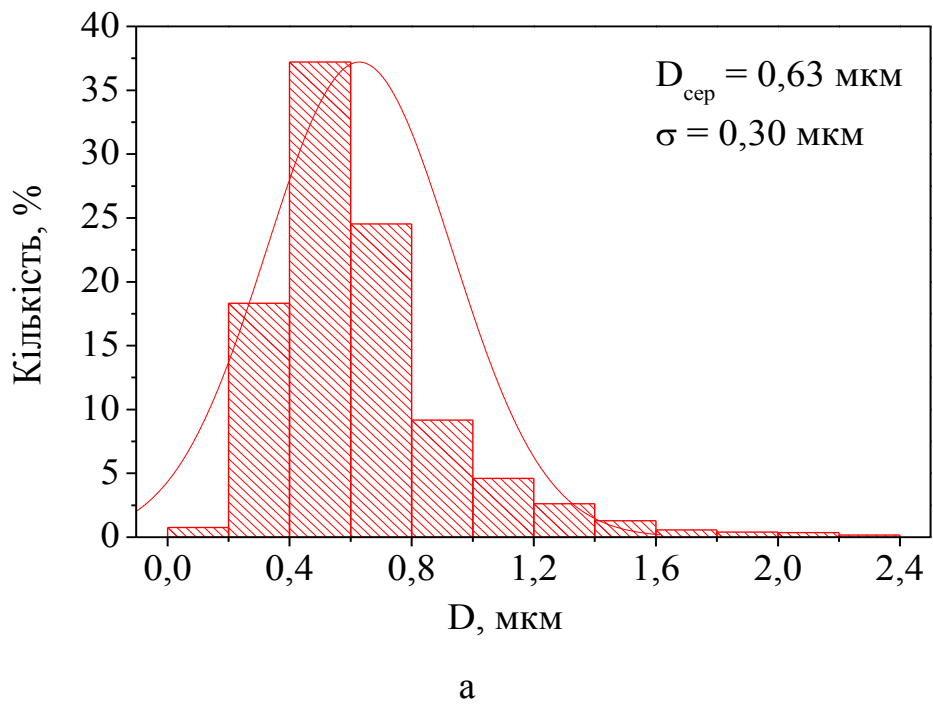


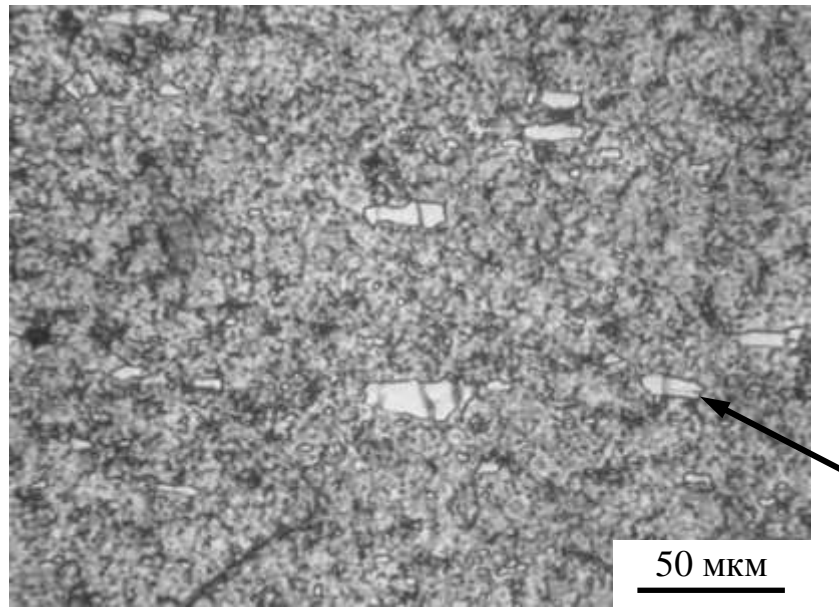
Рис. 5.11. Розподіл діаметру карбідів (D) цементитного типу (а) та тугоплавких карбідів (б) за розмірами в сталі Х6ВФ у відпаленому стані.

При цьому середня відстань між тугоплавкими карбідними включеннями становить 106,0 мкм, а розподіл по об'єму таких карбідів з розмірами, що близькі або перевищують середнє значення, є нерівномірним.

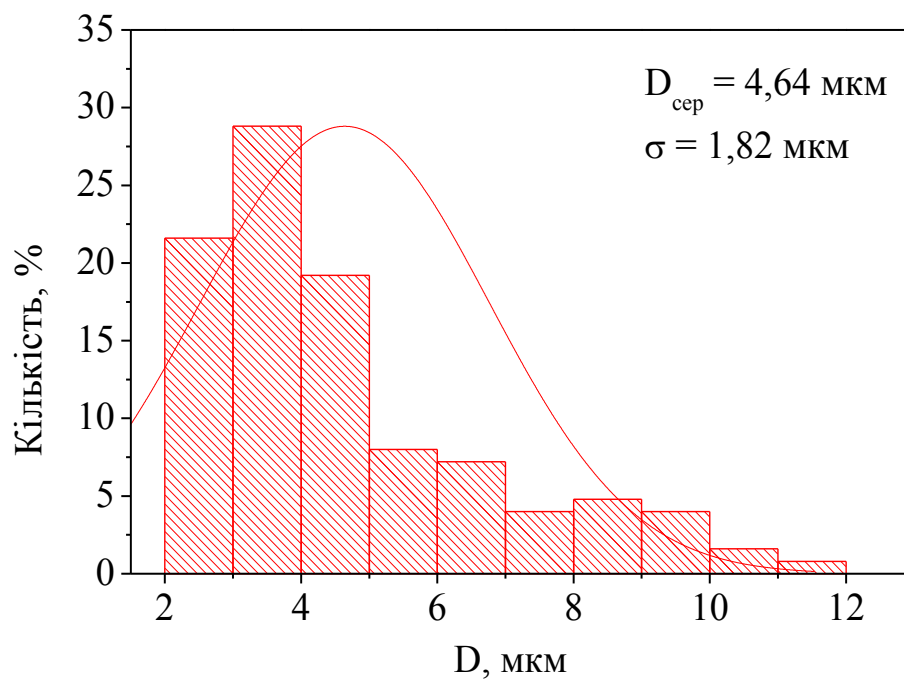
Після стандартної термічної обробки структура сталі Х6ВФ являє собою мартенсит відпуску з вкрапленнями гранчастих тугоплавких карбідів з чітко вираженими межами розділу (рис. 5.12, а вказано стрілкою), розміри та розподіл за об'ємом яких ідентичний до вихідного стану (рис. 5.12, б): при середньому значенні 4,64 мкм середня відстань між тугоплавкими карбідними включеннями становить 108,0 мкм, а розподіл по об'єму часточок з розмірами близько або понад 4,0 мкм є нерівномірним.

Після швидкісної електротермічної обробки при температурах гартування 760, 820, 950 та 1060 °С в сталі Х6ВФ також спостерігаються крупні карбіди гранчастої форми з чітко вираженими межами розділу (рис. 5.13, 5.14). Характер їхнього розподілу як за розміром, так і по об'єму порівняно із стандартною термічною обробкою не змінюється. Середній діаметр тугоплавких карбідних включень знаходиться в межах 4,4...4,7 мкм (рис. 5.16), а середня відстань між ними – 107,0...109,0 мкм. Розподіл по об'єму карбідів, розмір яких близький або перевищує середнє значення, є нерівномірним.

Після гартування від 1100 °С на шліфах сталі Х6ВФ гранчастих тугоплавких карбідів не спостерігається (рис. 5.15, а). На їхньому місці присутні заокруглені білі включення без чітких меж розділу, які за формою нагадують крупну карбідну фазу, виявлену при нижчих температурах термічної обробки, та за розмірами несуттєво перевищують її. Подальший ріст температури гартування до 1200 °С призводить до збільшення розмірів зазначених білих включень, в середині яких спостерігаються субструктурні межі, а форма наближається до округлої (рис. 5.15, б).

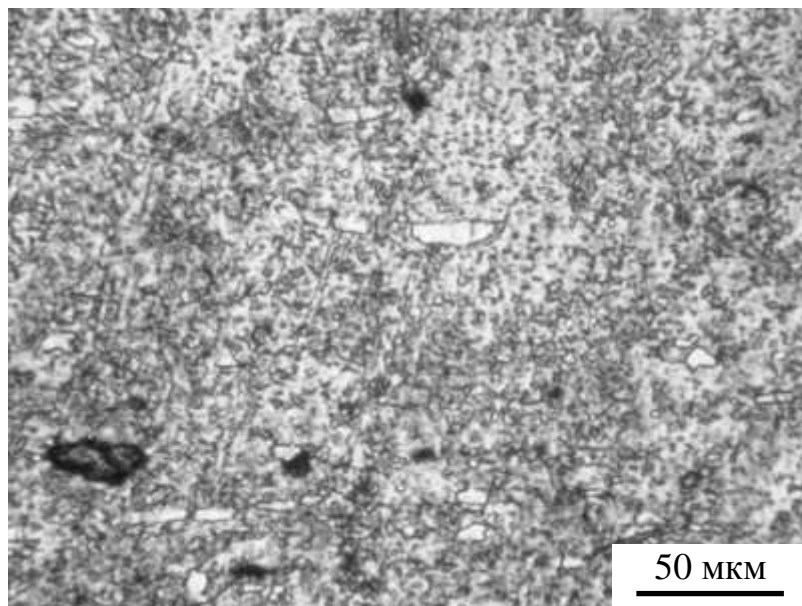


а

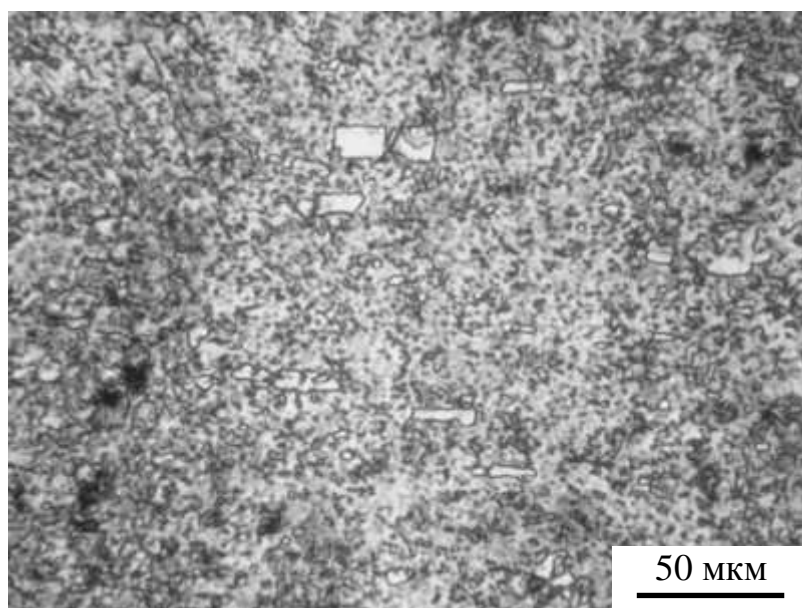


б

Рис. 5.12. Мікроструктура (а) та розподіл діаметру тугоплавких карбідів ( $D$ ) за розмірами (б) в сталі Х6ВФ після гартування від  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  в оливу та відпуску при  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  з пічним нагріванням.



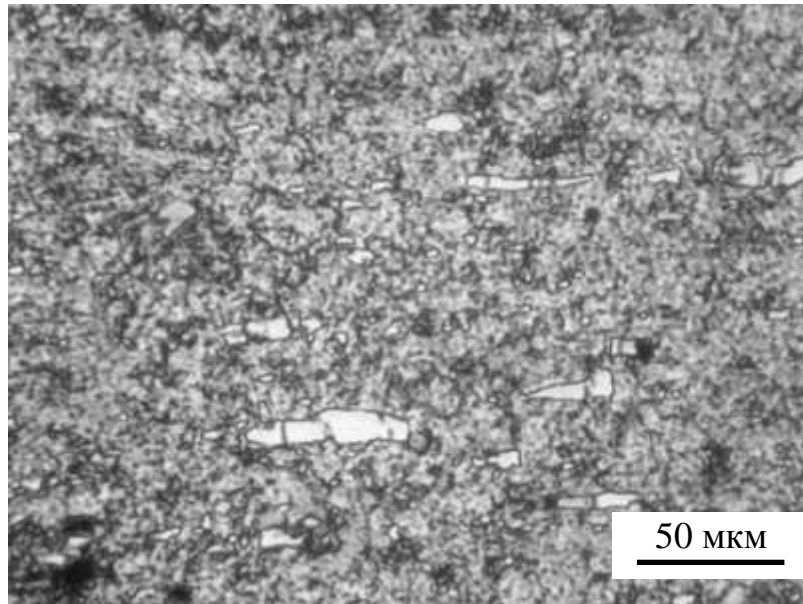
а



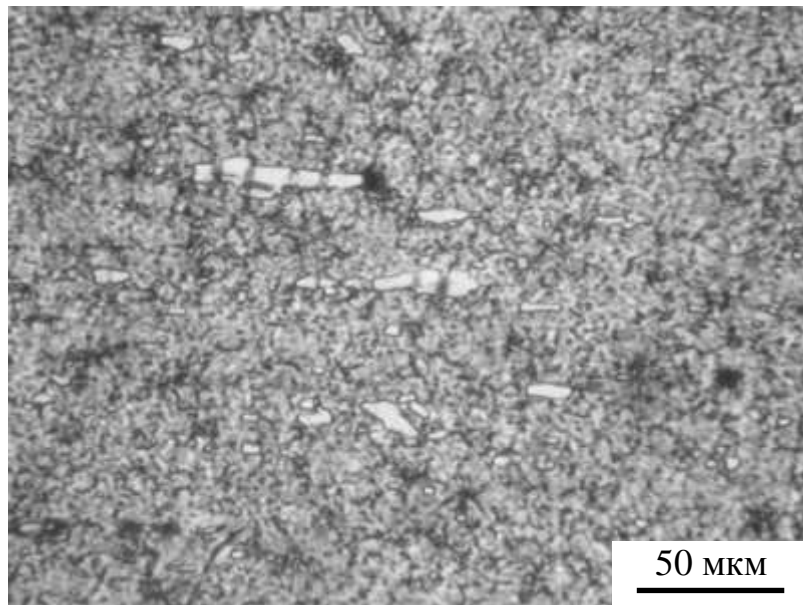
б

Рис. 5.13. Мікроструктура сталі X6VФ після після гартування від 760 (а), 820 (б) з швидкістю нагрівання  $V_n = 2 \cdot 10^3$  К/с та відпуску при 200 °С з нагріванням у печі.



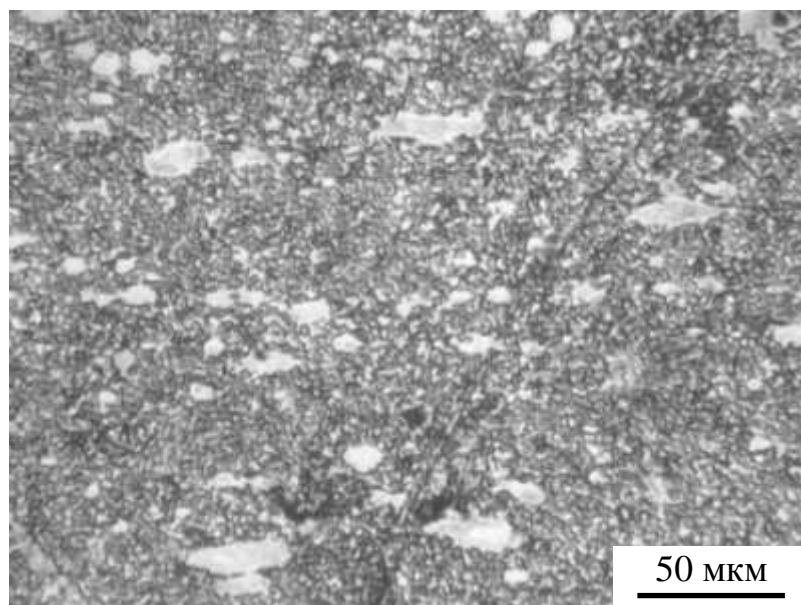


а

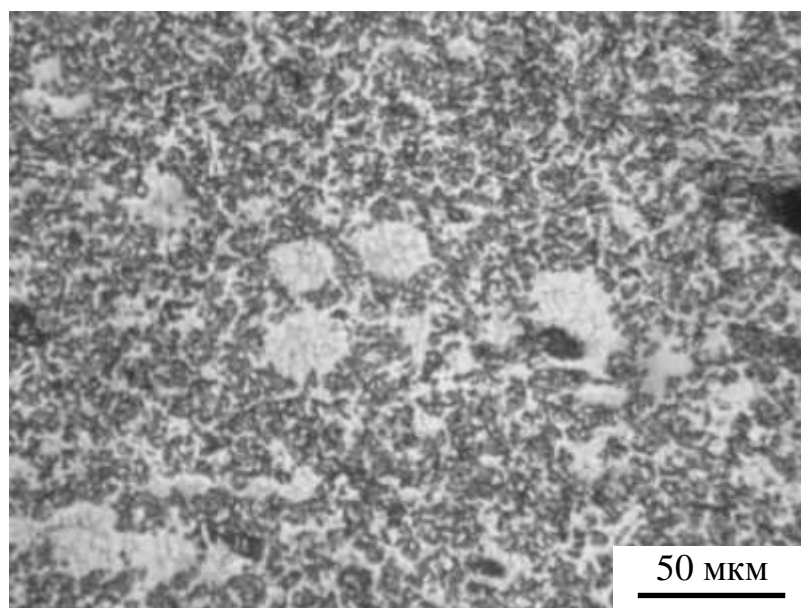


б

Рис. 5.14. Мікроструктура сталі Х6ВФ після гартування від 950 (в) та 1060 °С (г) з швидкістю нагрівання  $V_n = 2 \cdot 10^3$  К/с та відпуску при 200 °С з нагріванням у печі.

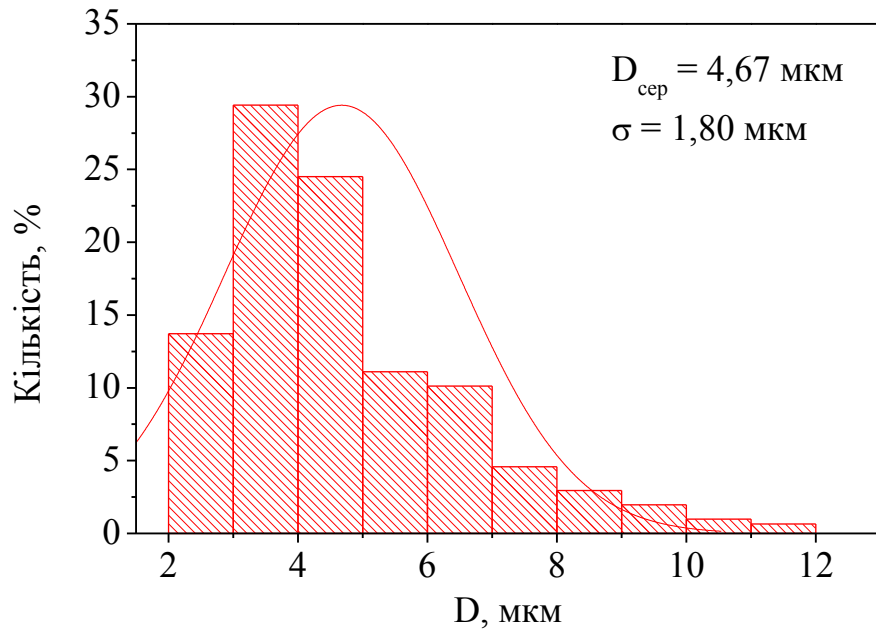


а

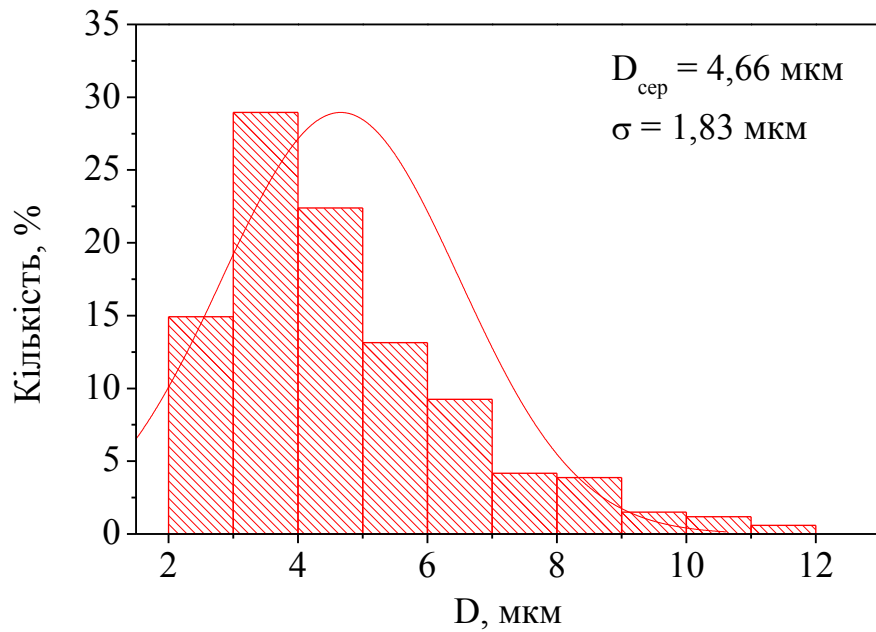


б

Рис. 5.15. Мікроструктура сталі Х6ВФ після гартування від 1100 (а) та 1200 °С (б) з швидкістю нагрівання  $V_n = 2 \cdot 10^3$  К/с та відпуску при 200 °С з нагріванням у печі.

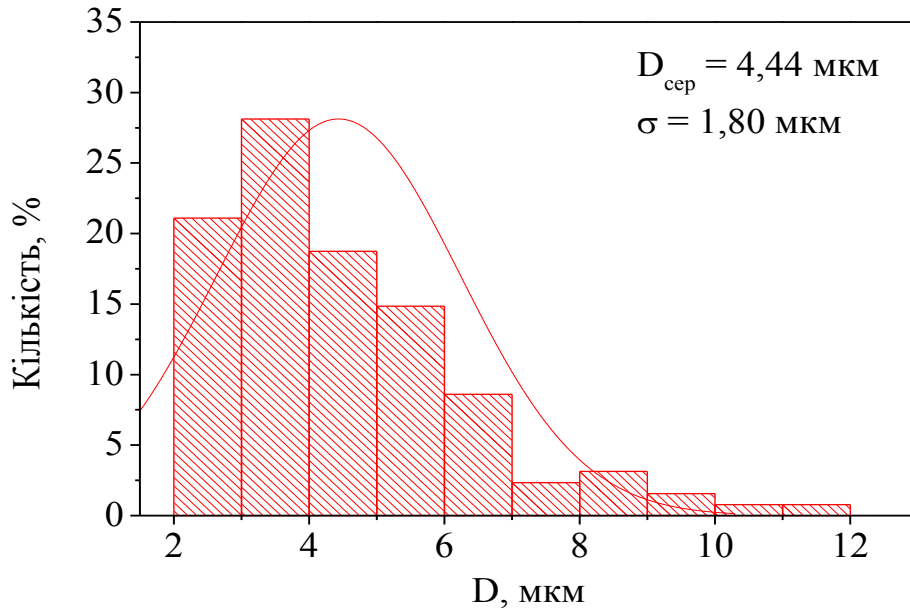


а



б

Рис. 5.16. Розподіл діаметру тугоплавких карбідів ( $D$ ) за розмірами в сталі Х6ВФ після гартування від 820 (а), 950 (б) та 1060 °С (в) з швидкістю нагрівання  $V_n = 2 \cdot 10^3 \text{ К/с}$ .



В

Рис. 5.16. Продовження.

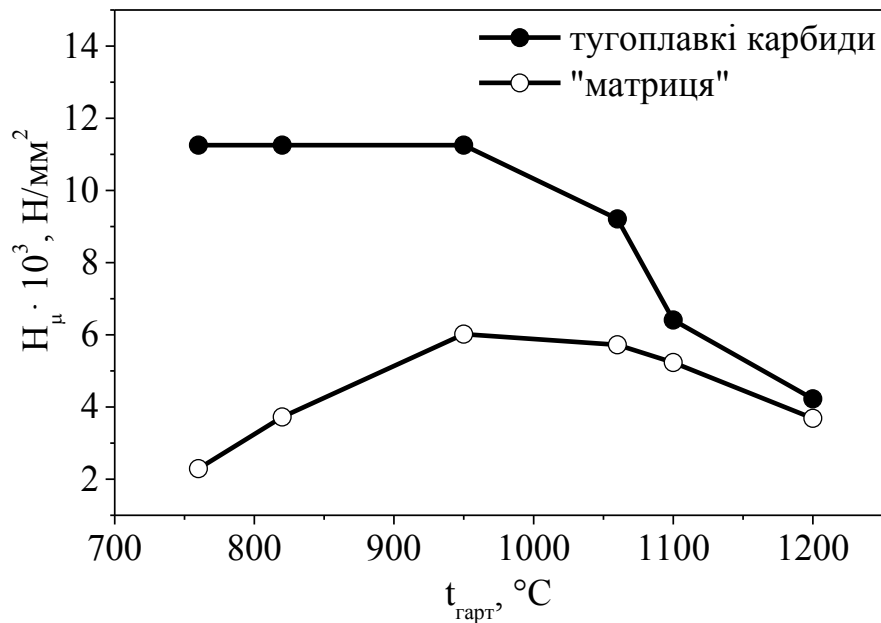


Рис. 5.17. Залежність зміни мікротвердості ( $H_{\mu}$ ) «матриці» та тугоплавких карбідів в сталі Х6ВФ від температури гартування ( $t_{\text{гарт}}$ ) з швидкістю нагрівання  $V_H = 2 \cdot 10^3 \text{ K/c}$ .

Результати вимірювань мікротвердості при навантаженні на індентор 100 г окремо «матриці» та тугоплавких карбідів свідчать, що зміна

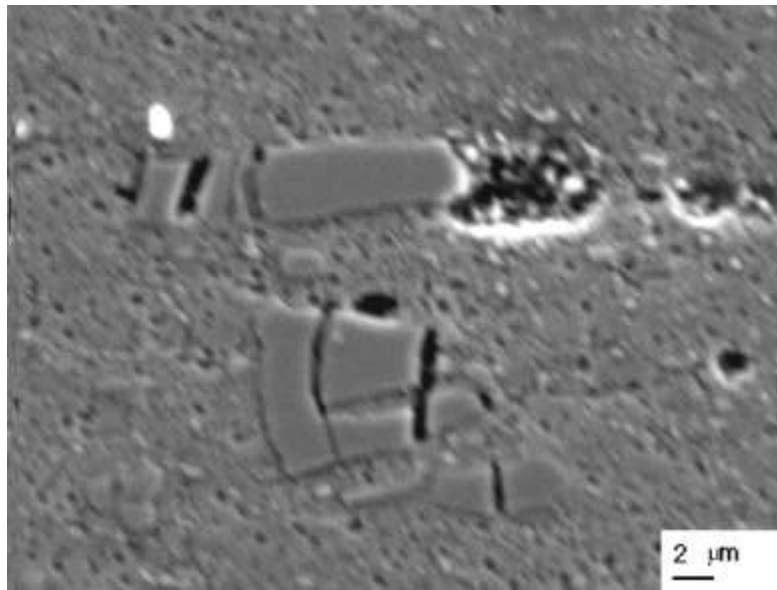
мікротвердості сталі Х6ВФ залежно від температури гартування, заміряна різними методами – індентування та дряпання – суттєво різняться.

На відміну від склерометричних досліджень (рис. 5.2 – 5.4) при підвищенні температури гартування від 750 до 820 та 950 °С середнє значення мікротвердості «матриці» зростає практично лінійно майже втричі з 2,3 до  $6,1 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>, досягаючи свого максимального значення (рис. 5.17).

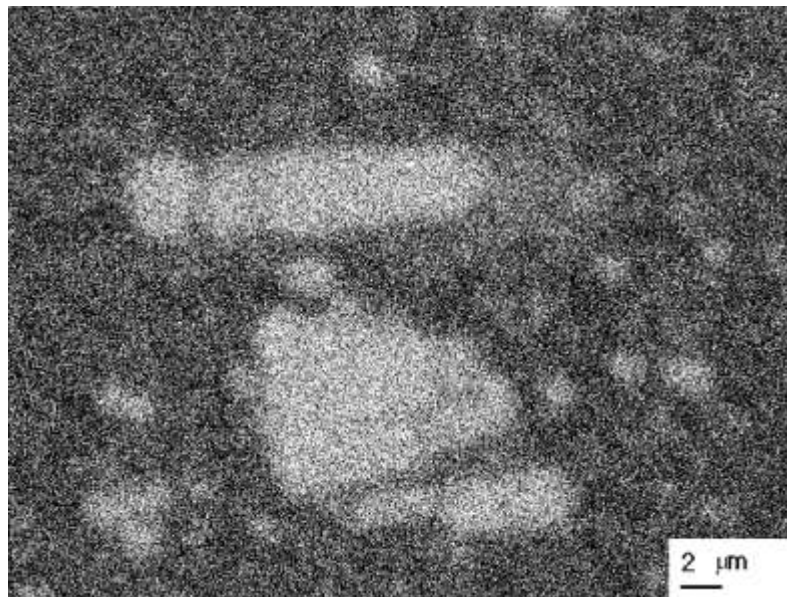
Ріст температури гартування до 1060 °С незначно знижує середнє значення мікротвердості «матриці» до  $5,8 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup>, а подальше збільшення температури до 1100 та 1200 °С – більш різко до 5,3 та  $3,8 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> відповідно [636].

Мікротвердість крупних карбідів характеризується максимальним значенням  $11,5 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> при гартуванні від 750, 820 та 950 °С. Гартування від 1060 та 1100 знижує мікротвердість часточок до 9,4 та  $6,5 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> відповідно, а при температурі 1200 °С вона зменшується майже втричі відносно максимального значення, складаючи  $4,3 \cdot 10^3$  Н/мм<sup>2</sup> та впритул наближається до мікротвердості «матриці» за цих самих умов гартування.

Рентгеноспектральним аналізом встановлено, що до складу крупних тугоплавких карбідів входять хром, ванадій та вольфрам (рис. 5.18, 5.19) [636]. Аналіз отриманих від них електронограм вказує на те, що більшість карбідів має ГЦК ґратку, яка відповідає за даними [637] тільки двом типам часточок  $Me_{23}C_6$  і  $Me_6C$ , у той час як виділення типу  $Me_7C_3 = (Cr,Fe)_7C_3$ , які виявляються в аналогічних сталях [638], характеризуються псевдогексагональною кристалічною ґраткою [637].

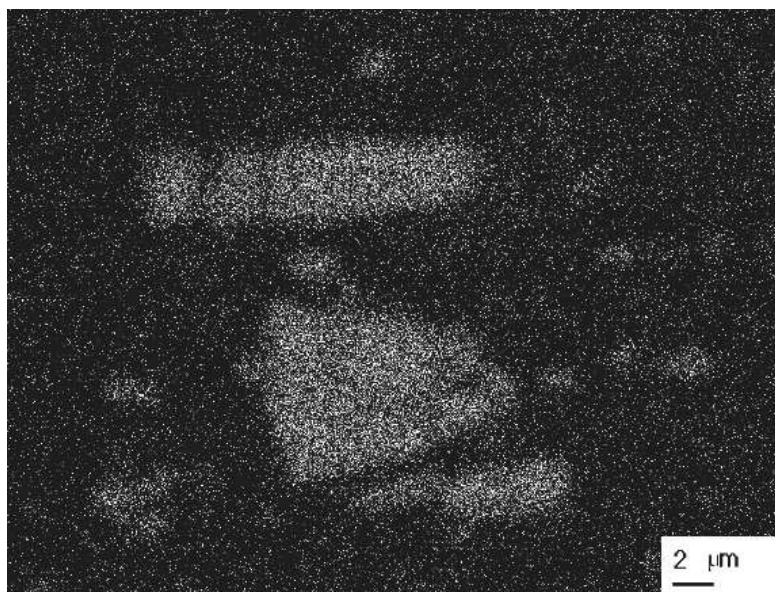


а

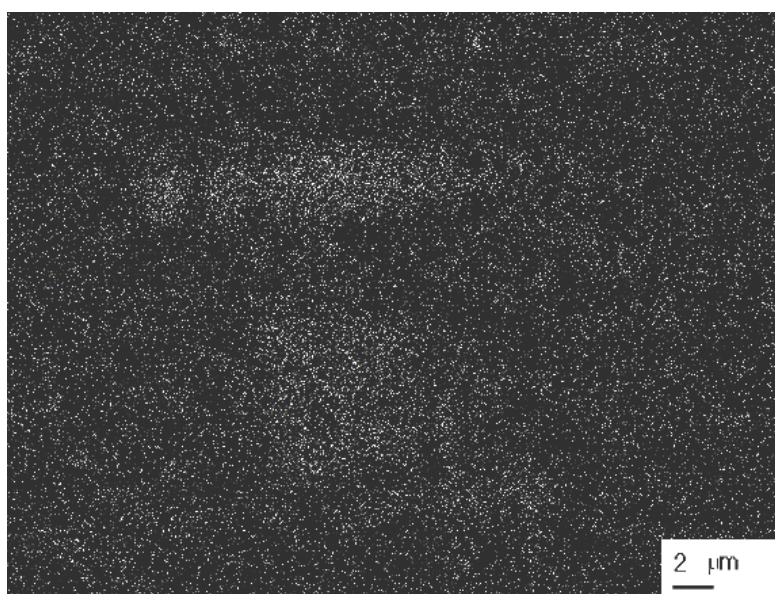


б

Рис. 5.18. Мікроструктура поверхні сталі Х6ВФ після гартування від 950 °С з швидкістю нагрівання  $V_n = 2 \cdot 10^3$  К/с (а) та його зображення (б, в, г) в спектрах рентгенівських випромінювань Cr, V та W відповідно.

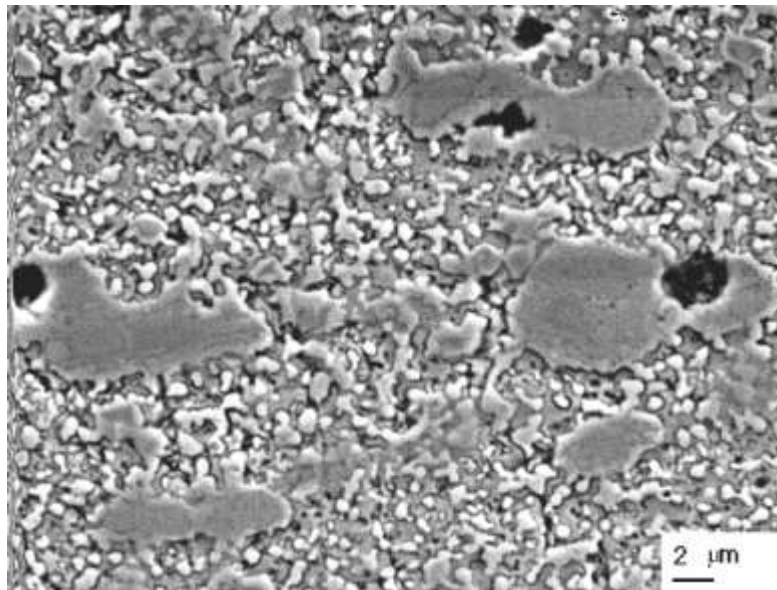


B

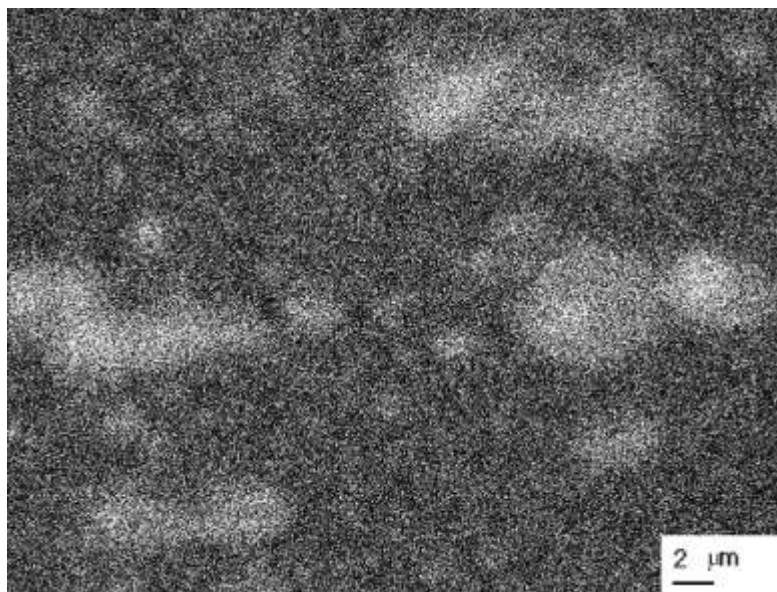


Г

Рис. 5.18. Продовження.



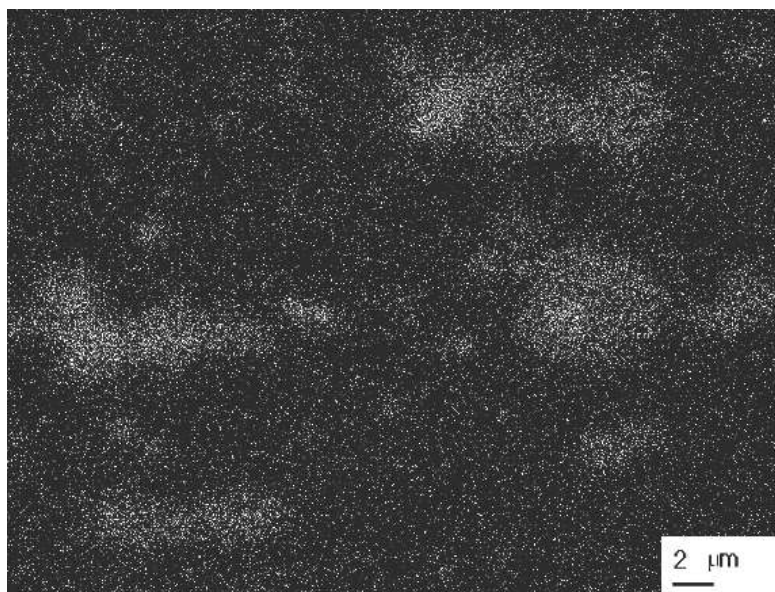
а



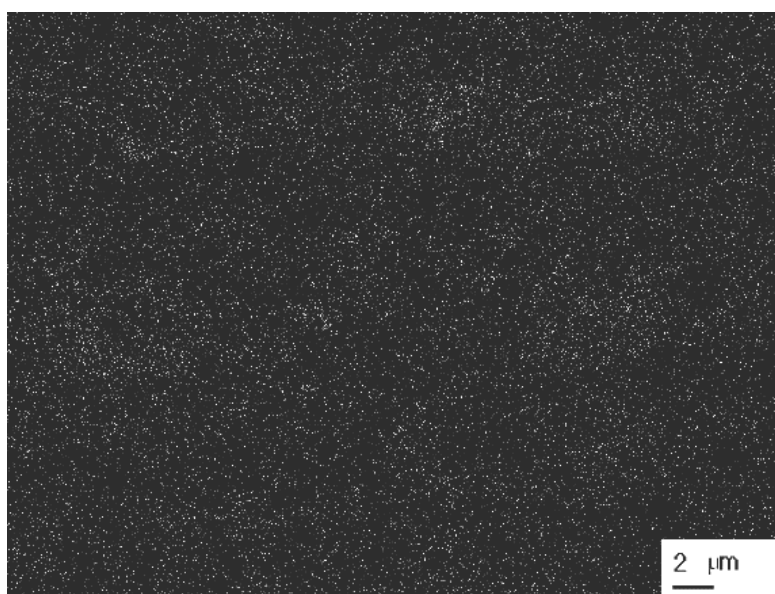
б

Рис. 5.19. Мікроструктура поверхні сталі Х6ВФ після гартування від 1060 °С з швидкістю нагрівання  $V_n = 2 \cdot 10^3$  К/с (а) та його зображення (б, в, г) в спектрах рентгенівських випромінювань Cr, V та W відповідно.





B



Г

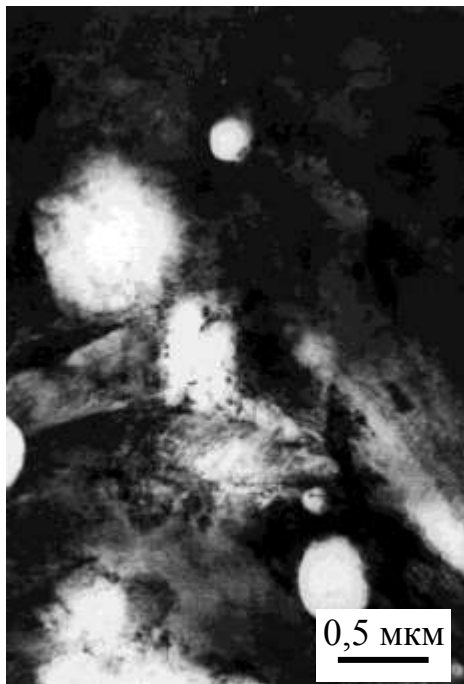
Рис. 5.19. Продовження.



а



б



в



г

Рис. 5.20. Мікроструктура загартованої від 1060 (а), 1100 (в) та 1200°C (г) сталі Х6ВФ. Темнопольне зображення (б) в рефлексах аустеніту з ділянки, наведеної на (а). Суцільними лініями на (г) позначені області дисперсного мартенситу.

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. 5.20, а);

– залишки карбідів + дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» при швидкісній електротермічній обробці від 1100 °С (рис. 5.20, в);

– дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» при температурі гартування при швидкісному нагріванні під аустенітизацію 1200 °С (рис. 5.20, г).

Зазначимо, що при гартуванні від 1060 °С ділянки аустеніту або їх фрагменти утворюються, переважно, навколо крупних карбідних частинок з розміром, який близький або перевищує середні значення, що підтверджується результатами темнопольних досліджень (рис. 5.20, б). Водночас в інших місцях аустеніт відсутній, а більш дрібні недорозчинені залишки карбідів знаходяться в оточенні дисперсних мартенситних кристалів.

Різноманітність фазового складу добре узгоджується з активністю дисоціації карбідів у тому числі й в аустеніті. Цей процес залежить від розмірів карбідів та їхнього складу [639 – 642], а також температурно-часового інтервалу процесу [643]. Це, своєю чергою, може бути причиною виникнення концентраційних неоднорідностей в аустеніті при використанні швидкісних методів нагрівання під гартування.

Оскільки збільшення швидкості нагрівання зсуває інтервал аустенітизації ( $A_{c1} - A_{c3}$ ) в напрямку більш високих температур та звужує його [488, 491, 643, 644], очевидно, що температура 1060 °С за даних умов нагрівання для сталі Х6ВФ є міжкритичною, а 1100 °С та вище – вищою за  $A_{c3}$ .

Отже різноманіття присутніх в сталі Х6ВФ карбідів при швидкісному нагріванні суттєво впливає не тільки на особливості зародження аустеніту в інтервалі  $A_{c1}$  –  $A_{c3}$ , але й на наступне утворення в місцях дисоціації мікрооб'ємів легованих тугоплавких карбідів, структура яких може змінюватись від карбідно-аустенітної до карбідно-мартенситної суміші з ділянками дисперсного легованого мартенситу [492]. Гартування від температур, що перевищують  $A_{c3}$ , за умов збереження концентраційних неоднорідностей в аустеніті, які формуються біля карбідної фази та містять хром, ванадій і вольфрам, сприяє утворенню навколо неї дисперсного і більш твердого мартенситу порівняно з великими за розмірами та менш твердими його формуваннями в «матриці» [636].

Часткова або повна дисоціація тугоплавких часточок пояснює зменшення їхньої мікротвердості із зростанням температури гартування вище  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 5.17). При гартуванні від  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  близькі значення мікротвердості «матриці» та ділянок розташування тугоплавких карбідів пов'язано з їхнім повним розчиненням та появою областей дисперсного мартенситу, легованого хромом, ванадієм і вольфрамом (рис. 5.20, в), що металографічно виявляється у вигляді білих округлих плям (рис. 5.15, б).

Таким чином, причиною циклічного характеру зношування сталі Х6ВФ після гартування від  $1060\text{ }^{\circ}\text{C}$  є наявність у структурі карбідів широкого інтервалу розмірів та неоднорідність їхнього розподілу. Це впливає на фазовий склад після термічної обробки, сприяє утворенню неоднорідності структури за глибиною та в зоні контактної взаємодії. Переважання на поверхні тертя ділянок залишкового аустеніту, який оточує тугоплавкі карбіди, негативно впливає на зносостійкість [645, 646], сприяє виникненню на поверхні тертя процесів пластичної деформації, захоплення (рис. 5.8) 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 (рис. 5.9).

Порівнюючи теоретично та експериментально отримані параметри плям контакту, наведені в п. 3.1.1, з розмірами та розподілом по об'єму тугоплавкої карбідної фази (рис. 5.12, 5.16) можна припустити, 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 (рис. 5.12, а), що призводить до викришування карбідної фази при терті [112, 647, 648]. Це зменшує час існування ділянок контактної взаємодії. При цьому уламки тугоплавких карбідів можуть виконувати роль абразивних частинок, що інтенсифікують процес зношування [649].

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

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

Отримані результати добре узгоджуються з працями [149, 168, 186], де вказано, що більш твердий та міцний мартенсит при контактній взаємодії краще утримує в собі карбідні включення, ніж аустеніт, а зменшення кількості карбідів в мартенситно-карбідній структурі погіршує її трибологічні властивості через збільшення відстані між карбідними часточками.

Аналогічний ефект покращення зносостійкості інструментальних сталей можна одержати й після застосування лазерного гартування з подальшою кріообробкою, яка сприяє зменшенню кількості залишкового аустеніту [650]. Але одним з недоліків цього методу є обмежена глибина зміцненого шару, яка залежно від виду лазерного опромінення, сягає від 200...250 до 600...800 мкм.

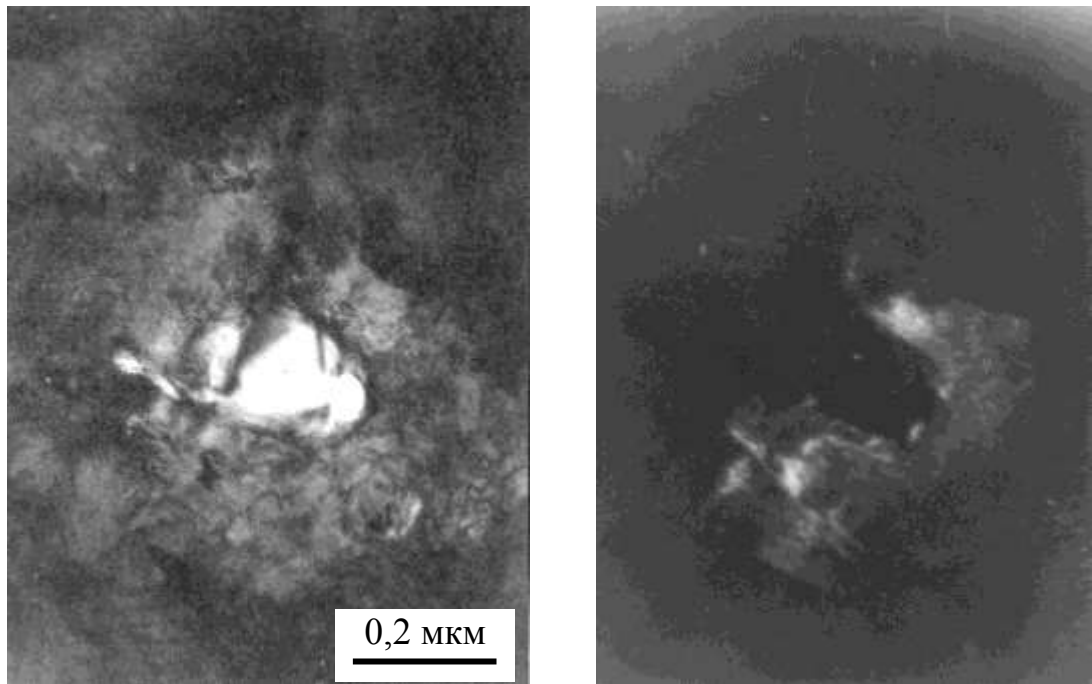
#### **5.1.4. Дослідження мікроструктури сталей 9ХФ і 7ХНМФБ.**

З метою виявлення загальної закономірності впливу температурно-швидкісних умов гартування на формування фазового складу інструментальних сталей, що працюють при невисоких швидкостях різання, вивчали мікроструктуру сталей марок 9ХФ і 7ХНМФБ, хімічний склад яких після швидкісної електротермічної обробки з швидкістю нагрівання  $V_n = 10$  К/с до температур 750, 800, 850 та 970 °С при подальшому охолодженні повітряно-водяною сумішшю наведено в табл. 2.2.

Відповідно до [651, 652] структура досліджуваних сталей в стані постачання, на відміну від сталі Х6ВФ, містить лише карбіди  $Me_3C$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_{23}C_6$ . Певна їх частина, як правило представлена легованим цементитом типу  $Me_3C$  з пластинчастою, а для карбідів типу  $Me_7C_3$ ,  $Me_{23}C_6$  – переважно глобулярною морфологією будови [492].

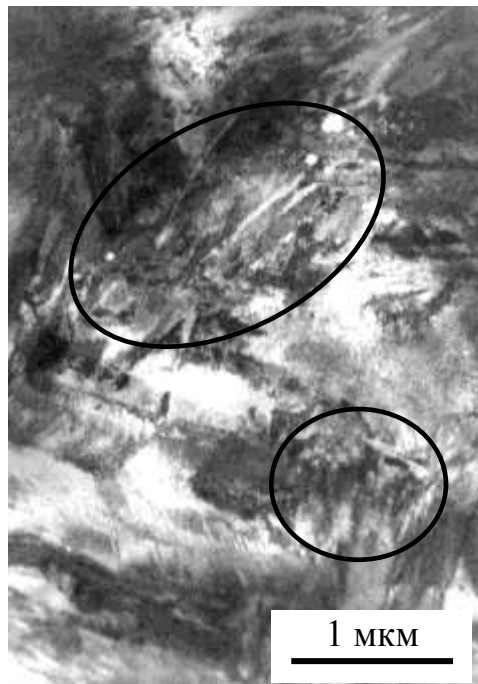
Електронно-мікроскопічні дослідження загартованих сталей 9ХФ і 7ХНМФБ показали, що залежно від швидкості та температури нагрівання в них, як і в сталі Х6ВФ, можна отримувати різний фазовий склад:

- карбіди + мартенсит «матриці» (рис. 5.22, а);
- карбіди + ділянки аустеніту + мартенсит «матриці» та залишки карбідів + дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» (рис. 5.21, а, 5.22, б);



а

б



в

Рис. 5.21. Мікроструктура загартованої сталі 9ХФ (а, в) після нагрівання зі швидкістю 10 К/с до температур 800 (а) та 970 °С (б). Темнопольне зображення (б) в рефлексах аустеніту з ділянки, наведеної на (а). Суцільними лініями на (в) позначені області дисперсного мартенситу.

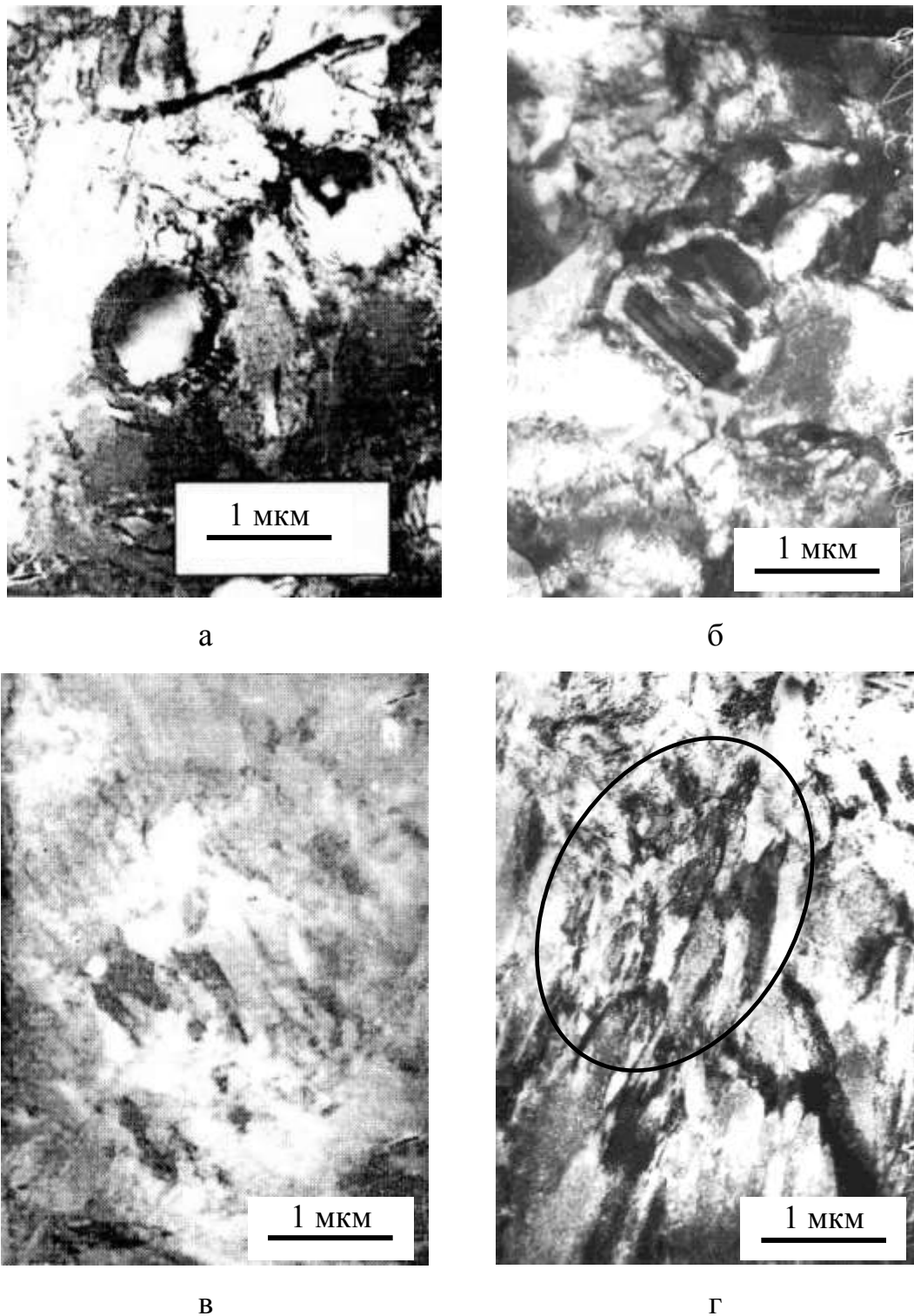


Рис. 5.22. Мікроструктури сталі 7ХНМФБ після нагрівання зі швидкістю 10 К/с до температур 750 (а), 800 (б), 850 (в) та 970 °С (г). Суцільними лініями на (г) позначена область дисперсного мартенситу



– залишки карбідів + дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» (рис. 5.22, в);

– дисперсний мартенсит + мартенсит «матриці» (рис. 5.21, в, 5.22, г).

Отже однотипна поведінка карбідів у відповідних інтервалах швидкостей і температур нагрівання вказує на загальні закономірності утворення мікроструктури у сталях Х6ВФ, 9ХФ і 7ХНМФБ, що залежить від кількості видів та розкиду гістограми розподілу карбідів за розмірами. Різноманіття отриманих фаз суттєво впливає на механічні характеристики вивчених матеріалів, зокрема відповідає за формування умов контактної взаємодії та визначає їхню зносостійкість.

## **Висновки**

1. Ймовірна кількість фаз, їх морфологічні ознаки будови та характер розподілу в сталях Х6ВФ, 9ХФ і 7ХНМФБ при швидкісних термообробках зумовлені кількістю, розміром, різновидом та особливостями дисоціації карбідної фази в аустеніті. Використання швидкісних нагрівань при аустенітизації надає можливість одержувати негомогенні стани в місцях розташування карбідів, де після гартування навколо або замість них фіксується чи залишковий аустеніт, чи більш дисперсний і міцний мартенсит.

2. Гартування з підвищеними швидкостями нагрівання з міжкритичного інтервалу температур впливає на різноманітність отриманого після термічної обробки фазового складу та призводить до формування навколо крупних карбідних включень ділянок аустеніту, що збільшує зношування інструментальних легованих сталей.

3. Циклічний характер зношування сталі Х6ВФ після гартування з інтервалу  $A_{c1} - A_{c3}$  пов'язаний з нерівномірним розподілом по об'єму крупних карбідів, що сприяє утворенню неоднорідності фазового складу структури за глибиною та почерговому превалюванню в зоні контактної взаємодії об'ємів чи з залишковим аустенітом, чи з дисперсним мартенситом.

4. Швидкісна електротермічна обробка сталі Х6ВФ від температур, що незначно перевищують  $A_{c3}$ , дозволяє зберегти гетерогенність структури у вигляді «залишки карбідів – дисперсний мартенсит – мартенсит», яка за розмірними параметрами близька до оптимальної модельної механічної схеми контактної взаємодії. Це сприяє зникненню міжфазних меж «карбід-матриця», що суттєво покращує трибологічні характеристики матеріалу.

5. Подальше збільшення температури гартування призводить до дисоціації 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 сталі Х6ВФ.

## РОЗДІЛ 6. ШТУЧНІ НЕЙРОННІ МЕРЕЖІ, ЯК ІНСТРУМЕНТ ДЛЯ ВИРІШЕННЯ ПРИКЛАДНИХ ЗАДАЧ

Для більш точного цілеспрямованого регулювання структури та фазового складу поверхневих шарів досліджуваних матеріалів з метою покращення їхніх трибологічних властивостей було використано штучні нейронні мережі (ШНМ) як інструмент для вирішення даної прикладної задачі.

В працях [653, 654] показано, що нейронні мережі побудовані у просторі з численних компонент і великої кількості з'єднань між ними. При створенні ШНМ нагадують біологічні системи, але існують певні обмеження в їхньому використанні [655, 656]. Як вже згадувалось в розділі 1 принципова схема таких ШНМ має вигляд (рис. 6.1.)

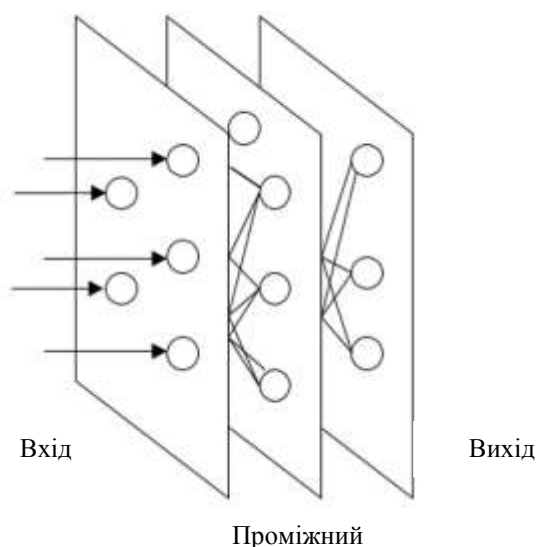


Рис. 6.1. Принципова схема штучної нейронної мережі [654].

Мережі складаються із прошарків нейронів та з'єднань, які несуть функції сумування та передачі інформації. Приховані прошарки отримують сигнали від попереднього прошарку нейронів та обробляють їх. Тому можна ці два типи зв'язку між нейронами розглядати як механізм сумування та передавання механізмів віднімання. В мережі існує також інший тип зв'язку, що характеризує зворотній зв'язок між нейронами. Сучасні пакети програмного

забезпечення дозволяють цілеспрямовано керувати описаною архітектурою ШНМ.

Для функціонування мережі необхідно вибрати реальну кількість нейронів та встановити зв'язки між ними [654]. Оскільки за архітектурою ШНМ можна звести до двох типів, таких як мережі прямого поширення та мережі зворотного поширення з рекурентними зв'язками, то їх можна схематично представити наступним чином (рис. 6.2) [657].



Рис. 6.2. Типи архітектури штучних нейронних мереж [657].

### 6.1. Моделювання трибологічних властивостей досліджених пар тертя

Для вирішення задач різного рівня складності з різною кількістю експериментальних результатів, що покладені за основу для створення навчальних множин, моделювання здійснювалось послідовно. Враховуючи особливості досліджених умов тертя проводили корегування архітектури нейронної мережі. Прогнозуючи трибологічні властивості поверхні найбільш

оптимальним шляхом екстраполяції експериментальних результатів під час роботи нейромережі застосовано модель функціоналу множини табличних функцій (ФМТФ). Тому на існуючій навчальній вибірці одержаних структурно-геометричних параметрів поверхні за допомогою моделювання вдалось спрогнозувати зміни цих параметрів. Це, своєю чергою, дало можливість передбачити динаміку деградації властивостей матеріалу. Слід зазначити, що важливість такого передбачення неоціненна, оскільки розширюються можливості застосування комп'ютерного моделювання для встановлення довговічності досліджуваних матеріалів за реальних умов їхньої експлуатації. Тому показано, що саме ШНМ можна використовувати для вирішення реальних задач трибологічного матеріалознавства.

#### **6.1.1. Моделювання зміни трибологічних властивостей поверхонь пар тертя.**

Отже, як було показано, вирішення конкретних матеріалознавчих задач ґрунтується на вивченні зміни фазового складу, мікроструктури та комплексу механічних властивостей залежно від умов експлуатації деталей машин. Тому крім внутрішніх чинників (мікроструктури, фазового складу та комплексу властивостей) завжди необхідно враховувати температуру, тиск, присутність або відсутність мастильних матеріалів тощо. Ці фактори в процесі експлуатації викликають трансформацію мікроструктури та напруженого стану поверхні контактуючих під час тертя матеріалів. При цьому на контактуючих поверхнях порушується термодинамічна рівновага. Слід зазначити, що у трибологічних парах тертя можуть також утворюватися вторинні структури, відбуватися селективне розчинення легувальних елементів, поверхнева сегрегація, адсорбція або десорбція, реакційна дифузія тощо. Це також безперечно впливатиме на природу та механізми трибологічних явищ.

В попередніх главах було показано, що перебіг описаних процесів можна регулювати різними шляхами. Перший із шляхів підвищення зносостійкості

поверхневих шарів – це визначення типів та морфології фаз, які доцільно було б отримувати на реальних контактних поверхнях, які сприятимуть підвищенню трибологічних властивостей рухомих спряжень [568, 571, 626]. Інший – це гальмування небажаних явищ, які відбуваються під час тертя на міжфазних границях поділу мікроструктур композитного типу [635, 636]. Ще одним шляхом покращення трибологічних властивостей є формування в поверхневих шарах пар тертя зносостійких покриттів із структурами, що відповідають властивостям композитного матеріалу. Приклади створення таких покриттів наведені у працях [352, 353, 354, 393].

Властивості описаних поверхневих шарів можна контролювати значеннями температури гартування ( $t_{\text{гарт.}}$ ) мікротвердості контактуючих поверхонь тертя ( $H_{\text{ц}}$ ), що визначені за допомогою методів склерометрії, відстанню між максимумами її значень ( $T_2$ ), середньою протяжністю цих максимумів ( $L_{\text{сер}}$ ), середнім діаметром карбідів ( $D_{\text{ксер}}$ ) та міцністю зв'язку карбідних включень з матрицею ( $K$ ). В табл. 6.1 – 6.4 наведено параметри поверхонь досліджуваних сталей, які були використані для створення навчальних множин.

Процес проведення експериментальних досліджень в більшості випадків потребує випробування великої кількості зразків, використання дорогого експериментального обладнання, а також інтерпретації результатів, яка часто є складною. Все це вказує на доцільність застосування комп'ютерного моделювання. Тому для прогнозування працездатності досліджуваних матеріалів за умов тертя та керування структурно-фазовим станом контактних поверхонь, який би забезпечував необхідний рівень фізико-механічних властивостей, було запропоновано поєднати результати експериментів з відповідним моделюванням.

Таблиця 6.1.

Лінійні характеристики мікрооб'ємів мікроструктури сталі 40X після гартування та високого відпуску з підвищеною мікротвердістю при навантаженні на інтдентор 20 г

t <sub>гарт.</sub> , °C	Середнє значення розрахункового параметра				H <sub>ц</sub> , Н/мм <sup>2</sup>				Діаметр карбідів D <sub>ксер</sub> , мкм	Зв'язок з матрицею (К)	Масова інтенсивність зношування, I <sub>m</sub> ·10 <sup>-8</sup>	
	Довжина, мкм		Від довжини, % ΣL/L·100	Відстань між макс. по довжині подряпини T <sub>2</sub> , мкм	Загальна, МПа	макс.	сер.	мін.			зразок	контртіло
	Середня (L <sub>сер</sub> )	Сумарна (ΣL) на 1 мм										
860	9,95	81,55	8,16	122,0	2636	2800,0	2311,2	2000,0	0,049	міцний	3,719	1,604
1050	25,39	105,79	10,58	240,0	2499	4000,0	2906,2	2000,0	0,056	міцний	3,012	1,139
1160	44,21	94,46	9,45	489,2	2457	5500,0	3912,7	2500,0	0,061	міцний	3,125	1,138

Таблиця 6.2.

Лінійні характеристики мікрооб'ємів мікроструктури сталі 40XНМ після гартування та високого відпуску з підвищеною мікротвердістю при навантаженні на інтдентор 20 г

t <sub>гарт.</sub> , °C	Середнє значення розрахункового параметра				H <sub>ц</sub> , Н/мм <sup>2</sup>				Діаметр карбідів D <sub>ксер</sub> , мкм	Зв'язок з матрицею (К)	Масова інтенсивність зношування, I <sub>m</sub> ·10 <sup>-8</sup>	
	Довжина, мкм		Від довжини, % ΣL/L·100	Відстань між макс. по довжині подряпини T <sub>2</sub> , мкм	Загальна, МПа	макс.	сер.	мін.			зразок	контртіло
	Середня (L <sub>сер</sub> )	Сумарна (ΣL) на 1 мм										
860	11,23	57,89	5,79	194,0	3799	7500	5415,9	4000	0,019	міцний	2,599	-
1050	13,81	62,77	6,28	220,0	3749	7900	5484,0	4000	0,042	міцний	2,451	-
1160	15,63	62,52	6,25	250,0	3681	6800	4760,0	3200	0,057	міцний	2,821	-

Таблиця 6.3.

Лінійні характеристики мікрооб'ємів мікроструктури сталі 08Г2С після гартування та високого відпуску з підвищеною мікротвердістю при навантаженні на інтдентор 20 г

Зона (рис. 4.2)	Середнє значення розрахункового параметра				Н <sub>ц</sub> , Н/мм <sup>2</sup>				Діаметр карбідів D <sub>ксер</sub> , мкм	Зв'язок з матрицею (К)	Масова інтенсивність зношування, I <sub>m</sub> ·10 <sup>-8</sup>	
	Длина, мкм		Від довжини, % ΣL/L·100	Відстань між макс. по довжині подряпини T <sub>2</sub> , мкм	Загальна, МПа	макс.	сер.	мін.			зразок	контртіло
	Середня (L <sub>сер</sub> )	Сумарна (ΣL) на 1 мм										
1	42,5	194,33	19,43	218,7	2440	2500	1923,5	1450	-	міцний	11,5	-
2	17,8	358,15	35,82	49,7	2360	2050	1856,6	1600	-	міцний	14,60	-

Таблиця 6.4.

Розмірні характеристики тугоплавких карбідів мікроструктури сталі Х6ВФ після гартування та низького відпуску

t <sub>гарт.</sub> , °С	Середнє значення розрахункового параметра				Н <sub>ц</sub> , Н/мм <sup>2</sup>			Зв'язок з матрицею (К)	Масова інтенсивність зношування, I <sub>m</sub> ·10 <sup>-8</sup>	
	Площа, мкм		Відстань між карбідами, мкм	D <sub>ксер</sub> , мкм	Заг., HRC	карбіди	матриця		зразок	контртіло
	Середня (S <sub>сер</sub> )	Частка від загальної площі, %								
1000 (станд.)	19,20	2,2	75,0	4,85	58	1148,5	584	слабкий	3,15	-
1060	19,20	2,2	75,0	4,85	56	940	584	частково міцний	1,96	-
1100	19,20	2,2	75,0	4,85	58	654	534	міцний	1,44	-
1200	24,20	2,8	75,0	4,85	55	431	376	міцний	2,43	-



Як відомо, використання регресійних моделей є одним з можливих способів моделювання. Вирішення поставлених в роботі задач вимагає врахування багатьох властивостей матеріалів, але характер проведеного експерименту та одержана відносно невелика вибірка експериментальних даних вказують, що можна було б використати лінійний поліном. При цьому точність моделювання буде низькою.

Тому як альтернативний підхід в даному випадку запропоновано моделювання з використанням інтелектуальних систем на основі ШНМ. Вони характеризуються гнучкістю, а їх функціонування включає емпіричні навички, що ґрунтуються на передбаченні. Виходячи з переваг ШНМ перед традиційними обчисленнями, існуючі на сьогодні мережі навчаються та можуть робити помилки. Така нейронна мережа навчається за представленими вхідними та вихідними даними, які називаються навчальною множиною. Слід зазначити, що для кожної вхідної множини необхідно мати певні експериментальні дані. При досягненні створеною мережею певного рівня ефективності та бажаної статистичної точності, процес навчання завершується.

В даному випадку навчання проводилось на основі мережі прямого поширення, що володіє функцією відтворення вхідних параметрів у вихідні з використанням неітераційних підходів. Це дало можливість створити більш ефективну парадигму навчання, яку можна використовувати у прикладному матеріалознавстві. При цьому задіяно новий метод моделювання, який побудовано на системі аналогій між просторовим представленням об'єкта досліджень та моделлю мережі, як функціоналу на множині табличних функцій (ФМТФ) [658].

Вона забезпечує мінімальні витрати часу, високу точність навчання, можливість екстраполяції на малих навчальних вибірках. При такому підході подача сигналу з входу на вихід обчислюється як зважена сума сигналів. Тому сигнал на виході  $i$ -того нейронного елемента визначається через сигнали його

входів за формулою:

$$x_{i+1} = F_i \left( \sum_{j=1}^{n+nx} x_j \cdot W_j(i) \right), \quad (6.1)$$

де  $x_1 \dots x_n$  – вихідні сигнали нейронів;

$x_{n+1} \dots x_{n+nx}$  – вхідні сигнали;

$W$  – вагові коефіцієнти синоптичних зв'язків;

$F$  – передатна функція.

У створенні мережі під час моделювання певному об'єкту у відповідність ставилось гіпертіло, що розглядалось як геометричне місце точок у просторі. При цьому одна з координат відповідала кожній ознаці об'єкта моделювання. Наступним етапом проводили декомпозицію об'єкта дослідження при встановленні системи аналогій між елементами декомпозиції гіпертіла та аргументними функціями моделі ШНМ. Це означає, що процес навчання здійснювали при декомпозиції гіпертіла об'єкта дослідження, який відповідав алгоритму моделювання за певними елементами навчальної вибірки створеної композиції.

За основу при використанні ШНМ покладена гіпотеза, яка встановлює зв'язок між повними та частковими коефіцієнтами векторів навчальної множини. Ця закономірність відтворюється з певною точністю, коли відтворення всіх можливих елементів матриці реалізацій забезпечується набором повних коефіцієнтів [658]. На рис. 6.3 наведено принципову схему архітектури сконструйованої мережі.

Сформована нейронна мережа для моделювання в  $(i-1)$ -й та в  $i$ -тій точці подряпини здійснює передбачення трьох параметрів (мікротвердості, відстані між максимальними її значеннями, протяжності подряпини з максимальними значеннями мікротвердості) в  $(i+1)$ -й точці подряпини. Вікно програмування даної мережі наведено на рис. 6.4. Приклади файлів, створених

за експериментальними параметрами поверхні, наведені в додатку А (табл. А01– А09).

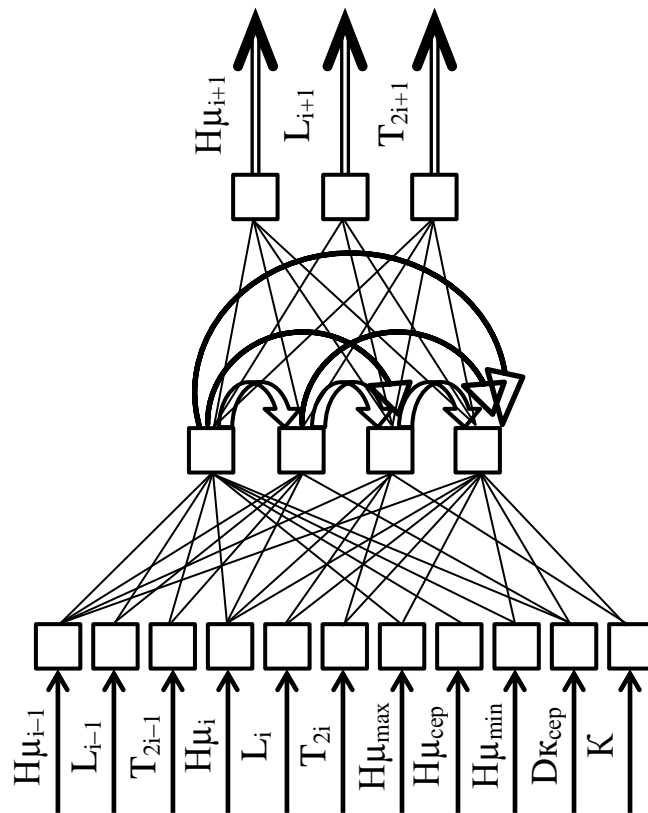


Рис. 6.3. Принципова схема архітектури штучної нейронної мережі, побудованої на моделі функціоналу на множині табличних функцій:  $H\mu_i$  – середнє значення мікротвердості  $i$ -того екстремуму з максимальним її значенням;  $L_i$  – протяжність  $i$ -того екстремуму з максимальним значенням мікротвердості;  $T_{2i}$  – відстань між  $i$ -м та  $(i - 1)$ -м екстремумами з максимальним значенням мікротвердості;  $H\mu_{\max}$  – максимальне значення мікротвердості;  $H\mu_{\text{сер}}$  – середнє значення мікротвердості;  $H\mu_{\min}$  – мінімальне значення мікротвердості;  $D_{\text{ксер}}$  – середній діаметр карбідів;  $K$  – характер зв'язку карбідів з оточуючою матрицею [659].

З метою тестування системи застосовували два варіанти роботи нейронних мереж. З навчальної вибірки, яка складалася з 14-ти векторів, було вилучено 1-ий, 4-ий та 12-ий вектори. Останні були використані лише для контролю. Таким чином, даний варіант може здійснювати моделювання лише

інтерполяційних точок. На рис. 6.5. наведено результати моделювання з середньо-квадратичною похибкою в приведенні до діапазону 1,30% та максимальною 1,55%.

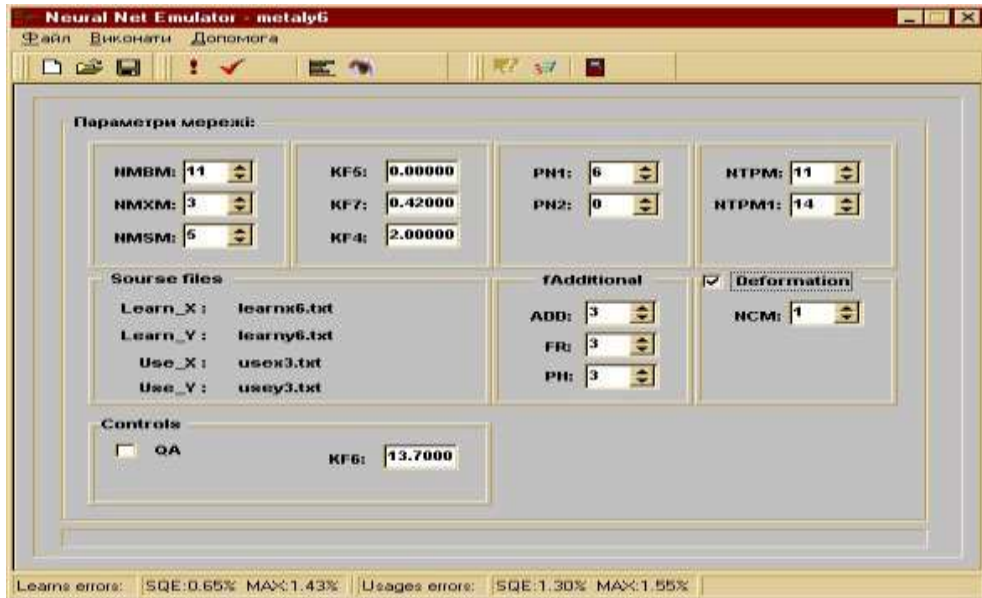


Рис. 6.4. Вікно програмування штучної нейронної мережі на базі моделі функціоналу множини табличних функцій.

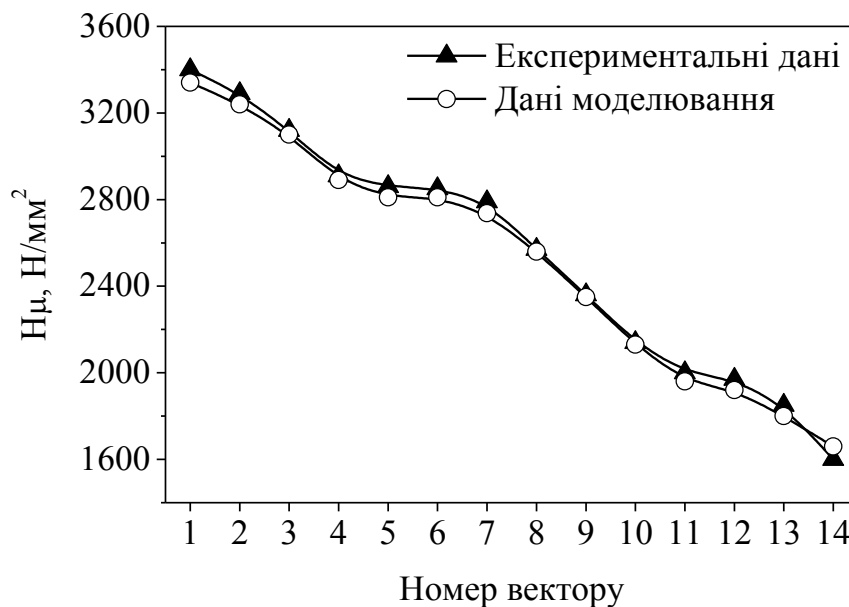


Рис. 6.5. Моделювання інтерполяційних точок процесу.

Ще один варіант тестування ШНМ полягав навчанні на перших

одинадцяти точках. При цьому останні три були використані лише для контролю. Це типове моделювання із застосуванням екстраполяційних точок (12-ої – 14-ої). В цьому випадку середньоквадратична похибка моделювання знаходилась в межах 0,87...1,71% (рис. 6.6).

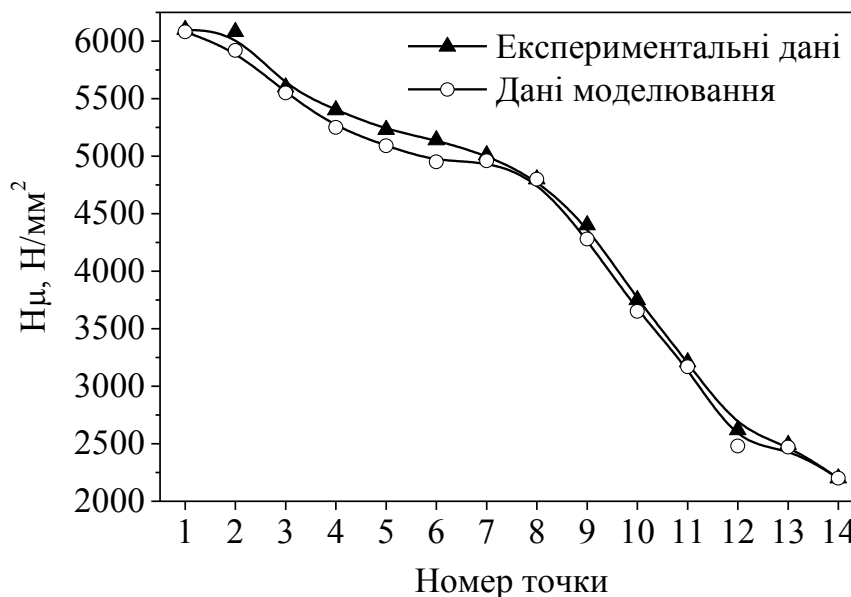


Рис. 6.6. Моделювання екстраполяційних точок процесу.

Отже нейронні мережі ФМТФ забезпечують моделювання інтерполяційних та екстраполяційних точок з високою точністю. Таким чином, можна говорити про доцільність використання та коректність вибору системи моделювання при вирішенні завдань матеріалознавства. Зміна параметрів під час моделювання залежить від режиму тертя та розташування експериментальних залежностей на відповідних графіках. Це забезпечує високу точність процесу моделювання.

Таким чином, моделювання з використанням нейронних мереж розширює діапазон інтерпретації одержаних експериментальних даних. Це дало можливість вибрати мінімальну кількість вихідних параметрів, коректно провести навчання системи та з достатньо високим рівнем точності передбачити, як буде розвиватись процес тертя на контактуючих поверхнях.

Моніторинг стану поверхні тертя досліджуваних матеріалів дозволяє стабілізувати структуру, фазовий склад та механічні властивості поверхні.

### **6.1.2. Прогнозування функціональних властивостей поверхні моделюванням її структурно-геометричних параметрів.**

Оптимізаційний підхід до вирішення представленої задачі має певні недоліки. Зокрема, відсутність стабільності системи не гарантує точного розв'язання. Отже реалізація обраної архітектури нейромережі потребує спрощення процедури навчання. Тому цей підхід дозволяє одержувати передбачення лише для інтерполяційних точок.

Враховуючи зазначене для одержання коректних результатів моделювання параметрів контактуючих поверхонь було застосовано нейромережу ФМТФ з вдосконаленою архітектурою. Така ШНМ представляється функціоналом від табличних аргументних функцій нейронних елементів синапсів та надає можливість реалізовувати одержані під час навчання апроксимації. При цьому процес навчання являє собою наближення табличних значень функції двох змінних, які сумуються з векторів спостережень модельованого об'єкта. Алгоритм наближення можна описати блоком ШНМ, що складається з послідовних кроків ортогональних перетворень. Об'єкти передбачення можна представити у багатовимірному просторі реалізацій при забезпеченні їхньої декомпозиції на елементи навчальної вибірки, що є суттєвою перевагою при функціонуванні мереж ФМТФ. Це забезпечує таким мережам надійність, неітераційність, а також простоту при навчанні.

Перелічені переваги відрізняють мережу ФМТФ від альтернативних парадигм інших ШНМ прямого поширення. Це характеризується здатністю побудованої мережі при навчанні у оптимальні терміни надійно вирішувати поставлені задачі, що проявляється у повторюваності результатів та здатності у навчанні як на великих, так і на малих вибірках результатів експериментів при

забезпеченні високої точності на стадії відтворення внесених даних та можливості передбачення. При цьому існує можливість уніфікації налагодження параметрів роботи ШНМ, що є універсальністю обраної нейронної мережі [658, 660].

Можна стверджувати, що прогнозування зміни властивостей поверхні тертя зводиться до прогнозування експериментальних даних, які належать до області екстраполяції. Означені властивості обраної мережі вдосконалено використанням функції активації нейронів [661]. Для інтерполяції, що встановлена на стадії навчання, використано вхідні сигнали функції активації [NETmin, NETmax]. Наступний крок – це визначення граничних значень функції активації уявними лініями, що з'єднують граничні точки та початок координат. Даний підхід було відтворено через мережу в нелінійній ділянці інтерполяційності, яка є лінійною в області екстраполяційності. За допомогою такого підходу вдалося максимально узгодити властивості відтворення експериментальних результатів та властивості нейронної мережі для їхнього узагальнення. Необхідно зазначити, що це можна реалізувати при моделюванні в екстраполяційній та інтерполяційній областях. Наступним кроком налагодження ШНМ була адаптація архітектури мережі (рис. 6.7) та оптимізація методики її навчання.

Для навчання ШНМ було створено та трансформовано множини значень експерименту структурно-геометричних параметрів контактних поверхні після тертя. Після цього проводили навчання нейронної мережі на 10 тренувальних парах, в результаті чого було передбачено одержання результатів з достатньо низькою похибкою.

Отримані дані моделювання можна пояснити вдалим підбором параметрів складності мережі та нівелюванням впливу на модель додаткових шумів, що досягається не для всіх випадків моделювання. Як видно з інтерфейсу програми застосованої ШНМ (рис. 6.8) було відтворено графічне представлення результатів її навчання і функціонування для вирішення задач

прогнозування властивостей поверхні досліджуваних матеріалів.

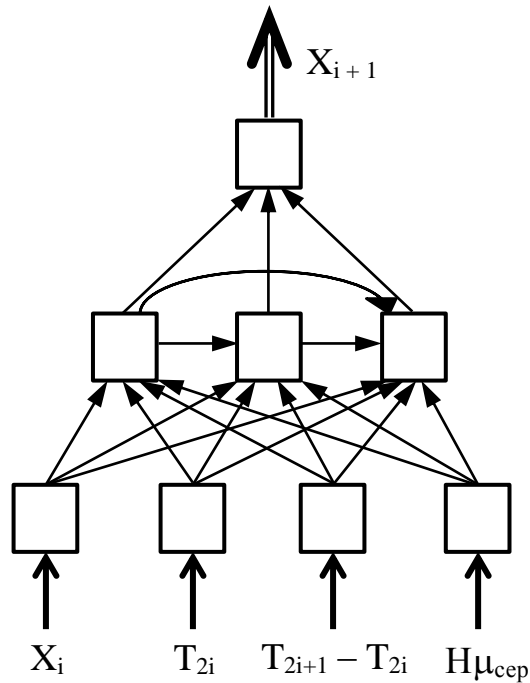


Рис. 6.7. Адаптована архітектура нейронної мережі:  $X_i$  – параметр поверхні в  $i$ -тій точці подряпини;  $X_{i+1}$  – параметр поверхні в  $i + 1$  точці подряпини;  $H_{\mu_{сер}}$  – середнє значення мікротвердості;  $T_2$  – відстань між екстремумами з максимальними значеннями мікротвердості [662].

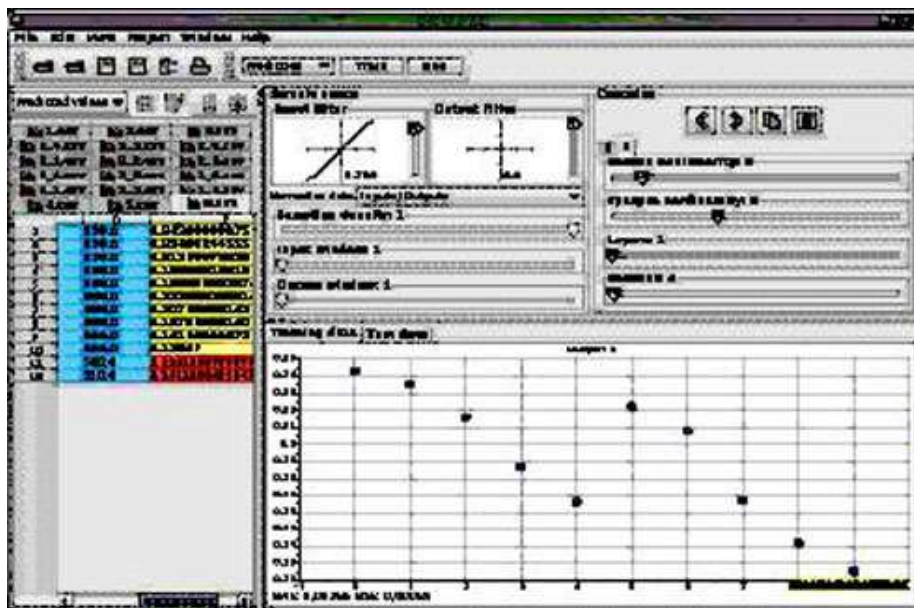


Рис. 6.8. Інтерфейс програми штучної нейронної мережі типу ФМТФ з результатами передбачення.

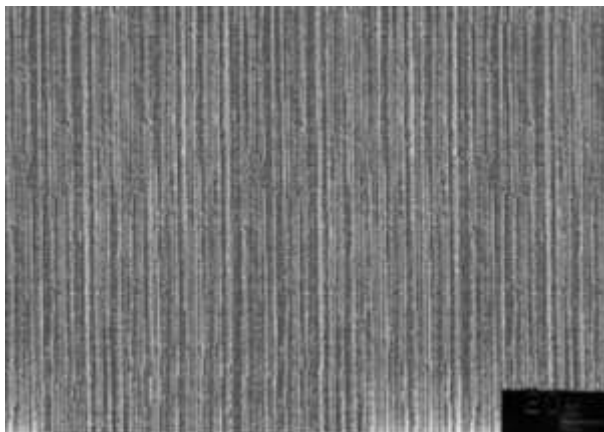


Отже було обґрунтовано доцільність застосування використаної ШНМ та проведено моделювання інтерполяційних та екстраполяційних точок з високою точністю результатів (0,87...1,55%). При цьому характер зміни параметрів змодельованих поверхонь тертя виявилися аналогічними до результатів експерименту. Оскільки при моделюванні використовували порівняно невелику вибірку експериментальних даних, прогнозування динаміки зміни їхніх властивостей було би некоректним. Для уникнення цього недоліку було розширено вхідну базу даних експерименту структурно-геометричними параметрами поверхні.

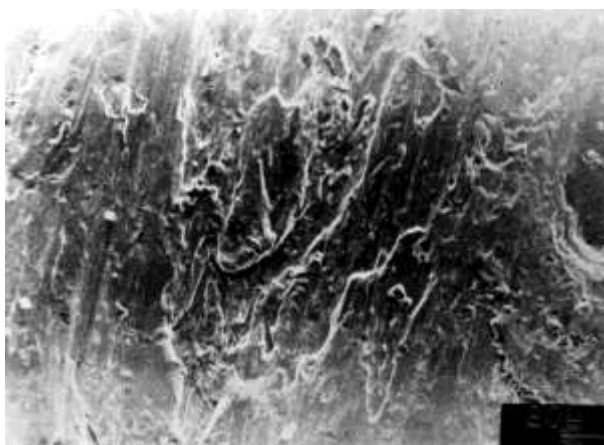
Електронно-мікроскопічні дослідження поверхні контакту до випробування на зношування показали (рис. 6.9, а), що вона не залежить від умов термічної обробки та ідентична для обох досліджуваних температур гартування. Контактна взаємодія сприяє утворенню на поверхні тертя відпущених після гартування від 860 °С зразків сталі 40Х зон локальної пластичної деформації, що спрямовані в напрямку руху контртіла (рис. 6.9, б). На ній спостерігаються подряпини, відколи, ознаки вилущування карбідів, їхнього відриву від матриці та ямки від них, спрямовані в напрямку ковзання. Руйнування поверхні тертя відбувається за механізмами гладкого розшаровування з пластичною деформацією та відколювання.

Підвищення температури гартування до 1050 °С з високим відпуском змінює характер поверхні контактної взаємодії, яка стає неоднорідною (рис. 6.9, в). Така зміна, очевидно пов'язана з особливостями процесів руйнування, що відбуваються в окремих її ділянках.

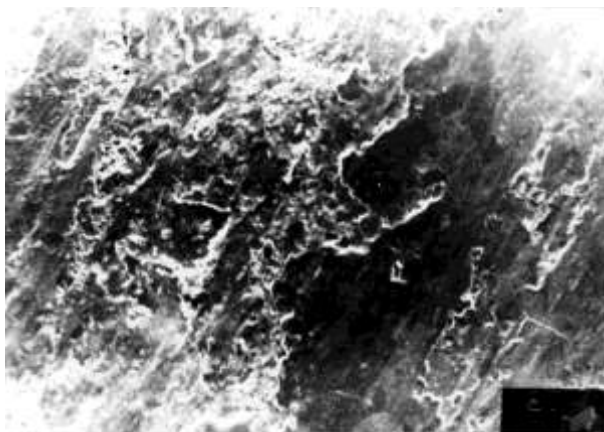
На більшій частині площі контакту спостерігаються локальні ділянки з розмірами, що не збігаються з жодними елементами мікроструктури, руйнування на яких відбувається шляхом гладкого розшаровування з ознаками пластичної деформації (подряпини, відколювання, відрив карбідів від матриці та їхнє викришування).



а



б



в

Рис. 6.9. Поверхня контакту зразків сталі 40Х після гартування від температури 860 (а, б) і 1050 °С (б) та відпуску при 600 °С:

а – після шліфування до трибологічних випробувань;

б, в – після трибологічних випробувань [662].

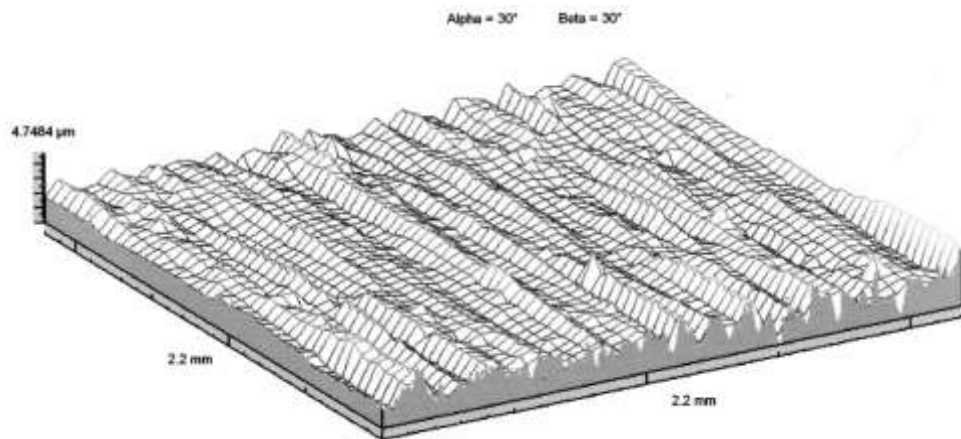
Це свідчить про те, що за формування таких ділянок відповідальна пластична деформація приповерхневих шарів, які насичені рівномірно розподіленими карбідними включенням різних розмірів. Більші карбіди викришуються з поверхні та в подальшому можуть спричиняти її мікроруйнування. Менші – дисоціюють при пластичній деформації в оточуючу матрицю. В даному випадку ситуація відповідає особливостям руйнування поверхні контакту зразків сталі 40X після гартування від 860 °C та високого відпуску.

На інших ділянках контактної поверхні, сумарна площа яких складає близько 15% від загальної площі, руйнування також має в'язкий характер. Але мікроструктура таких ділянок чинить значно більший опір руйнуванню при контактній взаємодії, що, очевидно, пов'язаною із іншою морфологією карбідів, які в даному випадку мають більшу скупченість та розмірами, а також міцніше тримаються в матриці.

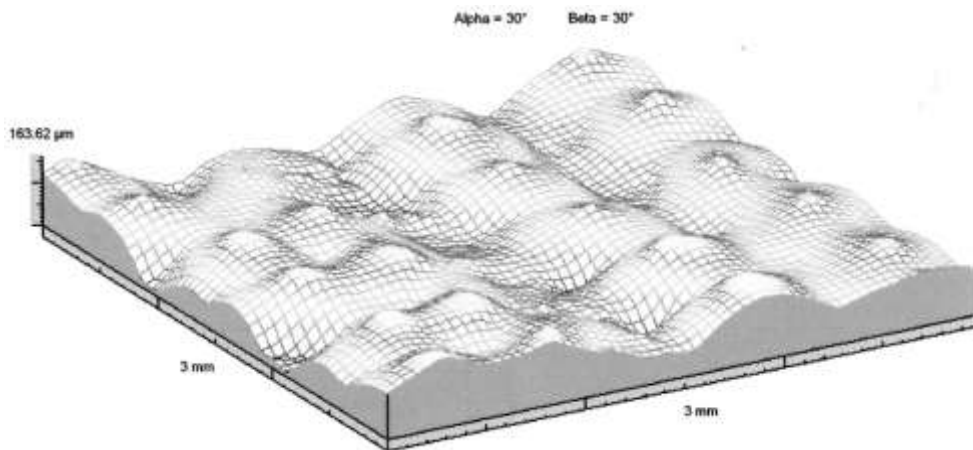
Дослідження мікроструктури сталі 40X, наведені у розділі 3.2.2, показують, що найвірогіднішою структурою, яка здатна до утворення мікроділянок з підвищеним опором до руйнування при контактній взаємодії, є великі голчасті кристали мартенситу з мікродвійниками всередині, які при високому відпуску формують більш стабільну та стійку до пластичної деформації систему карбідів великих розмірів. Все це разом із склерометричними дослідженнями, наведеними у розділі 3.2.1, вказує на гетерогенність за механічними характеристиками контактної поверхні сталі 40X після гартування від 1050 °C та високого відпуску, що спричинює зростання її зносостійкості.

За допомогою стереометричних досліджень мікротопографії поверхонь сталі 40X, які здійснювали на комп'ютеризованому стереометричному профілометрі фірми Rank Taylor Hobson зі скануючою голівкою Taliscan з кроком квантування 1...2 мкм, отримали якісну та кількісну інформацію про

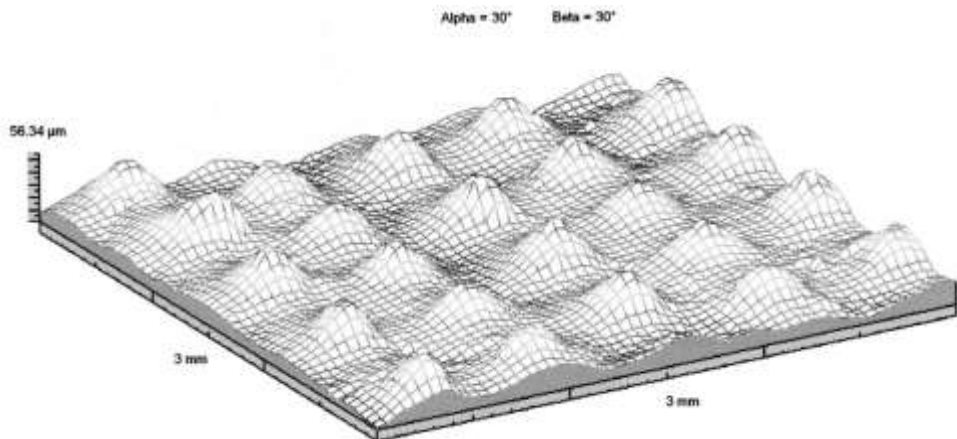
будову поверхні.



а



б



в

Рис. 6.10. Дискретне асиметричне зображення поверхні зразків сталі 40Х:  
а – гартування від 860 °С з відпуском при 600 °С після шліфування;  
б, в – гартування від 860 °С та 1050 °С відповідно з відпуском при 600 °С  
після трибологічних випробувань [662].

Було проведено аналіз зміни структурно-геометричних параметрів поверхні, що характеризують її шорсткість, та отримано профілограми шліфованої поверхні (рис. 6.10, а) досліджуваної сталі після гартування від 860 °С з відпуском при 600 °С, а також відпущених після гартування від 860 (рис. 6.10, б) та 1050 °С (рис. 6.10, в) після трибологічних випробувань. Отримані результати вказують на те, що початкова шорсткість не залежить від умов термічної обробки та не визначає геометрію поверхні в зоні контакту, яка формується під час тертя. Це підтверджує результати робіт [31, 53, 63], в яких показано, що після припрацювання не залежно від початкової шорсткості в парах тертя встановлюється однакова, рівноважна шорсткість (рис. 1.6), яка, очевидно, залежить від мікроструктури матеріалів.

При проведенні аналізу сертифікованих за нормами ISO 13565 функціональних параметрів поверхні ( $S_{bi}$ ,  $S_{ci}$ ,  $S_{vi}$ ) та параметрів її несучої здатності ( $S_{r1}$ ,  $S_{r2}$ ) [663, 664] для моделювання та навчання ШНМ було створено масив даних і робочі файли (табл. А10–А14, додаток А). Перелічені параметри через відповідні розрахунки трансформували у гібридні параметри, що дозволяють оцінити пошарову розгортку поверхні на основі аналізу середньоквадратичної кривизни вершин ( $S_{sc}$ ) та середньоквадратичного нахилу нерівностей поверхні ( $S_{dq}$ ) (табл. 6.5 – 6.7) [665]. Це, в свою чергу, дало можливість визначити функціональні параметри поверхні за розподілом відхилень розмірів впадин і виступів від означеного рівня середньої площини з побудовою кривої, яка визначає її «несучу здатність» (рис. 6.11 – 6.13, табл. 6.8 – 6.10).

Як видно з графіків підвищення температури гартування до 1050 °С (рис. 6.13) сприяє зниженню шорсткості та збільшенню несучої поверхні відпущених зразків сталі 40Х під час тертя порівняно із зразками, загартованими від 860 °С (рис. 6.12). Також, очевидно, це є причиною зменшення коефіцієнту тертя (табл. 3.4, рис. 3.25), що підтверджується авторами робіт [666 – 668], в яких показано, що на величину коефіцієнта тертя найбільший вплив мають параметри шорсткості поверхонь тертя .

Таблиця 6.5.

Структурно-геометричні параметри (ISO 4288) шліфованої поверхні зразка сталі 40X після гартування від 860 °C та відпуску при 600 °C.

Амплітудні параметри	
Sa	0,3697 $\mu\text{m}$
Sq	0,47311 $\mu\text{m}$
Sp	2,6779 $\mu\text{m}$
Sv	2,0705 $\mu\text{m}$
St	4,7484 $\mu\text{m}$
Ssk	- 0,14415
Sku	3,7171
Sz	4,0711 $\mu\text{m}$
Параметри площі та об'єму	
STp	0,1 % (1 $\mu\text{m}$ під найвищим піком)
SHTp	0,75658 $\mu\text{m}$ (20% – 80%)
Smmr	0,0020705 $\text{mm}^3/\text{mm}^2$
Smvr	0,0026779 $\text{mm}^3/\text{mm}^2$
Спеціальні параметри	
SPc	0 pks/ $\text{mm}^2$ (1 $\mu\text{m}$ ; 10 $\mu\text{m}$ )
Sds	1583,5 pks/ $\text{mm}^2$
Str	0,023256
Sa <sub>1</sub>	0,017221 mm
Std	1,5 °
Sfd	2,463
Гібридні параметри	
Sdq	0,048588 $\mu\text{m}/\mu\text{m}$
Ssc	0,007393 1/ $\mu\text{m}$
Sdr	0,11783 %
Функціональні параметри, 0,5 $\mu\text{m}$	
Sk	1,0319 $\mu\text{m}$
Spk	0,3671 $\mu\text{m}$
Svk	0,41572 $\mu\text{m}$
Sr <sub>1</sub>	9,2 %
Sr <sub>2</sub>	90,9 %
Функціональні параметри	
Sbi	0,24301
Sci	1,4447
Svi	0,12567

Таблиця 6.6.

Структурно-геометричні параметри (ISO 4288) поверхні зразка сталі 40X, загартованого від 860 °С та відпущеного при 600 °С, після трибологічних випробувань

Амплітудні параметри	
Sa	24,879 $\mu\text{m}$
Sq	30,475 $\mu\text{m}$
Sp	69,946 $\mu\text{m}$
Sv	93,669 $\mu\text{m}$
St	163,62 $\mu\text{m}$
Ssk	- 0,43799
Sku	2,647
Sz	154,47 $\mu\text{m}$
Параметри площі та об'єму	
STp	0 % (1 $\mu\text{m}$ під найвищим піком)
SHTp	54,729 $\mu\text{m}$ (20% – 80%)
Smmr	0,093669 $\text{mm}^3/\text{mm}^2$
Smvr	0,069946 $\text{mm}^3/\text{mm}^2$
Спеціальні параметри	
SPc	0,55556 pks/ $\text{mm}^2$ (1 $\mu\text{m}$ ; 10 $\mu\text{m}$ )
Sds	29,222 pks/ $\text{mm}^2$
Str	0,17898
Sa <sub>1</sub>	0,2636 mm
Std	63,5 °
Sfd	
Гібридні параметри	
Sdq	0,24774 $\mu\text{m}/\mu\text{m}$
Ssc	0,041156 1/ $\mu\text{m}$
Sdr	3,0112 %
Функціональні параметри, 0,5 $\mu\text{m}$	
Sk	47,647 $\mu\text{m}$
Spk	15,239 $\mu\text{m}$
Svk	16,134 $\mu\text{m}$
Sr <sub>1</sub>	10,527 %
Sr <sub>2</sub>	88,337 %
Функціональні параметри	
Sbi	1,2017
Sci	1,353
Svi	0,1215

Таблиця 6.7.

Структурно-геометричні параметри (ISO 4288) поверхні зразка сталі 40X, загартованого від 1050 °C та відпущеної при 600 °C, після трибологічних випробувань

Амплітудні параметри	
Sa	7,1195 $\mu\text{m}$
Sq	9,1392 $\mu\text{m}$
Sp	16,647 $\mu\text{m}$
Sv	19,7 $\mu\text{m}$
St	58,34 $\mu\text{m}$
Ssk	0,91073
Sku	3,5548
Sz	48,159 $\mu\text{m}$
Параметри площі та об'єму	
STp	0 % (1 $\mu\text{m}$ під найвищим піком)
SHTp	14,141 $\mu\text{m}$ (20% – 80%)
Smmr	0,0197 $\text{mm}^3/\text{mm}^2$
Smvr	0,036641 $\text{mm}^3/\text{mm}^2$
Спеціальні параметри	
SPc	0,55556 pks/ $\text{mm}^2$ (1 $\mu\text{m}$ ; 10 $\mu\text{m}$ )
Sds	255,33 pks/ $\text{mm}^2$
Str	0,66797
Sa <sub>1</sub>	0,18805
Std	76,0 °
Sfd	2,0376
Гібридні параметри	
Sdq	0,12739 $\mu\text{m}/\mu\text{m}$
Ssc	0,01879 1/ $\mu\text{m}$
Sdr	0,79474 %
Функціональні параметри, 0,5 $\mu\text{m}$	
Sk	19,283 $\mu\text{m}$
Spk	14,634 $\mu\text{m}$
Svk	4,3158 $\mu\text{m}$
Sr <sub>1</sub>	16,729 %
Sr <sub>2</sub>	92,829 %
Функціональні параметри	
Sbi	0,5166
Sci	2,0287
Svi	0,0,68628



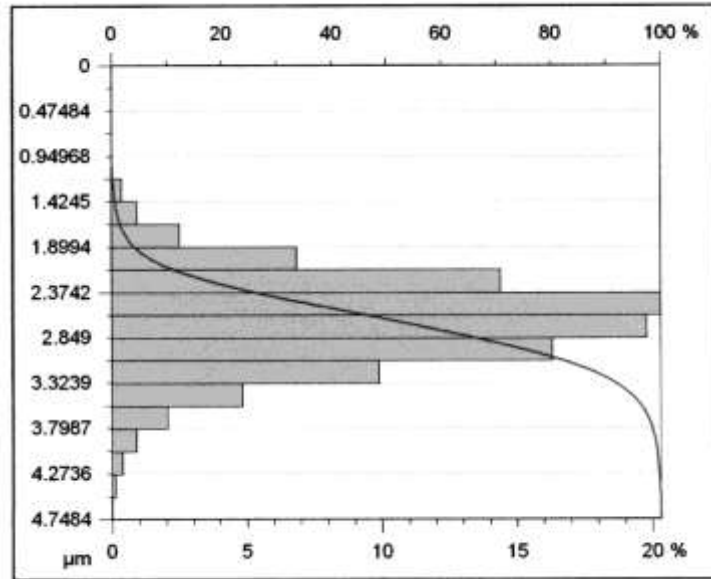


Рис. 6.11. Амплітудний розподіл профілю поверхні з накладеним зображенням несучої поверхні шліфованого зразка сталі 40X після гартування від 860 °С та відпуску при 600 °С.

Таблиця 6.8.

Ідентифікаційна карта профілю поверхні шліфованого зразка сталі 40X після гартування від 860 °С та відпуску при 600 °С.

Вісь X	
Довжина	2,2 mm
Розмір	441 points
Інтервал	5 μm
Вісь Y	
Довжина	2,2 mm
Розмір	441 points
Інтервал	5 μm
Вісь Z	
Довжина	4,7484 μm
Розмір	9999 digits
Інтервал	0,47489 nm

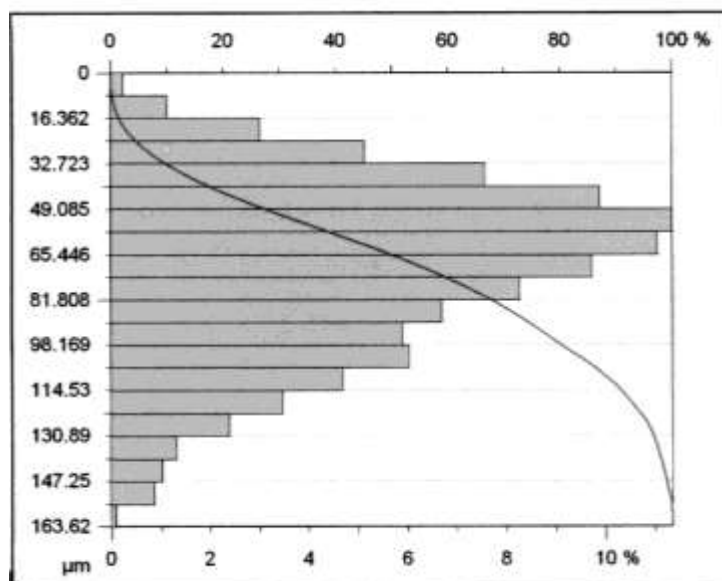


Рис. 6.12. Амплітудний розподіл профілю поверхні з накладеним зображенням несучої поверхні шліфованого зразка сталі 40X, загартованого від 860 °С та відпущеного при 600 °С, після трибологічних випробувань.

Таблиця 6.9.

Ідентифікаційна карта профілю поверхні зразка сталі 40X, загартованого від 860 °С та відпущеного при 600 °С, після трибологічних випробувань.

Вісь X	
Довжина	3 mm
Розмір	601 points
Інтервал	5 μm
Вісь Y	
Довжина	3 mm
Розмір	601 points
Інтервал	5 μm
Вісь Z	
Довжина	163,62 μm
Розмір	32002 digits
Інтервал	0,0051126 μm

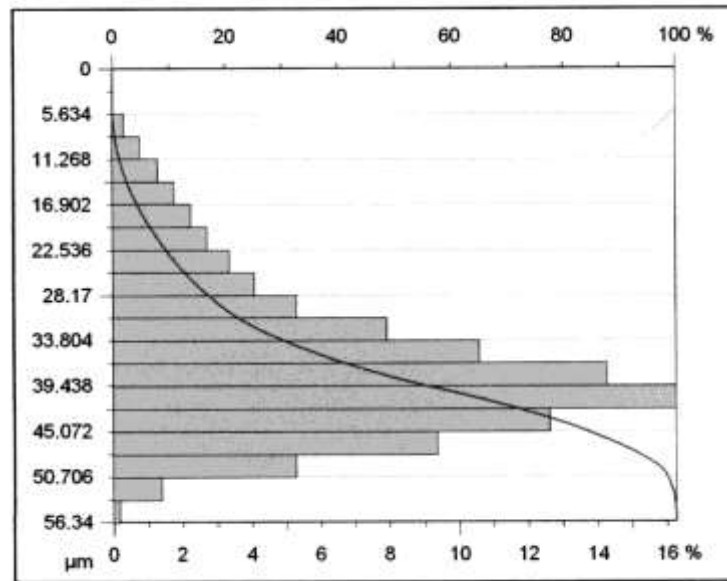


Рис. 6.13. Амплітудний розподіл профілю поверхні з накладеним зображенням несучої поверхні шліфованого зразка сталі 40X, загартованого від 1050 °C та відпущеного при 600 °C, після трибологічних випробувань.

Таблиця 6.10.

Ідентифікаційна карта профілю поверхні зразка сталі 40X, загартованого від 860 °C та відпущеного при 600 °C, після трибологічних випробувань.

Вісь X	
Довжина	3 mm
Розмір	601 points
Інтервал	5 μm
Вісь Y	
Довжина	3 mm
Розмір	601 points
Інтервал	5 μm
Вісь Z	
Довжина	56,34 μm
Розмір	24224 digits
Інтервал	2,3258 nm

Отриманий результат підтверджує висновки робіт багатьох авторів, зокрема [669, 670], в яких показано, що зниження висотних параметрів шорсткості, збільшення довжини опорних кривих поверхонь тертя, оптимізація площ вершин і западин для заданих умов тертя вказують на формування в активному шарі структур, які забезпечують підвищення опору матеріалу процесам трибодеструкції. Тобто отримана після гартування від підвищених температур мікроструктура сталі 40X сприяє формуванню більш оптимального рельєфу контактної поверхні ніж після стандартної термічної обробки.

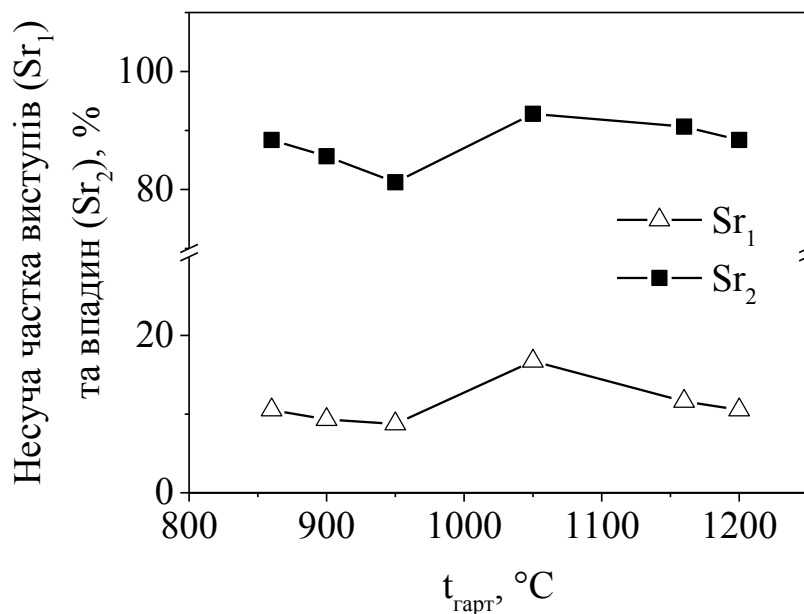


Рис. 6.14. Моделювання та прогноз функціональних параметрів несучої спроможності виступів ( $Sr_1$ ) та впадин ( $Sr_2$ ) поверхні відпущеної сталі 40X залежно від температури гартування [662].

За допомогою проведеного експерименту було доведено спроможність нейронної мережі типу ФМТФ з модифікованими функціями активації нейронів вирішувати з високою точністю екстраполяційні задачі. У даному випадку було проведено кількісне прогнозування функціональних параметрів поверхні ( $Sc_i$ ,  $Sv_i$ ), що визначають динаміку процесу тертя. Крім того, сертифіковані параметри ( $Sr_1$ ,  $Sr_2$ ), що характеризують функцію несучої спроможності поверхні, були використані для прогнозування поведінки сталі

40X при різних температурних умовах термічної обробки (рис. 6.14).

Коректність проведеного моделювання підтверджується розрахунками зміни параметрів ( $Sr_1$ ,  $Sr_2$ ) для покращеної сталі 40X, загартованої від температур 860, 900, 950, 1050, 1160 та 1200 °C та їхньою кореляцією з результатами роботи [586]. Аналізуючи динаміку зміни цих параметрів можна зробити висновок, що із підвищенням температури гартування до 950 °C збільшується шорсткість поверхні контакту. Гартування від 1050 °C призводить до зменшення параметрів шорсткості, а подальший ріст температури до 1160 та 1200 °C – знову до їхнього збільшення. Описані зміни функціональних параметрів шорсткості поверхні  $Sr_1$  та  $Sr_2$  корелюють з результатами досліджень зносостійкості сталі 40X, отримані авторами праці [586].

Отже показано можливість застосування нейронномережевого моделювання не тільки для наближення багатовимірних залежностей до розпізнавання, а й для вирішення більш складних задач прогнозування послідовностей функціональних властивостей поверхні конструкційних сталей.

## **6.2. Прогнозування властивостей досліджуваних сталей за допомогою комп'ютерного моделювання.**

Комплексна оцінка трибологічних властивостей сформованих поверхневих шарів є надзвичайно важливою як при проектуванні, так і при експлуатації деталей машин. Це потребує наявності якомога більшого набору параметрів, що характеризують стан поверхні. У більшості випадків отримання результатів досліджень потребує проведення необхідної кількості експериментів, що пов'язано із значними часовими і матеріальними витратами. Крім того, існують випадки коли не можливо одержати повні дані експерименту, що спричинено певними умовами проведення вимірювань.

Для вирішення такої проблеми використовуються підходи, в основу

яких покладені методи та засоби математичної статистики, а також планування експерименту [671]. Але ці методи є малоефективними для таких складних задач, що поставлені в даній роботі, зокрема при обмежених вибірках даних. Розв'язок подібних завдань можна здійснити із застосуванням засобів штучного інтелекту, зокрема ШНМ і контролерів нечіткої логіки [672, 673].

Враховуючи зазначене було використано комп'ютерний комплекс Expleo, який дає змогу заповнити пропуски різного походження, а основою методу оцінювання відсутніх експериментальних даних слугувала нейропарадигма геометричних перетворень. Перевагою цього методу перед іншими є висока точність навчання та неітеративність системи. Відомі дані експериментів вводяться в таблиці з пропусками у векторних даних. Для задачі заповнення пропусків у експериментальних результатах було використано варіант нейроподібної структури геометричних перетворень в автоасоціативному режимі (рис. 6.15).

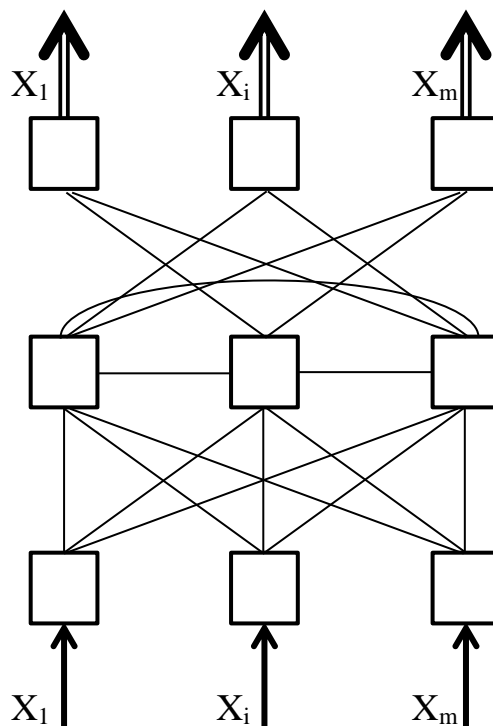


Рис. 6.15. Нейроподібна структура геометричних перетворень:

$X_1, X_i, \dots, X_m$  – вектор стану;  $x_i$  – параметр, компонента вектору;

$x_{n,i}$  –  $n$ -й вектор,  $i$ -та компонента;  $n = 1, 2, 3, \dots, n$ ;  $i = 1, 2, \dots, m$ .

Для виконання заданих функцій проводять навчання ШНМ шляхом перетворень тренувальної матриці  $X_{n,i}$ , частина структури якої приведена у табл. 6.11.

Кожен рядок матриці відповідає реалізації, якій у відповідність ставлять певний гіпотетичний номер  $n$ . Усі реалізації нумерують від 1 до  $n$ . Встановлено, що при навчанні системи похибка прогнозування становитиме близько 9 % при допустимій похибці 10 %. Кожен рядок матриці відповідає одному з входів або виходів, а будь-який елемент матриці реалізацій представляється як обчислене значення функцій двох змінних  $F(n, i)$ .

Таблиця 6.11

Частина структури тренувальної матриці.

Вхід			Вихід
Характеристика 1	Характеристика 2	Характеристика 3	Характеристика 4
A1	B1	C1	M1
A2	B2	C2	M2
A3	B3	C3	M3

Метою навчання є представлення функції двох змінних  $F(n,i)$  комбінацією функцій однієї змінної  $f(n)$ ,  $\varphi(i)$ , які є невідомими. Функції  $F(n,i)$  представляють кінцевою сумою добутків функцій однієї змінної за алгоритмом, наведеним на рис. 6.16. Після заповнення відсутніх результатів експерименту, одержані дані оброблялися контролером нечіткої логіки, написаним на мові програмування C# на платформі Microsoft.NET 2.0, що був адаптований для прогнозування динаміки зміни мікромеханічних та трибологічних властивостей. В основу контролера було покладено нейронну мережу геометричних перетворень, а його функціонування відрізнялось від роботи звичайних контролерів, оскільки для опису системи використовуються

знання експертів, а не диференційні рівняння. Це відтворюється лінгвістичними змінними, які описуються нечіткими множинами та можуть бути результатом моніторингу динаміки зміни експлуатаційних характеристик деталей машин.

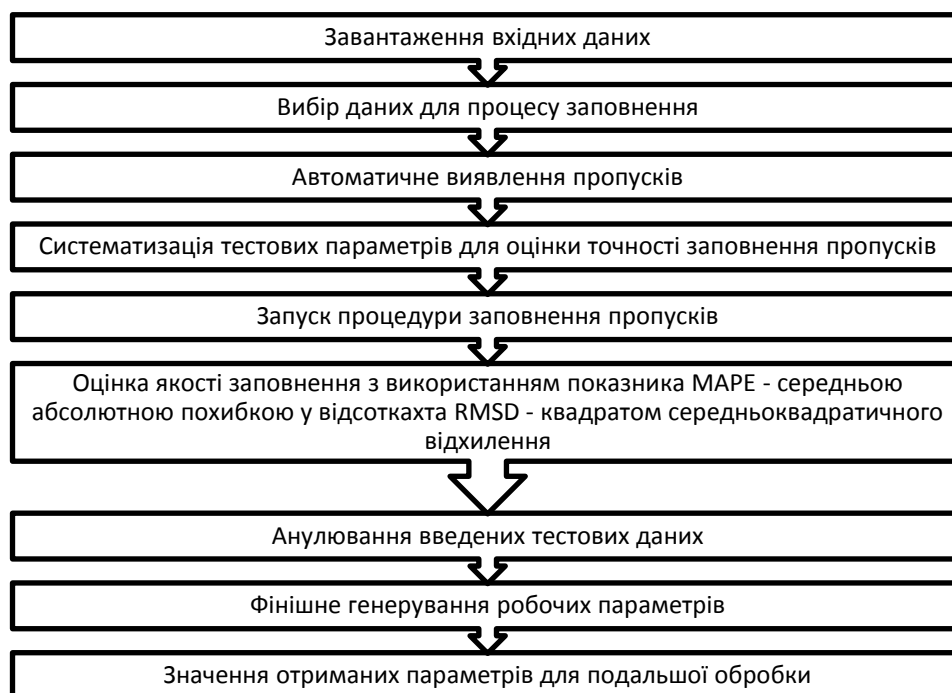


Рис. 6.16. Алгоритм розв'язку поставленої задачі.

Для прогнозування мікроехемічних властивостей поверхневих шарів як вхідні параметри задавали температуру гартування, мікротвердість поверхні, визначену методом склерометрії, розмір карбідної фази, міцність її зв'язку з матрицею та зносостійкість.

При прогнозуванні експериментальні дані компонували у форматі Мамдані. Лінгвістичні правила задавали нечіткою множиною («низький», «середній», «високий») з фазифікацією всіх вхідних параметрів від 0 до 1 – від мінімального до максимального значення експлуатаційних характеристик.

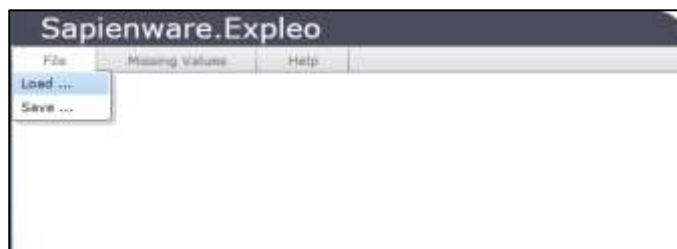
Для оцінювання зміни функціональних властивостей було застосовано контролер нечіткої логіки, що у порівнянні з відомими методами дало змогу зменшити похибку прогнозування у 1,5 рази.



### 6.3. Прогнозування трибологічних та мікромеханічних властивостей поверхневих шарів програмними засобами штучного інтелекту.

При проведенні експерименту розміри поверхневих шарів та окремих елементів його структури не дозволяють повною мірою отримати необхідні вимірювання. Оскільки для достовірної оцінки стійкості поверхні до зношування необхідна наявність якомога більшої кількості експериментальних даних було проведено їх відтворення. Для цього було використано програмний комплекс Expleo, за допомогою якого заповнювали пропуски у відсутніх даних вимірювань мікротвердості, відстанню між максимумами її значень поверхневих шарів сталі 40X.

Процедура полягала у завантаженні існуючих вхідних даних (рис. 6.17, а), після чого для використання у процедурі заповнення вибирали рядки з відсутніми даними (рис. 6.17, б). За допомогою програмного забезпечення пропуски у даних виявлялися автоматично та позначалися червоним кольором.



а

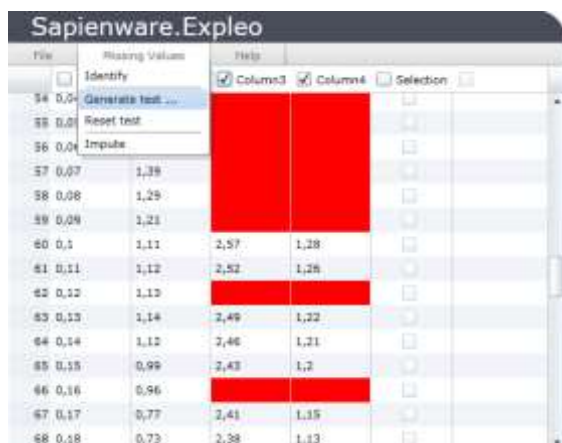


б

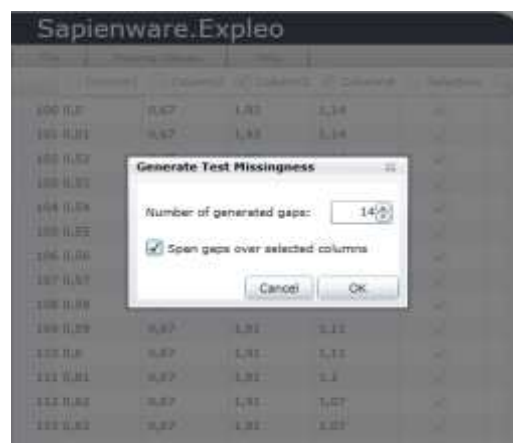
Рис. 6.17. Вибір файлів для завантаження даних (а) та робочих рядків (б).

На підставі створеної таблиці були сформовані відповідні тестові значення відтворених даних мікротвердості та відстані між максимумами її значень (рис. 6.18, а). Для цього здійснювали вибір двох останніх стовпців у вхідних даних та генерували 14 випадкових пропусків через обидва вибрані

стовпці відповідно (рис. 6.18, б).



а



б

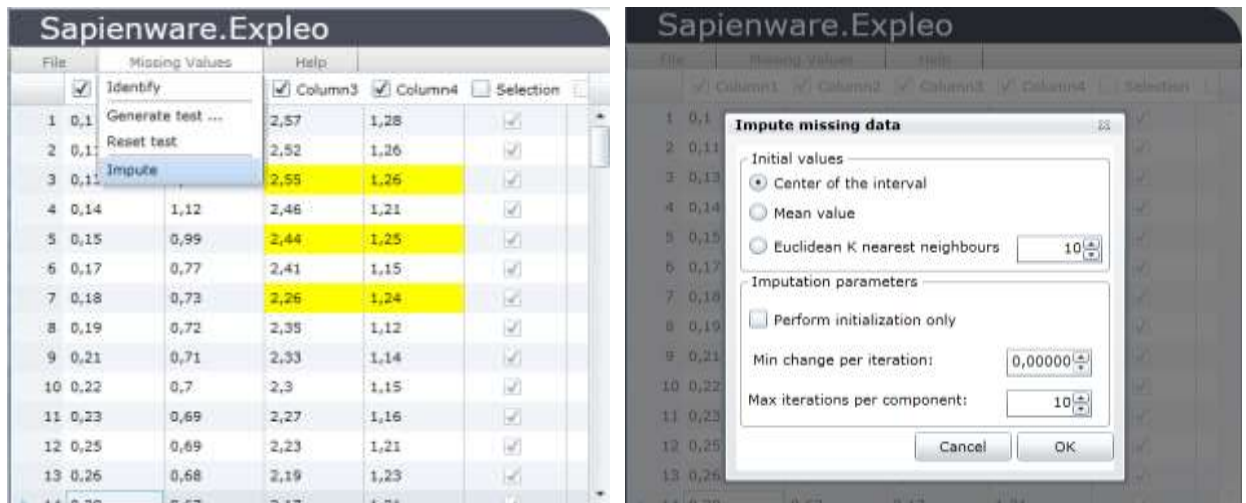
Рис. 6.18. Генерація тестових пропусків (а) та її параметри (б).

Кількість створених таким чином тестових пропусків склала близько 14% від загальної кількості, що відповідає співвідношенню реальних пропусків до загальної кількості векторів. Після цього було сформовано відповідні тестові значення відтворених даних для проведення оцінки можливої точності заповнення пропусків. При цьому програмне забезпечення автоматично виділяло жовтим кольором згенеровані випадкові тестові пропуски.

Далі програма задіявала всі стовпці даних та задіявала процедуру заповнення пропусків (рис. 6.19, а). Всі інші значення залишали встановленими за замовчуванням для параметризації заповнення пропусків поля. Така методика називається «метод ініціалізації» (рис. 6.19, б).

Якість заповнення пропусків було оцінено за представленою статистикою з використанням показника середньої абсолютної похибки у відсотках (MAPE) та квадрата середньоквадратичного відхилення (RMSD). Після чого проводили кінцеве генерування відсутніх даних мікротвердості та відстані між максимумами її значень. За отриманими значеннями для подальшої обробки було створено робочі файли. При цьому припускали, що

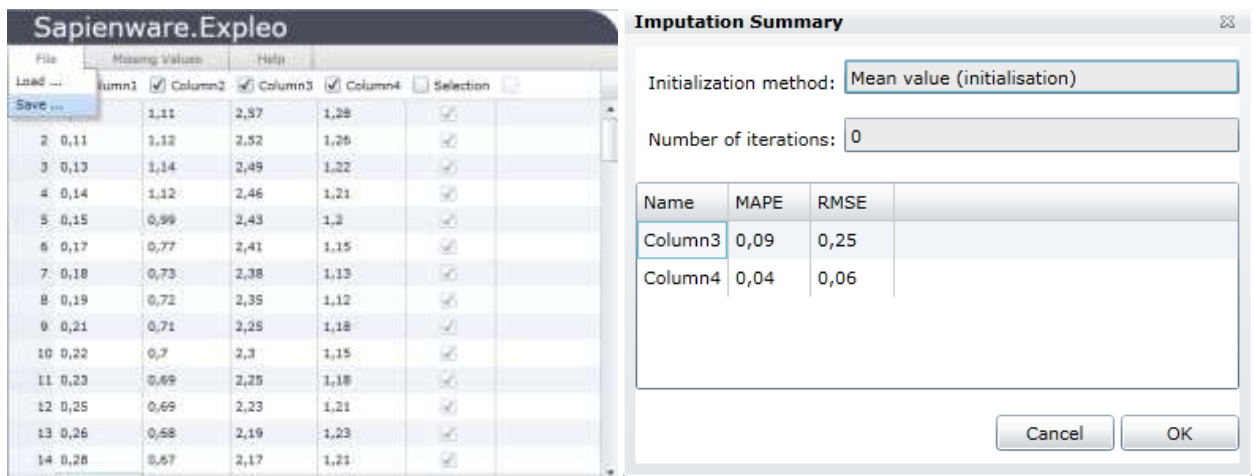
якість заповнення відповідає якості заповнення тестових даних (рис. 6.20, а).



а

б

Рис. 6.19. Процедура заповнення пропусків (а) та ініціалізація їх заповнення (б).



а

б

Рис. 6.20. Інтерфейс отриманих результатів (а) та оцінювання якості заповнення середнім значенням стовця (б).

З метою оцінки порівняння отриманих результатів було здійснено заповнення тестових пропусків двома методами: підстановленням середніх значень стовця та підстановленням середнього значення з  $K$  найближчих

сусідів. Заповнення пропусків за цими методами здійснювали за зазначеною вище послідовністю при вмиканні гачка «Perform initialization only», що означало здійснення тільки попередньої ініціалізація алгоритму. В результаті виконання цієї процедури було заповнено пропуски середніми значеннями відповідних стовпців (рис. 6.20, б).

Аналогічно було проведено заповнення за допомогою методу підстановки середнього значення  $K$  найближчих сусідів. При цьому було враховано тільки вектори без пропусків та було встановлено, що зі збільшенням кількості сусідів зростає якість заповнення пропусків. Тобто оптимальною кількістю сусідів є всі реалізації і значення для заповнення пропуску. Необхідно зазначити, що таке співвідношення знаходиться в залежності від статистичного розподілу значень векторів реалізацій [674].

З метою порівняння і оцінки якості заповнення пропусків за допомогою різних методів проведено 10 експериментів, в яких випадково генерували тестові пропуски з характеристиками справжніх пропусків. Потім вони були заповнені середнім значенням стовпця, середнім значенням  $K$  найближчих сусідів і Expleo. Результатом цього стало одержання усереднених значень похибок заповнення кожного із стовпців з пропусками, що наведено у табл. 6.12.

Таблиця 6.12

Похибки заповнення пропусків, одержані різними методами прогнозування

Метод заповнення	MAPE (3)	RMSE (3)	MAPE (4)	RMSE (4)
Середнє значення стовпця	0,08	0,20	0,03	0,05
Середнє значення $K$ найближчих сусідів	0,08	0,21	0,04	0,05
ПК Expleo	0,02	0,05	0,02	0,03

Як видно з табл. 6.12 (стовпець 4) якість відтворення даних з використанням програмного комплексу Expleo суттєво краща ніж у методів

заповнення середнім значенням стовпця та середнім значенням  $K$  найближчих сусідів. Похибка  $MARE$  для них перевищує заданий поріг точності вимірювання 0,05. Зіставляючи результати заповнення з середнім значенням результатів заповнення комплексу Expleo на випадково генерованих пропусках помітно, що заповнення було здійснено з заданою точністю вимірювання. Це говорить про коректність використання зазначеного методу для вирішення задач даної роботи.

Таким чином, за допомогою адаптованого нейромережевого контролера нечіткої логіки здійснено прогнозування поведінки набору експериментально одержаних даних, які визначають трибологічні характеристики досліджуваних сталей. Таким способом до тестових задач технічного опису створеного програмного продукту T – Controller User Manual були включені задачі з прогностичного моделювання.

В результаті прогнозування мікромеханічних та трибологічних властивостей сталі 40X за допомогою адаптованого контролера нечіткої логіки встановлено, що найкращі характеристиками у процесі експлуатації матимуть покращені зразки сталі 40X, загартовані від 1050 °C. Гартування від 1160 °C також дає позитивні результати, але дещо гірші, ніж у попередньому випадку. Найгірші властивості притаманні досліджуваній сталі після гартування від 950 °C та високого відпуску.

Було встановлено, що використання адаптованого контролера нечіткої логіки програмного продукту T – Controller User Manual зменшує у 1,5 рази похибку прогнозування у порівнянні з відомими методами та вдвічі знижує тривалість експерименту та пов'язані з ним витрати .

## **Висновки**

1. Встановлено, що морфологія карбідної фази впливає на рівноважну шорсткість, структурно-геометричні параметри та несучу спроможність поверхні сталі 40X, яка формується під час контактної взаємодії при терті, що

позначається на її трибологічних характеристиках.

2. Здійснено адаптацію обраної архітектури штучної нейронної мережі – функціоналу множини табличних функцій.

3. Спрогнозовано зміну фізико-механічних властивостей ( $H_{\mu}$ ,  $L$ ,  $T_2$ ) поверхні контакту сталі 40X та пов'язану з нею динаміку зміни опору зношуванню в залежності від температури гартування.

4. За результатами моделювання сертифікованих структурно-геометричних параметрів поверхні залежно від її шорсткості проведено аналіз несучої спроможності поверхні контакту зразків сталі 40X під час тертя.

5. При розв'язуванні задачі було використано при тестуванні професійного нейропакету «func\*net Express» Version 1.0 ITAMM & parcs IT – Consulting GmbH.

6. Для прогнозування динаміки зміни трибологічних властивостей досліджуваної сталі адаптовано нейромережевий контролер нечіткої логіки, написаний на мові програмування C# на платформі Microsoft.NET2.0. Використаний програмний продукт T – Controller User Manual забезпечив зменшення похибки прогнозування у 1,5 рази порівняно із відомими методами.

7. Перспективним може бути також моделювання за допомогою зонних розрахунків електронної будови вторинних структур [675, 676], які формуються під час контактної взаємодії та впливають на трибологічні характеристики матеріалів.

## ОСНОВНІ 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 є після гартування від 1160 °С 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 40X 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 аустенізації 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 тугоплавкої 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, 40XНМ та Х6ВФ 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 ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ**

1. Когаев В.П. Прочность и износостойкость деталей машин / Когаев В.П., Дроздов Ю.Н. – М.: Высшая школа, 1991. – 319 с.
2. Пронников А.С. Надёжность машин / Пронников А.С. – М.: Машиностроение, 1978. – 590 с.
3. Крагельский И.В. Трение и износ / Крагельский И.В. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
4. Пашечко М.І. Вплив хімічного складу сталей на параметри поверхневого шару при фрикційному зміцненні / Пашечко М.І., Гурей І.В. // Металознавство та обробка металів. – 1999. – №4. – С.19-23.
5. Попов А.С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства / Попов А.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С. – М.: Metallurgiya, 1971. – 157 с.
6. Козырев С.П. Гидроабразивный износ металлов при кавитации / Козырев С.П. – М.: Машиностроение, 1971. – 291 с.
7. Виноградов В.Н. Ударно-абразивный износ буровых долот / Виноградов В.Н., Шрейбер Г.К., Сорокин Г.М. – М.: Недра, 1975. – 166 с.
8. Долговечность буровых долот / В.Н.Виноградов, Г.М.Сорокин, А.Н.Пашков, В.М.Рубарх – М.: Недра, 1977. – 256 с.
9. Гаркунов Д.Н. Повышение износостойкости деталей конструкций самолетов / Гаркунов Д.Н., Поляков А.А. – М.: Машиностроение, 1974. – 200 с.
10. Тененбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию / Тененбаум М.М. – М.: Машиностроение, 1976. – 270 с.

11. Основы трибологии (трение, износ, смазка): Учебник для технических вузов / А.В.Чичинадзе, Э.Д.Браун, Н.А.Буше и др. / Под общ. ред. А.В.Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 2001. – 664 с.
12. Tylczak J.H. Abrasive wear / Tylczak J.H. // ASM Handbook. Materials Park, OH, ASM International. – 1992. – N18. – P.184-190.
13. Джост П. Мировые достижения в области трибологии / Джост П. // Трение и износ. – 1986. – Т.7, №4. – С. 593-603.
14. Kershaw D. Metallic Wear materials and Protection Systems in Oil Sands Mining and Transportation / Kershaw D., Liewellyn R.J., Winkle G.R. – Antiwear'88, London, England. – September, 20-22, 1988.
15. Проников А.С. Параметрическая надежность машин / Проников А.С. – М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. – 560 с.
16. Ишлинский А.Ю. Проблемы изнашивания твердых тел в аспекте механики / Ишлинский А.Ю., Крагельский И.В., Алексеев Н.М. // Трение и износ. – 1986, №4. – С. 581-592.
17. Гаркунов Д.Н. Триботехника (конструирование, изготовление и эксплуатация машин) / Гаркунов Д.Н. – М.: Издательство МСХА, 2002. – 632 с.
18. Гарбер М.Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация / Гарбер М.Е. – М.: Машиностроение, 2010. – 280 с.
19. Джост П. Будущее трибологии / Джост П. // Трение и износ. – 1991. – Т.12, №3. – С. 10-15.
20. Баходур С. Экономическое значение износа материалов в современном обществе / Баходур С. // Проблемы трения и смазки. – 1978 – №2 – С. 1-4.
21. Дацишин О.П. Контактна довговічність і руйнування елементів конструкцій за циклічного навантаження / Дацишин О.П., Панасюк В.В. – К.: Наукова думка, 2018. – 288 с.

22. Matuszewski M. Surface geometric structure after various treatments and wear process / M. Matuszewski, T. Kałaczyński, M. Łukasiewicz, J. Musiał // Проблеми трибології. – 2013. – № 1. – С. 75-80.
23. Решетов Д.Н. Детали машин: Учебник для студентов машиностроительных и механических специальностей вузов / Решетов Д.Н. – М.: Машиностроение, 1989. – 196 с.
24. Бабулин Н.А. Построение и чтение машиностроительных чертежей: Учебное пособие для профессионального обучения рабочих на производстве / Бабулин Н.А. – М.: Высшая школа, 1987. – 317 с.
25. Дунаев П.Ф. Курсовое проектирование деталей машин: Учебное пособие для машиностроительных специальностей техникумов / Дунаев П.Ф., Лелеков О.П. – М.: Высшая школа, 1990. – 399 с.
26. Левицкий В.С. Машиностроительное черчение и автоматизация выполнения чертежей: Учебное пособие для втузов / Левицкий В.С. – М.: Высшая школа, 1998. – 423 с.
27. Иосилевич Г.Б. Прикладная механика: Для студентов втузов / Иосилевич Г.Б., Лебедев П.А., Стреляев В.С. – М.: Машиностроение, 1985. – 576 с.
28. Смирнов А.Н. Методы и средства контроля износа поверхностей деталей: Учебное пособие. [Электронный ресурс] для студентов направления подготовки 15.03.01 (150700.62) «Машиностроение», образовательная программа «Реновация оборудования топливно-энергетического комплекса» / Смирнов А.Н., Абабков Н.В. – Электрон. дан. – Кемерово: КузГТУ, 2015. – Системные требования: Частота процессора не менее 1,0 ГГц; ОЗУ 512 Мб; 20 Гб HDD; операционная система WindowsXP; CD-ROM 4-скоростной; ПО для чтения файлов PDF-формата; SVGA-совместимая видеокарта; мышь.

29. Землянушнова Н.Ю. Триботехнические основы техники. Сборник лабораторных работ / Н.Ю. Землянушнова, А.Т. Лебедев, А.В. Захарин. – Ставрополь: АГРУС, 2006. – 36 с.
30. Беркович И.И. Трибология / Беркович И.И., Громаковский Д.Г. / Под. Ред. Д.Г.Громаковского. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2000. – 268 с.
31. Мышкин Н. К. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии / Мышкин Н. К., Петроковец М. И. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. – 368 с.
32. Аргатов И.И. Основы теории упругого дискретного контакта: Учебного пособие / Аргатов И.И. Дмитриев Н.Н. – Спб.: Политехника, 2003. – 233 с.
33. Моргунов А.П. Повышение прочности соединения резинOMETаллических изделий путем увеличения площади опорной поверхности / Моргунов А.П., Матвеев Н.А., Ревина И.В. // сборник материалов VI Всероссийской научно-технической конференции «Россия молодая: передовые технологии – в промышленность!», 10–11 ноября, 2015 г. – С. 31-35.
34. Комбалов В.С. Влияние шероховатости твердых тел на трение и износ / Комбалов В.С. – М.: Наука, 1974. – 111 с.
35. Моргунов А.П. Технологическое обеспечение параметров поверхностей деталей пар трения и прочности неподвижных соединений регуляризацией микрорельефа / А.П.Моргунов, В.Б.Масягин, В.П.Погодаев, В. В. Дергач. – М.: Технология машиностроения, 2006. – 183 с.
36. Суслов А.Г. Термофлуктуационная модель изнашивания поверхностей трения твердых тел при граничной смазке / Суслов А.Г., Шец С.П., Прудников М.И. // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2008, №10. – С. 40-47.

37. Рыжов Ю.Э. Направленное воздействие СОТС на рабочую поверхность деталей пар трения при механической обработке / Рыжов Ю.Э. // Процеси механічної обробки в машинобудуванні. – 2009, №7. – С. 228-232.
38. Польцер Г. Основы трения и изнашивания / Польцер Г., Майсснер Ф.; пер. с нем О.Н. Озерского, В.Н. Пальянова; под ред. М.Н. Добычина. – М.: Машиностроение, 1984. – 264 с.
39. Трение, износ и смазка / А.В.Чичинадзе, Э.М.Берлинер, Э.Д.Браун и др. / Под общ. ред. А.В.Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 2003. – 576 с.
40. Крагельский И.В. Основы расчетов на трение и износ / Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
41. Коптовец А.Н. Разработка динамической модели тормозного механизма с учетом дискретности фрикционного контакта / Коптовец А.Н. // Розробка родовищ: Збірка наукових праць – 2014. – Т.8. – С. 387-392.
42. Демкин Н.Б. Контактное состояние шероховатых поверхностей / Демкин Н.Б. – М.: Наука, 1970. – 227 с.
43. Свириденко А.И. Механика дискретного фрикционного контакта / Свириденко А.И., Чижик С.А., Петроковец М.И. – Мн.: Навука і тэхніка, 1990. – 272 с.
44. Леликов О.П. Валы и опоры с подшипниками качения. Конструирование и расчеты Справочник / Леликов О.П. – М.: Машиностроение, 2006. – 640 с.
45. Коровчинский М.В. Основы теории термического контакта при локальном трении / Коровчинский М.В. // Вопросы трения и проблемы смазки. – М.: Наука. – 1996. – Ч.1. – С.98-145.



46. Кравчук А.С. Механика контактного взаимодействия тел с круговыми границами / Кравчук А.С., Чигарев А.В. – Мн.: Технопринт. – 2000. – 196 с.
47. Котенёва Н.В. Механический контакт твердых тел в условиях упругопластического взаимодействия / Котенёва Н.В. // Ползуновский вестник. – 2012. – №1. – С. 151-155.
48. Шептунов Б.В. Моделирование контактного взаимодействия твердого тела с регулярным рельефом и вязкоупругого основания: автореф. дис. ... канд. техн. наук: спец. 05.13.18 «Математическое моделирование, численные методы и комплексы программ» / Шептунов Борис Васильевич; ФГБОУ ВПО «Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина». – Иваново, 2013. – 19 с.
49. Комбалов В.С. Влияние шероховатости твердых тел на трение и износ / Комбалов В.С. – М.: Машиностроение, 1974. – 112 с.
50. Механика и физика фрикционного контакта. Межвузовский сборник научных трудов. Выпуск 8 / Ответственный редактор Н.Б. Демкин; Редактор В.В. Комкова. – Тверь: Издательство Тверского государственного технического университета, 2001. – 128 с.
51. Zavarise G., Borri-Brunetto M., Paggi M. On the reliability of microscopical contact models // Wear. – 2004. – V.257, N3-4. – P.229-245.
52. Попов В.Л. Механика контактного взаимодействия и физика трения. От нанотрибологии до динамики землетрясений / Попов В.Л. – М.: Физматлит, 2013. – 352 с.
53. Пенкин Н.С. Основы трибологии и триботехники: Учебное пособие / Пенкин Н.С., Пенкин А.Н., Сербин В.М. – М.: Машиностроение, 2012. – 208 с.
54. Uetz H. Wear as an energy transformation process / Uetz H., Föhl J. // Wear. – 1978. – N49. – P. 253-264.

55. Горячева И.Г. Механика фрикционного взаимодействия / Горячева И.Г. – М.: Наука, 2001. – 478 с.
56. Марков Д.П. Трибология и ее применение на железнодорожном транспорте / Марков Д.П. / Труды ВНИИЖТ. – М.: Интекст, 2007. – 408 с.
57. Аркулис Г.Э. Теория пластичности: Учебное пособие для вузов / Аркулис Г.Э., Дорогобит В.Г. – М.: Metallurgy, 1987. – 352 с.
58. Колтунов М.А. Прикладная механика деформируемого твердого тела: Учебное пособие для студентов вузов / Колтунов М.А., Кравчук С.А., Майборода В.П. – М.: Высшая школа, 1983. – 349 с.
59. Романов А.Н. Разрушение при малоцикловом нагружении / Романов А.Н. – М.: Наука, 1988. – 282 с.
60. Куксенова Л.И. Износостойкость конструкционных материалов / Куксенова Л.И., Герасимов С.А., Лаптева В.Г. – М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. – 238 с.
61. ГОСТ 27674–88 Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения. – Взамен ГОСТ 23002–78; Введ. 01.01.89. – М.: Издательство стандартов, 1992. – 20 с.
62. Машиностроение. Энциклопедия в сорока томах / Ред. совет: К.В. Фролов (пред.) и др. – М.: Машиностроение, 1995. – Детали машин. Конструкционная прочность. Трение, износ, смазка. Т. IV-1 / Д.Н. Решетов, А.П. Гусенков, Ю.Н. Дроздов и др.; Под общ. ред. Д.Н. Решетова. – 864 с.
63. Дьяченко П.В. Современные направления в области обеспечения высокого качества поверхности деталей / Дьяченко П.В. – М.: Издательство АН СССР, 1960. – 64 с.
64. Старосельский А.А. Долговечность трущихся деталей машин / Старосельский А.А., Гаркунов Д.Н. – М.: Машиностроение, 1967. – 394 с.

65. Швецова Е.М. Классификация видов разрушения поверхностей деталей машин в условиях сухого и граничного трения / Швецова Е.М., Крагельский И.В. // Трение и износ в машинах. – М.: Издательство АН СССР. – 1953. – №8. – С.16-38.
66. Гаркунов Д.Н. Триботехника, износ и безызносность / Гаркунов Д.Н. – М.: Издательство МСХА, 2001. – 616 с.
67. Глезер А.В. Деформация и микроструктурные аспекты изнашивания / Глезер А.В. // Трибология: Исследования и приложения: Опыт США и стран СНГ / Н.М.Алексеев и др. (СНГ), Н.Айсс и др. (США) / Под. ред. В.А.Белого, К.Лудемы, М.К.Мышкина. – М.: Машиностроение, 1993. – С. 112-129.
68. Санников А.А. Надежность машин. Трибология и триботехника в оборудовании лесного комплекса / А.А.Санников, Н.В.Куцубина, А.М.Витвинин. – Екатеринбург: Урал. гос. лесотехн. ун-т, 2006. – 145 с.
69. Пронников А.С. Надежность машин / Пронников А.С. – М.: Машиностроение, 1978. – 592 с.
70. Марченко В.А. О природе разрушения поверхности металлов при трении / Марченко В.А. – М.: Наука, 1979. – 166 с.
71. Крагельский И.В. Узлы трения машин: Справочник / Крагельский И.В., Михин Н.М. – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.
72. Получение дисперсно-упрочненных оксидами сталей с использованием предварительного поверхностного окисления / Сагарадзе В.В., Литвинов А.В., Козлов К.А., Шабатов В.А., Вильданова Н.Ф., Катаева Н.В. // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т.112, №1. – С 56-63.
73. Таран Ю.Н. Структурные изменения в ободьях железнодорожных колес с разным профилем поверхности катания / Таран Ю.Н., Есаулов

- В.П., Губенко С.И. // Известия вузов. Черная металлургия. – 1989. – №9. – С 101-105.
74. Таран Ю.Н. Повышение износостойкости железнодорожных колес с разным профилем поверхности катания / Таран Ю.Н., Есаулов В.П., Губенко С.И. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. – №2. – С 42-44.
75. Губенко С.И. Неметаллические включения в стали / Губенко С.И., Ошкадеров С.П. – К.: Наукова думка, 2016. – 528 с.
76. Машков Ю.К. Трибология конструкционных материалов: Учебное пособие / Машков Ю.К. – Омск: Издательство ОмГТУ, 1996. – 304 с.
77. Фляйшер Г. К связи между трением и износом / Фляйшер Г. // Контактное взаимодействие твердых тел и расчет сил трения и износа: сборник статей / под ред. А.Ю.Ишлинского. – М.: Наука, 1968. – С. 163-169.
78. Фляйшер Г. К вопросу о количественном определении трения и износа / Фляйшер Г. // Теоретические и прикладные задачи трения, износа и смазки машин / под ред. А. В. Чичинадзе. – М.: Наука. – 1982. – С. 285-296.
79. Крагельский И.В. Трение и износ / Крагельский И.В. – М.: Машгиз, 1962. – 336 с.
80. Хрущов М.М. Исследование изнашивания металлов / Хрущов М.М., Бабичев М.А. – М.: Издательство АН СССР, 1960. – 351 с.
81. Hersey M.D. Theory and Research in Lubrication / Hersey M.D. – New York: John Wiley & SonsHardcover, 1966. – 488 p.
82. Hardy W.B. Note of static friction and on the lubricating properties of certain chemical substances / Hardy W.B., Hardy J.K. // Phil. Mag. – 1919. – S.6, V.8, N223. – P. 32-49.
83. Hardy W. Fourth report of collodion chemistry and its general and industrial application / Hardy W. – London, 1922. – 185 p.

84. Archard J.E. Contact and rubbing of flat surfaces / Archard J.E. // Journal of applied physics. – 1953. – N24. – P. 981-988.
85. Боуден Ф.П. Трение и смазка твердых тел / Боуден Ф.П., Тейбор Д.; пер. с англ. Н.М.Михина, А.А.Силина; под ред. И.В.Крагельского. – М.: Машиностроение, 1968. – 544 с.
86. Конструкционные свойства пластмасс / Под ред. Э. Бэра; перевод с англ. А.П.Зезина и др.; под ред. Г.В.Виноградова. – Москва: Химия, 1967. – 463 с.
87. Теоретические основы химмотологии / Под ред. А.А.Браткова. – М.: Химия, 1985. – 320 с.
88. Ригни Д.А. Физические аспекты трения и изнашивания / Ригни Д.А. // Трибология: Исследования и приложения: Опыт США и стран СНГ / Н.М.Алексеев и др. (СНГ), Н.Айсс и др. (США) / Под. ред. В.А.Белого, К.Лудемы, М.К.Мышкина. – М.: Машиностроение, 1993. – С. 52-66.
89. Алексеев Н.М. Модели изнашивания / Алексеев Н.М., Добычин Н.М. // Трибология: Исследования и приложения: Опыт США и стран СНГ / Н.М.Алексеев и др. (СНГ), Н.Айсс и др. (США) / Под. ред. В.А.Белого, К.Лудемы, М.К.Мышкина. – М.: Машиностроение, 1993. – С. 66-87.
90. Филиппов М.А. Износостойкость высокоуглеродистых марганцевых метастабильных аустенитных сталей при абразивном изнашивании / М.А.Филиппов и др. // Перспективные материалы и технологии: межвузовский сборник; УГТУ-УПИ. – Екатеринбург, 1998. №1. – С. 84-92.
91. Кульков С.Н. Трансформационно-упрочненные композиты повышенной износостойкости для узлов трения / С.Н. Кульков и др. // Трение, износ, смазка. – 2001. – Вып. 11, Т.3, № 4. – С. 21-25.
92. Пилюшина Г.А. Перспективные пути повышения износостойкости деталей машин и оборудования / Пилюшина Г.А. // Новые материалы и технологии в машиностроении. – 2015, № 21. – С. 55-59.

93. Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов / Тененбаум М.М. – М.: Машиностроение, 1966. – 331 с.
94. Кащеев В.Н. Абразивное разрушение твердых тел / Кащеев В.Н. – М.: Наука, 1970. – 247 с.
95. Львов В.Н. Основы абразивной износостойкости деталей строительных машин / Львов В.Н. – М.: Стройиздат, 1970. – 178 с.
96. Xu Liquin. A study of the abrasive wear of carbon steels / Xu Liquin, Kennon Noel F. // *Wear*. – 1991. – 148, №1. – P.101-112.
97. Wang Buqian. Effect of microstructure on material wastage in a room-temperature fluidized-bed wear-test rig / Wang Buqian, Geng Gangqiag, Levi Alan V. // *Wear*. – 1993. – 165, №1. – P.25-33.
98. Garnham J.E. Dry rolling-sliding wear of bainitic and pearlitic steels / Garnham J.E., Beynon J.H. // *Wear*. – 1992. – 157, №1. – P.81-109.
99. Орлов П.И. Основы конструирования. Справочно-методическое пособие: в 3-х книгах / Орлов П.И. – М.: Машиностроение, 1977. – кн. 1. – 677 с.
100. Петровский В.А. Результаты исследования абразивного износа деталей черпаковой цепи земснаряда / Петровский В.А., Рубан А.Р. // *Вестник АГТУ. Сер.: Морская техника и технология*. – 2014. – № 1 – С. 94-99.
101. Хрущов М.М. Абразивное изнашивание / Хрущов М.М., Бабичев М.А. – М.: Наука, 1970. – 252 с.
102. Хрущов Михаил Михайлович. Трение, износ и микротвердость материалов: Избранные работы (к 120-летию со дня рождения) / Отв. ред. И.Г.Горячева; Предисл. И.Г.Горячевой; Вступ. ст. И.А.Буяновского, М.М.Хрущова (мл.). – М.: КРАСАНД, 2012. – 512 с.
103. Виноградов В.Н. Изнашивание при ударе / Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Албагачиев А.Ю. – М.: Машиностроение, 1982. – 192 с.
104. Яблокова Н.В. Разработка метода оценки износостойкости сталей по механическим свойствам применительно к абразивному изнашиванию:

- автореф. дис... канд. техн. наук: спец. 05.02.04 «Трение и износ в машинах» / Яблокова Наталья Владимировна; Российский государственный университет нефти и газа имени И.М.Губкина. – Москва, 1984. – 21 с.
105. Scandella F. Development of hardfacing material in Fe-Cr-Nb-C system for use under highly abrasive conditions / Scandella F., Scandella R. // Mater. Sci. Technol. – 2004. – N20. – P.92-105.
106. Al-Rubaie K.C. Equivalent hardness concept and two-body abrasion of iron-base alloys / Al-Rubaie K.C. // Wear. – 2000. – V.243, N1-2. – P.92-100.
107. Гусев С.В. Влияние твердости и стойкости карбидной фазы на износостойкость инструмента / Гусев С.В. // Машиностроение и безопасность жизнедеятельности. – 2013. – №3 (17). – С. 52-54.
108. Сорокин Г.М. Влияние механических характеристик стали на её абразивную износостойкость / Сорокин Г.М. // Вестник машиностроения. – 1975. – №5. – С.35-38.
109. Виноградов В.Н. Абразивное изнашивание / Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Колокольников М.Г. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
110. Сорокин Г.М. Прочность как основа механизма износостойкости сталей при абразивном воздействии / Сорокин Г.М. // Вестник машиностроения. – 1986. – №5. – С.11-15.
111. Сорокин Г.М. Взаимосвязь износостойкости и механических свойств стали // Сорокин Г.М. / Вестник машиностроения. – 1990. – №11. – С.9-13.
112. Виноградов В.Н. Износостойкость сталей и сплавов / Виноградов В.Н., Сорокин Г.М. – М.: Нефть и газ, 1994. – 417 с.
113. Сорокин Г.М. Трибология сталей и сплавов. Учебник для вузов / Сорокин Г.М. – М.: ОАО «Издательство «Недра», 2000. – 317 с.

114. Виноградов В.Н. Специальная высокопрочная машиностроительная сталь Д5 / Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Бобров С.Н. // Металловедение и термическая обработка. – 1989, № 2. – С.53-61.
115. Гуреев Д.М. Изнашивание стали 40Х после лазерной закалки / Гуреев Д.М., Сидоров А.П., Ямщиков С.В. // Трение и износ. – 1992. – 13, №5. – С.881-886.
116. Титовская В.О. Абразивное изнашивание и механические свойства сталей при низких температурах / Титовская В.О., Титовский Н.Н. // Совершенствование строительных машин для условий Сибири и севера. – Красноярск. – 1988. – С.87-100.
117. Колокольцев В.М. Аналитические и инженерные критерии оценки абразивной износостойкости отливок как показатель их качества / Колокольцев В.М., Сеницкий Е.В., Волков С.Ю. // Вестник магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2011, №2. – С. 18-23.
118. Сорокин Г.М. Научные принципы выбора износостойких сталей / Сорокин Г.М., Кривошеев Ю.В. // Надежность и сертификация оборудования для нефти и газа. – 2003, № 4. – С.31-36.
119. Николаев Н.М. Повышение эксплуатационных характеристик нефтепромыслового оборудования в территориально-производственном предприятии «Лангепаснефтегаз»: автореф. дис... канд. техн. наук: спец. 05.04.07 «Машины и агрегаты нефтяной и газовой промышленности» / Николаев Николай Михайлович; Российский государственный университет нефти и газа имени И.М.Губкина. – Москва, 2000. – 21 с.
120. Бегова А.В. Разработка метода определения абразивной износостойкости сталей по механическим свойствам: автореф. дис... канд. техн. наук: спец. 05.02.04 «Трение и износ в машинах» / Бегова



- Анастасия Владимировна; Российский государственный университет нефти и газа имени И.М.Губкина. – Москва, 2005. – 22 с.
121. Сорокин Г.М. Основы механического изнашивания сталей и сплавов / Сорокин Г.М., Малышев В.Н. – М.: Логос, 2014. – 308 с.
122. Сорокин, Г.М. Аспекты металловедения в природе механического изнашивания / Сорокин Г.М., Малышев В.Н. // Трение и износ. – 2005. – Т.26, №6. – С. 598-607.
123. Структура, трибологические и механические свойства азотсодержащих высокохромистых сталей с мартенситной основой / Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М., Черненко Н.Л., Филиппов Ю.И. // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т.96, №3. – С.101-112.
124. Структура и износостойкость азотированной стали / Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Березина Е.В., Герасимов С.А., Сенаторски Я. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004. – №1 (583). – С.31-35.
125. Влияние лазерной закалки и последующей термической обработки на структуру и износостойкость цементированной стали 20ХН3А / Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т.103, №5. – С.536-548.
126. Биленко Э.Г. Влияние скоростной термической обработки с последующим ионно-лучевым азотированием на физико-механические свойства стали 40Х / Биленко Э.Г., Вегера И.И. // Трение и износ. – 2008. – Т.29, №6. – С.578-582.
127. Осипов М. Ю. Исследование влияния структурного состояния сплавов на их сопротивляемость абразивному изнашиванию при повышенных температурах / М. Ю. Осипов // Проблемы трибології. – 2014. – № 2. – С. 51-57.
128. Влияние температуры закалки на фазовый состав, структуру и износостойкость стали 150ХНМ / Филиппов М.А., Гервасьев М.А.,

- Худорожкова Ю.В., Легчило В.В. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2013. – №11. – С.55-58.
129. Герасимов С.А. Особенности формирования структуры и трибологических свойств азотированных сталей и сплавов / Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Алексеева М.С. // Вестник научно-технического развития. – 2017. – №7 (119). – С. 3-17.
130. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник / Г.В. Борисенок, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
131. Газотермические покрытия из порошковых материалов: Справочник / Ю.С. Борисов, Ю.А. Харламов, С.Л. Сидоренко, Е.Н. Ардамовская. — К.: Наукова думка, 1987. – 544 с.
132. Лабунец В.Ф. Тенденції створення захисних структур триботехнічного призначення / В. Ф. Лабунец // Проблеми тертя та зношування: науково-технічний збірник. – К.: НАУ, 2010. – №45. – С. 107-118.
133. Uvarova I.V. Ultrafine and Nanophased Powders as the Fillers in Composite Coatings / I.V. Uvarova // Journal of advanced materials. – 2000. – V.32, N2. – P. 26 – 31.
134. Патон Б.Е. Современные электронно-лучевые технологии Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины / Б.Е. Патон // Автоматическая сварка. – 2001. – №2. – С.3-8.
135. Лабунец В.Ф. Лазерная обработка трущихся поверхностей деталей машин и инструмента / В.Ф. Лабунец // Вісник КМУЦА, 1998. – №1. – С.72-76.
136. Магнетометрична аналіза поверхневих шарів криці 12Х18Н10Т після йонно-променевого азотування / Дурягіна З.А., Беспалов С.А., Борисюк А.К., Підкова В.Я. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – 33, №5. – С. 615 – 622.

137. Дурягіна З.А. Вплив лазерного легування з порошкових сумішей на структуру та мікромеханічні властивості криці 12Х18Н10Т / Дурягіна З.А., Щербовських Н.В., Беспалов С.А. // *Металлофізика и новейшие технологии.* – 2011. – Т.33, №7. – С. 969 – 975.
138. Романюк С.П. Анализ методов упрочнения режущих инструментов / Романюк С.П. // *Вісник ХНТУСГ «Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві».* – 2013. – №133. – С.136-142.
139. Структура та триботехнічні характеристики композиційних покриттів / І.В.Уварова, В.Ф.Лабунець, Р.М.Медюх, В.В.Жигинас, Н.Р.Медюх // *Проблеми тертя та зношування.* – 2013. – №59. – С.69-73.
140. Дурягіна З.А. Оптимізація технологічного процесу формування діелектричних склокристалічних покриттів системи PbO – ZnO – Ba<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на сталі 40Х13 / Дурягіна З.А., Ковбасюк Т.М., Беспалов С.А. // *Металознавство та обробка металів.* – 2016. – №4. – С.15-20
141. Елагіна О.Ю. Технологические методы повышения износостойкости деталей машин / Елагіна О.Ю. – М: Университетская книга, 2009. – 488 с.
142. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании: Научное издание / М.Н.Брыков, В.Г.Ефременко, А.В.Ефременко – Херсон: Гринь Д.С., 2014. – 364 с.
143. Abrasive wear failures / Hawk J.A., Wilson R.D., Danks D.R., Catrpillar M.T. // *ASM Handbook.* – Materials Park, OH, ASM Int.et al. – 2002. – N11. – P.906-921.
144. Сидоров А.И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой / А.И.Сидоров. – М.: Машиностроение, 1987. – 192 с.
145. Попов Д.А. Анализ влияния структурных составляющих железоуглеродистых сплавов на их износостойкость при взаимодействии с абразивной средой / Попов Д.А., Символоков А.И. –

- Воронежский научно-технический вестник. – 2015. – №3(13). – С.79-88.
146. Материалы, технология и специальная оснастка для упрочнения и восстановления штампов для прессования полых цилиндрических огнеупоров. Часть 1. Анализ условий изнашивания штампов и исследования износостойкости металла, наплавленного стандартными электродными материалами / Андрущенко М.И., Осипов М.Ю., Куликовский Р.А., Капустян А.Е., Магда Е.С. // Проблемы трибології. – 2016. – №1. – С.53-63.
147. Брыков М.Н. Износостойкость бейнита при абразивном изнашивании / Брыков М.Н. // Проблемы трибології. – 2015. – №1. – С.113-118.
148. Гринберг Н.А. О влиянии легирования феррита и карбидной фазы на износостойкость сталей / Н.А.Гринберг, Л.С.Лившиц, В.С.Щербаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1971. – №9. – С. 57-59.
149. Шейнман Е.Л. Абразивный износ. Обзор американской печати. Абразивная стойкость материалов / Шейнман Е.Л. // Трение и износ – 2006. – Т.27, №1. – С.110-122.
150. An investigation of the abrasive wear behavior of ductile cast iron / Jin Z.-H., Rao Q.-C., Lu Z.-L., Zhou Y.-X. // J. Mater. Process. Technol. – 2001. – Vol.116, N2-3. – P.176-181.
151. Дворук В.І. Підвищення зносостійкості конструкційної сталі при терті ковзання в масі незакріпленого абразивуметодом електроерозійної обробки / Дворук В.І., Борак К.В., Добранський С.С. // Проблемы трибології. – 2014. – №4. – С.90-95.
152. Диффузия в металлах: Процессы обмена мест / Пер. со 2-го переработ. и расшир. нем. изд. Г.С.Куликова и Р.Ш.Малковича; Под ред. Б.И.Болтакса. – М.: Издательство иностранной литературы, 1958. – 381 с.

153. Тылкин М.А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования / М.А. Тылкин. – М.: Металлургия. – 1971. – 608 с.
154. Larsen-Basse J. / Journal Austral. Inst. Metals // J.Larsen-Basse, C.M.Shtishido, P.A.Tanouye. – 1974. – v. 19. – p.270-275.
155. Gat N. Some effects of temperature on the erosion of metals / N.Gat, N.Tabakoff // Wear. – 1978. – v. 50, N1. – p.85-94.
156. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник: В 3 т. // Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. – М.: Металлургия, 1983. – Том 2. Основы термической обработки. – 368 с.
157. Савуляк В.І. Вплив мікроструктури високовуглецевих шарів, отриманих методом електродугового наплавлення з використанням вуглецевих волокнистих матеріалів, на параметри зносостійкості в умовах абразивного середовища / Савуляк В.І., Шенфельд В.Й., Панасюк С.О. // Проблеми трибології. – 2015. – №3. – С.105-112.
158. Структура и абразивная износостойкость закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей / Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М., Солодова И.Л., Яковлева И.Л. // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т.98, №4. – С.96-112.
159. Коэрцитиметрический и вихретоковый контроль абразивной износостойкости закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей. II. Стали, подвергнутые различным режимам закалки, обработке холодом и отпуску после высокотемпературной закалки / А.В.Макаров, Э.С.Горкунов, Л.Х.Коган, Ю.М.Колобылин // Дефектоскопия. – 2005. – №7. – С.12-29.
160. Управление структурным состоянием и сопротивляемостью абразивному изнашиванию наплавленного металла технологическими методами / Андрущенко М.И., Куликовский Р.А., Холод А.В., Осипов М.Ю. // Проблеми трибології. – 2014. – №3. – С.35-41.

161. Влияние углерода и хрома на способность к упрочнению и износостойкость бескарбидных сталей в условиях абразивного изнашивания / М.И.Андрущенко, О.Э.Рузов, Р.А.Куликовский, Н.Н.Брыков // Проблемы трибології. – 2003. – №2. – С.112-116.
162. Попов В.С. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В.С.Попов, Н.Н.Брыков, Н.С.Дмитриченко, П.Г.Приступа. – М.: Металлургия, 1978. – 232 с.
163. Попов В.С. Повышение износостойкости сплавов со структурой метастабильного аустенита при абразивном изнашивании / В.С.Попов, Н.Н.Брыков, Г.А.Пугачев // Физико-химическая механика материалов. – 1979. – 15, №5. – С.97-100.
164. Брыков Н.Н. Влияние условий изнашивания на степень упрочнения и износостойкость метастабильных аустенитных сплавов / Н.Н.Брыков, Г.А.Пугачев, М.Н.Брыков // Проблемы трибологии. – 2003. – №3-4. – С.158-173.
165. Филиппов М.А. Стали с метастабильным аустенитом // М.А.Филиппов, В.С.Литвинов, Ю.Р.Немировский. М.: Металлургия. – 1988. – 256 с.
166. Малинов Л.С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11-12. – С.3-9.
167. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин. / Под. ред. В.С. Попова. – Запорожье: Издательство ОАО «Мотор Сич», 2000. – 394 с.
168. Xu X.L. Martensitic transformation and work hardening of metastable austenite induced by abrasion in austenitic Fe-C-Cr-Mn-B Alloy – a TEM study / Xu X.L., Yu Z.W., Ma Y.Q. // Mater. Sci. Technol. – 2002. – V.18, N12. – P.1561-1564

169. Чейлях А.П. Возможности создания метастабильных состояний аустенита в сплавах на основе железа / Чейлях А.П. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – №2. – С.31-34.
170. Регулирование структуры износостойких сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ высокотемпературной закалкой и обработкой холодом / Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Никифорова С.М., Худорожкова Ю.В., Плотников Г.Н., Эстемирова С.Х., Легчило В.В. // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2017. – №1. – С.43-54.
171. Плазменное упрочнение износостойкого чугуна / Чейлях А.П., Куцомеля Ю.Ю., Чейлях Я.А., Микула Я. // Проблемы трибології. – 2016. – №4. – С.48-53.
172. Брыков М.Н. Влияние режимов закалки и изотермической обработки на структуру и износостойкость высокоуглеродистой низколегированной стали / Брыков М.Н., Прокопченко А.А., Ефременко В.Г. // Проблемы трибології. – 2016. – №3. – С.44-51.
173. Development of abrasion-resistant pipe (NK-SL80) for slurry transportation systems / Fukui T., Minami Y., Furnkawa H. et al. // *NKK Tech. Rev.* – 2001. – N85. – P.16-22.
174. Tyagi R. Development of wear resistant medium carbon dual phase steels and their mechanical properties / Tyagi R., Nath S. K., Ray S. // *Mater. Sci. Technol.* – 2004. – V.20, N5. – P.645-652.
175. Bosnjak. B. Dry sliding wear of low alloyed austempered ductile iron / Bosnjak. B., Verlinden B., Radulovic B. // *Mater. Sci. Technol.* – 2003. – 19, N5. – P.650-656.
176. Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах / Арзамасов Б.Н.. – М.: Машиностроение, 1979. – 224 с.

177. Вигерина Т.В. Конструирование композиционного материала на основе металлоотходов / Вигерина Т.В., Штемпель О.П., Фруцкий В.А. // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В: Промышленность. Прикладные науки. – 2015. – №3. – С.87-95.
178. Карбиды в сталях / Воробьев Ю.П. // Известия Челябинского научного центра УрО РАН. – 2004. – №2. – С.33-59.
179. Ленайчук Е.И. Влияние углерода на сопротивление наплавленного металла абразивному износу / Е.И.Ленайчук // Автоматическая сварка. – 1956 – №3. – С. 25-26.
180. Шулепникова А.Г. Абразивный износ и микроструктура стали / А.Г. Шулепникова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1962. – №10. – С. 5-8.
181. Попов В.С. Микроразрушение металла при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1966. – №3. – С.25-26.
182. Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии / Киндрачук М.В., Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В., Данилов А.П., Хлевная Ю.Л. // Проблемы трибології. – 2012. – №2. – С.58-63.
183. Скобло Т.С. Особенности структурообразования дисперсионно-твердеющей стали 60X2H4ГМФ / Скобло Т.С., Власовец В.М. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2011. – №5. – С.66-71.
184. Структура и свойства легированных азотом и ванадием высокоуглеродистых сталей / П.А.Витязь, В.И.Жорник, В.А.Кукареко, С.Я.Шипицын, Е.И.Мосунов, С.А.Ковалева // Механика машин, механизмов и материалов. – 2015. – № 2 (31). – С. 37-46.
185. Повышение износостойкости низкоуглеродистой стали наплавкой порошковой проволокой с последующей электронно-пучковой обработкой / Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Громов В.Е.,



- Коновалов С.В., Мартусевич Е.В., Тересов А.Д. / Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении (ТЭК-2017). Сборник трудов Международной научно-практической конференции. – Кемерово: Издательство Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева, 2017. – С.74-79.
186. Zum Gahr K.H. Microstrure and Wear of Materials / Zum Gahr K.H. – Elsevier Science Publishers. Amsterdam-Oxford-New York-Tokyo. – 1987.
187. Влияние углерода на эксплуатационную колесной стойкость стали / Узлов И.Г., Бабич В.К., Мирошниченко Н.Г., Савчук О.М., Нестеренко А.М., Дружинин М.А., Мельниченко Н.А. // Вестник ВНИИЖТ. – 1989. – №1. – С.43-45.
188. Влияние углерода на эксплуатационную стойкость стали / И.Г.Узлов, В.К.Бабич, Н.Г.Мирошниченко, М.А.Дружинин // Вестник ВНИИЖТ. – 1978. – №3. – С.43-45.
189. Узлов И.Г. Повышение свойств транспортного металла путем термического упрочнения / Узлов И.Г. // Сталь. – 1971. – №7. – С.648-650.
190. Узлов И.Г. Материаловедческие аспекты проблемы ресурса колес / Узлов И.Г., Подольский С.Е., Перков О.Н. // Залізничний транспорт України. – 1997. – №2-3. – С.26-27.
191. Mitura R. Mechanicke vlastnosti prevazne perlitickych oceli // Hutnicke aktuality. – 1985. – №7. – Р.26-28.
192. Шур Е.А. Структура и контактно-усталостная прочность / Е.А. Шур // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1978. – № 8. – С.37-43.
193. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка стали / Пикеринг Ф.Б. – М.: Металлургия, 1982. – 182с.

194. Clayton P. Effect of inter amellar spacing on the wear resistance of eutectoid steels under rolling-sliding conditions / Clayton P., Dants D. // *Wear*. – 1990. – 135, №2. – P.369-385.
195. Раузин Я.Р. Конструктивная прочность сталей, работающих при циклических нагрузках / Раузин Я.Р., Шур Е.А., Носков М.М. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1969. – №9. – С.20-24.
196. О механизмах изнашивания двухфазных сплавов абразивными частицами / Ткаченко Ф.К., Плевич А.М., Ефременко В.Г., Русецкий В.А.; Мариупольский металлургический институт. – Мариуполь, 1990. – 13с. – Рус. – Деп. В УкрНИИТИ 08.06.90, №994 – Ук90.
197. Некрасов С.С. Сравнительная оценка различных методов отливки режущего инструмента / Некрасов С.С. // *Литой и наплавленный инструмент*. – М.: Машгиз., 1951. – С.216-225.
198. Huber H. Der Einfluß der Austenitisierung und Abschreckbedingungen auf die Mengen- und Grobenverteilungen der Karbide bei gehärteten Werkzeugstählen / Huber H. // *Nordrhein-Westfalen Forschungsberichte*. – 1974. – N2397. S.1-76.
199. Microstructure and nanochemistry of carbide precipitates in high-speed steel S 6-5-2-5 / Pippel E., Woltersdorf J., Pockl G., Lichtenegger G. // *Materials Characterization*. – 1999 – V.43, N1. – P.41-55.
200. Microstructural evaluation of wear resistant high chromium, high carbon cast irons / Maldonado-Ruiz S. I., Lopez D., Velasco A., Colas R. // *Material. Sci. Technol.* – 2004. – V.20, N3. – P.393-398.
201. Перспективы использования быстрорежущих сталей для изготовления литого металлорежущего инструмента. Особенности структуры и свойств литых и деформированных сталей / Чаус А.С., Легерска М.,

- Рудницкий Ф.И., Константюк А.Н., Рудницкий К.Ф. // Литье и металлургия. – 2004. – №2. – С.90-97.
202. Лившиц Л.С. Основы легирования наплавленного металла / Л.С.Лившиц, Н.А.Гринберг, Э.Г.Куркумелли. – М.: Машиностроение, 1969. – 188 с.
203. Раковский В.С. Основы производства твердых сплавов / В.С.Раковский, Г.В.Самсонов, И.И.Ольхов. – М.: Metallurgizdat, 1960. – 129 с.
204. Чаус А.С. К вопросу износостойкости быстрорежущих сталей / Чаус А.С. – Трение и износ. – Т.29, №1. – С. 33-45.
205. Попов В.С. Сопротивление абразивному изнашиванию сплавов со структурой метастабильного аустенита в зависимости от их химического состава / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, М.И. Андрущенко // Трение и износ. – 1991. – №3. – С. 59-60.
206. Некоторые аспекты формирования износостойких карбидосодержащих слоев в сталях, подвергнутых цементации / В.Н. Гадалов, С.Г. Емельянов, Н.А. Корневский, Н.М. Игнатенко, Л.А. Желанова // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2013. – №1 (46). – С.76-81.
207. Структура и абразивная износостойкость композитов тугоплавкий карбид – металлическая матрица / Прибытков Г.А., Полев И.В., Батаев В.А., Иванов М.Б. // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т.7, №S1-1. – С.419-422.
208. Влияние хрома на морфологию карбидных частиц в цементованных сталях и в железохромистых электролитических покрытиях / Сальников В.Г., Гадалов В.Н., Колмыков Д.В., Романенко А.Г., Романенко Д.Н., Ляхов А.В. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2010. – Т.12, №4-3. – С.691-693.

209. Hellman P. Aus Wirkungen eines seigerungslosen Gefuges bei Schnellarbeitsstählen / Hellman P. // Werkstatt und Betrib. – 1976. – V.109, №6. – S.523-528.
210. Брыков М.Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов / Брыков М.Н. // Трение и износ. – 2006. – Т.27, №1. – С.105-106.
211. Влияние карбидной фазы на трибологические свойства высокомарганцовистых антиферромагнитных аустенитных сталей, легированных ванадием и молибденом // Л.Г.Коршунов, И.И.Косицына, В.В.Сагарадзе, Н.Л.Черненко // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т.112, №1. – с.94-104.
212. Коршунов Л.Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Коршунов Л.Г. // Физика металлов и металловедение. – 1992. – №8. – С.3-21.
213. Лившиц Л.С. Основы легирования наплавленного металла / Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, Э.Г. Куркумелли. – М.: Машиностроение, 1969. – 188 с.
214. Малинов В.Л. Износостойкость наплавленного металла с метастабильным аустенитом при абразивном и ударно-абразивном воздействии / Малинов В.Л. – Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки. – 2012. – №25. – С.146-157.
215. Малинов В.Л. Экономнолегированные электродные материалы, обеспечивающие в наплавленном металле деформационное упрочнение при эксплуатации / В.Л. Малинов // Автоматическая сварка. – 2006. – №8. – С.29-32.
216. Мороз А.Н. Влияние карбидной составляющей на служебные характеристики стали 110X18M / Мороз А.Н., Глотка А.А. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – №7 (709). – С.54-56.

217. Яковлева С.П. Комплексное исследование механических свойств низколегированной стали с ультрамелкозернистой (200-600 нм) структурой / Яковлева С.П., Махарова С.Н., Борисова М.З. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – Т.74, №1. – С.50-53.
218. Яковлева С.П. Особенности триборазрушения гетерогенных структур системы «субмикронная ферритная матрица, армированная нано- и микрокарбидами» / Яковлева С.П., Махарова С.Н. // Наука и образование. 2015. – №3 (79). – С.63-69.
219. Панин В.Е. Физическая мезомеханика измельчения кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации / Панин В.Е., Егорушкин В.Е. // Физическая мезомеханика. – 2008. – 11, №5. – С.5-16.
220. Измельчение зеренной структуры поликристаллов в ходе пластической деформации за счет релаксации стыковых дисклинационных конфигураций / Орлова Т.С., Назаров А.А., Еникеев Н.А., Александров И.В., Валиев Р.З., Романов А.Е. // Физика твердого тела. – 2005. – 47, №5. – С.820-826.
221. Майрамбекова А.М. Повышение механических свойств низкомолекулярного сплава Ti-40 мас.%Nb за счет измельчения зеренной структуры при интенсивной пластической деформации / Майрамбекова А.М., Глухов И.А., Хомякова Г.В. // Перспективы развития фундаментальных наук. Сборник научных трудов XII Международной конференция студентов и молодых ученых. – Национальный исследовательский Томский политехнический университет, 2015. – С.1028-1031.
222. Добаткин С.В. Структура и свойства ультрамелкозернистых алюминиевых сплавов и возможности их применения / Добаткин С.В. // Цветные металлы. – 2011. – №5. – С.77-82.

223. Чертовских С.В. Анализ трения и изнашивания ультрамелкозернистых материалов с позиции термодинамики / Чертовских С.В., Шустер Л.Ш. // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2016. – Т.20, №2 (72). – С.55-60.
224. Иванов А.М. Влияние экструзии и винтового прессования на структуру и механические свойства низколегированной стали / Иванов А.М., Петрова Н.Д., Лепов В.В. // Наука и образование. – 2015. – №4 (80). – С.87-90.
225. Износостойкость и поверхность трения низколегированной стали с разным размером зерна / Яковлева С.П., Махарова С.Н., Мордовской П.Г., Борисова М.З., Винокуров Г.Г. // Metallurgy машиностроения. – 2011. – №4. – С.26-29.
226. Яковлева С.П. Прочность и износостойкость низколегированной стали, упрочненной наноразмерными выделениями карбидной фазы / Яковлева С.П., Махарова С.Н., Борисова М.З. // Политематический сетевой электронный научный журнал Кубанского государственного аграрного университета. – 2013. – №93. – С.723-739.
227. Повышение износостойкости и рельеф поверхности трения ферритно-перлитной стали, наноструктурированной мегапластической деформацией / Яковлева С.П., Махарова С.Н., Винокуров Г.Г., Мордовской П.Г., Стручков Н.Ф. // Фундаментальные исследования. – 2013. – №10-15. – С.3451-3455.
228. Особенности формирования микроструктуры стали 09Г2С в условиях холодного и теплого равноканального углового прессования / Макаров А.В., Яковлева С.П., Волкова Е.Г., Махарова С.Н., Мордовской П.Г. // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. – 2016. – №6. – С.39-47.
229. Семенов В.И. Влияние структурного состояния низкоуглеродистой стали на ее трибологические свойства / Семенов В.И., Шустер Л.Ш. //

- Нефтегазовые технологии и новые материалы (проблемы и решения). – Уфа: Общество с ограниченной ответственностью «Издательство научно-технической литературы «Монография», 2012. – С.297-311.
230. Расщупкин Р.А. Исследование влияния легирования на износостойкость стали / Расщупкин Р.А., Цуркан Д.А., Голощاپов Г.А. // Труды молодых ученых, аспирантов и студентов Межвузовский сборник. Федеральное агентство по образованию. Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия (СибАДИ)». – Омск.: – 2010. – С.179-182.
231. Исагулов А.З. Повышение износостойкости рельсовой стали / Исагулов А.З., Квон С.С., Омарова А.Е. // Труды Университета. – 2015. – №2. – С.27-30.
232. Иванов И.А. Изменение состояния обода колеса при ремонте / Иванов И.А., Жуков Д.А., Соболев А.А. // Новые материалы и технологии в машиностроении. 2010. №12. С. 53-54.
233. Zum Gahr K.-H. The Influence of Thermal Treatments on Abrasive Wear Resistance of Tool Steels / Zum Gahr K.-H. // Zs. Metallkunde. – 1977. – Bd.68, N.12. – S.783-792.
234. Влияние размера зерна и температуры отпуска на износостойкость стали 38ХНЗМФА / Коршунов Л.Г., Полякова А.М., Черненко Н., Умова В.М // Физика металлов и металловедение. – 1986. – Т.61, №5. – С.1007-1012.
235. Коршунов Л.Г. Структурные аспекты износостойкости сталей мартенситного класса / Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко И.Л. // Физика металлов и металловедение. – 1994. – Т.78, №4. – С.128-146.
236. Мухамедов А.А. Влияние параметров структуры термически обработанной стали на абразивную износостойкость / Мухамедов А.А.,

- Шамахсудов С.М. // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1979. – №7. – С.115-118.
237. Мирсолиев М.М. Исследование износостойкости стали 40Х при трении скольжении в зависимости от температуры закалки / Мирсолиев М.М., Мухамедов А.А., Шамахсудов С.М. // Доклады АН УзССР. – 1980. – №11. – С.19-21.
238. Мухамедов А.А. Износостойкость в зависимости от параметров структуры термически обработанной стали / Мухамедов А.А. // Термическая обработка, сварка и свойства металлов. – Ташкент. – 1980. – №297. – С.3-7.
239. Мухамедов А.А. Влияние параметров структуры термически обработанных сталей на износостойкость при различных видах трения / Мухамедов А.А. // Литейное производство, термическая обработка и износостойкость сталей и сплавов. – Ташкент. – 1981. – №320. – С.2-14.
240. Дворук В.І. Вплив легування хромом конструкційної сталі на її абразивну зносостійкість після високотемпературної термомеханічної обробки (ВТМО) / Дворук В.І. // Проблеми трибології. – 2014. – №3. – С.59-65.
241. Солодова И.Л. Структурные превращения при трении и износостойкость закаленных углеродистых сталей: дис... канд. техн. наук: 05.16.01 / Солодова Ирина Леонидовна. – Екатеринбург. – 154 с.
242. Коровайченко Ю.М. Вплив термоциклічного оброблення на оброблюваність металу відновлених або зміцнених деталей / Коровайченко Ю.М. // Вісник ДУ «Львівська політехніка» «Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні». – 1999. – №371. – С.116-120.
243. Гордиенко Л.К. Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Гордиенко Л.К. – М.: Металлургия, 1973. – 383с.



244. Летуновский В.В. Износостойкость и обрабатываемость металлических материалов / Летуновский В.В. // Сборник статей «Физико-механические и эксплуатационные свойства инструментальных и конструкционных материалов». – Красноярск, 1976. – Вып. 5. – С.63-70.
245. Шейн А.С., Веселов И.Н. Влияние размера зерна на износостойкость мартенситостареющей стали // Трение и износ. – 1987. – 8, №1. – С.178-181.
246. Баглюк Г.А. Износ и износостойкие материалы / Баглюк Г.А. // Неорганическое материаловедение: Энциклопедическое издательство: В 2 т. / Под ред. Г.Г. Гнесина, В.В. Скорохода. – Киев: Наук, думка, 2008. Т. 2, кн. 2: П – Э: Материалы и технологии / В.М. Ажажа, Л.Н. Анатычук, О.И. Баньковский и др. – С.358-370.
247. Жуков А.А. Структура стали и чугуна и принцип Шарпи / Жуков А.А., Сильман Г.И., Эпштейн Л.З. // Известия АН СССР. Металлы. – 1971. – №2. –С.145-152.
248. Metallurgical dictionary. Electronic resource. – Access mode to journal: [http://metallurgy\\_dictionary.academic.ru/](http://metallurgy_dictionary.academic.ru/) – Name on screen.
249. Илюшин В.В. Направление создания сплавов скольжения с повышенными технологическими свойствами / Илюшин В.В., Потехин Б.А., Христюбов А.С. // Леса России и хозяйство в них. – 2013. – №1 (44). – С.169-171.
250. Машиностроение. Энциклопедия в 40 томах / Предс. ред. совета, гл. ред. Фролов К.В. – М.: Машиностроение, 2001. – Том II-2 Сталь чугуны. Раздел II Материалы в машиностроении / Г.Г. Мухин, А.И. Белчков, Н.Н. Александров и др. / Под общ. ред. О.А.Баннх и Н.Н. Александрова. – 784 с.
251. Современная трибология: Итоги и перспективы / Отв. ред. К.В. Фролов – М.: Издательство ЛКИ, 2008. – 480 с.

252. Илюшин В.В. Альтернативный антифрикционный материал / Илюшин В.В., Потехин Б.А. // Леса России и хозяйство в них. – 2013. – № 44-1. – С.166-168.
253. Савуляк В.И. Улучшение структуры наплавленных покрытий виброударной обработкой / Савуляк В.И., Личман А.А. // Наукові праці ВНТУ. – 2016. – №3. – С.1-5.
254. Евтифеев С.Л. Разработка износостойкого сплава на основе системы Fe-Si-Cu-C/ Евтифеев С.Л., Крушельницкий Д.О. // Високі технології в машинобудуванні. – 2017. – №1 (27). – С.48-58.
255. Шпагин А.И. Антифрикционные сплавы / Шпагин А.И. – М.: Металлургиздат, 1956. – 320 с.
256. Полухин М.С. Влияние структурных факторов на триботехнические свойства антифрикционных чугунов / Полухин М.С., Камынин В.В. // Вестник воронежского государственного технического университета. – 2011. – Т.7, №11-2. – С. 43-47.
257. Неижко И.Г. Чугун / Неижко И.Г. // Неорганическое материаловедение: Энциклопедическое издательство: В 2 т. / Под ред. Г.Г. Гнесина, В.В. Скорохода. – Киев: Наук, думка, 2008. Т. 2, кн. 2: П – Э: Материалы и технологии / В.М. Ажажа, Л.Н. Анатычук, О.И. Баньковский и др. – С.653-664.
258. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н.Г.Гиршовича. – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.
259. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С.. – М.: Машиностроение, 1984. – 103 с.
260. Половинчук В.П. Композиційна будова та триботехнічні властивості комплексно-легованих чавунів / Половинчук В.П., Сенченко О.В. // Вісник Вінницького політехнічного інституту. – 1999. – № 6. – С. 70-75.

261. Плошкин В.В. Структурные и фазовые превращения в поверхностных слоях сталей при электроэрозионной обработке: дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Плошкин Всеволод Викторович. – Москва, 2006. – 281 с.
262. Гарост А.И. Железоуглеродистые сплавы: структурообразование и свойства / Гарост А.И. – Минск: Беларус. навука, 2010. – 252 с.
263. Структура и триботехнические свойства нанокпозиционного карбидного покрытия на стали 45 / П.А. Витязь, А.И. Комаров, С.Д. Куц, В.И. Комарова // Трение и износ. – 2010. – Т.31, №6. – С.537-543.
264. Коберник Н.В. Влияние способа изготовления присадочного материала на формирование наплавленных покрытий из композиционных материалов / Коберник Н.В., Чернышов Г.Г. // Сварка и диагностика. – 2009. – №4. – С.18-22.
265. Гнюсов С.Ф. Особенности формирования износостойких аустенитных покрытий с помощью аргодуговой наплавки / Гнюсов С.Ф., Маков Д.А., Дураков В.Г. // Известия Томского технического университета. – 2005. – Т.308, №5. – С.119-122.
266. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента / Табаков В.П. – М.: Машиностроение, 2008. – 311 с.
267. Терентьев А.Е. Триботехнические характеристики композиционных плазменных покрытий NiCrBSi-TiB<sub>2</sub> / Терентьев А.Е. // Проблемы трибології. – 2015. – №4. – С.36-41.
268. Репетов А.Н. Энергетические проблемы при производстве продукции растениеводства // Актуальные проблемы инженерно-технического обеспечения АПК (материалы Международной научно-практической конференции, 23-25 января 2013 г., г. Курск). – Курск: Издательство Курской государственной сельскохозяйственной академии, 2013. – С.13-15.

269. Колесник Є.В. Особливості морфології електрокристалізованих покриттів на основі сплавів заліза різних компонентних груп / Колесник Є.В., Баглюк Г.А. // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». –2017. – №58. – С.179-183.
270. Орловский М.Н. Исследование свойств порошкового сплава CoTiC для увеличения износостойкости рабочих лопаток турбин ГТД / Орловский М.Н., Воликова А.А. // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – 2014. – №63. – С. 42-44.
271. Ахмедпашаев М.У. Разработка научных и технологических основ создания новых поверхностноупрочненных инструментальных сталей и порошковых материалов: автореф. дис. ... докт. техн. наук: спец 05.16.09 «Материаловедение» / Ахмедпашаев Магомедпаша Узайруевич; Дагестанский государственный технический университет. – Махачкала, 2010. – 42 с.
272. Гальчук Т.Н. Триботехнічні характеристики композитів на основі порошку сталі ШХ15, отриманих із відходів машинобудування / Гальчук Т.Н. // Проблеми трибології. – 2012. – №3. – С.81-86.
273. Kawakami Y. High temperature hardness and wear resistance of alumina-dispersed high-chromium cast iron PM alloys prepared by the MA-SPS process / Kawakami Y., Lin H-N., Ogi K. // Asian Powder Metallurgy Conference 2003 [Proc. Conf.] // J. Jpn. Soc. Powder Metall. – 2003. – V.50, N11. – P.963-967.
274. Намазов С.Н. Влияние технологических параметров спекания на структуру и свойства порошковой композиции «железо-чугун» / Намазов С.Н., Гамдуллаева И.Г., Намазова З.А. // Прогресивні технології і системи машинобудування. – 2012. – №1, 2 (43). – С.223-226.
275. Формирование композиционных наноструктурных покрытий на стальных деталях методами химико-термической обработки /

- Л.Г.Петрова, В.А.Александров, П.Е.Демин, В.П.Дробков / Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета. – 2010. – №51. – С.7-13.
276. Баглюк Г.А.. Порошковые износостойкие материалы на основе железа. I. Материалы, полученные спеканием и пропиткой / Баглюк Г.А., Позняк Л.А. // Порошковая металлургия. – 2001. – № 1-2. – С. 44-53.
277. Баглюк Г.А. Порошковые износостойкие материалы на основе железа. II. Материалы, полученные с использованием горячей обработки давлением пористых заготовок / Баглюк Г.А., Позняк Л.А. // Порошковая металлургия. – 2001. – № 3-4. – С. 94-99.
278. Яблокова О.В. Формирование межфазной границы при спекании карбида титана со сталью Гадфильда / Яблокова О.В., Кулькеов С.Н., Панин В.Е. // Порошковая металлургия. – 1985. – № 7. – С.37-39.
279. Гуревич Ю.Г. Карбидостали / Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.Р. – М.: Металлургия, 1988. – 144 с.
280. Кюбарсепп Я. Твердые сплавы со стальной связкой / Кюбарсепп Я. – Таллинн: Валгус – ТТУ, 1991. – 164 с.
281. Martins I.M. Wear Resistant High Speed Steel Matrix Composites / Martins I.M., Oliveira M., Carvalhinhos H. // Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials. – Princeton, N. J. – 1992. – Vol. 6. – P.213-218.
282. Oliveira M. Effect of Ceramic Particles on the Mechanical Properties of M3/2 High Speed Steel / Oliveira M., Bolton D. // Int. J. of Powder Metallurgy. –1996. – Vol. 32, No.1. – P.37-49.
283. Deshpande M.V. Toughness Cermeted Carbide Material With Iron-Rich Binder for Steel Turning / Deshpande M.V. et al. // Int. J. Refractory Metals Hard Mater. – 1997. – Vol. 15, No. 1-3. – P.157-162.
284. Свистун Л.И. Карбидостали конструкционного назначения: изготовление, свойства, применение (обзор) / Свистун Л.И. // Известия

- высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2009. – №3. – С.41-50.
285. Пломодьяло Р.Л. Получение износостойкой порошковой карбидостали на основе быстрорежущей стали и карбида титана методом горячей штамповки: дис. ... канд. техн. наук: спец. 05.16.06 «Порошковая металлургия и композиционные материалы» / Пломодьяло Роман Леонидович; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Кубанский государственный технологический университет». – Краснодар, 2008. – 203 с.
286. Триботехнические свойства порошковых твердых сплавов карбида хрома с титаном, полученных взрывным прессованием / Крохалев А.В., Харламов В.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И. // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – №3. – С. 67а-72.
287. Крупицкий Б.А. Машиностроительные материалы / Крупицкий Б.А. – Л.: Лениздат, 1970. – 304 с.
288. Кудрявцев В.Н. Конструирование и расчет зубчатых редукторов / Кудрявцев В.Н., Державец Ю.А., Глухарев В.Г. – Л.: Машиностроение, 1971. – 328 с.
289. Анурьев В.И. Справочник конструктора-машиностроителя: В 2 т., Т.1. / Анурьев В.И. – М.: Машиностроение, 1973. – 416 с.
290. Биргер И.А. Расчет на прочность деталей машин / Биргер И.А., Шорр Б.Ф., Иосилевич Г.Б. – М.: Машиностроение, 1979. – 702 с.
291. Приданцев М.В. Конструкционные стали / Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина И.А. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.
292. Гжиров Р.И. Краткий справочник конструктора / Гжиров Р.И. – М.: Машиностроение, 1984. – 464 с.

293. Проектирование механических передач / Чернавский С.А., Снесарев Г.А., Козинцов Б.С. и др. – М.: Машиностроение, 1984. – 560 с.
294. Тюняев А.В. Детали машин / Тюняев А.В., Звездаков В.П., Вагнер В.А. – СПб.: Лань, 2013. – 733 с.
295. Курдюмов В.Г. Превращения в железе и стали / Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
296. Изотов В.И. Классификация мартенситных структур в сплавах железа / Изотов В.И., Хандаров П.А. // Физика металлов и металловедение. – 1972. – 34, №2. – С.332-338.
297. Счастливец В.М. Электронно-микроскопическое исследование структуры мартенсита в малоуглеродистых сплавах железа / Счастливец В.М., Копцева Н.В., Артемова Т.В. // Физика металлов и металловедение. – 1976. – 41, №5. – С.1251-1260.
298. Петров Ю.Н. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали / Петров Ю.Н. – К.: Наукова думка, 1978. – 267 с.
299. Влияние скорости закалки на структуру и количественные параметры мартенситного превращения в литой конструкционной среднелегированной стали / Козлов Э.В., Попова Н.А., Тихонькова О.В., Климашин С.И., Целлермаер В.В., Громов В.Е. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2005. – Т.2, №1. – С.118-123.
300. Бернштейн М.Л. Влияние температуры аустенизации и горячей деформации на структуру и механические свойства стали 40ХН2МА / Бернштейн М.Л., Спектор Я.И., Дягтерев В.Н. // Физика металлов и металловедение. – 1982. – 53, №1. – С.68-75.
301. Иванов Ю.Ф. Многоступенчатая схема мартенситного превращения низко- и среднеуглеродистых малолегированных сталей / Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. // Материаловедение. – 2000. – №11. – С.33-37.

302. Иванов Ю.Ф. Объемная и поверхностная закалка конструкционной стали – морфологический анализ структуры / Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. // Известия вузов. Физика. – 2002. – №3. – С.5-23.
303. Влияние величины исходного аустенитного зерна на структуру и предел текучести закаленной на мартенсит стали / Вознесенский В.В., Изотов В.И., Добриков А.А., Козлов А.П. // Физика металлов и металловедение. – 1975. – 40, №1. – С.92-101.
304. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Исследование влияния скорости охлаждения на параметры структуры стали 38ХНЗМФА // Известия вузов. Черная металлургия. – 1991. – №6. – С.50-51.
305. Иванов Ю.Ф. Изотермический отпуск закаленной среднеуглеродистой малолегированной стали. кинетика образования частиц цементита при температуре 200 °С / Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2006. – Т.3, №3. – С.61-68.
306. Физика и механика волочения и объемной штамповки / Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И., Целлермаер В.Я., Иванов Ю.Ф. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
307. Структура низкоуглеродистого мартенсита и конструкционная прочность сталей / Л.М.Клейнер, А.А.Шацов, Д.М.Ларинин, М.Г.Закирова // Перспективные материалы. – 2011. – №1. – С.59-67.
308. Влияние условий охлаждения на уровень остаточных напряжений и перераспределение углерода в аустените и мартенсите при закалке среднеуглеродистых сталей / Е.М. Гринберг, А.А. Алексеев, Е.Ю. Новикова, А.А. Яровицкая, А.Ф. Галкин // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2015. – Вып.12. Ч.1. – С.104-112.
309. Различия в мартенситной структуре стали при закалке и обработке электронным пучком / Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.,



- Пискаленко В.В. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2005. – Т.2, №1. – С.8-9.
310. Штремель М.А. Строение и прочность пакетного мартенсита / Штремель М.А., Андреев Ю.Г., Козлов Д.А. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – №4. – С.10-15.
311. Бутенко В.И. Синергетические аспекты формирования диссипативных структур материалов с трибоэнергетической приспособляемостью / Бутенко В.И., Пушкарный А.В. // Известия ЮФУ. Технические науки. – 2001. – №5 (23). – С. 154-161.
312. Барабонова И.А. Структура и свойства градиентно-упрочненной быстрорежущей стали / Барабонова И.А., Афанасьева Л.Е. // Вестник Тверского государственного университета. Серия: Физика. – 2015. – №1. – С.21-30.
313. Семенов А.П. Нанесение износостойких и антифрикционных покрытий / Семенов А.П. / Энциклопедия «Машиностроение» в 40 томах. – Т. 3-8. «Технология, оборудование и системы управления в электронном машиностроении». – М.: Машиностроение. – 1999. – С. 213-221.
314. Семенов А.П. Методы упрочнения и модифицирования поверхностей трения / Семенов А.П. / Энциклопедия «Машиностроение» в 40 томах. – Т. 4-1. «Детали машин. Конструкционная прочность. Трение, износ, смазка». – М.: Машиностроение. – 1995. – С. 165-185.
315. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей / Власов В.М. – М.: Машиностроение, 1987. – 304 с.
316. Дубинин Г.Н. Классификация методов диффузионного насыщения поверхности сплавов металлами / Дубинин Г.Н. // Диффузионные покрытия на металлах. – Киев: Наукова Думка, 1965. – С. 3-12.
317. Полевой С.Н. Упрочнение металлов: Справочник / Полевой С.Н., Евдокимов В.Д. – М.: Машиностроение, 1992. – 320 с.

318. Самсонов Г.В. Тугоплавкие покрытия / Самсонов Г.В., Эпик А.П. – М.: Металлургия, 1973. – 400 с.
319. Сулима А.М. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин / Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. – М.: Машиностроение, 1988. – 239 с.
320. Дурягіна З.А. Фізика та хімія поверхні / Дурягіна З.А. – Львів: Видавництво НУ «Львівська політехніка», 2009. – 207 с.
321. Верещака А.С. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями / Верещака А.С., Третьяков И.П. – М.: Машиностроение, 1986. – 190 с.
322. Гусева М.И. Ионная имплантация в металлах / Гусева М.И. // Поверхность. – 1982. – № 4. – С. 27-50.
323. Дороднов А.М. О физических принципах и типах вакуумных технологически, плазменных устройств / Дороднов А.М., Петросов В.А. // Журнал технической физики. – 1985. – Т.51, №3. – С.504-524.
324. Ионная имплантация / Под ред. Дж.К. Хирвонена. – М.: Металлургия, 1986. – 362 с.
325. Клебанов Ю.Д. Перспективы применения корпускулярно-пучковых рабочих процессов в гибких автоматизированных производствах // Клебанов Ю.Д. Сумароков В.Н. – М.: Машиноведение. – 1985. – №4. – С.49-56.
326. Исследование износа вакуумно-плазменных покрытий из TiN при трении по металлическим материалам / Любченко А.П., Мацевитый В.М., Бакакии Г.Н. и др. // Трение и износ. – 1983. – Т.IV, №5. – С.892-897.
327. Мовчан Б.А. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме / Мовчан Б.А., Малашенко И.С. – Киев: Наукова думка, 1983. – 231 с.
328. Семенов А.П. Создание износостойких и антифрикционных покрытий и слоев на поверхностях трения машин новыми методами / Семенов А.П. // Трение и износ. – 1982. – №3. – С.401-411.

329. Современные методы упрочнения поверхностей деталей машин. Научно-технический прогресс в машиностроении // Сборник научных работ. – Вып. 9. – М.: МЦНТИ, 1989. – 286 с.
330. Влияние лазерного термоупрочнения на износостойкость металлов при граничном трении / В.Н. Литвинов, Н.М. Михин, Г.И. Козлов, А.Д. Сокуренок // Трение и износ. 1983. – Т.IV, №2. – С.341-343.
331. Горленко О.А. Износостойкость поверхностей, упрочненных лазерной обработкой / Горленко О.А. // Трение и износ. – 1981. – Т.II, №1. – С.27-31.
332. Колесников В.С. Легирование поверхностных слоев деталей машин с использованием лазерного излучения / Колесников В.С., Колесников Ю.В., Инютин В.П. // Машиноведение. – 1987. – №4. – С.10-15.
333. Крапошин В.С. Обработка поверхности металлических материалов лазерным излучением / Крапошин В.С. // Поверхность. – 1982. – №3. – С.4-12.
334. Рыкапин Н.К. Состояние и перспективы лазерной технологии и металлургии / Рыкапин Н.К., Углов А.А. // Поверхность. – 1983. – №6. – С.5-16.
335. 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.
336. Лахтин Ю.М. Химико-термическая обработка металлов / Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
337. Повышение качества поверхности и плакирование металлов: Справочник / Под ред. А. Кнаушнера. – М.: Металлургия, 1984. – 368 с.

338. Достанко А.П. Плазменная металлизация в вакууме / Достанко А.П., Грушецкий С.В., Киселев Л.И. и др. – Минск: Наука и техника, 1983. – 279 с.
339. Кудинов В.В. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий / Кудинов В.В., Иванов В.М. – М.: Машиностроение, 1981. – 192 с.
340. Линник В.А. Современная техника газотермического нанесения покрытий / Линник В.А., Пекшев П.Ю. – М.: Машиностроение, 1985. – 127 с.
341. Хасуй А. Наплавка и напыление / Хасуй А., Моригаки О. – М.: Машиностроение, 1985. – 239 с.
342. Бартенев С.С. Детонационное покрытия в машиностроении / Бартенев С.С., Федько Ю.П., Григоров А.И. Л.: Машиностроение, 1982. – 215 с.
343. Борисов Ю.С. Плазменные порошковые покрытия / Борисов Ю.С., Борисова А.Л. – Киев: Техника, 1986. – 223 с.
344. Зверев А.И. Детонационное напыление покрытий / Зверев А.И., Шаривкер С.Ю., Астахов Е.А. – Л.: Судостроение, 1979. – 232 с.
345. Порошковая металлургия и напыление покрытия / Под ред. Б.С.Митина. – М.: Металлургия, 1987. – 792 с.
346. Семенов А.П. Детонационные покрытия и их применение / Семенов А.П., Федько Ю.П., Григоров А.И. – М.: НИИМаш, 1977. – 72 с.
347. Шоршоров М.Х. Физико-химические основы детонационно-газового напыления покрытий / Шоршоров М.Х., Харламов Ю.А. – М.: Наука, 1978. – 224 с.
348. Семенов А.П. Вопросы получения температуроустойчивых антифрикционных и износостойких покрытий методом контактного эвтектического плавления / Семенов А.П. // Защитные высокотемпературные покрытия. – Л.: Наука, 1972. – С.121-126.

349. Семенов А.П. Свойства поверхностных слоев, полученных способом контактного эвтектического плавления / Семенов А.П., Поздняков В.В., Крапошина Л.В. // Защитные покрытия на металлах. – Вып.7. – К.: Наукова думка, 1973. – С.159-161.
350. Ройх И.Д. Нанесение защитных покрытий в вакууме / Ройх И.Д., Колтунова Л.К., Федосов С.Н. – М.: Машиностроение, 1976. – 368 с.
351. Данилин Б.С. Магнетронные распылительные системы / Данилин Б.С., Сырчин В.К. – М.: Радио и связь, 1982. – 62 с.
352. Дослідження діелектричних шарів на конструкційних матеріалах, сформованих гібридною йонно-плазмовою розрядною системою / Дурягіна З.А., Беспалов С.А., Підкова В.Я., Полоцький Д.Ю. // Металлофізика и новейшие технологии. – 2011. – 33, спецвыпуск. – С. 393 – 400.
353. 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. – 17, №1. – С. 29 – 51.
354. 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.
355. Вартенев С.С. Детонационные покрытия в машиностроении / Вартенев С.С., Федько Ю.П., Григоров А.И. – Л.: Машиностроение, 1982. – 215 с.
356. Повышение ресурса компрессорных лопаток детонационным напылением износостойких покрытий / В.А. Венедиктов, А.З. Шарыпов, А.И. Хорошенин, П.Л. Морозов // Трение и износ. 1989. – Т.1, № 6. – С. 1093-1096.

357. Долматов А.И. Перспективы развития высоких технологий в машиностроении / Долматов А.И., Мовшович А.Я., Буденный М.М. // Мир техники и технологий. – 2002. – № 3. – С.8-11.
358. О механизмах образования покрытий при газотермическом напылении / Гавриленко Т.П., Николаев Ю.А., Прохоров Е.С. // Физика горения и взрыва. – 1990. – Т.26, №3. – С.110-122.
359. Верхотуров А.Д. Технология электроискрового легирования металлических поверхностей / Верхотуров А.Д., Муха И.М. – Киев: Техника, 1982. – 181 с.
360. Электроискровое легирование металлических поверхностей / Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Парканский Н.Я., Ревуцкий В.М. – Кишинев: Штиинца, 1985. – 196 с.
361. Бородин И.Н. Упрочнение деталей композиционными покрытиями / Бородин И.Н. – М.: Машиностроение, 1982. – 141 с.
362. Гурьянов Г.В. Электроосаждение износостойких композиций / Гурьянов Г.В. – Кишинев: Штиинца, 1985. – 283 с.
363. Энциклопедия неорганических материалов в 2 томах. Т.1. Абляция – Молибдаты. Т.2. Молибден – Яшма. / Отв.ред.: Федорченко И.М. – Киев: «Главная редакция УСЭ», 1977. – 840 + 816 с.
364. Бровер Г.И. Особенности лазерной и электронно-лучевой обработки инструментальных сталей / Бровер Г.И., Шульга А.А., Русин Г.И. // Электронная обработка материалов. – 1990. – № 1. – С.15-17.
365. Дурягіна З.А. Оптимізація структурно-фазового стану поверхні нержавіючих сталей лазерним легуванням / Дурягіна З.А. // Вісник НУ «Львівська політехніка». – 2000. – №394. – С.116-120.
366. Дурягіна З.А. Функціональні поверхневі шари, створені лазерним легуванням / Дурягіна З.А. // Вісник НУ «Львівська політехніка». – 2000. – №422. – С.98-103.

367. Структура та корозійно-механічні властивості поверхневих шарів сталей після лазерного легування. / Пашечко М.І., Широков В.В., Дурягіна З.А., Василів Х.Б. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2003. – №1. – С.95-102.
368. Вплив лазерного мікролегування ніобієм на зносотривкість нержавіючих сталей / Широков В.В., Василів Х.Б., Дурягіна З.А. та ін. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2009. – №4. – С.12-18.
369. Дурягіна З.А. Структура та властивості сталі 12Х18Н10Т після комплексного лазерного легування / Дурягіна З.А., Лазько Г.В. // Фізика і хімія твердого тіла. – 2009. – №3. – С.681-685.
370. Семенов А.П. Трибологические свойства тугоплавких оксидов и неметаллических соединений при высоких температурах. Часть 1. Оксиды / Семенов А.П. // Трение и износ. – 2008. – Т.29, №5. – С.531-549.
371. Семенов А.П. Трибологические свойства тугоплавких оксидов и неметаллических соединений при высоких температурах. Часть 2. Неметаллические соединения / Семенов А.П. // Трение и износ. – 2008. – Т.29, №6. – С.654-667.
372. А.Г. Карпов. Титан или керамика / А.Г. Карпов // Экспозиция нефть газ. – 2012. – №1 (19). – С.9-10.
373. Справочник по конструкционным материалам / Б.Н. Арзамасов, Т.В. Соловьева, С.А.Герасимов и др.; Под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой. – М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 640 с.
374. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. Справочник / Под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Metallurgia, 1986 – 927 с.

375. Панова И.М. Особенности конструирования изделий из керамических материалов / Панова И.М. // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2013. – №4. – С.45-50.
376. Панов А.Д. Трибологические особенности конструкционных керамических материалов в подшипниках скольжения / Панов А.Д., Панова И.М. // Наукоедение. Электронный ресурс. – 2015. – Т.7, №1. – Режим доступа к журн.: <http://naukovedenie.ru/index.php?p=vol7-1>. – Название с экрана.
377. Ткаченко Ю.Г. Триботехнические свойства различных керамических материалов / Ткаченко Ю.Г. / Энциклопедия «Машиностроение» в 40 томах. – Т. II-4. «Неметаллические конструкционные материалы». – М.: Машиностроение. – 2005. – С. 283-290.
378. Chou Y.K. Cubic boron nitride tool wear in interrupted hard cutting / Chou Y.K., Evans C.J. // Wear. – 1999. – Vol. 225-229, Pt.1. – P.234-245.
379. Watanabe S. Tribological performance of cubic BN films / Watanabe S., Miyake S., Murakawa M. // Abstr. Int. Tribology Conf. – Yokohama. – 1995. – P.339.
380. Hirose Y. The characteristic of amorphous boron nitride films for tribological applications / Hirose Y., Miyoshi K. // Abstr. Int. Tribology Conf. – Yokohama. – 1995. – P.495.
381. Friction of hexagonal boron nitride in various environments / Martin J. M., Le Mogne T., Chassagnette C., Gardos M. N. // Tribology Transactions. – 1992. – Vol. 35, N3. – P.462-472.
382. Tribological study on cubic boron nitride films / Miyake S., Watanabe S., Murakawa M., Kaneko R., Miyamoto T. // Proc. 1st Int. Conf. «Application of Diamond Films and Related Materials». – Elsevier Science Publishers. – 1991. – P.669-674.



383. Mrotchek G.A. Wear resistant boron nitride coating / Mrotchek G.A., Eisner B.A. // Proc. 1st Int. Conf. «Application of Diamond Films and Related Materials». – Elsevier Science Publishers. – 1991. – P.675.
384. Семенов А.П. Трение и адгезионное взаимодействие материалов при высоких температурах / Семенов А.П. – М.: Наука, 1972. – 160 с.
385. Buckley D. Friction and wear of ceramic / Buckley D., Miyoshi K. // Wear (a celebration volume). – 1985. – Vol. 100. – P.333-353.
386. Семенов А. П., Поздняков В. В., Крапошина Л. Б. Трение и контактное взаимодействие графита и алмаза с металлами и сплавами. – М.: Наука, 1974. – 109 с.
387. Shuab M., Davies T. J. Wear behavior of a REFEL SiC containing fluorides up to 900 °C // Wear. – 2001. – Vol. 249, N1–2. – P.20-30.
388. Boch P. Effect of temperature and environment on wear and friction of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and SiC ceramics / Boch P., Platon F., Kapelski G. // Proc. 5th Int. Congress on Tribology «Eurotrib 89». – Helsinki. – 1989 (3). – P.114-119.
389. Eyzop B.L. Contact fatigue of silicon nitride / Eyzop B.L., Karlsson S. // Wear. – 2001. – Vol.249, N3-4. – P.208-213.
390. Allen D.L. Effect of composition and physical properties of silicon nitride on rolling, wear and fatigue performance / Allen D.L. // Tribology Transactions. – 1994. – Vol.37, N2. – P.369-377.
391. In-vacuum tribological investigations of metals, ceramic and hybrid interfaces for high-speed bearing applications / Sanders J.H., Cutler J.N., Miller J.A., Zabinski J.S. // Tribology International. – 2000. – N32. – P.649-659.
392. Wang L., Snidle R.W., Gu L. Rolling contact silicon nitride bearing technology: review of recent research / Wang L., Snidle R.W., Gu L. // Wear. – 2000. – Vol.246, N1-2. – P.159-173.
393. Теплофізичні властивості склокристалічних ізоляційних шарів для плоских нагрівних елементів / З.А. Дурягіна, Т.М. Ковбасюк, М. Zagula-

- Yavorska, S.A. Беспалов // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2016. – т. 38, №10. – С. 1367–1378.
394. *Керамические инструментальные материалы* / Гнесин Г.Г., Осипова И.И., Ронталь Г.Д. и др. – Киев: Техника, 1991. – 388 с.
395. Resistance of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramic tools to thermal and mechanical loading in cutting of iron alloys / Silva R.F., Gomes J.M., Miranda A.S., Viera J.M. // *Wear*. – 1991. – (148), N1. – P.69-81.
396. Кацура А.А. *Высокотемпературное трение окисных керамик на основе корунда* / Кацура А.А., Семенов А.П. – М.: Наука, 1974. – 119 с.
397. Хрущов М.М. *Трение и изнашивание при высоких температурах* / Хрущов М.М., Семенов А.П. – М.: Наука, 1973. – 154 с.
398. Semenov A.P. *Tribology at High Temperatures* / Semenov A.P. // *Tribology International*. – 1995. – Vol.28, N1. – P.45-50.
399. Senda T. *Plastic deformation during the sliding wear of alumina ceramics at elevated temperature* / Senda T., Xiao H., Drennan J. // *Abstr. of International Tribology Conference*. – Yokohama. – 1995.
400. Adachi K. *Mirror wear surface structure of alumina ceramics in unlubricated sliding at high temperature* / Adachi K., Kato K. // *Abstr. of World Tribology Congress*. – London. – 1997; Kato K., Adachi K. *Wear of advanced ceramics* // *Wear*. – 2002. – Vol.245, N11-12. – P.1097-1104.
401. Habig K-H. *Sliding friction and wear of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{SiC}$  and  $\text{Si}_3\text{N}_4$* . / Habig K-H., Woydt M. // *Proc. of 5th International Congress on Tribology «Eurotrib-89»*. – Helsinki. – 1989 (3). – P.106-113.
402. *The investigation of friction and wear properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{TiO}_2$  plasma sprayed coatings at room and at elevated temperatures* / Csordas-Toth A., Kiss G., Takacs J. et al. // *Abstr. of World Tribology Congress*. – London. – 1997.

403. Lin X., Zeng Y., Ding C, Zhang P. Effect of temperature on tribological properties of nanostructured and conventional Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–3wt.%TiO<sub>2</sub> coatings // *Wear*. – 2004. – Vol.204, N11-12. –P.1018-1025.
404. Jin J. Tribological properties of self-lubricating CMC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pairs at high temperature in air / Jin J., Kato K., Umehara N. // *Tribology Letters*. – 1998. – Vol.4, N3-4. – P.243-250.
405. Jin J. Effects of sintering aids and solid lubricants on tribological behavior of CMC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pair at 650 °C / Jin J., Kato K., Umehara N. // *Tribology Letters*. – 1998. – Vol.6, N1. – P.15-21.
406. Jin J. Further investigation on the tribological behavior of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–20Ag20CaF<sub>2</sub> composite at 650 °C / Jin J., Kato K., Umehara N. // *Tribology Letters*. – 1999. –Vol.6, N3-4. – P.225-232.
407. Кавітаційна стійкість модифікованої кераміки / Литвиненко О.А., Кавун В.П., Некоз О.І., Риндюк Д.В. // *Вібрації в техніці та технологіях*. – 2013. – №4 (72). – С.69-73.
408. Свойства нанокompозитных материалов на основе оксидной керамики, полученных искро-плазменным методом / Э. Алварез, К. Гутиеррез, Р. Торресильяс и др. – *Перспективные материалы*. – 2014. – №4. – С.43-50.
409. Семенов А.П. Предварительные результаты исследования адгезионного взаимодействия и трения при высоких температурах окислов и тугоплавких металлов с окислами в вакууме и газовых средах / Семенов А.П., Поздняков В.В. // *Структура и свойства жаропрочных металлических материалов: сб. научных трудов / отв. ред. М.В.Приданцев*. – М.: Наука, 1967. – С.109-114.
410. Hannink R.H. Friction and wear of partially stabilized zirconia: basic science and practical applications / Hannink R.H., Murray M.J., Scott H.G. // *Wear*. – 1985. – Vol.100, N1-6. – P.355-366.

411. Комоликов Ю.И. Высокопрочная керамика из диоксида циркония на основе тетрагональных твердых растворов: дисс... канд. техн. наук: 05.17.11 / Комоликов Юрий Иванович. – Москва, 2002. – 146 с.
412. Нанопорошки диоксида циркония и износостойкая керамика на их основу / Даниленко И.А., Форченко В.А., Константинова Т.Е., Безусый В.Л., Глазунова В.А. // Конструкции из композиционных материалов. – 2007. – №1. – С.14-22.
413. Эванс А.Г. Конструкционная керамика / Эванс А.Г., Лэнгдон Т.Т. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.
414. Gupta T.K. Effect of stress-induced phase transformation on the properties of polycrystalline zirconia containing metastable tetragonal phase / Gupta T.K., Lange F.F., Bechtold J.H // J.Mater.Sci. – 1978, N13. – P.1464-1470.
415. Porter D.L. Mechanism of toughening partially stabilized zirconia / Porter D.L. and Heuer A.H. // J.Amer.Ceram.Soc. – 1977. – Vol.60, N3-4. – P.183-184.
416. Фомченко В.А. Стойкость к механическому износу оксидной керамики на основе оксида алюминия и диоксида циркония / Фомченко В.А., Чайка Э.В., Сапрыкина А.В. – Огнеупоры и техническая керамика. – 2012. – №3. – С.9-13.
417. Семенов А.П. Влияние режимов нанесения реактивным вакуумным электронно-плазменным методом покрытий системы Cr-O на их состав, механические и трибологические свойства / Семенов А.П., Сорокко А.А., Хрущов М.М. // Трение и износ. – 1990. – Т.11, №6. – С.1094-1102.
418. Семенов А.П. Особенности структуры и износа реактивнонапыленных покрытий оксида хрома / Семенов А.П., Сорокко А.А., Хрущов М.М. // Современные проблемы физического материаловедения. – Киев: ИПМ им. И.Н.Францевича НАН Украины, 1990. – С.133-138.

419. Kwon O.-K. Tribological behavior of plasma-sprayed chromium oxide coating / Kwon O.-K., Ahn H.-S. // *Wear.* – 1999. – Vol.225-229, N2. – P.814-828.
420. Ouyang J.H. Effect of different additives on microstructure and high-temperature tribological properties of plasma-sprayed Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic coatings / Ouyang J.H., Sasaki S. // *Wear.* – 2001. – Vol.249, N1-2. – P.56-66.
421. Болотов А.Н. Энергосберегающий способ получения износостойкого керамического покрытия на алюминии и его сплавах / Болотов А.Н., Новиков В.В., Новикова О.О. // *Новые материалы и технологии в машиностроении.* – 2012. – №15. – С.12-14.
422. Комаров А.И. Структура и трибомеханические свойства керамического покрытия, модифицированного в процессе его формирования наноразмерным TiN / Комаров А.И., Витязь П.А., Комарова В.И. // *Доклады Национальной академии наук Беларуси.* – 2015. – Т.59, №4. – С.113-116.
423. Инженерия поверхности деталей / А.Г. Суслов, В.Ф. Безъязычный, Ю.В. Панфилов и др.; под ред. А.Г. Суслова. – М.: Машиностроение, 2008. – 320 с.
424. Инженерия поверхностей конструкционных материалов с использованием плазменных и пучковых технологий / А.В.Белый, А.С.Калиниченко, О.Г.Девойно, В.А.Кукареко – Минск: Беларуская навука, 2017. – 457 с.
425. Мухин В.С. Инженерия поверхности деталей машин / Мухин В.С., Смыслов А.М. // *Вестник УГАТУ.* – 2009. – Т.12, №4 (33). – С. 106-112.
426. Повышение ресурса трибосопряжений активированными методами инженерии поверхности / П.А.Витязь, В.И.Жорник, М.А.Белоцерковский, М.А.Леванцевич. – Минск: Беларуская навука, 2012. – 452 с.

427. Витязь П.А. Основы нанесения износостойких, коррозионно-стойких и теплозащитных покрытий / П.А.Витязь, А.Ф.Ильющенко, А.И.Шевцов. – Минск: Белорусская наука, 2006. – 363 с.
428. Новые ресурсосберегающие технологии и композиционные материалы / Ф.Г.Ловшенко, Ф.И.Пантелеенко, А.В.Рогачев и др. – М.: Энергоатомиздат; Гомель: БелГУТ, 2004. – 519 с.
429. Белоперковский М.А. Технология активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий / Белоцерковский М.А. – Минск: УП «Технопринт», 2004. – 200 с.
430. Перспективные технологии / под ред. В.В.Клубовича. – Витебск: УО «ВГТУ», 2011. – 599 с.
431. Витязь П.А. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / П.А.Витязь и др. – Минск: Беларуская навука, 2011. – 527 с.
432. Белый А.В. Инженерия поверхности конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота / А.В.Белый, В.А.Кукареко, А.Патеюк. – Минск: Беларуская навука, 2007. – 244 с.
433. Zhornik V.I. Tribomechanical Modification of Friction Surface by Running-In Lubricants with Nano-Sized Diamonds / V.L.Zhornik, V.A.Kukareko, M.A.Belotserkovsky // Advances in Mechanics Research. – Vol. / ed.: Jeremy M. Campbell. – New York: Nova Science Publishers, Inc., 2011. – P.1-78.
434. Vitiaz P.A. Laser-plasma techniques in computer-controlled manufacturing / P.A.Vitiaz, M.L.Kheifetz, S.V.Koukhta. – Minsk: RUE «Publishing House «Belorusskaya nauka», 2011. – 164 p.
435. Формирование и свойства наноструктурных защитных керамических покрытий из порошка  $Al_2O_3$  на титане / М.Г.Ковалева, М.С.Прозорова, М.Ю.Арсеенко, Ю.Н.Тюрин, О.В.Колисниченко // Перспективные материалы. – 2013. – №5. – С.15-21.

436. Композиционные материалы на основе диборида титана для газотермических покрытий с высокой износостойкостью / Т.Л. Талако, Ю.А. Реутёнок, А.Ф.Ильющенко и др. // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2015. – №2. – С.19-24.
437. Влияние технологии спекания на износостойкость керамики из наноструктурных порошков ЧСЦ / Якушкина В.С., Кораблева Е.А., Саванина Н.Н. и др. // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2010. – №1. – С.89-94.
438. Влияние добавок наноразмерного  $ZrO_2$  и технологических параметров процесса прессования на свойства композитов на основе  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$  / О.Ю. Задорожная, О.В. Тиунова, А.А. Богаев, и др. // Новые огнеупоры. – 2013. – №10. – С.21-26.
439. Разработка и свойства электродных материалов для электроискровых покрытий при упрочнении и восстановлении деталей из конструкционных сталей / Паустовский А.В., Чигринова Н.М., Алфинцева Р.А. и др. // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка: сборник докладов 8-го Международного симпозиума. В 2 ч. Ч.2 / редкол. П. А. Витязь и др. – Минск : Беларуская навука, 2013. – С.152-157.
440. Керамический материал системы «оксид титана – оксид алюминия – твердая смазка» / Оковитый В.А., Девойно О.Г., Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.В. // Вестник БНТУ. – 2011. – №1. – С.16-20.
441. Разработка композиционного материала на основе оксидной керамики с включениями твердой смазки для газотермического напыления // Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г. и др. // Наука и техника. – 2012. – №4. – С.17-21.
442. Исследование структуры плазменных износостойких покрытий на основе оксидной керамики с включениями твердой смазки /

- Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Талако Т.Л., и др. // Наука и техника. – 2013. – №5. – С.15-21.
443. Получение композиционного керамического материала для газотермического напыления / Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.В., Асташинский В.М. // Наука и техника. – 2017. – Т.16, №3. – С.181-188.
444. Структура износостойких плазменных покрытий из никель-керамической смеси / Чёсов Ю.С., Зверев Е.А., Плотникова Н.В. и др. // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2015. – №2. – С.405-409.
445. Чёсов Ю.С. Исследование структуры износостойких плазменных покрытий из механических смесей / Чёсов Ю.С., Зверев Е.А., Вахрушев Н.В. // Сборник научных трудов НГТУ. – 2015. – № 2(80). – С.96-105.
446. Исследование адгезионной прочности плазменных металлокерамических износостойких покрытий / В.В. Иванцовский, Е.А. Зверев, Н.В. Вахрушев, И.В. Бандюров // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016. – №3. – С.77-81.
447. Сравнительные испытания износостойких плазменных покрытий, сформированных на базе механических смесей из различных порошковых материалов / Ю.С. Чёсов, Е.А. Зверев, Н.В. Вахрушев, А.С. Ваганов // Инновации в машиностроении – основа технического развития России : материалы VI международной научно-технической конференции. – Барнаул, 2014. – С. 211-215.
448. Стороженко М.С. Формування триботехнічних властивостей кераміки, керметів та ЕІЛ-покриттів на основі  $TiB_2-SiC$  в умовах тертя ковзання без мастила / Стороженко М.С. // Проблеми трибології. – 2009. – №4. – С.123-126.
449. Стороженко М.С. Новые композиционные материалы системы  $TiB_2-SiC$  с высокой износо-жаростойкостью для двигателестроения /



- Стороженко М.С., Уманский А.П., Тамаргазин А.А./ *Авиационно-космическая техника и технология*. – 2009. – №10 (67). – С.17-20.
450. Композиционные керамики на основе оксида алюминия, полученные методом электроимпульсного плазменного спекания для трибологических применений / М.С. Болдин, Н.В. Сахаров, С.В. Шотин и др. // *Вестник Нижегородского университета им. Н.И.Лобачевского*. – 2012. – №6 (1). – С.32-37.
451. Исследование влияния добавки нанопорошка SiO<sub>2</sub> на физико-механические свойства золокерамики / В.В.Ларичкин, Д.А.Немущенко, В.А.Кальнеус и др. // *Перспективные материалы*. – 2014. – №11. – С.56-62.
452. JP5155665 (A) Carbon fiber composite ceramic sliding member and its production/Kikuchi Sh., Arakawa H., Sakamoto H., Sato J. (Япония); заявитель Hitachi Ltd.; опубл. 22.06.1993.
453. JP2009067989 (A) Manufacturing method for friction body/Gruber U., Heine M., Kienzle A.; заявитель Audi NSU Auto Union AG.; опубл. 02.04.2009.
454. Керамоматричные композиционные материалы для использования в антифрикционных парах трения: современное состояние и перспективы развития / В.И. Румянцев, Т.Н. Генусова, Р.Л. Сапронов, А.В. Кожевников // *Компрессорная техника и пневматика*. – 2010. – №8. – С.35-39.
455. Хайкин С. *Нейронные сети: полный курс* / Хайкин С. – М.: ООО «И.Д. Вильямс», 2006. – 1104 с.
456. Аксенов С.В. *Организация и использование нейронных сетей (методы и технологии)* / Аксенов С.В., Новосельцев В.Б. Под общ. ред. В.Б. Новосельцева. – Томск: Издательство НТЛ, 2006. – 128 с.
457. *Основы ИНС. Нейронные сети* Электронный ресурс. – Режим доступа к учебнику: <https://neuralnet.info/book/> – Название с экрана.

458. Нейронна мережа на основі моделі «Функціонал на множині табличних функцій». Електронний ресурс. – Режим доступу: [http://www.uatur.com/html/neural\\_nets/Lecture4.htm#base/](http://www.uatur.com/html/neural_nets/Lecture4.htm#base/) – Назва з екрану.
459. Искусственные нейронные сети. Электронный ресурс. – Режим доступа: <http://masters.donntu.org/2007/fvti/yemeliyanenko/library/3.htm/> – Название с экрана.
460. Лесна Н.С. Інтелектуальний аналіз даних / Лесна Н.С., Рєпка В.Б., Шатовська Т.Б. – Харків : Харківський національний університет радіоелектроніки, 2003. – 110 с.
461. Бублик Б.Н. Основы теории управления / Бублик Б.Н., Кириченко Н.Ф. – Київ : Вища школа, 1975. – 328 с.
462. Кватер Т. Нейромережеві інформаційні технології контролю та діагностики динамічних об'єктів в умовах невизначеності / Кватер Т. – Львів: Видавництво Тараса Сороки, 2005. – 270 с.
463. Комашинский В.И. Нейронные сети и их применение в системах управления и связи / Комашинский В.И., Смирнов Д.А. – М.: Горячая Линия – Телеком, 2003. – 94 с.
464. Терехов В.А. Нейросетевые системы управления / Терехов В.А., Ефимов Д.В., Тюкин И.Ю. – М.: Радиотехника, 2002. – 480 с.
465. Круг П.Г. Нейронные сети и нейрокомпьютеры: Учебное пособие по курсу «Микропроцессоры» / Круг П.Г. – М.: МЭИ, 2002. – 176 с.
466. Форсайт Д. Компьютерное зрение. Современный подход / Дэвид Форсайт, Жан Понс. – М.: Издательский дом «Вильямс», 2004. – 928 с.
467. Боюн В. П. Інтелектуальні відео системи та пристрої реального часу / Боюн В. П. // МК Інтелектуальні системи прийняття рішень та прикладні аспекти інформаційних технологій. – Київ, 2007. – С. 101–107.

468. Бэстенс Д. Э. Нейронные сети финансовые рынки: принятие решений в торговых операциях / Бэстенс Д. Э., Ванденберг В. М., Вуд Д. – М.: ТВП, 1997. – 236 с.
469. Ежов А.А. Нейрокомпьютинг и его применения в экономике и бизнесе / Ежов А.А., Шумский С.А. – М.: МИФИ, 1998. – 224 с.
470. Davies K.H. Automatic Speech Recognition of Spoken Digits / Davies K.H., Biddulph R., Balashek S. // J. Acoust. Soc. Am. – 1952. – V.24, No. 6. – P. 637-642.
471. Ли У. Методы автоматического распознавания речи / Ли У. – М.: Мир, 1983. – 328 с.
472. Береговський В.В. Математичне та програмне забезпечення автоматизованого проектування систем «Інтелектуального будинку»: автореф. дис... канд. техн. наук: спец. 05.13.12 «Системи автоматизації проектувальних робіт» / Береговський Василь Васильович; Національний університет «Львівська політехніка». – Львів, 2017. – 22 с.
473. Kasabov N. Introduction: Hybrid intelligent adaptive systems / N. Kasabov // International Journal of Intelligent Systems. – 1998. – V.6. – P. 453-454.
474. Смельянов В.В. Теория и практика эволюционного моделирования / Смельянов В.В., Курейчик В.В., Курейчик В.М. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2003. – 432 с.
475. Shoham Y. Algorithmic, Game-Theoretic, and Logical Foundations / Y. Shoham, K. Leyton-Brown. – London : Cambridge University Press, 2009. – 513 p.
476. Оссовский С. Нейронные сети для обработки информации / Оссовский С. – М.: Финансы и статистика, 2002. – 344 с.
477. Чабан В. Діагностика електромагнетного кола за допомогою штучної нейронної мережі / Чабан В., Кватер Т., Бартман Я. // Електромеханіка. Теорія і практика (Праці науково-технічної конференції, присвяченої

- 100-річчю Т. Губенка), 25-28 вересня, 1996. – Львів – Славськ. – С. 191-193.
478. Чабан А. Застосування штучних нейронних мереж для аналізу електромеханічних систем / Чабан А. // Научные журналы НТУ «ХПИ»: №1 : Електротехника и електромеханика. – Харків : НТУ «ХПИ», 2008.
479. Силаев Б.М. Трибология деталей машин в маловязких смазочных средах / Б.М. Силаев. – Самара: Издательство Самарского государственного аэрокосмического университета, 2008. – 264 с.
480. Металловедение: учебник в 2 т. Т.1. Основы металловедения / И.И.Новиков, В.С.Золоторевский, В.К.Портной и др.; под общ. ред. В.С.Золоторевского. – М.: Издательство Дом МИСиС, 2014. – 496 с.
481. Разумов И.К. К теории фазовых превращений в железе и стали на основе первопринципных подходов / Разумов И.К., Горностырев Ю.Н., Кацнельсон М.И. // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т.118, №4. – С. 380–408
482. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы / Тылкин М.А. – М.: Металлургия, 1981. – 648 с.
483. Болховитинов Н.Ф. Металловедение и термическая обработка / Болховитинов Н.Ф. – М.: Машиностроение, 1965. – 462 с.
484. Гуляев А.П. Инструментальные стали. Справочник / Гуляев А.П. Малинина К.А., Северина С.М. – М.: Машиностроение, 1975. – 272 с.
485. Ошкадеров С.П. Термическая, термохимическая, термомеханическая обработка стали / Ошкадеров С.П. // Неорганическое материаловедение: Энциклопедическое издательство: В 2 т. / Под ред. Г.Г. Гнесина, В.В. Скорохода. – Киев: Наук, думка, 2008. Т. 2, кн. 2: П – Э: Материалы и технологии / В.М. Ажажа, Л.Н. Анатычук, О.И. Баньковский и др. – С.393-405.

486. Мальцев И.М. Исследование скоростной электротермической обработки током высокой плотности титанового сплава ВТ16 / Мальцев И.М., Ошурина Л.А., Гришин Е.Н. // Вестник НГИЭИ. – 2011. – Т.2, №1(2). – С. 110–117.
487. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы / Ю.В.Баранов, О.А.Троицкий, Ю.С.Авраамов, А.Д.Шляпин. – М.: МГИУ, 2001. – 844 с.
488. Гриднев В.Н., Ошкадёров С.П., Телевич Р.В. Аустенитные превращения в деформированной стали 30 при быстром нагреве / Гриднев В.Н. // Металлофизика. – 1970. – №27. – С. 79-83.
489. Технологические основы электротермической обработки стали / Гриднев В.Н., Мешков Ю.Я., Ошкадёров С.П., Черненко Н.Ф. – К.: Наукова думка, 1977. – 208 с.
490. Крукович М.Г. Анализ структурообразования при поверхностной обработке сталей / Крукович М.Г. // Вестник Всероссийского научно-исследовательского института железнодорожного транспорта. – 2012. – №3. – С. 36-39.
491. Волосевич П.Ю. О поведении глобулярных карбидов стали 45ХН2МФА в интервалах  $\alpha_{\text{ф}} + \text{Ц} \rightarrow \gamma$  и  $\alpha_{\text{ф}} \rightarrow \gamma$  превращений в зависимости от скорости и температуры нагрева / Волосевич П.Ю. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – Т.27, №11. – С. 1455-1470.
492. Волосевич П.Ю. Особливості поведінки легованих карбідів при аустенітизації сталей в умовах швидкісних нагрівань / Волосевич П.Ю. // Металознавство та обробка металів. – 2015. – №2. – С. 3-9.
493. Симисинов Д.И. Технология машиностроения: учебное пособие / Д.И.Симисинов, Г.А.Боярских. – Екатеринбург: Издательство УГГУ, 2016. – 326 с.

494. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов / Золотаревский В.С. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
495. Костецкий Б.И. Исследование диффузионных процессов при пластическом деформировании поверхностей трения методом измерения микротвердости царапанием / Костецкий Б.И., Ивженко И.П., Бойко А.С. // Склерометрия. Теория, методика, применение испытаний на твердость. – М.: Наука, 1968. – С. 147-152.
496. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов / Григорович В.К. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
497. Кузьменко А.Г. Скрэч-метод определения механических свойств поверхности. Часть I. Обзор / Кузьменко А.Г., Волынский Б.С., Заболотная Л.В. // Проблемы трибології. – 1998. – №1. – С. 3-19.
498. Кузьменко А.Г. Скрэч-метод определения механических свойств поверхности. Часть II. Поверхность без покрытия / Кузьменко А.Г., Волынский Б.С., Заболотная Л.В. // Проблемы трибології. – 1998. – №1. – С. 20-46.
499. ГОСТ 21318-82. Изменение микротвердости царапанием алмазными наконечниками. – Взамен ГОСТ 21318-75; Введ. 01.07.83. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 24 с.
500. Хрущов М.М. Современные методы испытания на микротвердость царапанием, их варианты, применение и перспективы использования / Хрущов М.М. // Склерометрия. Теория, методика, применение испытаний на твердость. – М.: Наука, 1968. – С. 5-23.
501. Маковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости / Маковец М.П. – М.: Машиностроение, 1979. – 191 с.
502. Булычев С.И. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора / Булычев С.И. Алехан В.В. – М.: Машиностроение, 1990. – 223 с.

503. Gane B.N. The micro-hardness of Metals at very Los Loads / Gane B.N., Cox J.M. // *Phil. Mag.* – 1970. – 22, No179.– P. 881-891.
504. Критерии стойкости стали при абразивном и ударно-абразивном изнашивании / В.Н.Виноградов, Л.С.Лившиц, С.М.Левин, К.Р.Чайковский / *Трение и износ.* – 1988. – 9, №2. – С. 207-211.
505. Bakshi S.R. et al. Nanoscratch behavior of carbon nanotube reinforced aluminum coatings // *Thin Solid Films.* – 2010. – Vol. 518, № 6. – P. 1703-1711.
506. Williams J.A. Analytical models of scratch hardness / Williams J.A. // *Tribol. Int.* – 1996. – Vol. 29, № 8. – P. 675-694.
507. Усеинов А. Механические свойства сверхтонких углеродных алмазоподобных покрытий / Усеинов А., Гоголинский К. // *Наноиндустрия.* – 2010. – №5. – С. 54–56.
508. Кравчук К.С. Измерение трибологических свойств покрытий и композиционных материалов на субмикронном и нанометровом масштабах: дисс... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Кравчук Константин Сергеевич. – Москва, 2015. – 138 с.
509. 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.
510. 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.
511. 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; заявл. 20.11.2006; опубл. 25.04.2007, Бюл. «Промислова власність» №5. – 3 с.
512. 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.
513. 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.
514. Беспалов С.А. Микротвердость и особенности разрушения листовой стали 10Г2ФБ после ударных испытаний / Беспалов С.А., Волосевич П.Ю., Загадарчук В.Ф. // *Металлофізика и новейшие технологии.* – 2008. – Т.30, спецвыпуск. – С. 753 – 759.
515. 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.
516. Русаков А.А. Рентгенография металлов / Русаков А.А. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
517. Биргер И.А. Остаточные напряжения / Биргер И.А. – М.: Машгиз, 1963. – 231 с.
518. Скойбеда А.Т. Детали машин и основы конструирования: учебник / А.Т.Скойбеда, А.В.Кузьмин, Н.Н.Макейчик; под общ. ред. А. Т. Скойбеда. – Минск: Вышэйшая школа, 2006. – 560 с.
519. Сердобинцев Ю.П. Использование полифторированных спиртов для повышения эффективности механических трансмиссий в условиях низких температур / Сердобинцев Ю.П., Кулиев Р.Ш., Савин В.Н. //



- Современные проблемы науки и образования. – 2012. – №2. – С. 250-257.
520. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 01.01.83., – М.: Издательство стандартов, 1988. – 22с.
521. Коваленко В.С. Металлографические реактивы / Коваленко В.С. – М.: Металлургия, 1981 – 120 с.
522. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография / Салтыков С.А. – М.: Металлургия, 1976. – 273с.
523. ГОСТ 5950-73. Прутки и полосы из инструментальной легированной стали. Технические условия.
524. Абрамова В.П. Реактив для выявления границ зерен аустенита/ Абрамова В.П. // Заводская лаборатория. – 1962 – №5. – С.598.
525. Михайлов-Михеев П.Б. Тепловая хрупкость стали / Михайлов-Михеев П.Б. – М.; Л.: Машгиз, 1956 – 116 с.
526. Приборы и методы физического металловедения / Под ред. Ф. Вейнберга. – М.: Мир, 1973. – 427 с.
527. Прогнозирование свойств конструкционных материалов и выбор оптимальных технологий их производства / Глустенко С.Ф., Бибииков А.М., Журавель Л.В., Коптев А.А. // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. – 2009. – №3–2 (19). – С.178-183.
528. Головки В.В. Влияние титансодержащих инокулянтов на структуру и свойства металла швов высокопрочных низколегированных сталей / Головки В.В., Степанюк С.Н., Ермоленко Д.Ю. // Автоматическая сварка. – 2015. – №2. – С.16-20.
529. Некрасов Г.Б. Основы технологии литейного производства. Плавка, заливка металла, кокильное литье : учебное пособие / Г.Б.Некрасов, И.Б.Одарченко. – Минск: Вышэйшая школа, 2013. – 224 с.

530. Гаркунов Д.Н. Триботехника / Гаркунов Д.Н. – М.: Машиностроение, 1989. – 327 с.
531. Abrasive wear failures / Hawk J.A., Wilson R.D., Danks D.R., Catrpillar M.T. // ASM Handbook. Materials Park, OH, ASM International. – 2002. – N11. – P.906-921.
532. Белорусская научно-техническая программа «Триботехника» / Ю.М. Плескавский, В.Н. Савицкий, В.В. Кончиц, В.А. Барабась // Трение и износ. – 1995. – 16, №3. – С.404-415.
533. Иванов М.Н. Детали машин / Иванов М.Н. – М.: Высшая школа, 1991. – 383 с.
534. Шистка Е.Е. Исследование износостойкости поверхностного слоя азотированной стали 38Х2МЮА / Шистка Е.Е. Герасимов С.А. // Наука и образование. Электронный ресурс. – 2008. – №10 – Режим доступа к журн.: <http://technomag.bmstu.ru/doc/96025.htm>. – Название с экрана.
535. Костецкий Б.И. Качество поверхности и трение в машинах/ Костецкий Б.И., Колесниченко Н.Ф. – К.: Техника, 1969. – 216 с.
536. Поверхностная прочность материалов при трении / Костецкий Б.И., Носовский И.Г., Караулов А.К. и др. / Под общ. ред. Костецкого Б.И. – К.: Техника, 1976. – 296 с.
537. Марукович Е.И. Модифицирование сплавов / Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. – Мн: Беларус. навука, 2009. – 192 с.
538. Стеценко В.Ю. Антифрикционные силумины для промышленности / Стеценко В.Ю. // Техника, экономика, организация. – 2009. – № 3. – С. 21-23.
539. Создание наноструктурированных нонпозиционных модификаторов для сплавов алюминия / П.А.Витязь, А.И.Комаров, В.И.Комарова, А.А.Шипко, В.Т.Сенюць // Доклады Национальной академии наук Беларуси. – 2011. – Т.55, №5. – С.91-96.

540. Композиционные материалы с матрицей из алюминиевых сплавов, упроченных частицами, для пар трения скольжения / Чернышева Т.А., Курганова Ю.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К., Калашников И.Е., Катин И.В., Панфилов А.В., Панфилов А.А. // Конструкции из композиционных материалов. – 2007. – №3. – С. 38-48.
541. Стеценко В.Ю. Повышение фрикционной износостойкости алюминиево-кремниевых сплавов / Стеценко В.Ю., Ривкин А.И., Гусев А.П. // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О.Сухого. – 2011. – №1 (44). – С. 41-45.
542. Воздействие синтезируемой нанокompозиции SiC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на структурообразование и триботехнические свойства композита на основе поршневого сплава АК12М2МгН / А.И.Комаров, В.И.Комарова, А.А.Шипко, Д.В.Орда // Механика машин, механизмов и материалов. – 2017. – №1 (38). – С.71-78.
543. Баббитов металл // Энциклопедический словарь Брокгауза и Ефрона: в 86 т. (82 т. и 4 доп.). – СПб.: Семеновская ТипоЛитография, 1890–1907.
544. Фущич О.И. Антифрикционные материалы / Фущич О.И. // Неорганическое материаловедение: Энциклопедическое издательство: В 2 т. / Под ред. Г.Г. Гнесина, В.В. Скорохода. – Киев: Наук, думка, 2008. Т. 2, кн. 1: А – О: Материалы и технологии / В.М. Ажажа, Л.Н. Анатычук, О.И. Баньковский и др. – С90.-104.
545. Петриченко В.К. Антифрикционные материалы и подшипники скольжения. Справочник. / Петриченко В.К. – М.: Машгиз, 1954. – 384 с.
546. Конструкционные материалы: Справочник / Б.Н.Арзамасов, В.А.Брострем, Н.А.Буше и др. / Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.

547. Илюшин В.В. Перспективный антифрикционный материал / Илюшин В.В., Христолюбов А.С., Потехин Б.А. // Леса России и хозяйство в них. – 2012. – №1-2 (42-13). – С.42-47.
548. Металлы и сплавы. Справочник / Афонин В.К., Ермаков Б.С., Лебедев Е.Л. и др. / Под ред. Ю.П. Солнцева. – СПб.: НПО «Профессионал», НПО «Мир и Семья», 2003. – 1090 с.
549. Бугай Н.В. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования / Бугай Н.В., Березина Т.Г., Трунин И.И. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – 272 с.
550. Потехин Б.А. Особые свойства Баббита Б83, полученного турбулентным способом литья / Потехин Б.А., Илюшин В.В., Христолюбов А.С. // Литье и металлургия. – 2010. – №3 (57). – С. 78-81.
551. Мутылина И.Н. Материаловедение. Цветные металлы и сплавы на их основе. Учебно-методический комплекс / Мутылина И.Н. – М.: Проспект, 2015. – 176 с.
552. Справочник по машиностроительным материалам: в 4 т. / Под ред. Г.И.Погодина-Алексеева. – М.: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1959. – Т. 2: Цветные металлы и их сплавы / Балыпин М.Ю., Виноградов С.В., Глазунов С.Г. и др. / Под ред. М.А.Бочвара. – 640 с.
553. Рапопорт Л.С. Влияние структурного состояния поверхностных слоев на процессы трения и изнашивания / Рапопорт Л.С., Рыбакова Л.М. // Трение и износ. – 1987. – 8, №5. – С.888-893.
554. Рапопорт Л.С. Влияние структурного состояния поверхностных слоев на процессы трения и изнашивания / Рапопорт Л.С., Рыбакова Л.М. // Трение и износ. – 1987. – 8, №6. – С.1038-1043.

555. Євтушенко О.О. Аналітичні методи розрахунку гальм (Огляд) / Євтушенко О.О., Іваник Є.Г., Горбачова Н.В. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2000. – №6. – С.52-58.
556. Костецкий Б.И. Износостойкость и антифрикционность деталей машин / Костецкий Б.И., Носовский И.Г. – К.: Техніка, 1965. – 206 с.
557. 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.
558. Ласковнев А.П. Развитие теории и технологических основ малоотходного производства композиционных материалов с использованием алюминиевых порошков: автореф. дис. ... докт. техн. наук: 05.02.01 «Материаловедение» / Ласковнев Александр Петрович; Фізико-технічний інститут НАН Білорусі. – Мінськ, 2003. – 45 с.
559. Пашечко М.І. Зносостійкість евтектичних покриттів системи Fe-Mn-C-V в умовах граничного змащування / Пашечко М.І. // Проблеми трибології. – 1997. – №2. – С.31-34.
560. Бройде З.С. Материаловедческие и трибологические аспекты создания износостойких композиционных покрытий *Silico* / Бройде З.С., Ларин М.Л., Марченко Е.А. // Трение и износ. – 1997. – 18, №2. – С.213-217.
561. Русин Н.М. Триботехнические свойства спеченных алюминиевых сплавов с большим содержанием интерметаллидов / Русин Н.М., Савицкий А.П., Тушинский Л.И. // Трение и износ. – 1998. – Т.19, №3. – С.391-397.
562. Стеценко В.Ю. Влияние углеродных нанотрубок на структуру и фрикционную износостойкость баббитов / Стеценко В.Ю., Ривкин А.И. // Литье и металлургия. – 2010. – №3(57). – С.42-43.

563. Износ баббита Б83 с различной микроструктурой / А.Х.Валеева, И.Ш.Валеев, Р.Ф.Фазлыяхметов, А.И.Пшеничнюк // Письма о материалах. – 2015. – №5(2). – С.147-151.
564. Валеев И.Ш. Механические свойства баббита Б83 с различной структурой при осадке / Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Ахунова А.Х. // Письма о материалах. – 2017. – №7(3). – С.292-295.
565. Глущенко А.Н. Закономерности формирования структуры и свойств оловянных баббитов в зависимости от способов литья: автореф. дисс. ... канд. техн. наук: 05.16.04 «Литейное производство» / Глущенко, Александр Николаевич; Уральский государственный лесотехнический университет. – Екатеринбург, 2006. – 20 с.
566. Илюшин В.В. Влияние технологии получения антифрикционных сплавов на их структуру и свойства: дис... канд. техн. наук: 05.02.01 / Илюшин Владимир Владимирович. – Екатеринбург, 2009. – 180 с.
567. 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.
568. Волосевич П.Ю. Микротвердость поверхностей и ее связь с температурой закалки и распределением углерода в сталях 40Х и 40ХНМ / Волосевич П.Ю., Беспалов С.А. // Металлофизика и новейшие технологии – 2006. – Т.28, №12. – С. 1629-1638.
569. Усикова Г.И. Влияние термических условий упрочнения на структурную чувствительность характеристик пластичности и разрушения мартенситностареющих сталей: автореф. дис. ... канд. техн. наук: спец. 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов» / Усикова Галина Ивановна, Институт механики АН УССР. – Киев, 1984. – 18 с.
570. Панов Д.И. Структурные и фазовые превращения в низкоуглеродистой стали при термической обработке с однократной и циклической

- аустенитизацией: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Панов Дмитрий Олегович. – Пермь, 2015. – 146 с.
571. 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.
572. 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.
573. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe–C alloys / S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi, T. Maki // *Acta Materialia*. – 2003. – № 51. – P. 1789–1799.
574. Дудко В.А. Роль дислокационной структуры мартенсита и вторичных фаз в жаропрочности стали 10X9B2МФБР: автореф. дис. ... канд. техн. наук: спец. 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» / Дудко Валерий Александрович, ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет». – Москва, 2014. – 22 с.
575. Лободюк В.А. Мартенситные превращения / Лободюк В.А., Эстрин Э.И. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 352 с.
576. Гольдштейн М.И. Специальные стали / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
577. Чинков Е.П. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учебное пособие / Чинков Е.П., Багинский А.Г. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. – 216 с.
578. Маслов Е.Н. Теоретические основы процесса царапания металлов // *Склерометрия. Теория, методика, применение испытаний на твердость*. – М.: Наука, 1968. – С. 24-44.

579. Григорович В.К. К методике определения микротвердости царапанием // Склерометрия. Теория, методика, применение испытаний на твердость. – М.: Наука, 1968. – С. 44-50.
580. Булычев С.И. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора / Булычев С.И. Алехин В.П. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
581. Лысак Л.И. Изменение механических свойств и несовершенств кристаллического строения при отпуске закаленной стали перлитного класса / Лысак Л.И., Векслер Е.Я., Драчинская А.Г. // Вопросы физики металлов и металловедение. – 1964. – № 19. – С. 69-73.
582. Лахтин Ю.М. Металловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
583. Курдюмов Г.В. Вибрані праці / редкол.: В.В.Немошкаленко та ін. – К.: Академперіодика, 2002. – 776 с.
584. Коваль Ю.Н. Деформационные и релаксационные явления при превращениях мартенситного типа / Коваль Ю.Н., Лободюк В.А. – К.: Наукова думка, 2010. – 288 с.
585. Остапенко Н.Н. Технология металлов. Учебник для профессионально-технических училищ / Остапенко Н.Н., Кропивницкий Н.Н. – М.: Высшая школа, 1970. – 344 с.
586. Мухамедов А.А. Прочность и износостойкость в зависимости от величины аустенитного зерна и тонкой структуры стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1968. – №7. – С. 31-34.
587. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1979. – 496 с.
588. Арзамасов Б.Н. Циркуляционный метод получения жаростойких и износостойких диффузионных покрытий / Арзамасов Б.Н. – М.: Машпром, 1980. – 54 с.



589. Белоус М.В. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации / Белоус М.В., Черепин В.Т. // Физика металлов и металловедение. – 1961. – Т.12, №5. – С.685.
590. Белоус М.В. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации. Распад и графитизация высокоотпущенной стали. / Белоус М.В., Черепин В.Т. // Физика металлов и металловедение. – 1962. – Т.14, №1. – С.48.
591. Попова Н.А. Эволюция дислокационного ансамбля, внутренние поля напряжений и фазовые превращения при пластической деформации сталей с различной структурой: дис. ... канд. техн. наук: спец. 01.04.07 «Физика конденсированного состояния» / Попова Наталья Анатольевна; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования Томский государственный архитектурно-строительный университет. – 2005. – 297 с.
592. Позняк Л.А. Штамповые стали / Позняк Л.А., Скрипченко Ю.М., Тимощаев С.И. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.
593. Новые стали и сплавы в машиностроении / Под ред. Ю.М. Лахтина и Я.Д. Когана. – М.: Машиностроение, 1976. – 233 с.
594. Крылова, С.Е. Оптимизация состава и режимов термической обработки среднелегированной стали для условий сложного износа: автореф. дис... канд. техн. наук: 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов» / Крылова Светлана Евгеньевна, Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Оренбургский государственный университет». – Орск, 2009. – 17 с.
595. Соколов С.О. Экономнолегированная сталь для валков горячей прокатки высокопроизводительных станов // Вестник ОГУ. – 2012. – №9 (145). – С. 126 – 133.

596. Зиньковский М.М. Охрана труда в черной металлургии. Краткий справочник металлурга / М.М. Зиньковский, В.Н. Бринза. – М.: Металлургия, 1982. – 336 с.
597. Узлов И.Г. Повышение свойств транспортного металла путем термического упрочнения // Сталь. – 1971. – №7. – С.648-650.
598. Влияние углерода на эксплуатационную стойкость стали / И.Г.Узлов, В.К.Бабич, Н.Г.Мирошниченко, М.А.Дружинин // Вестник ВНИИЖТ. – 1978. – №3. – С.43-45
599. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка стали. – М.: Металлургия, 1982. – 182с.
600. Mitura R. Mechanicke vlastnosti prevazne perlitickych oceli // Hutnicke aktuality. – 1985. – №7. – P.26-28.
601. Влияние ориентировки карбидов  $M_7C_3$  на износостойкость белого чугуна 300Х20ДНФ / И.И.Цыпин, В.И.Конторович, Д.Д.Зуев, В.А.Гольдштейн // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991. – №10. – С.26-28.
602. Износостойкость рельсовых и колёсных сталей / Е.А.Шур, Н.Я.Бычкова, Д.П.Марков, Н.Н.Кузьмин // Трение и износ. – 1995. – Т.16, №1. – С.80-91
603. Узлов И.Г., Подольский С.Е., Перков О.Н. Материаловедческие аспекты проблемы ресурса колес // Залізничний транспорт України. – 1997. – №2-3. – С.26-27.
604. Владимирова В.В. Влияние размера зерна феррита на строение и рост аустенитно-карбидных колоний при цементации хромом сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1992. – №10. – С. 4-6.
605. Клецова О.А. Разработка оптимальных режимов термической обработки микролегированных инструментальных сталей: дисс... канд. техн. наук: 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка»

- / Клецова Ольга Александровна, Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Оренбургский государственный университет». – Орск, 2014. – 158 с.
606. Марукович Е.И. Литейные сплавы и технологии / Е.И.Марукович, М.И.Карпенко. – Минск: Беларуская навука, 2012. – 442 с.
607. Электрошлаковая сварка и наплавка / под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1980. – 511 с.
608. Куниловский В.В. Литые штампы для горячего объемного деформирования / Куниловский В.В., Крутиков В.К. – Л.: Машиностроение, 1987. – 126 с.
609. Колокольцев В.М. Влияние первичной литой структуры жароизносостойкий железоуглеродистых сплавов на их коррозионную стойкость / Колокольцев В.М., Гольцов А.С., Синицкий Е.В. // Вестник МГТУ им. Г.И.Носова. – 2011. – №2. – С. 18-23.
610. Влияние марганца на износостойкость литой стали Fe-Cr-C в условиях высоких скоростей скольжения / В.Г.Новицкий, В.П.Гаврилюк, В.Л.Лахненко, Д.Д.Панасенко, В.Я.Хоружий, Н.А.Кальчук // Процессы литья. – 2015. – № 2 (110). – С.48-55.
611. Колпаков А.А. Автомобильные отливки из высокопрочного чугуна / Колпаков А. А., Зуев М. П., Зиновьев Ю. А. // Литейное производство. – 1999. – №8. – С. 16-18.
612. Евсеев В.И. О состоянии и перспективах литейного производства в России и Санкт-Петербурге / Евсеев В.И., Ищенко А.А. // Литье и металлургия. – 2008. – №3. – С. 44-49.

613. Особенности производства литых деталей насосов из аустенитного чугуна с шаровидным графитом // Н.С. Гуцин, Е.В. Ковалевич, Л.А. Петров и др. // Литейное производство. – 2008. – № 6. – С. 23-26.
614. Прогрессивные литейные технологии и материалы: Сборник научных трудов / Под ред. Ю.З. Бабаскина. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1990. – 108 с.
615. Производство стальных отливок / Л.Я.Козлов, В.М.Колокольцев, Э.Б.Тен и др. – М.: МИССИС, 2005. – 351 с.
616. Мелихов В.В. Многоэлектродная наплавка. – М.: Машиностроение, 1988. – 144 с.
617. Гапанович В.А. Содержание и ремонт грузового вагонного парка: проблемы, задачи, перспективы / Гапанович В.А. // Евразия Вести. – 2004. – №6.
618. Иванчина О.В. Экономическая оценка организации путевых ремонтных работ на железнодорожном транспорте: дисс... канд. економічних наук: спец. 08.00.05 – Экономика и управление народным хозяйством (экономика, организация и управление предприятиями, отраслями и комплексами – транспорт) / Иванчина Ольга Викторовна; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования Самарская государственная академия путей сообщения (СамГАПС). – Москва, 2007. – 146 с.
619. Зябиров Х.Ш. Система «колесо-рельс»: оптимальное взаимодействие/ Зябиров Х.Ш. // Евразия вести. – 2004. – №6. – Режим доступа: <http://www.eav.ru/publ1.php?publid=2004-06a01> – Название с экрана.
620. Техническое обслуживание и ремонт колесных пар // Железные дороги мира. – 2009. – № 9.
621. Кушнер В.С. Влияние структуры и механических характеристик колесных сталей на изнашивание и режимы восстановления профиля колесных пар / В.С.Кушнер, А.А.Крутько, А.А.Воробьёв, С.И.Губенко,

- И.А.Иванов, Д.Е.Керенцев; под ред. И.А.Иванова и В.С.Кушнера. – Омск: Издательство Ом-ГТУ, 2015. – 224 с.
622. Матвеев В.В. Экономическая эффективность восстановления профиля железнодорожных колес / Матвеев В.В. // Автоматическая сварка. – 2006. – №4. – С. 44-47.
623. Матвеев В.В. Наплавка гребней вагонных колес после отжига поверхности катания на вагоноремонтных заводах Украины / Матвеев В.В. // Автоматическая сварка. – 2005. – №6. – С. 42-48.
624. Матвеев В.В. Восстановление вагонных колес наплавкой с предварительным отжигом поверхности катания / Матвеев В.В. // Автоматическая сварка. – 2005. – №11. – С. 36-40.
625. Характеристики дендритной структуры в связи с условиями кристаллизации углеродистых сталей / С.Е.Кондратюк, Р.А.Воробель, И.М.Стась, Е.Л.Бречко, Г.И.Бавда // Процессы литья. – 2009. – №4. – С. 38-44.
626. Беспалов С.А. Структура та зносостійкість відновленого гребеня вагонного колеса / Беспалов С.А. // Металознавство та обробка металів. – 2009. – № 4. – С. 3-7.
627. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка / Артингер И.; пер. с венгр. В.П. Романова и Б.В. Климова под ред. Л.С.Кремнева. – М.: Металлургия, 1982. – 312 с.
628. Инструментальные сплавы. Справочник / Л.А.Позняк, С.И.Тишаев, Ю.М.Скривченко и др. – М.: Металлургия, 1977. – 198 с.
629. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента / Лоладзе Т.Н. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
630. Зубарев Ю. М. Современные инструментальные материалы: Учебник / Зубарев Ю. М. – СПб.: Лань, 2014. – 304 с.
631. Семенченко И.И. Проектирование металлорежущих инструментов / Семенченко И.И., Матюшин В.М., Сахоров Г.Н. – М.: Государственное

научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1962. – 952 с.

632. Стерин И.С. Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки: Учебное пособие / Стерин И.С. – СПб.: Политехника, 2003. – 344 с.
633. Ржевская С.В. Материаловедение: Учебник для вузов / Ржевская С.В. – М.: Логос, 2004. – 424 с.
634. Zum Gahr K.-H. Reibung und Verschleiss eines ausscheidungs hartbaren austenitischen Stahls unter abrasiver Bedingungen / Zum Gahr K.-H. // Zs. Metallkunde. – 1977. – В.68, Н.5. – S.381–389.
635. Волосевич П.Ю. Связь особенностей структурообразования с износостойкостью стали Х6ВФ / Волосевич П.Ю. Беспалов С.А. – Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – Т.27, №6. – С. 841-850.
636. 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.
637. Эндрюс К. Электронограммы и их интерпретация / Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
638. Производство экономических видов проката и металла с покрытиями / Дегтярев А.Ф., Железнов А.Ф., Запорожцева Н.Д. и др. // Научные труды ЦНИИЧМ – М.: 1982. – С. 29-32.
639. Зубарев В.Ф. Теоретические основы графитизации белого чугуна и стали / Зубарев В.Ф. – М.: Машгиз, 1957. – 222 с.
640. Жуков А.Н. Геометрическая термодинамика сплавов железа / Жуков А.Н. – М.: Металлургия, 1979. – 231 с.
641. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / Дьяченко С.С. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.

642. Ширмер В. Рост зерен аустенита в нелегированных сталях / Ширмер В. // Металлофизика. – 1986. – Т.18, № 5. – С. 3-9.
643. Физические основы электротермического упрочнения стали / Гриднев В.Н., Мешков Ю.Я., Ошкадеров С.П., Трефилов В.И. – К.: Наукова думка, 1973. – 335 с.
644. Гриднев В.Н. Фазовые и структурные превращения и метастабильные состояния в металлах / В.Н.Гриднев, В.И.Трефилов. – К.: Наукова думка, 1988. – 264 с.
645. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов / Лахтин Ю.М. – М.: Металлургия, 1976 – 408 с.
646. Войнов Б.А. Износостойкие сплавы и покрытия / Войнов Б.А. – М.: Машиностроение, 1980. – 120 с.
647. Тарасов Г.Ф. Термическая обработка сталей как фактор повышения их износостойкости при низких температурах / Тарасов Г.Ф., Горбуля А.И. // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета имени академика М.Ф.Решетнева. – 2005. – №3. – С.253-257.
648. Карабарин Д.А. Термическое упрочнение сталей для повышения абразивной износостойкости / Карабарин Д.А., Тарасов Г.Ф. // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2013. – Т.1, №9. – С.16-17.
649. Abrasive wear behaviour of a high carbon steel: effects of microstructure and experimental parameters and correlatin with mechanical properties / Modi O. P., Mondal D. P., Prasad B. K. et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2003. – Vol.343, N1-2. – P.235-242.
650. Лазерная обработка дереворежущего инструмента. Электронный ресурс / Астапчик С.А., Голубев В.С., Маклаков А.Г., Процкевич Л.И. – Режим доступа: <http://laser-fti.narod.ru/wood.htm>. – Название с экрана.

651. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Геллер Ю.А. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
652. Дегтярев А.Ф. Влияние термической обработки на количество и тип карбидной фазы стали 6Х6М1Ф / Дегтярев А.Ф., Железнов А.Ф., Запорожцева Н.Д. // Сб. Производство экономических видов проката и металлов с покрытиями. – М: Металлургия, 1981. – С. 35-38.
653. Каллан Р. Основные концепции нейронных сетей / Каллан Р. – С.-Петербург: Вильямс, 2001. – 286 с.
654. Niklasson L. Neural Networks and a New Artificial Intelligence / Niklasson L., Sharkey N. – London: International Thomson Computer Press. – 1997. – 316 p.
655. Амосов Н.М. Нейрокомпьютеры и интеллектуальные роботы / Амосов Н.М., Байдык Т.Н., Гольцев А.Д. – Киев: Наукова думка, 1994. – 272 с.
656. Эшби У.Р. Конструкция мозга / Эшби У.Р. – М.: Издательство иностранной литературы, 1962. – 398 с.
657. Осовский С. Нейронные сети для обработки информации / Осовский С. – М.: Финансы и статистика, 2002. – 341 с.
658. Ткаченко Р.О. Ітераційне навчання штучних нейронних мереж прямого поширення / Ткаченко Р.О. // Технічні вісті. – 1991. – №1 (8), 2 (9). – С. 41–42.
659. 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.
660. Ткаченко П. Р. Застосування штучних нейронних мереж для прогнозування соціально-економічних та політичних процесів / Ткаченко П. Р. // Праці Міжнародної конференції з індуктивного моделювання. – Львів, травень 2002. – Т. 2. – С. 110 – 115.



661. Моделювання функціональних властивостей конструкційних матеріалів на основі аналізу структурно-геометричних параметрів поверхні / Дурягіна З.А., Ткаченко П.Р., Головка І.М., Лазько Г.В. // *Металознавство та обробка матеріалів*. – 2003. – № 2. – С. 35 – 41.
662. 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.
663. Surface roughness – Part 1: Surface and its parameters, ISO 4287/1, 1984.
664. Rules and procedures for the measurement of surface parameters. ISO 4288, 1985.
665. Lonardo P.M. Progress in 3D Surface Microtopography Characterization / Lonardo P.M., Trumpld H., Chiffre L. // *Analisis of the CIRP*. – 1996. – V. 45/2. – P.11 – 23.
666. Комбалов В.С. Влияние шероховатости твердых тел на трение и износ / Комбалов В.С. – М.: Наука, 1974. – 112 с.
667. Войтов В.А. Моделирование процессов трения и изнашивания в трибосистемах в условиях граничной смазки. Часть 2. Результаты моделирования / Войтов В.А., Захарченко М.Б. // *Проблмки трибології*. – 2015. – №2. – С. 36 – 45.
668. Керопян А.М. Зависимость коэффициента трения в зоне контакта системы колесо – рельс от шероховатости взаимодействующих поверхностей / Керопян А.М., Вержанский П.М., Мостаков В.А., Басов Р.К. // *Горный информационно-аналитический бюллетень*. – 2016. – № 11. – С. 80 – 89.
669. Повышение износостойкости и рельеф поверхности трения ферритно-перлитной стали, наноструктурированной мегапластической деформацией / Яковлева С.П. Махарова С.Н. Винокуров Г.Г.

- Мордовской П.Г. Стручков Н.Ф. // *Фундаментальные исследования*. Раздел «Технические науки». – 2013. – № 10 (часть 15) – С. 3451-3455.
670. Морозова Н.А. Повышение износостойкости цилиндрических поверхностей деталей машин виброударным пластическим упрочнением: автореф. дис. ... канд. техн. наук: спец. 05.02.08 «Технология машиностроения» / Морозова Наталья Александровна; Сибирский государственный университет путей сообщения. – Новосибирск, 2005. – 24 с.
671. Асатурян В.И. Теория планирования эксперимента / Асатурян В.И. – М.: Наука, 1983. – 248 с.
672. Львовский Е.Н. Статистические методы построения эмпирических формул: Учебное пособие для вузов / Львовский Е.Н. – М.: Высшая школа, 1988. – 239 с.
673. Дьяконов В.П. Mathcad 8 PRO в математике и Internet / Дьяконов В.П., Абраменкова И.В. – М.: Нолидж, 1999. – 512 с.
674. Горбань А.Н. Обучение нейронных сетей / Горбань А.Н. – М.: СП Параграф, 1991. – 180 с.
675. Тихонович В.В. Влияние активных элементов рабочей среды на электронную структуру и механизм деформации поверхностных слоёв металла при трении / Тихонович В.В., Уваров В.Н. // *Успехи физики металлов*. – 2011. – Т.12, №2. – С. 209-239.
676. Атомне розупорядкування та електронна будова сплаву Хойслера  $\text{CoTiSb}$  / Уваров В.М., Уваров М.В., Беспалов С.А., Немошкаленко М.В. // *Український фізичний журнал*. – 2017. – Т. 62, № 2. – С. 106-111.

**ДОДАТКИ**

Додаток А  
Таблиця А01

attr1,attr2,attr3,attr4
28,45,47,450
30,50,48,475
25,40,49,410
28,42,46,430

Таблиця А02

attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4
28,45,47,450	35,51,41,545	33,51,48,430
30,50,48,475	24,43,39,540	35,53,47,450
25,40,49,410	24,40,42,480	23,40,43,400
28,42,46,430	22,42,42,500	25,42,46,415
25,40,48,400	30,50,35,600	23,45,44,425
33,50,45,525	34,54,34,650	32,50,41,550
35,51,45,530	25,43,39,535	22,40,32,725
26,49,43,515	27,40,35,500	21,38,30,700
29,48,44,510	26,42,31,750	19,22,34,500
29,47,44,500	18,35,33,720	18,20,32,465
18,18,31,450		

Таблиця А03

attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4
28,45,47,450	23,40,43,400	25,43,39,535	22,40,32,725	18,35,33,720
30,50,48,475	25,42,46,415	27,40,35,500	21,38,30,700	18,18,31,450
25,40,49,410	23,45,44,425	26,42,31,750	19,22,34,500	28,45,47,450
28,42,46,430	32,50,41,550	18,35,33,720	18,20,32,465	30,50,48,475
25,40,48,400	35,51,41,545	22,40,32,725	18,18,31,450	29,47,44,500
33,50,45,525	24,43,39,540	21,38,30,700	30,50,35,600	33,51,48,430
35,51,45,530	24,40,42,480	19,22,34,500	23,45,44,425	35,53,47,450
26,49,43,515	33,51,48,430	18,20,32,465	32,50,41,550	25,40,49,410
29,48,44,510	35,53,47,450	18,18,31,450	35,51,41,545	23,45,44,425
29,47,44,500	22,42,42,500	28,45,47,450	24,43,39,540	32,50,41,550
33,51,48,430	30,50,35,600	30,50,48,475	24,40,42,480	35,51,41,545
35,53,47,450	34,54,34,650	25,40,49,410	22,42,42,500	24,43,39,540
23,40,43,400	25,43,39,535	28,42,46,430	25,40,48,400	24,40,42,480
25,42,46,415	27,40,35,500	25,40,48,400	33,50,45,525	22,42,42,500
23,45,44,425	26,42,31,750	33,50,45,525	35,51,45,530	30,50,35,600
32,50,41,550	18,35,33,720	35,51,45,530	26,49,43,515	34,54,34,650
35,51,41,545	22,40,32,725	26,49,43,515	29,48,44,510	28,42,46,430
24,43,39,540	21,38,30,700	29,48,44,510	29,47,44,500	25,40,48,400
24,40,42,480	19,22,34,500	29,47,44,500	25,40,49,410	33,50,45,525
22,42,42,500	18,20,32,465	33,51,48,430	28,42,46,430	35,51,45,530
30,50,35,600	18,18,31,450	35,53,47,450	23,40,43,400	26,49,43,515
34,54,34,650	28,45,47,450	23,40,43,400	25,42,46,415	29,48,44,510
25,43,39,535	30,50,48,475	25,42,46,415	26,42,31,750	27,40,35,500
27,40,35,500	18,35,33,720	21,38,30,700	18,20,32,465	
26,42,31,750	22,40,32,725	19,22,34,500	25,43,39,535	

Таблица А04

attr1,attr2,attr3,attr4
28,45,47,450
30,50,48,475
25,40,49,410
28,42,46,430
18,18,31,450

Таблица А05

attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4
28,45,47,450	32,50,41,550	18,35,33,720
30,50,48,475	35,51,41,545	22,40,32,725
25,40,49,410	24,43,39,540	21,38,30,700
28,42,46,430	24,40,42,480	19,22,34,500
25,40,48,400	22,42,42,500	18,20,32,465
33,50,45,525	30,50,35,600	33,51,48,430
35,51,45,530	34,54,34,650	35,53,47,450
26,49,43,515	25,43,39,535	23,40,43,400
29,48,44,510	27,40,35,500	25,42,46,415
29,47,44,500	26,42,31,750	23,45,44,425

Таблица А06

attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4	attr1,attr2,attr3,attr4
28,45,47,450	30,50,48,475	18,20,32,465	19,22,34,500
30,50,48,475	25,40,49,410	18,18,31,450	18,20,32,465
25,40,49,410	28,42,46,430	28,45,47,450	18,18,31,450
28,42,46,430	25,40,48,400	30,50,48,475	28,45,47,450
25,40,48,400	33,50,45,525	25,40,49,410	30,50,48,475
33,50,45,525	35,51,45,530	28,42,46,430	25,40,49,410
35,51,45,530	26,49,43,515	25,40,48,400	28,42,46,430
26,49,43,515	29,48,44,510	33,50,45,525	25,40,48,400
29,48,44,510	29,47,44,500	35,51,45,530	33,50,45,525
29,47,44,500	33,51,48,430	26,49,43,515	35,51,45,530
33,51,48,430	35,53,47,450	29,48,44,510	26,49,43,515
35,53,47,450	23,40,43,400	29,47,44,500	29,48,44,510
23,40,43,400	25,42,46,415	33,51,48,430	29,47,44,500
25,42,46,415	23,45,44,425	35,53,47,450	33,51,48,430
23,45,44,425	32,50,41,550	23,40,43,400	35,53,47,450
32,50,41,550	35,51,41,545	25,42,46,415	23,40,43,400
35,51,41,545	24,43,39,540	23,45,44,425	25,42,46,415
24,43,39,540	24,40,42,480	32,50,41,550	23,45,44,425
24,40,42,480	22,42,42,500	35,51,41,545	32,50,41,550
22,42,42,500	30,50,35,600	24,43,39,540	35,51,41,545
30,50,35,600	34,54,34,650	24,40,42,480	24,43,39,540
34,54,34,650	25,43,39,535	22,42,42,500	24,40,42,480
25,43,39,535	27,40,35,500	30,50,35,600	22,42,42,500
27,40,35,500	26,42,31,750	34,54,34,650	30,50,35,600
26,42,31,750	18,35,33,720	25,43,39,535	34,54,34,650
18,35,33,720	22,40,32,725	27,40,35,500	25,43,39,535
22,40,32,725	21,38,30,700	26,42,31,750	27,40,35,500
21,38,30,700	19,22,34,500	18,35,33,720	26,42,31,750
19,22,34,500	18,18,31,450	22,40,32,725	18,35,33,720
18,20,32,465	28,45,47,450	21,38,30,700	22,40,32,725

Таблица А07

attr1,attr2,attr3
28,45,47
30,50,48
25,40,49
28,42,46

Таблица А08

attr1,attr2,attr3	attr1,attr2,attr3	attr1,attr2,attr3
28,45,47	24,43,39	33,51,48
30,50,48	24,40,42	35,53,47
25,40,49	22,42,42	23,40,43
28,42,46	30,50,35	25,42,46
25,40,48	34,54,34	23,45,44
33,50,45	25,43,39	32,50,41
35,51,45	27,40,35	21,38,30
26,49,43	26,42,31	19,22,34
29,48,44	18,35,33	18,20,32
29,47,44	22,40,32	
35,51,41	18,18,31	

Таблица А09

attr1,attr2,attr3	attr1,attr2,attr3	attr1,attr2,attr3	attr1,attr2,attr3
28,45,47	29,48,44	28,45,47	29,48,44
30,50,48	29,47,44	30,50,48	29,47,44
25,40,49	33,51,48	25,40,49	33,51,48
28,42,46	35,53,47	28,42,46	35,53,47
25,40,48	23,40,43	25,40,48	23,40,43
33,50,45	25,42,46	33,50,45	25,42,46
35,51,45	23,45,44	35,51,45	23,45,44
26,49,43	32,50,41	26,49,43	32,50,41
29,48,44	35,51,41	29,48,44	35,51,41
29,47,44	24,43,39	29,47,44	24,43,39
33,51,48	24,40,42	33,51,48	24,40,42
35,53,47	22,42,42	35,53,47	22,42,42
23,40,43	30,50,35	23,40,43	30,50,35
25,42,46	34,54,34	25,42,46	34,54,34
23,45,44	25,43,39	23,45,44	25,43,39
32,50,41	27,40,35	32,50,41	27,40,35
35,51,41	26,42,31	35,51,41	26,42,31
24,43,39	18,35,33	24,43,39	18,35,33
24,40,42	22,40,32	24,40,42	22,40,32
22,42,42	21,38,30	22,42,42	21,38,30
30,50,35	19,22,34	30,50,35	19,22,34
34,54,34	18,20,32	34,54,34	18,20,32
25,43,39	18,18,31	25,43,39	18,18,31
27,40,35	28,45,47	27,40,35	18,18,31
26,42,31	30,50,48	26,42,31	28,45,47
18,35,33	25,40,49	18,35,33	30,50,48
22,40,32	28,42,46	22,40,32	25,40,49
21,38,30	25,40,48	21,38,30	28,42,46
19,22,34	33,50,45	19,22,34	25,40,48
18,20,32	35,51,45	18,20,32	33,50,45
18,18,31	26,49,43	26,49,43	35,51,45

1,2,3,4,5,6,7,8,9,10,11,12
0.991363963,0.854418964,0,0,40,0,0,1,10.8,91,1.313888889,464373.0739
0.992160248,0.851830192,0,0,20,0,0,0,11.4,99,0.84,316854.1401
0.992922595,0.849284178,1,0,10,0,0,0,7.9,87,0.561111111,239680.2697
0.993650134,0.846781407,1,0,10,0,0,0,8.5,83,0.519444444,242339.7119
0.994342017,0.844322355,0,0,50,0,1,0,10.5,89,0.497222222,455924.5373
0.994997417,0.841907489,0,0,60,0,0,0,12.8,86,0.916666667,464680.6157
0.995615537,0.839537265,0,0,60,0,0,0,12.7,78,0.305555556,472313.378
0.996195608,0.837212132,0,0,40,0,0,1,9.4,95,1.138888889,479611.5348
0.996736899,0.834932527,0,0,20,0,0,0,8.4,83,1.355555556,325329.1455
0.997238711,0.83269888,0,0,10,0,0,0,9.9,79,1.438888889,248659.1556
0.99770039,0.83051161,0,0,50,0,1,0,11.2,77,1.144444444,460459.0575
0.998121322,0.828371126,0,0,60,0,0,0,11.8,76,0.55,471267.2158
0.998500941,0.82627783,0,0,60,0,0,0,11.6,86,0.936111111,467709.7921
0.99883873,0.824232112,1,0,10,0,0,0,11.4,85,1.397222222,263413.2585
0.999134224,0.822234355,0,0,30,0,0,0,15.66,0.691666667,384093.6234
0.999387011,0.820284931,0,0,20,0,0,0,13.4,92,1.430555556,298801.4893
0.999596737,0.818384202,0,0,10,0,0,0,14.8,95,0.8,244817.4607
0.999763105,0.816532523,0,0,50,0,1,0,12.6,99,0.65,458059.0841
0.999885878,0.814730237,0,0,60,0,0,0,11.1,78,0.936111111,476918.8273
0.999964881,0.81297768,0,0,60,0,0,0,10.2,91,1.275,466881.7969
1,0.811275176,0,0,60,0,0,0,15.9,78,1.197222222,470526.9096
0.999991184,0.809623042,0,0,40,0,0,1,11.4,97,0.541666667,464676.042
0.999938446,0.808021584,0,0,20,0,0,0,11.8,93,1.205555556,319024.7978
0.99984186,0.806471099,0,0,10,0,0,0,12.5,97,1.438888889,245953.1276
0.999701564,0.804971875,0,0,50,0,1,0,13.6,89,1.430555556,455190.7556
0.999517756,0.80352419,0,0,60,0,0,0,14.3,88,1.402777778,465511.4341
0.999290696,0.802128314,0,0,60,0,0,0,18.8,71,0.563888889,462377.5175
0.999020702,0.800784504,0,0,60,0,0,0,16.7,97,1.294444444,472811.2356
0.998708151,0.799493013,0,0,40,0,0,1,17.77,1.386111111,458988.9569
0.998353474,0.79825408,0,0,20,0,0,0,17.89,0.7,312558.7784
0.997957155,0.797067937,0,0,10,0,0,0,14.6,99,1.319444444,241911.6515
0.997519729,0.795934805,0,0,50,0,1,0,13.6,95,1.158333333,453802.683
0.997041778,0.794854897,0,0,60,0,0,0,15.2,93,1.463888889,472214.6296
0.996523931,0.793828415,0,0,60,0,0,0,16.9,67,1.494444444,469790.416
0.995966857,0.792855555,0,1,60,0,0,0,20.5,70,1.422222222,458647.8642
0.995371265,0.791936499,0,1,40,0,0,1,20.8,67,1.030555556,410114.0278
0.994737898,0.791071423,0,1,20,0,0,0,18.4,99,1.036111111,364379.0102
0.994067533,0.790260492,0,1,10,0,0,0,17.4,95,0.122222222,251046.0003
0.993360975,0.789503862,0,1,50,0,1,0,15.8,99,0.272222222,438303.8422
0.992619056,0.78880168,0,1,60,0,0,0,15.7,90,1.125,442603.5218
0.991842629,0.788154082,0,1,60,0,0,0,15.78,1.183333333,438338.8698
0.991032567,0.787561198,0,1,60,0,0,0,14.79,1.041666667,433792.4013
0.99018976,0.787023144,0,1,40,0,0,1,13.7,87,1.188888889,427564.1116
0.989315109,0.78654003,0,1,20,0,0,0,14.4,96,0.725,302808.851
0.988409527,0.786111955,0,1,10,0,0,0,13.9,89,0.688888889,236648.0778
0.987473934,0.78573901,0,1,50,0,1,0,13.8,87,0.822222222,419321.8391
0.986509254,0.785421275,0,1,60,0,0,0,11.6,100,0.55,438392.987
0.985516413,0.785158823,0,1,60,0,0,0,13.6,99,1.1,437661.0241
0.98449634,0.784951713,0,1,60,0,0,0,15.9,77,0.333333333,431932.4433
0.983449956,0.7848,0,1,40,0,0,1,14.1,96,0.219444444,430089.405
0.982378182,0.784703726,0,1,20,0,0,0,12.2,95,0.661111111,300714.542
0.98128193,0.784662925,0,1,10,0,0,0,17.6,83,0.716666667,237541.2675
0.980162104,0.784677621,0,1,50,0,1,0,19.4,91,0.419444444,422407.951
0.979019601,0.784747829,0,1,60,0,0,0,15.8,100,0.530555556,444851.659

0.977855302,0.784873555,0,1,60,0,0,0,17,94,1.291666667,443081.5034
0.976670079,0.785054794,0,1,60,0,0,0,16.7,83,1.133333333,441266.3625
0.975464787,0.785291534,0,1,40,0,0,1,18.3,80,1.194444444,424362.6099
0.97424027,0.785583751,0,1,20,0,0,0,18.5,90,1.202777778,315696.8124
0.972997352,0.785931414,0,1,10,0,0,0,17,94,0.983333333,250687.751
0.971736843,0.78633448,0,1,50,0,1,0,18.4,80,1.147222222,412926.0644
0.970459536,0.78633448,0,1,60,0,0,0,18.8,85,1.091666667,437530.2472
0.969166203,0.786792899,0,1,60,0,0,0,14.4,96,1.113888889,437300.1758
0.967857602,0.787306611,0,1,60,0,0,0,15.8,75,1.030555556,438052.2423
0.966534469,0.787875545,0,1,40,0,0,1,20.2,92,0.277777778,447422.8065
0.965197523,0.788499623,0,1,20,0,0,0,16.1,100,0.6,314376.3759
0.963847461,0.789178755,0,1,10,0,0,0,15.6,76,0.452777778,254162.4636
0.962484965,0.789912844,0,1,50,0,1,0,11.9,99,0.644444444,430229.1976
0.961110695,0.790701783,0,1,60,0,0,0,16.9,89,0.352777778,450434.6924
0.959725291,0.791545454,0,1,60,0,0,0,14.8,90,0.619444444,441540.0281
0.958329376,0.792443732,0,1,60,0,0,0,14.8,88,0.608333333,438825.9935
0.956923552,0.79339648,0,1,40,0,0,1,13.1,95,0.366666667,437068.6449
0.955508403,0.794403554,0,1,20,0,0,0,11.6,96,0.775,303244.0888
0.954084495,0.795464799,0,1,10,0,0,0,16.2,71,0.525,243663.4408
0.952652374,0.796580051,0,1,50,0,1,0,17.6,82,0.241666667,429945.7064
0.95121257,0.797749137,0,1,60,0,0,0,17.7,99,1.069444444,448379.6446
0.949765592,0.798971875,0,1,60,0,0,0,21.5,77,1.05,456118.2141
0.948311934,0.800248072,0,1,60,0,0,0,20.8,88,0.611111111,461963.6851
0.946852074,0.801577526,0,1,40,0,0,1,13.6,100,1.108333333,447894.2698
0.945386469,0.802960028,0,1,20,0,0,0,18.2,68,0.161111111,311991.7633
0.943915565,0.804395355,0,0,10,0,0,0,18.8,93,0.744444444,258934.8574
0.942439787,0.80588328,0,0,50,0,1,0,16.3,85,0.558333333,466991.9097
0.940959549,0.807423562,0,0,60,0,0,0,13.7,100,0.941666667,480149.2543
0.939475248,0.809015953,0,0,60,0,0,0,17.5,83,0.675,488950.8084
0.937987267,0.810660196,0,0,60,0,0,0,18.9,74,0.894444444,483324.4236
0.936495974,0.812356022,0,0,40,0,0,1,19.1,88,0.75,484244.8688
0.935001724,0.814103155,0,0,20,0,0,0,17.6,93,0.877777778,334219.136
0.933504859,0.815901309,0,0,10,0,0,0,19.9,79,0.897222222,259074.8977
0.93200571,0.817750188,0,0,50,0,1,0,18.1,93,0.436111111,497974.5223
0.930504593,0.819649487,0,0,60,0,0,0,12.1,86,0.794444444,474427.8381
0.929001814,0.821598893,0,0,60,0,0,0,9.8,95,0.888888889,477062.6614
0.927497667,0.82359808,0,0,60,0,0,0,13.8,71,0.866666667,475403.696
0.925992437,0.82359808,0,0,40,0,0,1,13.8,93,0.6,477667.6171
0.924486397,0.825646716,0,0,20,0,0,0,13.9,92,0.480555556,322099.6478
0.92297981,0.827744458,0,0,10,0,0,0,11.6,89,0.394444444,243666.2142
0.921472932,0.829890955,0,0,50,0,1,0,16.4,94,0.183333333,488504.1324
0.919966008,0.832085844,0,0,60,0,0,0,12.8,92,0.291666667,498730.2374
0.918459275,0.834328755,0,0,60,0,0,0,13.2,92,0.35,497473.427
0.916952963,0.836619308,0,0,60,0,0,0,11.1,94,0.108333333,498161.586
0.915447293,0.838957112,0,0,40,0,0,1,12.9,90,0.133333333,410871.2272
0.913942481,0.84134177,0,0,20,0,0,0,13.3,85,0.544444444,317319.3848
0.912438734,0.843772872,0,0,10,0,0,0,9.3,89,0.619444444,324940.565
0.910936255,0.84625,0,0,50,0,1,0,12,85,0.297222222,479451.443
0.90943524,0.848772728,0,0,60,0,0,0,10.9,77,0.294444444,492691.2326
0.90793588,0.851340618,0,0,60,0,0,0,12,87,0.577777778,489923.8936
0.906438361,0.853953224,0,0,60,0,0,0,13.4,92,0.322222222,502204.9066
0.904942864,0.856610092,0,0,40,0,0,1,10.8,93,0.280555556,488216.4284
0.903449567,0.859310755,0,0,20,0,0,0,12.2,92,0.080555556,365089.2298
0.901958644,0.86205474,0,0,10,0,0,0,9.4,94,0.372222222,256147.5826
0.900470264,0.864841563,0,0,50,0,1,0,8.5,96,0.280555556,462652.2234
0.898984597,0.86767073,0,0,60,0,0,0,4.4,97,0.655555556,490982
0.897501805,0.87054174,0,0,60,0,0,0,10.7,84,0.366666667,507975.289



0.896022053,0.87345408,0,0,60,0,0,0,11.4,95,0.083333333,511711.312
0.894545501,0.876407229,0,0,40,0,0,1,11.5,95,0.194444444,512974.5566
0.893072309,0.879400655,0,0,20,0,0,0,10.3,94,0.502777778,343354.4262
0.891602635,0.88243382,0,0,10,0,0,0,10.8,95,0.069444444,277830.3736
0.890136636,0.885506173,0,0,50,0,1,0,9.2,94,0.469444444,507485.1276
0.888674471,0.888617155,0,0,60,0,0,0,7.5,95,0.436111111,522576.8832
0.887216296,0.891766198,0,0,60,0,0,0,7.6,95,0.305555556,518926.7252
0.885762269,0.894952724,0,0,60,0,0,0,11.6,96,0.333333333,522742.1856
0.884312548,0.898176145,0,0,40,0,0,1,14.2,91,0.377777778,512175.1628
0.882867292,0.901435866,0,0,20,0,0,0,11.4,94,0.391666667,345505.5066
0.881426663,0.90473128,0,0,10,0,0,0,15.4,94,0.15,275289.1122
0.879990821,0.908061771,0,0,50,0,1,0,17,78,0.047222222,504506.5935
0.878559931,0.911426716,0,0,60,0,0,1,15.9,87,0.058333333,519717.5364
0.87713416,0.914825478,1,0,10,0,0,0,13.9,89,0.075,316477.8049
0.875713675,0.918257416,0,0,50,0,1,0,12.8,86,0.227777778,472913.5138
0.874298649,0.921721875,0,0,40,0,0,1,9.6,92,0.205555556,495659.169
0.872889257,0.925218193,0,0,20,0,0,0,9.2,95,0.063888889,360958.8415
0.871485676,0.928745699,0,0,10,0,0,0,14.8,92,0.194444444,295663.8257
0.870088088,0.932303711,0,1,50,0,1,0,15.4,66,0.166666667,472796.1915
0.868696679,0.935891538,0,1,60,0,0,0,12.4,80,0.141666667,488225.1997
0.867311639,0.93950848,0,1,60,0,0,0,12,88,0.261111111,496688.0593
0.865933162,0.943153828,0,1,60,0,0,0,13.2,81,0.116666667,473935.7175
0.864561447,0.946826862,0,1,40,0,0,1,9.7,94,0.330555556,481589.063
0.8631967,0.950526855,0,1,20,0,0,0,10.5,90,0.230555556,363646.2533
0.861839128,0.954253068,0,1,10,0,0,0,13.7,86,0.225,300304.8442
0.860488946,0.958004755,0,1,50,0,1,0,12.8,95,0.158333333,471714.1306
0.859146376,0.961781159,0,1,60,0,0,0,14.2,88,0.216666667,496240.3874
0.857811643,0.965581513,0,1,60,0,0,0,6.5,96,0.208333333,501257.1136
0.856484979,0.969405043,0,1,60,0,0,0,11.5,93,0.172222222,473084.2248
0.855166622,0.973250963,0,1,40,0,0,1,13.2,89,0.141666667,477459.0519
0.853856818,0.97711848,0,1,20,0,0,0,12.6,70,0.305555556,356732.4335
0.852555818,0.98100679,0,0,10,0,0,0,10.1,89,0.044444444,295947.9383
0.851263881,0.984915079,0,0,50,0,1,0,13.4,80,0.194444444,514470.08
0.84998127,0.988842526,0,0,60,0,0,0,7.7,95,0.033333333,532161.7728
0.848708257,0.992788298,0,0,60,0,0,0,12.3,96,0.180555556,541093.9373
0.847445123,0.996751555,0,0,60,0,0,0,11,96,0.038888889,517922.4599
0.846192152,1.000731445,0,0,40,0,0,1,10.8,94,0.172222222,516971.1831
0.844949638,1.004727109,0,0,20,0,0,0,12.8,90,0.038888889,360578.7308
0.799447123,1.008737677,0,0,10,1,0,0,11.5,93,0.05,304098.7751
0.798226432,1.01276227,0,0,50,1,1,0,8.1,93,0.130555556,499172.1599
0.797017122,1.0168,0,0,60,1,0,0,13.1,83,0.108333333,524295.4735
0.795819514,1.0168,0,0,40,1,0,0,16.4,76,0.033333333,522635.9773
0.79463394,1.020849969,1,0,10,1,0,0,7.3,86,0.141666667,300769.2886
0.793460735,1.024911271,0,0,30,1,0,0,6.7,89,0.066666667,451702.806
0.792300244,1.028982987,0,0,20,1,0,0,9.7,86,0.058333333,362134.4082
0.791152818,1.033064194,0,0,10,1,0,0,8.9,87,0.1,299123.5735
0.790018815,1.037153955,0,0,50,1,1,0,5.5,86,0.125,501308.0901
0.7888986,1.041251326,0,0,60,1,0,0,7.5,80,0.030555556,545170.9301
0.787792545,1.045355352,0,0,60,1,0,0,7.9,90,0.038888889,547996.0581
0.786701027,1.04946507,0,0,60,1,0,0,7.4,93,0.013888889,544607.3334
0.785624431,1.053579506,0,0,40,1,0,1,1.5,95,0.088888889,546098.1277
0.784563145,1.05769768,0,0,20,1,0,0,-4.6,96,0.163888889,373493.0826
0.783517567,1.061818598,0,0,10,1,0,0,2.4,71,0.022222222,304048.1569
0.782488095,1.06594126,0,0,50,1,1,0,5.3,98,0.016666667,535324.8087
0.781475137,1.070064655,0,0,60,1,0,0,2.3,98,0.047222222,554782.9307
0.780479103,1.074187763,0,0,60,1,0,0,1.6,94,0.077777778,558214.2978
0.779500405,1.078309555,0,0,60,1,0,0,-4.2,98,0.088888889,563471.1276

0.778539464,1.082428991,0,0,40,1,0,1,4,3,97,0.016666667,547875.763
0.777596698,1.086545025,0,0,20,1,0,0,6,97,0.016666667,387254.032
0.776672533,1.090656597,0,0,10,1,0,0,6,1,98,0.019444444,326004.4779
0.775767393,1.094762641,0,0,50,1,1,0,4,7,99,0.019444444,548570.1813
0.774881705,1.09886208,0,0,60,1,0,0,5,5,97,0.016666667,563930.3342
0.774015899,1.102953829,0,0,60,1,0,0,7,6,88,0.019444444,550979.8193
0.773170401,1.107036792,0,0,60,1,0,0,8,7,93,0.013888889,557665.4026
0.77234564,1.111109866,0,0,40,1,0,1,1,4,95,0.041666667,560212.9293
0.771542042,1.115171934,0,0,20,1,0,0,4,1,93,0.005555556,371787.6792
0.770760031,1.119221875,0,0,10,1,0,0,7,1,98,0.01,302780.6879
0.77000003,1.123258555,0,0,50,1,1,0,7,4,95,0.013888889,509147.7249
0.769262457,1.127280832,0,0,60,1,0,0,-1,7,99,0.016666667,554401.6186
0.768547726,1.131287554,0,0,60,1,0,0,5,1,89,0.019444444,552869.1754
0.767856246,1.13527756,0,0,60,1,0,0,5,7,87,0.011111111,553921.1095
0.76718842,1.13924968,0,0,40,1,0,1,7,9,98,0.013888889,554571.2381
0.766544646,1.143202733,0,0,20,1,0,0,10,9,98,0.005555556,381518.9601
0.76592531,1.147135531,0,0,10,1,0,0,7,1,98,0.016666667,305618.6733
0.765330794,1.151046874,0,0,50,1,1,0,8,4,97,0.002777778,560219.5893
0.764761469,1.154935555,0,0,60,1,0,0,7,93,0.005555556,572514.6897
0.764217695,1.158800355,0,0,60,1,0,0,5,7,90,0.038888889,569847.791
0.763699821,1.162640048,0,0,60,1,0,0,6,6,89,0.013888889,571040.7785
0.763208186,1.166453398,0,0,40,1,0,1,0,2,99,0.016666667,570322.2247
0.762743112,1.170239158,0,0,20,1,0,0,2,4,86,0.030555556,386302.86
0.762304913,1.173996074,0,0,10,1,0,0,-1,8,91,0.027777778,318726.572
0.761893883,1.17772288,0,0,50,1,1,0,-1,2,97,0.013888889,570935.8502
0.761510304,1.181418303,0,0,60,1,0,0,2,3,98,0.005555556,593366.4476
0.761154441,1.18508106,0,0,60,1,0,0,2,99,0.005555556,587906.2284
0.760826543,1.188709857,0,0,60,1,0,0,2,3,86,0.008333333,592156.9195
0.76052684,1.192303393,0,0,40,1,0,1,-8,2,85,0.038888889,580496.0579
0.760255544,1.195860355,0,0,20,1,0,0,-3,3,79,0.011111111,403692.9997
0.76001285,1.199379423,0,0,10,1,0,0,0,3,92,0.022222222,331373.1921
0.759798933,1.202859266,0,0,50,1,1,0,0,2,97,0.005555556,577264.6319
0.759613946,1.206298544,0,0,60,1,0,0,0,7,99,0.008333333,584566.5969
0.759458024,1.209695908,0,0,60,1,0,0,3,9,94,0.008333333,578814.5972
0.759331282,1.21305,0,0,60,1,0,0,-0,6,83,0.025,564188.2257
0.75923381,1.216359451,0,0,40,1,0,1,1,8,88,0.002777778,541749.1414
0.759165682,1.219622883,0,0,20,1,0,0,0,1,96,0.008333333,368324.7988
0.759126945,1.222838911,0,0,10,1,0,0,-7,9,95,0.030555556,324173.1836
0.759117629,1.226006136,0,1,30,1,0,1,-1,4,81,0.005555556,364261.884
0.759137739,1.229123155,1,1,10,1,0,0,5,8,91,0.005555556,296011.1762
0.759187259,1.232188551,1,1,10,1,0,0,0,9,91,0.008333333,294876.6369
0.759266152,1.2352009,0,1,30,1,1,0,0,6,90,0.013888889,399707.8484
0.759374359,1.238158769,0,1,30,1,0,1,6,6,93,0.011111111,399802.302
0.759511798,1.241060713,0,1,20,1,0,0,1,3,94,0.008333333,342605.142
0.759678367,1.24390528,0,1,10,1,0,0,-0,6,93,0.044444444,303434.0582
0.759873942,1.24390528,0,1,30,1,0,1,-7,1,96,0.011111111,363715.8311

Таблица А11

1,2,3,4,5,6,7,8,9,10,11,12
0.992160248,0.854418964,1,0,10,0,0,0,11,4,84,0.969444444,266067.7054
0.992922595,0.851830192,0,0,30,0,0,0,14,8,88,0.858333333,399213.7541
0.993650134,0.849284178,0,0,20,0,0,0,13,7,94,1.344444444,308883.6862
0.994342017,0.846781407,0,0,10,0,0,0,16,2,98,0.288888889,246431.2379
0.994997417,0.844322355,0,0,50,0,1,0,14,4,84,0.352777778,455089.7725
0.995615537,0.841907489,0,0,60,0,0,0,11,1,97,0.305555556,469969.8012
0.996195608,0.839537265,0,0,60,0,0,0,11,3,94,0.452777778,473983.3085

0.996736899,0.837212132,0,0,60,0,0,0,8.5,99,1.452777778,472153.0707
0.997238711,0.834932527,0,0,40,0,0,1,16,67,1.377777778,464338.8536
0.99770039,0.83269888,0,0,20,0,0,0,19,82,1.329289.8082
0.998121322,0.83051161,1,0,10,0,0,0,15.1,83,1.427777778,239966.0177
0.998500941,0.828371126,1,0,10,0,0,0,13.4,75,1.355555556,283731.6917
0.99883873,0.82627783,0,0,50,0,1,0,16.5,85,1.447222222,445663.4774
0.999134224,0.824232112,0,0,60,0,0,0,15.5,92,0.294444444,467228.5113
0.999387011,0.822234355,0,0,60,0,0,0,14.4,95,0.994444444,471542.5388
0.999596737,0.820284931,0,0,30,0,0,1,9.3,88,1.252777778,456156.1704
0.999763105,0.818384202,0,0,20,0,0,0,8.9,85,1.558333333,330450.5343
0.999885878,0.816532523,0,0,10,0,0,0,12.5,72,1.455555556,247897.0088
0.999964881,0.814730237,0,0,50,0,1,0,17.9,71,1.486111111,453466.4892
1,0.81297768,0,0,60,0,0,0,20.8,59,1.413888889,478126.8497
0.999991184,0.811275176,0,0,60,0,0,0,22.3,61,1.238888889,474561.1715
0.999938446,0.809623042,1,0,20,0,0,0,14.5,95,0.966666667,325179.6575
0.99984186,0.808021584,0,0,30,0,0,0,15.1,75,0.811111111,417521.0014
0.999701564,0.806471099,0,0,20,0,0,0,10.9,97,0.925,323148.0878
0.999517756,0.804971875,0,0,10,0,0,0,11.7,87,0.525,249670.5686
0.999290696,0.80352419,0,0,50,0,1,0,10.8,81,0.891666667,449585.6775
0.999020702,0.802128314,0,0,60,0,0,0,10.1,75,1.086111111,462550.017
0.998708151,0.800784504,0,0,60,0,0,0,9.3,81,0.563888889,469464.746
0.998353474,0.799493013,0,1,60,0,0,0,10.8,81,0.786111111,459305.691
0.997957155,0.79825408,0,1,40,0,0,1,10.6,74,1.194444444,449512.2917
0.997519729,0.797067937,0,1,20,0,0,0,10.6,86,0.341666667,321594.5371
0.997041778,0.795934805,0,1,10,0,0,0,14.94,0.616666667,243177.2909
0.996523931,0.794854897,0,1,50,0,1,0,15.9,95,0.908333333,434477.3324
0.995966857,0.793828415,0,1,60,0,0,0,13.4,100,0.886111111,449320.7127
0.995371265,0.792855555,0,1,60,0,0,0,15.7,97,0.297222222,459901.0969
0.994737898,0.791936499,0,1,60,0,0,0,13.3,95,1.311111111,450222.2286
0.994067533,0.791071423,0,1,40,0,0,1,12.2,80,0.572222222,442039.9999
0.993360975,0.790260492,0,1,20,0,0,0,9.7,91,0.913888889,311260.5908
0.992619056,0.789503862,0,1,10,0,0,0,12.7,89,0.35,238681.5453
0.991842629,0.78880168,0,1,50,0,1,0,14.3,82,0.463888889,426640.9728
0.991032567,0.788154082,0,1,60,0,0,0,11.5,97,0.513888889,441677.6335
0.99018976,0.787561198,0,1,60,0,0,0,11.1,89,1.297222222,442096.2904
0.989315109,0.787023144,0,1,60,0,0,0,10.6,92,0.222222222,436853.5879
0.988409527,0.78654003,0,1,40,0,0,1,13.2,94,0.502777778,434813.0433
0.987473934,0.786111955,0,1,20,0,0,0,11.3,93,0.844444444,316984.6817
0.986509254,0.78573901,0,1,10,0,0,0,11.6,96,0.319444444,241960.7935
0.985516413,0.785421275,0,1,50,0,1,0,12.2,93,0.311111111,431224.6076
0.98449634,0.785158823,0,1,60,0,0,0,11.6,96,0.408333333,446655.9581
0.983449956,0.784951713,0,1,60,0,0,0,13.1,96,0.427777778,440855.5982
0.982378182,0.7848,0,1,60,0,0,0,13.7,90,1.180555556,438046.1294
0.98128193,0.784703726,0,1,40,0,0,1,12.8,81,0.969444444,430762.0879
0.980162104,0.784662925,0,1,20,0,0,0,12.9,99,0.380555556,318264.6948
0.979019601,0.784677621,0,1,10,0,0,0,12.4,99,0.388888889,250229.0954
0.977855302,0.784747829,0,1,50,0,1,0,16.6,81,0.863888889,424849.8711
0.976670079,0.784873555,0,1,60,0,0,0,16.98,0.411111111,435574.4318
0.975464787,0.785054794,0,1,60,0,0,0,15.1,95,0.372222222,448422.0228
0.97424027,0.785291534,0,1,60,0,0,0,14.6,98,1.141666667,445048.4901
0.972997352,0.785583751,0,1,40,0,0,1,14.9,97,0.238888889,440290.7746
0.971736843,0.785931414,0,1,20,0,0,0,13.1,99,0.236111111,320763.0922
0.970459536,0.78633448,0,1,10,0,0,0,13.4,99,0.258333333,251986.4214
0.969166203,0.78633448,0,1,50,0,1,0,14.3,99,0.822222222,432559.7213
0.967857602,0.786792899,0,1,60,0,0,0,14.4,93,1.119444444,441617.0133
0.966534469,0.787306611,0,1,60,0,0,0,16.3,97,1.191666667,448279.2873
0.965197523,0.787875545,0,1,60,0,0,0,14.4,90,0.994444444,447335.569

0.963847461,0.788499623,0,1,40,0,0,1,12.3,99,0.986111111,443317.6391
0.962484965,0.789178755,0,1,20,0,0,0,12.9,99,1.108333333,319323.303
0.961110695,0.789912844,0,1,10,0,0,0,12.7,99,1.016666667,243843.1319
0.959725291,0.790701783,0,1,50,0,1,0,15.95,0.708333333,437770.589
0.958329376,0.791545454,0,1,60,0,0,0,13.95,0.716666667,454680.7655
0.956923552,0.792443732,0,1,60,0,0,0,12.3,99,0.797222222,457554.6664
0.955508403,0.79339648,0,1,60,0,0,0,16.4,89,0.6,460762.0001
0.954084495,0.794403554,0,1,40,0,0,1,17.2,89,0.502777778,447598.8548
0.952652374,0.795464799,0,1,20,0,0,0,14.4,97,1.016666667,324044.5434
0.95121257,0.796580051,0,0,10,0,0,0,12.1,99,0.997222222,244346.9608
0.949765592,0.797749137,0,0,50,0,1,0,17.2,76,0.594444444,457027.7356
0.948311934,0.798971875,0,0,60,0,0,0,20.2,81,0.819444444,485508.794
0.946852074,0.800248072,0,0,60,0,0,0,15.9,87,0.622222222,482307.8
0.945386469,0.801577526,0,0,60,0,0,0,16.9,97,0.930555556,482503.997
0.943915565,0.802960028,0,0,40,0,0,1,12.5,94,1.088888889,472553.6694
0.942439787,0.804395355,0,0,20,0,0,0,15.6,100,0.2,327372.1063
0.940959549,0.80588328,0,0,10,0,0,0,16.6,99,0.844444444,253882.0565
0.939475248,0.807423562,0,0,50,0,1,0,12.7,95,0.825,474336.8912
0.937987267,0.809015953,0,0,60,0,0,0,11.5,100,0.775,476776.4151
0.936495974,0.810660196,0,0,60,0,0,0,10.6,99,0.975,480562.6336
0.935001724,0.812356022,0,0,60,0,0,0,8.3,97,0.988888889,481778.6781
0.933504859,0.814103155,0,0,40,0,0,1,14.3,92,0.302777778,478768.597
0.93200571,0.815901309,0,0,20,0,0,0,13.4,81,1.002777778,328335.5063
0.930504593,0.817750188,0,0,10,0,0,0,15.8,76,0.205555556,255776.1163
0.929001814,0.819649487,0,0,50,0,1,0,13.9,100,0.802777778,468534.818
0.927497667,0.821598893,0,0,60,0,0,0,10.8,99,0.697222222,479746.1787
0.925992437,0.82359808,0,0,60,0,0,0,9.2,99,0.833333333,486131.5178
0.924486397,0.82359808,0,0,60,0,0,0,8.5,100,0.894444444,483659.2829
0.92297981,0.825646716,0,0,40,0,0,1,11.2,96,0.277777778,473859.4357
0.921472932,0.827744458,0,0,20,0,0,0,13.91,0.172222222,327984.8668
0.919966008,0.829890955,0,0,10,0,0,0,12.2,89,0.369444444,249857.4131
0.918459275,0.832085844,0,0,50,0,1,0,11.1,97,0.527777778,476231.9527
0.916952963,0.834328755,0,0,60,0,0,0,11.1,95,0.663888889,493097.3217
0.915447293,0.836619308,0,0,60,0,0,0,12.8,86,0.188888889,494778.5856
0.913942481,0.838957112,0,0,30,0,0,0,12.9,97,0.180555556,446974.522
0.912438734,0.84134177,0,0,40,0,0,1,13.5,94,0.163888889,497336.1948
0.910936255,0.843772872,0,0,20,0,0,0,17.3,96,0.258333333,397362.4235
0.90943524,0.84625,0,0,10,0,0,0,16.2,99,0.288888889,264425.4949
0.90793588,0.848772728,0,0,50,0,1,0,14.7,100,0.541666667,484566.5494
0.906438361,0.851340618,0,0,60,0,0,0,15.96,0.425,493457.6467
0.904942864,0.853953224,0,0,60,0,0,0,14.9,93,0.155555556,499524.5073
0.903449567,0.856610092,0,0,60,0,0,0,12.2,98,0.255555556,498533.2341
0.901958644,0.859310755,0,0,40,0,0,1,13.7,95,0.227777778,493835.9509
0.900470264,0.86205474,0,0,20,0,0,0,14.3,96,0.255555556,341789.4706
0.898984597,0.864841563,0,0,10,0,0,0,11.99,0.322222222,262956.0421
0.897501805,0.86767073,0,0,50,0,1,0,13.8,96,0.602777778,486672.428
0.896022053,0.87054174,0,0,60,0,0,0,11.6,95,0.6,493857.2179
0.894545501,0.87345408,0,0,60,0,0,0,10.4,83,0.116666667,505328.722
0.893072309,0.876407229,0,0,60,0,0,0,9.6,97,0.066666667,521459.0377
0.891602635,0.879400655,0,0,40,0,0,1,7.99,0.5,504528.1025
0.890136636,0.88243382,0,0,20,0,0,0,9.3,96,0.527777778,340326.9151
0.888674471,0.885506173,0,0,10,0,0,0,8.7,85,0.547222222,262741.765
0.887216296,0.888617155,0,0,50,0,1,0,11.9,99,0.266666667,504087.0196
0.885762269,0.891766198,0,0,60,0,0,0,12.3,95,0.111111111,512839.9815
0.884312548,0.894952724,0,0,60,0,0,0,12.6,97,0.080555556,511599.7609
0.882867292,0.898176145,0,0,60,0,0,0,14.9,86,0.027777778,521172.3758
0.881426663,0.901435866,0,0,40,0,0,1,14.5,91,0.052777778,516033.6118

0.879990821,0.90473128,0,0,20,0,0,0,12.5,93,0.047222222,340657.7651
0.878559931,0.908061771,0,0,10,0,0,0,15.8,95,0.027777778,268500.3955
0.87713416,0.911426716,0,1,30,0,0,0,10.6,99,0.158333333,429617.7546
0.875713675,0.914825478,1,1,10,0,0,0,12.4,94,0.016666667,313261.6615
0.874298649,0.918257416,0,1,50,0,0,0,8.3,98,0.030555556,483798.7823
0.872889257,0.921721875,0,1,60,0,0,0,12.4,96,0.116666667,493843.6605
0.871485676,0.925218193,0,1,40,0,0,1,7.5,97,0.141666667,491870.9385
0.870088088,0.928745699,0,1,20,0,0,0,4.2,99,0.041666667,360502.9101
0.868696679,0.932303711,0,1,10,0,0,0,3.2,97,0.113888889,289797.2493
0.867311639,0.935891538,0,1,50,0,1,0,9.1,97,0.122222222,497203.3511
0.865933162,0.93950848,0,1,60,0,0,0,8.2,93,0.013888889,500793.6155
0.864561447,0.943153828,0,1,60,0,0,0,7.4,92,0.069444444,509915.9228
0.8631967,0.946826862,0,1,60,0,0,0,8.6,89,0.030555556,514749.0895
0.861839128,0.950526855,0,1,40,0,0,1,11,93,0.088888889,502004.2534
0.860488946,0.954253068,0,1,20,0,0,0,3.9,99,0.04,372299.7398
0.859146376,0.958004755,0,0,10,0,0,0,8.7,98,0.09,291212.2641
0.857811643,0.961781159,0,0,50,0,1,0,10.9,99,0.1,528245.348
0.856484979,0.965581513,0,0,60,0,0,0,11.3,92,0.111111111,546631.6965
0.855166622,0.969405043,0,0,60,0,0,0,4.2,99,0.133333333,554110.2447
0.853856818,0.973250963,0,0,60,0,0,0,8.2,93,0.025,550349.1984
0.852555818,0.97711848,0,0,40,0,0,1,6.1,99,0.202777778,546300.8851
0.851263881,0.98100679,0,0,20,0,0,0,10.6,92,0.122222222,374720.9047
0.84998127,0.984915079,0,0,10,0,0,0,8.2,99,0.219444444,294389.0601
0.848708257,0.988842526,0,0,50,0,1,0,9.1,96,0.144444444,533704.9585
0.847445123,0.992788298,0,0,60,0,0,0,11.9,84,0.080555556,538662.9677
0.846192152,0.996751555,0,0,60,0,0,0,11,76,0.027777778,550504.8689
0.844949638,1.000731445,0,0,60,0,0,0,10.3,80,0.052777778,551930.291
0.843717882,1.004727109,0,0,40,0,0,1,8.7,90,0.047222222,548030.4846
0.842497191,1.008737677,0,0,20,0,0,0,11.9,96,0.027777778,373909.656
0.797017122,1.01276227,0,0,10,1,0,0,10.3,78,0.158333333,295835.4859
0.795819514,1.0168,0,0,50,1,1,0,12.4,72,0.016666667,499182.9967
0.79463394,1.0168,0,0,60,1,0,1,8.6,74,0.030555556,545500.6578
0.793460735,1.020849969,1,0,10,1,0,0,8.2,82,0.116666667,339164.5929
0.792300244,1.024911271,0,0,50,1,1,0,4.2,93,0.141666667,542495.8165
0.791152818,1.028982987,0,0,40,1,0,1,6.5,87,0.041666667,541858.723
0.790018815,1.033064194,0,0,20,1,0,0,7.89,0.113888889,373590.3779
0.7888986,1.037153955,0,0,10,1,0,0,5.2,92,0.122222222,295011.0731
0.787792545,1.041251326,0,0,50,1,1,0,7.70,0.013888889,545195.729
0.786701027,1.045355352,0,0,60,1,0,0,6.4,88,0.069444444,560318.2461
0.785624431,1.04946507,0,0,60,1,0,0,8.2,89,0.030555556,559286.2102
0.784563145,1.053579506,0,0,60,1,0,0,7.7,89,0.088888889,561825.6247
0.783517567,1.05769768,0,0,40,1,0,1,6.6,80,0.08,557250.0404
0.782488095,1.061818598,0,0,20,1,0,0,6.8,77,0.061111111,379703.2968
0.781475137,1.06594126,0,0,10,1,0,0,6.6,70,0.05,297977.737
0.780479103,1.070064655,0,0,50,1,1,0,8.6,94,0.061111111,550679.3228
0.779500405,1.074187763,0,0,60,1,0,0,6.4,99,0.027777778,565044.0195
0.778539464,1.078309555,0,0,60,1,0,0,4.7,98,0.069444444,562241.212
0.777596698,1.082428991,0,0,60,1,0,0,5.5,85,0.066666667,562343.3899
0.776672533,1.086545025,0,0,40,1,0,1,7.2,91,0.041666667,556469.9317
0.775767393,1.090656597,0,0,20,1,0,0,4.3,92,0.019444444,376667.06
0.774881705,1.094762641,0,0,10,1,0,0,8.3,72,0.011111111,297240.0584
0.774015899,1.09886208,0,0,50,1,1,0,6.4,91,0.016666667,545868.9094
0.773170401,1.102953829,0,0,60,1,0,0,1.8,92,0.072222222,563861.7254
0.77234564,1.107036792,0,0,60,1,0,0,7.7,84,0.033333333,567962.8886
0.771542042,1.111109866,0,0,60,1,0,0,4.5,91,0.008333333,571541.1911
0.770760031,1.115171934,0,0,40,1,0,1,7.8,88,0.011111111,562354.1479
0.77000003,1.119221875,0,0,20,1,0,0,2.1,93,0.025,380634.6356

0.769262457,1.123258555,0,0,10,1,0,0,5.3,96,0.041666667,302634.2487
0.768547726,1.127280832,0,0,50,1,1,0,6.4,86,0.025,552668.7823
0.767856246,1.131287554,0,0,60,1,0,0,6.6,96,0.005555556,562938.773
0.76718842,1.13527756,0,0,60,1,0,0,8.7,90,0.041666667,563774.195
0.766544646,1.13924968,0,0,60,1,0,0,12,84,0.011111111,563663.1226
0.76592531,1.143202733,0,0,40,1,0,1,9,91,0.022222222,509836.0525
0.765330794,1.147135531,0,0,20,1,0,0,10.3,95,0.022222222,369192.5821
0.764761469,1.151046874,0,0,10,1,0,0,10,87,0.002777778,317381.1547
0.764217695,1.154935555,0,0,50,1,1,0,3.2,96,0.022222222,535111.5061
0.763699821,1.158800355,0,0,60,1,0,0,6.3,92,0.030555556,541906.1122
0.763208186,1.162640048,0,0,60,1,0,0,9.9,79,0.005555556,521841.6015
0.762743112,1.166453398,0,0,60,1,0,0,7.4,97,0.027777778,519508.6459
0.762304913,1.170239158,0,0,40,1,0,1,11,7,82,0.008333333,513200.5985
0.761893883,1.173996074,0,0,20,1,0,0,10.2,75,0.019444444,374982.6339
0.761510304,1.17772288,0,0,10,1,0,0,7.9,81,0.005555556,337994.4783
0.761154441,1.181418303,0,0,50,1,1,0,10.1,92,0.022222222,557655.6215
0.760826543,1.18508106,0,0,60,1,0,0,13.3,92,0.008333333,564097.0452
0.76052684,1.188709857,0,0,60,1,0,0,12.7,70,0.019444444,561752.5584
0.760255544,1.192303393,0,0,60,1,0,0,7.1,81,0.013888889,564101.371
0.76001285,1.195860355,0,0,40,1,0,1,5.3,83,0.005555556,514632.8995
0.759798933,1.199379423,0,0,20,1,0,0,2.6,93,0.008333333,376430.4753
0.759613946,1.202859266,0,0,10,1,0,0,2.6,88,0.008333333,351412.9483
0.759458024,1.206298544,0,0,50,1,1,0,1.6,92,0.016666667,563704.4361
0.759331282,1.209695908,0,0,60,1,0,0,-1.5,99,0.025,571058.9632
0.75923381,1.21305,0,0,60,1,0,0,-0.6,86,0.027777778,566856.0489
0.759165682,1.216359451,0,0,60,1,0,0,-0.7,65,0.019444444,551791.4136
0.759126945,1.219622883,0,1,40,1,0,1,-4.4,77,0.027777778,451844.0497
0.759117629,1.222838911,0,1,20,1,0,0,-8,93,0.025,376106.3631
0.759137739,1.226006136,0,1,10,1,0,0,-1.6,98,0.016666667,350995.2395
0.759187259,1.229123155,1,1,10,1,0,0,-0.9,99,0.011111111,337843.5265
0.759266152,1.232188551,1,1,10,1,0,0,-2.4,89,0.008333333,338175.8617
0.759374359,1.2352009,0,1,30,1,1,0,-1.4,94,0.013888889,440963.0529
0.759511798,1.238158769,0,1,30,1,0,0,-0.3,96,0.008333333,441324.573
0.759678367,1.241060713,0,1,30,1,0,1,-0.3,88,0.019444444,394160.56
0.759873942,1.24390528,0,1,20,1,0,0,0.8,93,0.008333333,356654.4094
0.760098381,1.24390528,0,1,10,1,0,1,-2.5,95,0.025,348751.3098
0.762243848,1.24203012,1,1,10,1,0,0,1.1,72,0.02,269358.3687
0.762679757,1.243921754,0,1,50,1,1,0,4.5,94,0.011111111,459454.9515
0.763142521,1.245676808,0,1,60,1,0,0,8.2,84,0.016666667,482225.108
0.763631827,1.24729718,0,1,60,1,0,0,6.2,82,0.005555556,485225.2632
0.764147347,1.248784755,0,1,40,1,0,1,6.5,83,0.002777778,486524.7545
0.764688742,1.250141412,0,1,20,1,0,0,6.4,97,0.008333333,357475.8972
0.765255659,1.251369019,0,0,10,1,0,0,4.8,87,0.016666667,298228.4947
0.765847735,1.252469434,0,0,50,1,1,0,3.8,91,0.030555556,539565.4341
0.766464595,1.253444508,0,0,60,1,0,0,4.9,92,0.016666667,550524.4365
0.767105857,1.25429608,0,0,60,1,0,0,-0.8,99,0.027777778,556279.7254
0.767771127,1.255025981,0,0,60,1,0,0,1.7,90,0.022222222,556756.6967
0.768460006,1.255636031,0,0,40,1,0,1,-1.6,92,0.016666667,563721.1766
0.769172087,1.256128044,0,0,20,1,0,0,-2.6,97,0.036111111,384685.4096
0.769906956,1.256503821,0,0,10,1,0,0,-5.7,97,0.019444444,310661.4426
0.770664195,1.256765155,0,0,50,1,1,0,-4.4,89,0.05,556527.1361
0.771443381,1.25691383,0,0,60,1,0,0,-7.8,96,0.047222222,577471.3536
0.772244089,1.25695162,0,0,60,1,0,0,-9,95,0.041666667,578846.7629
0.773065888,1.256880289,0,0,60,1,0,0,-4,89,0.022222222,576859.3968
0.773908348,1.256701594,0,0,40,1,0,1,0,90,0.008333333,561748.0311
0.774771037,1.25641728,0,0,20,1,0,0,-0.2,99,0.033333333,379291.0514
0.775653522,1.256029083,0,0,10,1,0,0,-1.3,99,0.033333333,314204.7869

0.77655369,1.255538732,0,0,50,1,1,0,0,1,99,0.027777778,557572.4561
0.777476148,1.254947942,0,0,60,1,0,0,4,6,98,0.027777778,560414.3199
0.778415428,1.254258424,0,0,60,1,0,0,12,1,72,0.016666667,551103.3957
0.779372781,1.253471875,0,0,60,1,0,0,3,3,93,0.016666667,554537.5125
0.78034778,1.252589985,0,0,40,1,0,1,3,7,93,0.030555556,544487.029
0.781340005,1.251614435,0,0,20,1,0,0,2,2,91,0.011111111,371430.0138
0.782349036,1.250546895,0,0,10,1,0,0,3,3,92,0.066666667,305137.171
0.783374459,1.249389026,0,0,50,1,1,0,1,5,99,0.072222222,547498.2387
0.784415864,1.24814248,0,0,60,1,0,0,1,6,87,0.047222222,562587.7723
0.785472846,1.24814248,0,0,60,1,0,0,-0,4,99,0.044444444,561865.8562
0.786545006,1.2468089,0,0,60,1,0,0,-2,99,0.025,565825.3156
0.787631951,1.245389918,0,0,40,1,0,1,-2,2,99,0.016666667,566199.8325
0.788733293,1.243887159,0,0,20,1,0,0,-2,3,95,0.033333333,398201.9441
0.78984865,1.242302236,0,0,10,1,0,0,-2,7,99,0.019444444,314203.2357
0.790977649,1.240636755,0,0,50,1,1,0,6,8,96,0.013888889,551161.6314
0.792119922,1.238892311,0,0,60,1,0,0,9,8,93,0.011111111,553034.817
0.793275108,1.237070489,0,0,60,1,0,0,9,90,0.036111111,561359.2085
0.794442854,1.235172867,0,0,60,1,0,0,9,6,82,0.122222222,546874.1436
0.795622812,1.233201011,0,0,40,1,0,1,0,9,98,0.14,553275.8346
0.796814646,1.23115648,0,0,20,1,0,0,-2,99,0.155555556,379737.1243
0.798018024,1.229040822,0,0,10,1,0,0,6,7,72,0.033333333,296957.0097
0.799232621,1.226855575,0,0,50,1,1,0,10,5,82,0.077777778,538034.2135
0.800458123,1.22460227,0,0,60,1,0,0,4,7,93,0.038888889,549750.557
0.80169422,1.222282426,0,0,60,1,0,0,3,4,90,0.086111111,553941.1207
0.802940612,1.219897555,0,0,60,1,0,0,-1,8,99,0.2,557355.927
0.804197006,1.217449157,0,0,40,1,0,1,-1,1,99,0.194444444,546027.3049
0.805463116,1.214938725,0,0,20,1,0,0,3,4,98,0.041666667,373055.8809
0.806738664,1.212367741,0,0,10,1,0,0,1,9,94,0.102777778,304187.2036
0.808023379,1.209737678,0,0,50,1,1,0,3,7,97,0.061111111,548724.3683
0.809316999,1.20705,0,0,60,1,0,0,4,2,90,0.152777778,560630.4873
0.810619266,1.204306161,0,0,60,1,0,0,4,4,98,0.027777778,555592.7868
0.811929931,1.201507607,0,0,60,1,0,0,4,90,0.202777778,550991.852
0.813248752,1.198655771,0,0,40,1,0,1,0,3,94,0.286111111,540916.3155
0.814575494,1.195752082,0,0,20,1,0,0,-4,2,73,0.263888889,371009.2006
0.815909926,1.192797955,0,0,10,1,0,0,-1,5,87,0.266666667,301142.5716
0.817251828,1.189794798,1,0,30,1,1,0,0,3,95,0.097222222,461538.3118
0.818600981,1.186744008,0,0,50,1,0,0,-3,3,92,0.272222222,536601.3654
0.819957176,1.183646974,0,0,60,1,0,0,0,8,71,0.227777778,547078.058
0.821320208,1.17409215,0,0,60,1,0,0,1,9,97,0.111111111,549786.375
0.822689877,1.170823836,0,0,40,1,0,1,0,1,99,0.161111111,542418.7941
0.82406599,1.167516079,0,0,20,1,0,0,-1,6,92,0.091666667,364155.6796
0.825448356,1.164170211,0,0,10,1,0,0,-0,1,88,0.091666667,296554.6512
0.826836793,1.160787555,0,0,50,1,1,0,0,8,88,0.111111111,536513.1544
0.828231121,1.157369423,0,0,60,1,0,0,-2,1,86,0.4,543200.9337
0.829631163,1.153917121,0,0,60,1,0,0,1,5,76,0.047222222,531032.2482
0.831036749,1.150431941,0,0,60,1,0,0,5,1,95,0.144444444,532060.8566
0.83244771,1.146915169,0,0,40,1,0,1,8,6,86,0.313888889,507417.1333
0.833863883,1.14336808,0,0,20,1,0,0,8,8,97,0.138888889,350511.9024
0.835285105,1.139791941,0,0,10,1,0,0,10,96,0.308333333,275149.572
0.836711219,1.136188008,0,0,50,1,1,0,10,85,0.236111111,507738.185
0.838142068,1.13255753,0,0,60,1,0,0,4,9,84,0.294444444,512179.2659
0.839577499,1.128901742,0,0,60,1,0,0,4,9,85,0.375,521666.8984
0.841017359,1.125221875,0,0,60,1,0,0,0,4,99,0.261111111,526505.7713
0.842461498,1.121519147,0,0,40,1,0,1,5,98,0.097222222,512414.8876
0.843909766,1.117794768,0,0,20,1,0,0,3,5,83,0.091666667,351492.0557
0.845362016,1.114049938,0,0,10,1,0,0,2,9,99,0.075,288466.6229
0.846818099,1.110285848,0,0,50,1,1,0,1,9,95,0.147222222,512833.3223

0.848277867,1.10650368,0,0,60,1,0,0,-3.2,97,0.627777778,523547.1345
0.849741172,1.102704605,0,0,60,1,0,0,-0.2,69,0.091666667,523963.9256
0.851207866,1.098889787,0,0,60,1,0,0,2.3,99,0.080555556,522651.6589
0.8526778,1.095060378,0,0,40,1,0,1,3.95,0.086111111,518306.4524
0.854150822,1.091217523,0,0,20,1,0,0,3.5,99,0.191666667,355325.3949
0.89989754,1.087362355,0,0,10,0,0,0,1.98,0.1,295068.27
0.901376281,1.083496,0,0,50,0,1,0,0.3,81,0.263888889,538864.4075
0.902857647,1.079619574,0,0,60,0,0,0,-1.8,85,0.280555556,553346.0255
0.904341478,1.075734182,0,0,60,0,0,0,0.5,78,0.5,547387.0573
0.905827612,1.071840922,0,0,60,0,0,0,6.9,99,0.283333333,528243.2392
0.907315883,1.06794088,0,0,40,0,0,1,0.6,99,0.327777778,521176.5118
0.90880612,1.06794088,0,0,20,0,0,0,1.1,99,0.702777778,346141.1047
0.910298148,1.064035135,0,0,10,0,0,0,10.6,84,0.294444444,276610.1261
0.911791788,1.060124756,0,0,50,0,1,0,8.93,0.772222222,511214.4139
0.913286855,1.056210801,0,0,60,0,0,0,13.77,0.344444444,508640.2781
0.914783159,1.052294321,0,0,60,0,0,0,10.1,74,0.6,512947.3769
0.916280502,1.048376355,0,0,60,0,0,0,5.87,0.761111111,516637.2301
0.917778682,1.044457935,0,0,40,0,0,1,9.99,0.180555556,515310.6316
0.919277489,1.040540082,0,0,20,0,0,0,8.1,97,0.65,354372.9637
0.920776704,1.036623808,0,0,10,0,0,0,5.9,99,0.361111111,269630.317
0.922276103,1.032710116,0,1,50,0,1,0,2.5,96,0.219444444,461518.6918
0.923775452,1.0288,0,1,60,0,0,0,8.9,99,0.177777778,490940.1721
0.925274508,1.024894443,0,1,60,0,0,0,6.8,93,0.336111111,482982.5808
0.92677302,1.020994419,0,1,50,0,0,1,1.6,99,0.647222222,482223.3581
0.928270725,1.017100895,1,1,10,0,0,0,0.7,81,0.694444444,286909.6504
0.929767352,1.013214824,0,1,20,0,0,0,-2.4,90,0.883333333,317420.6289
0.931262618,1.009337155,1,1,10,0,0,0,4.99,0.269444444,271622.3181
0.93275623,1.005468823,1,1,10,0,0,0,4.3,99,0.311111111,264385.1208
0.934247883,1.001610756,0,1,50,0,1,0,4.94,0.616666667,460117.8124
0.935737258,0.997763873,0,1,60,0,0,0,4.4,96,0.136111111,477797.2803
0.937224026,0.993929081,0,1,60,0,0,0,1.6,96,0.461111111,474258.2569
0.938707844,0.99010728,0,1,40,0,0,1,2.4,96,0.366666667,475316.5903
0.940188355,0.98629936,0,1,20,0,0,0,0.6,99,1.027777778,340944.217
0.941665187,0.982506201,0,0,10,0,0,0,0.7,99,0.977777778,280411.4478
0.943137956,0.978728674,0,0,50,0,1,0,1.5,99,1.066666667,497914.3349
0.944606262,0.974967642,0,0,60,0,0,0,4.9,84,1.027777778,501602.6217
0.946069687,0.971223955,0,0,60,0,0,0,9.6,100,0.177777778,505959.7813
0.947527802,0.967498457,0,0,60,0,0,0,8.7,85,0.375,505540.8182
0.948980156,0.963791981,0,0,40,0,0,1,8.4,87,0.230555556,498348.4325
0.950426287,0.960105352,0,0,20,0,0,0,9.3,99,0.35,345550.8381
0.951865711,0.956439383,0,0,10,0,0,0,9.4,88,0.863888889,262751.8218
0.95329793,0.95279488,0,0,30,0,0,0,11.7,99,0.694444444,420823.1441
0.954722425,0.949172639,1,0,10,0,0,0,13.2,87,0.766666667,254436.2609
0.95613866,0.945573445,0,0,50,0,0,1,10.75,1.041666667,477179.4547
0.957546082,0.941998077,0,0,60,0,0,0,13.5,65,1.113888889,483482.142
0.958944118,0.938447301,0,0,30,0,0,1,8.5,100,0.2,436524.0295
0.960332173,0.934921875,0,0,20,0,0,0,5.8,84,1.272222222,390942.2985
0.961709638,0.931422549,0,0,10,0,0,0,5.7,88,1.127777778,264766.2089
0.963075881,0.927950061,0,0,50,0,1,0,8.1,77,1.294444444,482309.2275
0.964430252,0.924505141,0,0,60,0,0,0,8.89,0.602777778,492979.4957
0.965772079,0.921088511,0,0,60,0,0,0,12.5,92,1.186111111,482475.7256
0.967100673,0.91770088,0,0,60,0,0,0,16.2,57,1.280555556,477913.7292
0.968415324,0.914342951,0,0,40,0,0,1,14.9,79,1.313888889,474300.7414
0.969715304,0.911015416,0,0,20,0,0,0,15.3,55,1.219444444,330063.777
0.970999865,0.907718957,0,0,10,0,0,0,13.4,66,1.233333333,256939.0124
0.97226824,0.904454249,0,0,50,0,1,0,14.4,66,0.983333333,457638.249
0.973519643,0.901221955,0,0,60,0,0,0,11.9,85,1.219444444,476043.5991



0.974753272,0.89802273,0,0,60,0,0,0,13.8,83,1.141666667,475063.2921
0.975968307,0.894857218,0,0,60,0,0,0,11.9,89,1.180555556,479954.4498
0.977163909,0.891726057,0,0,40,0,0,1,9.6,78,0.313888889,477270.5346
0.978339228,0.888629872,0,0,20,0,0,0,10.1,91,1.127777778,340182.6
0.979493396,0.88556928,0,0,10,0,0,0,7.9,94,1.263888889,260779.297
0.980625531,0.882544889,0,0,50,0,1,0,9.7,86,1.347222222,464757.9658
0.981734741,0.879557297,0,0,60,0,0,0,8.9,89,1.463888889,468434.9727
0.982820122,0.876607092,0,0,60,0,0,0,13.2,62,1.441666667,468484.4358
0.983880761,0.873694855,1,0,10,0,0,0,14.1,79,1.402777778,262937.4616
0.984915737,0.870821155,0,0,30,0,0,0,9.9,86,1.483333333,377446.6151
0.985924122,0.867986552,0,0,20,0,0,0,12.5,68,1.277777778,297267.052
0.986904987,0.865191599,0,0,10,0,0,0,14.2,76,0.947222222,241400.4752
0.9878574,0.862436835,0,0,50,0,1,0,15.2,94,0.283333333,442179.2262
0.988780429,0.859722795,0,0,60,0,0,0,17.77,1.358333333,451290.2826
0.989673145,0.85705,0,0,60,0,0,0,13,83,1.458333333,460129.8111
0.990534628,0.85705,0,0,60,0,0,0,14.1,83,0.666666667,459405.0804

Таблица А12

1,2,3,4,5,6,7,8,9,10,11,12
0.991363963,0.854418964,0,0,40,0,0,1,10.8,91,1.313888889,464373.0739
0.992160248,0.851830192,0,0,20,0,0,0,11.4,99,0.84,316854.1401
0.992922595,0.849284178,1,0,10,0,0,0,7.9,87,0.561111111,239680.2697
0.993650134,0.846781407,1,0,10,0,0,0,8.5,83,0.519444444,242339.7119
0.994342017,0.844322355,0,0,50,0,1,0,10.5,89,0.497222222,455924.5373
0.994997417,0.841907489,0,0,60,0,0,0,12.8,86,0.916666667,464680.6157
0.995615537,0.839537265,0,0,60,0,0,0,12.7,78,0.305555556,472313.378
0.996195608,0.837212132,0,0,40,0,0,1,9.4,95,1.138888889,479611.5348
0.996736899,0.834932527,0,0,20,0,0,0,8.4,83,1.355555556,325329.1455
0.997238711,0.83269888,0,0,10,0,0,0,9.9,79,1.438888889,248659.1556
0.99770039,0.83051161,0,0,50,0,1,0,11.2,77,1.144444444,460459.0575
0.998121322,0.828371126,0,0,60,0,0,0,11.8,76,0.55,471267.2158
0.998500941,0.82627783,0,0,60,0,0,0,11.6,86,0.936111111,467709.7921
0.99883873,0.824232112,1,0,10,0,0,0,11.4,85,1.397222222,263413.2585
0.999134224,0.822234355,0,0,30,0,0,0,15.66,0.691666667,384093.6234
0.999387011,0.820284931,0,0,20,0,0,0,13.4,92,1.430555556,298801.4893
0.999596737,0.818384202,0,0,10,0,0,0,14.8,95,0.8,244817.4607
0.999763105,0.816532523,0,0,50,0,1,0,12.6,99,0.65,458059.0841
0.999885878,0.814730237,0,0,60,0,0,0,11.1,78,0.936111111,476918.8273
0.999964881,0.81297768,0,0,60,0,0,0,10.2,91,1.275,466881.7969
1,0.811275176,0,0,60,0,0,0,15.9,78,1.197222222,470526.9096
0.999991184,0.809623042,0,0,40,0,0,1,11.4,97,0.541666667,464676.042
0.999938446,0.808021584,0,0,20,0,0,0,11.8,93,1.205555556,319024.7978
0.99984186,0.806471099,0,0,10,0,0,0,12.5,97,1.438888889,245953.1276
0.999701564,0.804971875,0,0,50,0,1,0,13.6,89,1.430555556,455190.7556
0.999517756,0.80352419,0,0,60,0,0,0,14.3,88,1.402777778,465511.4341
0.999290696,0.802128314,0,0,60,0,0,0,18.8,71,0.563888889,462377.5175
0.999020702,0.800784504,0,0,60,0,0,0,16.7,97,1.294444444,472811.2356
0.998708151,0.799493013,0,0,40,0,0,1,17.77,1.386111111,458988.9569
0.998353474,0.79825408,0,0,20,0,0,0,17.89,0.7,312558.7784
0.997957155,0.797067937,0,0,10,0,0,0,14.6,99,1.319444444,241911.6515
0.997519729,0.795934805,0,0,50,0,1,0,13.6,95,1.158333333,453802.683
0.997041778,0.794854897,0,0,60,0,0,0,15.2,93,1.463888889,472214.6296
0.996523931,0.793828415,0,0,60,0,0,0,16.9,67,1.494444444,469790.416
0.995966857,0.792855555,0,1,60,0,0,0,20.5,70,1.422222222,458647.8642
0.995371265,0.791936499,0,1,40,0,0,1,20.8,67,1.030555556,410114.0278
0.994737898,0.791071423,0,1,20,0,0,0,18.4,99,1.036111111,364379.0102

0.994067533,0.790260492,0,1,10,0,0,0,17.4,95,0.122222222,251046.0003
0.993360975,0.789503862,0,1,50,0,1,0,15.8,99,0.272222222,438303.8422
0.992619056,0.78880168,0,1,60,0,0,0,15.7,90,1.125,442603.5218
0.991842629,0.788154082,0,1,60,0,0,0,15.78,1.183333333,438338.8698
0.991032567,0.787561198,0,1,60,0,0,0,14.79,1.041666667,433792.4013
0.99018976,0.787023144,0,1,40,0,0,1,13.7,87,1.188888889,427564.1116
0.989315109,0.78654003,0,1,20,0,0,0,14.4,96,0.725,302808.851
0.988409527,0.786111955,0,1,10,0,0,0,13.9,89,0.688888889,236648.0778
0.987473934,0.78573901,0,1,50,0,1,0,13.8,87,0.822222222,419321.8391
0.986509254,0.785421275,0,1,60,0,0,0,11.6,100,0.55,438392.987
0.985516413,0.785158823,0,1,60,0,0,0,13.6,99,1.1,437661.0241
0.98449634,0.784951713,0,1,60,0,0,0,15.9,77,0.333333333,431932.4433
0.983449956,0.7848,0,1,40,0,0,1,14.1,96,0.219444444,430089.405
0.982378182,0.784703726,0,1,20,0,0,0,12.2,95,0.661111111,300714.542
0.98128193,0.784662925,0,1,10,0,0,0,17.6,83,0.716666667,237541.2675
0.980162104,0.784677621,0,1,50,0,1,0,19.4,91,0.419444444,422407.951
0.979019601,0.784747829,0,1,60,0,0,0,15.8,100,0.530555556,444851.659
0.977855302,0.784873555,0,1,60,0,0,0,17.94,1.291666667,443081.5034
0.976670079,0.785054794,0,1,60,0,0,0,16.7,83,1.133333333,441266.3625
0.975464787,0.785291534,0,1,40,0,0,1,18.3,80,1.194444444,424362.6099
0.97424027,0.785583751,0,1,20,0,0,0,18.5,90,1.202777778,315696.8124
0.972997352,0.785931414,0,1,10,0,0,0,17.94,0.983333333,250687.751
0.971736843,0.78633448,0,1,50,0,1,0,18.4,80,1.147222222,412926.0644
0.970459536,0.78633448,0,1,60,0,0,0,18.8,85,1.091666667,437530.2472
0.969166203,0.786792899,0,1,60,0,0,0,14.4,96,1.113888889,437300.1758
0.967857602,0.787306611,0,1,60,0,0,0,15.8,75,1.030555556,438052.2423
0.966534469,0.787875545,0,1,40,0,0,1,20.2,92,0.277777778,447422.8065
0.965197523,0.788499623,0,1,20,0,0,0,16.1,100,0.6,314376.3759
0.963847461,0.789178755,0,1,10,0,0,0,15.6,76,0.452777778,254162.4636
0.962484965,0.789912844,0,1,50,0,1,0,11.9,99,0.644444444,430229.1976
0.961110695,0.790701783,0,1,60,0,0,0,16.9,89,0.352777778,450434.6924
0.959725291,0.791545454,0,1,60,0,0,0,14.8,90,0.619444444,441540.0281
0.958329376,0.792443732,0,1,60,0,0,0,14.8,88,0.608333333,438825.9935
0.956923552,0.79339648,0,1,40,0,0,1,13.1,95,0.366666667,437068.6449
0.955508403,0.794403554,0,1,20,0,0,0,11.6,96,0.775,303244.0888
0.954084495,0.795464799,0,1,10,0,0,0,16.2,71,0.525,243663.4408
0.952652374,0.796580051,0,1,50,0,1,0,17.6,82,0.241666667,429945.7064
0.95121257,0.797749137,0,1,60,0,0,0,17.7,99,1.069444444,448379.6446
0.949765592,0.798971875,0,1,60,0,0,0,21.5,77,1.05,456118.2141
0.948311934,0.800248072,0,1,60,0,0,0,20.8,88,0.611111111,461963.6851
0.946852074,0.801577526,0,1,40,0,0,1,13.6,100,1.108333333,447894.2698
0.945386469,0.802960028,0,1,20,0,0,0,18.2,68,0.161111111,311991.7633
0.943915565,0.804395355,0,0,10,0,0,0,18.8,93,0.744444444,258934.8574
0.942439787,0.80588328,0,0,50,0,1,0,16.3,85,0.558333333,466991.9097
0.940959549,0.807423562,0,0,60,0,0,0,13.7,100,0.941666667,480149.2543
0.939475248,0.809015953,0,0,60,0,0,0,17.5,83,0.675,488950.8084
0.937987267,0.810660196,0,0,60,0,0,0,18.9,74,0.894444444,483324.4236
0.936495974,0.812356022,0,0,40,0,0,1,19.1,88,0.75,484244.8688
0.935001724,0.814103155,0,0,20,0,0,0,17.6,93,0.877777778,334219.136
0.933504859,0.815901309,0,0,10,0,0,0,19.9,79,0.897222222,259074.8977
0.93200571,0.817750188,0,0,50,0,1,0,18.1,93,0.436111111,497974.5223
0.930504593,0.819649487,0,0,60,0,0,0,12.1,86,0.794444444,474427.8381
0.929001814,0.821598893,0,0,60,0,0,0,9.8,95,0.888888889,477062.6614
0.927497667,0.82359808,0,0,60,0,0,0,13.8,71,0.866666667,475403.696
0.925992437,0.82359808,0,0,40,0,0,1,13.8,93,0.6,477667.6171
0.924486397,0.825646716,0,0,20,0,0,0,13.9,92,0.480555556,322099.6478
0.92297981,0.827744458,0,0,10,0,0,0,11.6,89,0.394444444,243666.2142

0.921472932,0.829890955,0,0,50,0,1,0,16.4,94,0.183333333,488504.1324
0.919966008,0.832085844,0,0,60,0,0,0,12.8,92,0.291666667,498730.2374
0.918459275,0.834328755,0,0,60,0,0,0,13.2,92,0.35,497473.427
0.916952963,0.836619308,0,0,60,0,0,0,11.1,94,0.108333333,498161.586
0.915447293,0.838957112,0,0,40,0,0,1,12.9,90,0.133333333,410871.2272
0.913942481,0.84134177,0,0,20,0,0,0,13.3,85,0.544444444,317319.3848
0.912438734,0.843772872,0,0,10,0,0,0,9.3,89,0.619444444,324940.565
0.910936255,0.84625,0,0,50,0,1,0,12,85,0.297222222,479451.443
0.90943524,0.848772728,0,0,60,0,0,0,10.9,77,0.294444444,492691.2326
0.90793588,0.851340618,0,0,60,0,0,0,12,87,0.577777778,489923.8936
0.906438361,0.853953224,0,0,60,0,0,0,13.4,92,0.322222222,502204.9066
0.904942864,0.856610092,0,0,40,0,0,1,10.8,93,0.280555556,488216.4284
0.903449567,0.859310755,0,0,20,0,0,0,12.2,92,0.080555556,365089.2298
0.901958644,0.86205474,0,0,10,0,0,0,9.4,94,0.372222222,256147.5826
0.900470264,0.864841563,0,0,50,0,1,0,8.5,96,0.280555556,462652.2234
0.898984597,0.86767073,0,0,60,0,0,0,4.4,97,0.655555556,490982
0.897501805,0.87054174,0,0,60,0,0,0,10.7,84,0.366666667,507975.289
0.896022053,0.87345408,0,0,60,0,0,0,11.4,95,0.083333333,511711.312
0.894545501,0.876407229,0,0,40,0,0,1,11.5,95,0.194444444,512974.5566
0.893072309,0.879400655,0,0,20,0,0,0,10.3,94,0.502777778,343354.4262
0.891602635,0.88243382,0,0,10,0,0,0,10.8,95,0.069444444,277830.3736
0.890136636,0.885506173,0,0,50,0,1,0,9.2,94,0.469444444,507485.1276
0.888674471,0.888617155,0,0,60,0,0,0,7.5,95,0.436111111,522576.8832
0.887216296,0.891766198,0,0,60,0,0,0,7.6,95,0.305555556,518926.7252
0.885762269,0.894952724,0,0,60,0,0,0,11.6,96,0.333333333,522742.1856
0.884312548,0.898176145,0,0,40,0,0,1,14.2,91,0.377777778,512175.1628
0.882867292,0.901435866,0,0,20,0,0,0,11.4,94,0.391666667,345505.5066
0.881426663,0.90473128,0,0,10,0,0,0,15.4,94,0.15,275289.1122
0.879990821,0.908061771,0,0,50,0,1,0,17.78,0.047222222,504506.5935
0.878559931,0.911426716,0,0,60,0,0,1,15.9,87,0.058333333,519717.5364
0.87713416,0.914825478,1,0,10,0,0,0,13.9,89,0.075,316477.8049
0.875713675,0.918257416,0,0,50,0,1,0,12.8,86,0.227777778,472913.5138
0.874298649,0.921721875,0,0,40,0,0,1,9.6,92,0.205555556,495659.169
0.872889257,0.925218193,0,0,20,0,0,0,9.2,95,0.063888889,360958.8415
0.871485676,0.928745699,0,0,10,0,0,0,14.8,92,0.194444444,295663.8257
0.870088088,0.932303711,0,1,50,0,1,0,15.4,66,0.166666667,472796.1915
0.868696679,0.935891538,0,1,60,0,0,0,12.4,80,0.141666667,488225.1997
0.867311639,0.93950848,0,1,60,0,0,0,12,88,0.261111111,496688.0593
0.865933162,0.943153828,0,1,60,0,0,0,13.2,81,0.116666667,473935.7175
0.864561447,0.946826862,0,1,40,0,0,1,9.7,94,0.330555556,481589.063
0.8631967,0.950526855,0,1,20,0,0,0,10.5,90,0.230555556,363646.2533
0.861839128,0.954253068,0,1,10,0,0,0,13.7,86,0.225,300304.8442
0.860488946,0.958004755,0,1,50,0,1,0,12.8,95,0.158333333,471714.1306
0.859146376,0.961781159,0,1,60,0,0,0,14.2,88,0.216666667,496240.3874
0.857811643,0.965581513,0,1,60,0,0,0,6.5,96,0.208333333,501257.1136
0.856484979,0.969405043,0,1,60,0,0,0,11.5,93,0.172222222,473084.2248
0.855166622,0.973250963,0,1,40,0,0,1,13.2,89,0.141666667,477459.0519
0.853856818,0.97711848,0,1,20,0,0,0,12.6,70,0.305555556,356732.4335
0.852555818,0.98100679,0,0,10,0,0,0,10.1,89,0.044444444,295947.9383
0.851263881,0.984915079,0,0,50,0,1,0,13.4,80,0.194444444,514470.08
0.84998127,0.988842526,0,0,60,0,0,0,7.7,95,0.033333333,532161.7728
0.848708257,0.992788298,0,0,60,0,0,0,12.3,96,0.180555556,541093.9373
0.847445123,0.996751555,0,0,60,0,0,0,11,96,0.038888889,517922.4599
0.846192152,1.000731445,0,0,40,0,0,1,10.8,94,0.172222222,516971.1831
0.844949638,1.004727109,0,0,20,0,0,0,12.8,90,0.038888889,360578.7308
0.799447123,1.008737677,0,0,10,1,0,0,11.5,93,0.05,304098.7751
0.798226432,1.01276227,0,0,50,1,1,0,8.1,93,0.130555556,499172.1599

0.797017122,1.0168,0,0,60,1,0,0,13.1,83,0.1083333333,524295.4735
0.795819514,1.0168,0,0,40,1,0,0,16.4,76,0.0333333333,522635.9773
0.79463394,1.020849969,1,0,10,1,0,0,7.3,86,0.141666667,300769.2886
0.793460735,1.024911271,0,0,30,1,0,0,6.7,89,0.066666667,451702.806
0.792300244,1.028982987,0,0,20,1,0,0,9.7,86,0.0583333333,362134.4082
0.791152818,1.033064194,0,0,10,1,0,0,8.9,87,0.1,299123.5735
0.790018815,1.037153955,0,0,50,1,1,0,5.5,86,0.125,501308.0901
0.7888986,1.041251326,0,0,60,1,0,0,7.5,80,0.030555556,545170.9301
0.787792545,1.045355352,0,0,60,1,0,0,7.9,90,0.038888889,547996.0581
0.786701027,1.04946507,0,0,60,1,0,0,7.4,93,0.013888889,544607.3334
0.785624431,1.053579506,0,0,40,1,0,1,1.5,95,0.088888889,546098.1277
0.784563145,1.05769768,0,0,20,1,0,0,-4.6,96,0.163888889,373493.0826
0.783517567,1.061818598,0,0,10,1,0,0,2.4,71,0.022222222,304048.1569
0.782488095,1.06594126,0,0,50,1,1,0,5.3,98,0.016666667,535324.8087
0.781475137,1.070064655,0,0,60,1,0,0,2.3,98,0.047222222,554782.9307
0.780479103,1.074187763,0,0,60,1,0,0,1.6,94,0.077777778,558214.2978
0.779500405,1.078309555,0,0,60,1,0,0,-4.2,98,0.088888889,563471.1276
0.778539464,1.082428991,0,0,40,1,0,1,4.3,97,0.016666667,547875.763
0.777596698,1.086545025,0,0,20,1,0,0,6.97,0.016666667,387254.032
0.776672533,1.090656597,0,0,10,1,0,0,6.1,98,0.019444444,326004.4779
0.775767393,1.094762641,0,0,50,1,1,0,4.7,99,0.019444444,548570.1813
0.774881705,1.09886208,0,0,60,1,0,0,5.5,97,0.016666667,563930.3342
0.774015899,1.102953829,0,0,60,1,0,0,7.6,88,0.019444444,550979.8193
0.773170401,1.107036792,0,0,60,1,0,0,8.7,93,0.013888889,557665.4026
0.77234564,1.111109866,0,0,40,1,0,1,1.4,95,0.041666667,560212.9293
0.771542042,1.115171934,0,0,20,1,0,0,4.1,93,0.005555556,371787.6792
0.770760031,1.119221875,0,0,10,1,0,0,7.1,98,0.01,302780.6879
0.77000003,1.123258555,0,0,50,1,1,0,7.4,95,0.013888889,509147.7249
0.769262457,1.127280832,0,0,60,1,0,0,-1.7,99,0.016666667,554401.6186
0.768547726,1.131287554,0,0,60,1,0,0,5.1,89,0.019444444,552869.1754
0.767856246,1.13527756,0,0,60,1,0,0,5.7,87,0.011111111,553921.1095
0.76718842,1.13924968,0,0,40,1,0,1,7.9,98,0.013888889,554571.2381
0.766544646,1.143202733,0,0,20,1,0,0,10.9,98,0.005555556,381518.9601
0.76592531,1.147135531,0,0,10,1,0,0,7.1,98,0.016666667,305618.6733
0.765330794,1.151046874,0,0,50,1,1,0,8.4,97,0.002777778,560219.5893
0.764761469,1.154935555,0,0,60,1,0,0,7.93,0.005555556,572514.6897
0.764217695,1.158800355,0,0,60,1,0,0,5.7,90,0.038888889,569847.791
0.763699821,1.162640048,0,0,60,1,0,0,6.6,89,0.013888889,571040.7785
0.763208186,1.166453398,0,0,40,1,0,1,0.2,99,0.016666667,570322.2247
0.762743112,1.170239158,0,0,20,1,0,0,2.4,86,0.030555556,386302.86
0.762304913,1.173996074,0,0,10,1,0,0,-1.8,91,0.027777778,318726.572
0.761893883,1.17772288,0,0,50,1,1,0,-1.2,97,0.013888889,570935.8502
0.761510304,1.181418303,0,0,60,1,0,0,2.3,98,0.005555556,593366.4476
0.761154441,1.18508106,0,0,60,1,0,0,2.99,0.005555556,587906.2284
0.760826543,1.188709857,0,0,60,1,0,0,2.3,86,0.008333333,592156.9195
0.76052684,1.192303393,0,0,40,1,0,1,-8.2,85,0.038888889,580496.0579
0.760255544,1.195860355,0,0,20,1,0,0,-3.3,79,0.011111111,403692.9997
0.76001285,1.199379423,0,0,10,1,0,0,0.3,92,0.022222222,331373.1921
0.759798933,1.202859266,0,0,50,1,1,0,0.2,97,0.005555556,577264.6319
0.759613946,1.206298544,0,0,60,1,0,0,0.7,99,0.008333333,584566.5969
0.759458024,1.209695908,0,0,60,1,0,0,3.9,94,0.008333333,578814.5972
0.759331282,1.21305,0,0,60,1,0,0,-0.6,83,0.025,564188.2257
0.75923381,1.216359451,0,0,40,1,0,1,1.8,88,0.002777778,541749.1414
0.759165682,1.219622883,0,0,20,1,0,0,0.1,96,0.008333333,368324.7988
0.759126945,1.222838911,0,0,10,1,0,0,-7.9,95,0.030555556,324173.1836
0.759117629,1.226006136,0,1,30,1,0,1,-1.4,81,0.005555556,364261.884
0.759137739,1.229123155,1,1,10,1,0,0,5.8,91,0.005555556,296011.1762

0.759187259,1.232188551,1,1,10,1,0,0,0.9,91,0.008333333,294876.6369
0.759266152,1.2352009,0,1,30,1,1,0,0.6,90,0.013888889,399707.8484
0.759374359,1.238158769,0,1,30,1,0,1,6.6,93,0.011111111,399802.302
0.759511798,1.241060713,0,1,20,1,0,0,1.3,94,0.008333333,342605.142
0.759678367,1.24390528,0,1,10,1,0,0,-0.6,93,0.044444444,303434.0582
0.759873942,1.24390528,0,1,30,1,0,1,-7.1,96,0.011111111,363715.8311

Таблица А13

1,2,3,4,5,6,7,8,9,10,11,12
0.992160248,0.854418964,1,0,10,0,0,0,11.4,84,0.969444444,266067.7054
0.992922595,0.851830192,0,0,30,0,0,0,14.8,88,0.858333333,399213.7541
0.993650134,0.849284178,0,0,20,0,0,0,13.7,94,1.344444444,308883.6862
0.994342017,0.846781407,0,0,10,0,0,0,16.2,98,0.288888889,246431.2379
0.994997417,0.844322355,0,0,50,0,1,0,14.4,84,0.352777778,455089.7725
0.995615537,0.841907489,0,0,60,0,0,0,11.1,97,0.305555556,469969.8012
0.996195608,0.839537265,0,0,60,0,0,0,11.3,94,0.452777778,473983.3085
0.996736899,0.837212132,0,0,60,0,0,0,8.5,99,1.452777778,472153.0707
0.997238711,0.834932527,0,0,40,0,0,1,16,67,1.377777778,464338.8536
0.99770039,0.83269888,0,0,20,0,0,0,19,82,1.329289.8082
0.998121322,0.83051161,1,0,10,0,0,0,15.1,83,1.427777778,239966.0177
0.998500941,0.828371126,1,0,10,0,0,0,13.4,75,1.355555556,283731.6917
0.99883873,0.82627783,0,0,50,0,1,0,16.5,85,1.447222222,445663.4774
0.999134224,0.824232112,0,0,60,0,0,0,15.5,92,0.294444444,467228.5113
0.999387011,0.822234355,0,0,60,0,0,0,14.4,95,0.994444444,471542.5388
0.999596737,0.820284931,0,0,30,0,0,1,9.3,88,1.252777778,456156.1704
0.999763105,0.818384202,0,0,20,0,0,0,8.9,85,1.558333333,330450.5343
0.999885878,0.816532523,0,0,10,0,0,0,12.5,72,1.455555556,247897.0088
0.999964881,0.814730237,0,0,50,0,1,0,17.9,71,1.486111111,453466.4892
1,0.81297768,0,0,60,0,0,0,20.8,59,1.413888889,478126.8497
0.999991184,0.811275176,0,0,60,0,0,0,22.3,61,1.238888889,474561.1715
0.999938446,0.809623042,1,0,20,0,0,0,14.5,95,0.966666667,325179.6575
0.99984186,0.808021584,0,0,30,0,0,0,15.1,75,0.811111111,417521.0014
0.999701564,0.806471099,0,0,20,0,0,0,10.9,97,0.925,323148.0878
0.999517756,0.804971875,0,0,10,0,0,0,11.7,87,0.525,249670.5686
0.999290696,0.80352419,0,0,50,0,1,0,10.8,81,0.891666667,449585.6775
0.999020702,0.802128314,0,0,60,0,0,0,10.1,75,1.086111111,462550.017
0.998708151,0.800784504,0,0,60,0,0,0,9.3,81,0.563888889,469464.746
0.998353474,0.799493013,0,1,60,0,0,0,10.8,81,0.786111111,459305.691
0.997957155,0.79825408,0,1,40,0,0,1,10.6,74,1.194444444,449512.2917
0.997519729,0.797067937,0,1,20,0,0,0,10.6,86,0.341666667,321594.5371
0.997041778,0.795934805,0,1,10,0,0,0,14,94,0.616666667,243177.2909
0.996523931,0.794854897,0,1,50,0,1,0,15.9,95,0.908333333,434477.3324
0.995966857,0.793828415,0,1,60,0,0,0,13.4,100,0.886111111,449320.7127
0.995371265,0.792855555,0,1,60,0,0,0,15.7,97,0.297222222,459901.0969
0.994737898,0.791936499,0,1,60,0,0,0,13.3,95,1.311111111,450222.2286
0.994067533,0.791071423,0,1,40,0,0,1,12.2,80,0.572222222,442039.9999
0.993360975,0.790260492,0,1,20,0,0,0,9.7,91,0.913888889,311260.5908
0.992619056,0.789503862,0,1,10,0,0,0,12.7,89,0.35,238681.5453
0.991842629,0.78880168,0,1,50,0,1,0,14.3,82,0.463888889,426640.9728
0.991032567,0.788154082,0,1,60,0,0,0,11.5,97,0.513888889,441677.6335
0.99018976,0.787561198,0,1,60,0,0,0,11.1,89,1.297222222,442096.2904
0.989315109,0.787023144,0,1,60,0,0,0,10.6,92,0.222222222,436853.5879
0.988409527,0.78654003,0,1,40,0,0,1,13.2,94,0.502777778,434813.0433
0.987473934,0.786111955,0,1,20,0,0,0,11.3,93,0.844444444,316984.6817
0.986509254,0.78573901,0,1,10,0,0,0,11.6,96,0.319444444,241960.7935
0.985516413,0.785421275,0,1,50,0,1,0,12.2,93,0.311111111,431224.6076

0.98449634,0.785158823,0,1,60,0,0,0,11.6,96,0.408333333,446655.9581
0.983449956,0.784951713,0,1,60,0,0,0,13.1,96,0.427777778,440855.5982
0.982378182,0.7848,0,1,60,0,0,0,13.7,90,1.180555556,438046.1294
0.98128193,0.784703726,0,1,40,0,0,1,12.8,81,0.969444444,430762.0879
0.980162104,0.784662925,0,1,20,0,0,0,12.9,99,0.380555556,318264.6948
0.979019601,0.784677621,0,1,10,0,0,0,12.4,99,0.388888889,250229.0954
0.977855302,0.784747829,0,1,50,0,1,0,16.6,81,0.863888889,424849.8711
0.976670079,0.784873555,0,1,60,0,0,0,16,98,0.411111111,435574.4318
0.975464787,0.785054794,0,1,60,0,0,0,15.1,95,0.372222222,448422.0228
0.97424027,0.785291534,0,1,60,0,0,0,14.6,98,1.141666667,445048.4901
0.972997352,0.785583751,0,1,40,0,0,1,14.9,97,0.238888889,440290.7746
0.971736843,0.785931414,0,1,20,0,0,0,13.1,99,0.236111111,320763.0922
0.970459536,0.78633448,0,1,10,0,0,0,13.4,99,0.258333333,251986.4214
0.969166203,0.78633448,0,1,50,0,1,0,14.3,99,0.822222222,432559.7213
0.967857602,0.786792899,0,1,60,0,0,0,14.4,93,1.119444444,441617.0133
0.966534469,0.787306611,0,1,60,0,0,0,16.3,97,1.191666667,448279.2873
0.965197523,0.787875545,0,1,60,0,0,0,14.4,90,0.994444444,447335.569
0.963847461,0.788499623,0,1,40,0,0,1,12.3,99,0.986111111,443317.6391
0.962484965,0.789178755,0,1,20,0,0,0,12.9,99,1.108333333,319323.303
0.961110695,0.789912844,0,1,10,0,0,0,12.7,99,1.016666667,243843.1319
0.959725291,0.790701783,0,1,50,0,1,0,15,95,0.708333333,437770.589
0.958329376,0.791545454,0,1,60,0,0,0,13,95,0.716666667,454680.7655
0.956923552,0.792443732,0,1,60,0,0,0,12.3,99,0.797222222,457554.6664
0.955508403,0.79339648,0,1,60,0,0,0,16.4,89,0.6,460762.0001
0.954084495,0.794403554,0,1,40,0,0,1,17.2,89,0.502777778,447598.8548
0.952652374,0.795464799,0,1,20,0,0,0,14.4,97,1.016666667,324044.5434
0.95121257,0.796580051,0,0,10,0,0,0,12.1,99,0.997222222,244346.9608
0.949765592,0.797749137,0,0,50,0,1,0,17.2,76,0.594444444,457027.7356
0.948311934,0.798971875,0,0,60,0,0,0,20.2,81,0.819444444,485508.794
0.946852074,0.800248072,0,0,60,0,0,0,15.9,87,0.622222222,482307.8
0.945386469,0.801577526,0,0,60,0,0,0,16.9,97,0.930555556,482503.997
0.943915565,0.802960028,0,0,40,0,0,1,12.5,94,1.088888889,472553.6694
0.942439787,0.804395355,0,0,20,0,0,0,15.6,100,0.2,327372.1063
0.940959549,0.80588328,0,0,10,0,0,0,16.6,99,0.844444444,253882.0565
0.939475248,0.807423562,0,0,50,0,1,0,12.7,95,0.825,474336.8912
0.937987267,0.809015953,0,0,60,0,0,0,11.5,100,0.775,476776.4151
0.936495974,0.810660196,0,0,60,0,0,0,10.6,99,0.975,480562.6336
0.935001724,0.812356022,0,0,60,0,0,0,8.3,97,0.988888889,481778.6781
0.933504859,0.814103155,0,0,40,0,0,1,14.3,92,0.302777778,478768.597
0.93200571,0.815901309,0,0,20,0,0,0,13.4,81,1.002777778,328335.5063
0.930504593,0.817750188,0,0,10,0,0,0,15.8,76,0.205555556,255776.1163
0.929001814,0.819649487,0,0,50,0,1,0,13.9,100,0.802777778,468534.818
0.927497667,0.821598893,0,0,60,0,0,0,10.8,99,0.697222222,479746.1787
0.925992437,0.82359808,0,0,60,0,0,0,9.2,99,0.833333333,486131.5178
0.924486397,0.82359808,0,0,60,0,0,0,8.5,100,0.894444444,483659.2829
0.92297981,0.825646716,0,0,40,0,0,1,11.2,96,0.277777778,473859.4357
0.921472932,0.827744458,0,0,20,0,0,0,13,91,0.172222222,327984.8668
0.919966008,0.829890955,0,0,10,0,0,0,12.2,89,0.369444444,249857.4131
0.918459275,0.832085844,0,0,50,0,1,0,11.1,97,0.527777778,476231.9527
0.916952963,0.834328755,0,0,60,0,0,0,11.1,95,0.663888889,493097.3217
0.915447293,0.836619308,0,0,60,0,0,0,12.8,86,0.188888889,494778.5856
0.913942481,0.838957112,0,0,30,0,0,0,12.9,97,0.180555556,446974.522
0.912438734,0.84134177,0,0,40,0,0,1,13.5,94,0.163888889,497336.1948
0.910936255,0.843772872,0,0,20,0,0,0,17.3,96,0.258333333,397362.4235
0.90943524,0.84625,0,0,10,0,0,0,16.2,99,0.288888889,264425.4949
0.90793588,0.848772728,0,0,50,0,1,0,14.7,100,0.541666667,484566.5494
0.906438361,0.851340618,0,0,60,0,0,0,15,96,0.425,493457.6467

0.904942864,0.853953224,0,0,60,0,0,0,14.9,93,0.155555556,499524.5073
0.903449567,0.856610092,0,0,60,0,0,0,12.2,98,0.255555556,498533.2341
0.901958644,0.859310755,0,0,40,0,0,1,13.7,95,0.227777778,493835.9509
0.900470264,0.86205474,0,0,20,0,0,0,14.3,96,0.255555556,341789.4706
0.898984597,0.864841563,0,0,10,0,0,0,11,99,0.322222222,262956.0421
0.897501805,0.86767073,0,0,50,0,1,0,13.8,96,0.602777778,486672.428
0.896022053,0.87054174,0,0,60,0,0,0,11.6,95,0.6,493857.2179
0.894545501,0.87345408,0,0,60,0,0,0,10.4,83,0.116666667,505328.722
0.893072309,0.876407229,0,0,60,0,0,0,9.6,97,0.066666667,521459.0377
0.891602635,0.879400655,0,0,40,0,0,1,7,99,0.5,504528.1025
0.890136636,0.88243382,0,0,20,0,0,0,9.3,96,0.527777778,340326.9151
0.888674471,0.885506173,0,0,10,0,0,0,8.7,85,0.547222222,262741.765
0.887216296,0.888617155,0,0,50,0,1,0,11.9,99,0.266666667,504087.0196
0.885762269,0.891766198,0,0,60,0,0,0,12.3,95,0.111111111,512839.9815
0.884312548,0.894952724,0,0,60,0,0,0,12.6,97,0.080555556,511599.7609
0.882867292,0.898176145,0,0,60,0,0,0,14.9,86,0.027777778,521172.3758
0.881426663,0.901435866,0,0,40,0,0,1,14.5,91,0.052777778,516033.6118
0.879990821,0.90473128,0,0,20,0,0,0,12.5,93,0.047222222,340657.7651
0.878559931,0.908061771,0,0,10,0,0,0,15.8,95,0.027777778,268500.3955
0.87713416,0.911426716,0,1,30,0,0,0,10.6,99,0.158333333,429617.7546
0.875713675,0.914825478,1,1,10,0,0,0,12.4,94,0.016666667,313261.6615
0.874298649,0.918257416,0,1,50,0,0,0,8.3,98,0.030555556,483798.7823
0.872889257,0.921721875,0,1,60,0,0,0,12.4,96,0.116666667,493843.6605
0.871485676,0.925218193,0,1,40,0,0,1,7.5,97,0.141666667,491870.9385
0.870088088,0.928745699,0,1,20,0,0,0,4.2,99,0.041666667,360502.9101
0.868696679,0.932303711,0,1,10,0,0,0,3.2,97,0.113888889,289797.2493
0.867311639,0.935891538,0,1,50,0,1,0,9.1,97,0.122222222,497203.3511
0.865933162,0.93950848,0,1,60,0,0,0,8.2,93,0.013888889,500793.6155
0.864561447,0.943153828,0,1,60,0,0,0,7.4,92,0.069444444,509915.9228
0.8631967,0.946826862,0,1,60,0,0,0,8.6,89,0.030555556,514749.0895
0.861839128,0.950526855,0,1,40,0,0,1,11,93,0.088888889,502004.2534
0.860488946,0.954253068,0,1,20,0,0,0,3.9,99,0.04,372299.7398
0.859146376,0.958004755,0,0,10,0,0,0,8.7,98,0.09,291212.2641
0.857811643,0.961781159,0,0,50,0,1,0,10.9,99,0.1,528245.348
0.856484979,0.965581513,0,0,60,0,0,0,11.3,92,0.111111111,546631.6965
0.855166622,0.969405043,0,0,60,0,0,0,4.2,99,0.133333333,554110.2447
0.853856818,0.973250963,0,0,60,0,0,0,8.2,93,0.025,550349.1984
0.852555818,0.97711848,0,0,40,0,0,1,6.1,99,0.202777778,546300.8851
0.851263881,0.98100679,0,0,20,0,0,0,10.6,92,0.122222222,374720.9047
0.84998127,0.984915079,0,0,10,0,0,0,8.2,99,0.219444444,294389.0601
0.848708257,0.988842526,0,0,50,0,1,0,9.1,96,0.144444444,533704.9585
0.847445123,0.992788298,0,0,60,0,0,0,11.9,84,0.080555556,538662.9677
0.846192152,0.996751555,0,0,60,0,0,0,11.76,0.027777778,550504.8689
0.844949638,1.000731445,0,0,60,0,0,0,10.3,80,0.052777778,551930.291
0.843717882,1.004727109,0,0,40,0,0,1,8.7,90,0.047222222,548030.4846
0.842497191,1.008737677,0,0,20,0,0,0,11.9,96,0.027777778,373909.656
0.797017122,1.01276227,0,0,10,1,0,0,10.3,78,0.158333333,295835.4859
0.795819514,1.0168,0,0,50,1,1,0,12.4,72,0.016666667,499182.9967
0.79463394,1.0168,0,0,60,1,0,1,8.6,74,0.030555556,545500.6578
0.793460735,1.020849969,1,0,10,1,0,0,8.2,82,0.116666667,339164.5929
0.792300244,1.024911271,0,0,50,1,1,0,4.2,93,0.141666667,542495.8165
0.791152818,1.028982987,0,0,40,1,0,1,6.5,87,0.041666667,541858.723
0.790018815,1.033064194,0,0,20,1,0,0,7.89,0.113888889,373590.3779
0.7888986,1.037153955,0,0,10,1,0,0,5.2,92,0.122222222,295011.0731
0.787792545,1.041251326,0,0,50,1,1,0,7.70,0.013888889,545195.729
0.786701027,1.045355352,0,0,60,1,0,0,6.4,88,0.069444444,560318.2461
0.785624431,1.04946507,0,0,60,1,0,0,8.2,89,0.030555556,559286.2102

0.784563145,1.053579506,0,0,60,1,0,0,7.7,89,0.088888889,561825.6247
0.783517567,1.05769768,0,0,40,1,0,1,6.6,80,0.08,557250.0404
0.782488095,1.061818598,0,0,20,1,0,0,6.8,77,0.061111111,379703.2968
0.781475137,1.06594126,0,0,10,1,0,0,6.6,70,0.05,297977.737
0.780479103,1.070064655,0,0,50,1,1,0,8.6,94,0.061111111,550679.3228
0.779500405,1.074187763,0,0,60,1,0,0,6.4,99,0.027777778,565044.0195
0.778539464,1.078309555,0,0,60,1,0,0,4.7,98,0.069444444,562241.212
0.777596698,1.082428991,0,0,60,1,0,0,5.5,85,0.066666667,562343.3899
0.776672533,1.086545025,0,0,40,1,0,1,7.2,91,0.041666667,556469.9317
0.775767393,1.090656597,0,0,20,1,0,0,4.3,92,0.019444444,376667.06
0.774881705,1.094762641,0,0,10,1,0,0,8.3,72,0.011111111,297240.0584
0.774015899,1.09886208,0,0,50,1,1,0,6.4,91,0.016666667,545868.9094
0.773170401,1.102953829,0,0,60,1,0,0,1.8,92,0.072222222,563861.7254
0.77234564,1.107036792,0,0,60,1,0,0,7.7,84,0.033333333,567962.8886
0.771542042,1.111109866,0,0,60,1,0,0,4.5,91,0.008333333,571541.1911
0.770760031,1.115171934,0,0,40,1,0,1,7.8,88,0.011111111,562354.1479
0.77000003,1.119221875,0,0,20,1,0,0,2.1,93,0.025,380634.6356
0.769262457,1.123258555,0,0,10,1,0,0,5.3,96,0.041666667,302634.2487
0.768547726,1.127280832,0,0,50,1,1,0,6.4,86,0.025,552668.7823
0.767856246,1.131287554,0,0,60,1,0,0,6.6,96,0.005555556,562938.773
0.76718842,1.13527756,0,0,60,1,0,0,8.7,90,0.041666667,563774.195
0.766544646,1.13924968,0,0,60,1,0,0,12,84,0.011111111,563663.1226
0.76592531,1.143202733,0,0,40,1,0,1,9,91,0.022222222,509836.0525
0.765330794,1.147135531,0,0,20,1,0,0,10.3,95,0.022222222,369192.5821
0.764761469,1.151046874,0,0,10,1,0,0,10,87,0.002777778,317381.1547
0.764217695,1.154935555,0,0,50,1,1,0,3.2,96,0.022222222,535111.5061
0.763699821,1.158800355,0,0,60,1,0,0,6.3,92,0.030555556,541906.1122
0.763208186,1.162640048,0,0,60,1,0,0,9.9,79,0.005555556,521841.6015
0.762743112,1.166453398,0,0,60,1,0,0,7.4,97,0.027777778,519508.6459
0.762304913,1.170239158,0,0,40,1,0,1,11,82,0.008333333,513200.5985
0.761893883,1.173996074,0,0,20,1,0,0,10.2,75,0.019444444,374982.6339
0.761510304,1.17772288,0,0,10,1,0,0,7.9,81,0.005555556,337994.4783
0.761154441,1.181418303,0,0,50,1,1,0,10.1,92,0.022222222,557655.6215
0.760826543,1.18508106,0,0,60,1,0,0,13.3,92,0.008333333,564097.0452
0.76052684,1.188709857,0,0,60,1,0,0,12.7,70,0.019444444,561752.5584
0.760255544,1.192303393,0,0,60,1,0,0,7.1,81,0.013888889,564101.371
0.76001285,1.195860355,0,0,40,1,0,1,5.3,83,0.005555556,514632.8995
0.759798933,1.199379423,0,0,20,1,0,0,2.6,93,0.008333333,376430.4753
0.759613946,1.202859266,0,0,10,1,0,0,2.6,88,0.008333333,351412.9483
0.759458024,1.206298544,0,0,50,1,1,0,1.6,92,0.016666667,563704.4361
0.759331282,1.209695908,0,0,60,1,0,0,-1.5,99,0.025,571058.9632
0.75923381,1.21305,0,0,60,1,0,0,-0.6,86,0.027777778,566856.0489
0.759165682,1.216359451,0,0,60,1,0,0,-0.7,65,0.019444444,551791.4136
0.759126945,1.219622883,0,1,40,1,0,1,-4.4,77,0.027777778,451844.0497
0.759117629,1.222838911,0,1,20,1,0,0,-8,93,0.025,376106.3631
0.759137739,1.226006136,0,1,10,1,0,0,-1.6,98,0.016666667,350995.2395
0.759187259,1.229123155,1,1,10,1,0,0,-0.9,99,0.011111111,337843.5265
0.759266152,1.232188551,1,1,10,1,0,0,-2.4,89,0.008333333,338175.8617
0.759374359,1.2352009,0,1,30,1,1,0,-1.4,94,0.013888889,440963.0529
0.759511798,1.238158769,0,1,30,1,0,0,-0.3,96,0.008333333,441324.573
0.759678367,1.241060713,0,1,30,1,0,1,-0.3,88,0.019444444,394160.56
0.759873942,1.24390528,0,1,20,1,0,0,0.8,93,0.008333333,356654.4094
0.760098381,1.24390528,0,1,10,1,0,1,-2.5,95,0.025,348751.3098
0.762243848,1.24203012,1,1,10,1,0,0,1.1,72,0.02,269358.3687
0.762679757,1.243921754,0,1,50,1,1,0,4.5,94,0.011111111,459454.9515
0.763142521,1.245676808,0,1,60,1,0,0,8.2,84,0.016666667,482225.108
0.763631827,1.24729718,0,1,60,1,0,0,6.2,82,0.005555556,485225.2632



0.764147347,1.248784755,0,1,40,1,0,1,6.5,83,0.0027777778,486524.7545
0.764688742,1.250141412,0,1,20,1,0,0,6.4,97,0.0083333333,357475.8972
0.765255659,1.251369019,0,0,10,1,0,0,4.8,87,0.016666667,298228.4947
0.765847735,1.252469434,0,0,50,1,1,0,3.8,91,0.030555556,539565.4341
0.766464595,1.253444508,0,0,60,1,0,0,4.9,92,0.016666667,550524.4365
0.767105857,1.25429608,0,0,60,1,0,0,-0.8,99,0.0277777778,556279.7254
0.767771127,1.255025981,0,0,60,1,0,0,1.7,90,0.022222222,556756.6967
0.768460006,1.255636031,0,0,40,1,0,1,-1.6,92,0.016666667,563721.1766
0.769172087,1.256128044,0,0,20,1,0,0,-2.6,97,0.036111111,384685.4096
0.769906956,1.256503821,0,0,10,1,0,0,-5.7,97,0.019444444,310661.4426
0.770664195,1.256765155,0,0,50,1,1,0,-4.4,89,0.05,556527.1361
0.771443381,1.25691383,0,0,60,1,0,0,-7.8,96,0.047222222,577471.3536
0.772244089,1.25695162,0,0,60,1,0,0,-9,95,0.041666667,578846.7629
0.773065888,1.256880289,0,0,60,1,0,0,-4,89,0.022222222,576859.3968
0.773908348,1.256701594,0,0,40,1,0,1,0,90,0.008333333,561748.0311
0.774771037,1.25641728,0,0,20,1,0,0,-0.2,99,0.033333333,379291.0514
0.775653522,1.256029083,0,0,10,1,0,0,-1.3,99,0.033333333,314204.7869
0.776555369,1.255538732,0,0,50,1,1,0,0,1,99,0.027777778,557572.4561
0.777476148,1.254947942,0,0,60,1,0,0,4.6,98,0.027777778,560414.3199
0.778415428,1.254258424,0,0,60,1,0,0,12.1,72,0.016666667,551103.3957
0.779372781,1.253471875,0,0,60,1,0,0,3.3,93,0.016666667,554537.5125
0.78034778,1.252589985,0,0,40,1,0,1,3.7,93,0.030555556,544487.029
0.781340005,1.251614435,0,0,20,1,0,0,2.2,91,0.011111111,371430.0138
0.782349036,1.250546895,0,0,10,1,0,0,3.3,92,0.066666667,305137.171
0.783374459,1.249389026,0,0,50,1,1,0,1.5,99,0.072222222,547498.2387
0.784415864,1.24814248,0,0,60,1,0,0,1.6,87,0.047222222,562587.7723
0.785472846,1.24814248,0,0,60,1,0,0,-0.4,99,0.044444444,561865.8562
0.786545006,1.2468089,0,0,60,1,0,0,-2,99,0.025,565825.3156
0.787631951,1.245389918,0,0,40,1,0,1,-2.2,99,0.016666667,566199.8325
0.788733293,1.243887159,0,0,20,1,0,0,-2.3,95,0.033333333,398201.9441
0.78984865,1.242302236,0,0,10,1,0,0,-2.7,99,0.019444444,314203.2357
0.790977649,1.240636755,0,0,50,1,1,0,6.8,96,0.013888889,551161.6314
0.792119922,1.238892311,0,0,60,1,0,0,9.8,93,0.011111111,553034.817
0.793275108,1.237070489,0,0,60,1,0,0,9,90,0.036111111,561359.2085
0.794442854,1.235172867,0,0,60,1,0,0,9.6,82,0.122222222,546874.1436
0.795622812,1.233201011,0,0,40,1,0,1,0.9,98,0.14,553275.8346
0.796814646,1.23115648,0,0,20,1,0,0,-2,99,0.155555556,379737.1243
0.798018024,1.229040822,0,0,10,1,0,0,6.7,72,0.033333333,296957.0097
0.799232621,1.226855575,0,0,50,1,1,0,10.5,82,0.077777778,538034.2135
0.800458123,1.22460227,0,0,60,1,0,0,4.7,93,0.038888889,549750.557
0.80169422,1.222282426,0,0,60,1,0,0,3.4,90,0.086111111,553941.1207
0.802940612,1.219897555,0,0,60,1,0,0,-1.8,99,0.2,557355.927
0.804197006,1.217449157,0,0,40,1,0,1,-1.1,99,0.194444444,546027.3049
0.805463116,1.214938725,0,0,20,1,0,0,3.4,98,0.041666667,373055.8809
0.806738664,1.212367741,0,0,10,1,0,0,1.9,94,0.102777778,304187.2036
0.808023379,1.209737678,0,0,50,1,1,0,3.7,97,0.061111111,548724.3683
0.809316999,1.20705,0,0,60,1,0,0,4.2,90,0.152777778,560630.4873
0.810619266,1.204306161,0,0,60,1,0,0,4.4,98,0.027777778,555592.7868
0.811929931,1.201507607,0,0,60,1,0,0,4,90,0.202777778,550991.852
0.813248752,1.198655771,0,0,40,1,0,1,0.3,94,0.286111111,540916.3155
0.814575494,1.195752082,0,0,20,1,0,0,-4.2,73,0.263888889,371009.2006
0.815909926,1.192797955,0,0,10,1,0,0,-1.5,87,0.266666667,301142.5716
0.817251828,1.189794798,1,0,30,1,1,0,0.3,95,0.097222222,461538.3118
0.818600981,1.186744008,0,0,50,1,0,0,-3.3,92,0.272222222,536601.3654
0.819957176,1.183646974,0,0,60,1,0,0,0.8,71,0.227777778,547078.058
0.821320208,1.17409215,0,0,60,1,0,0,1.9,97,0.111111111,549786.375
0.822689877,1.170823836,0,0,40,1,0,1,0,1,99,0.161111111,542418.7941

0.82406599,1.167516079,0,0,20,1,0,0,-1.6,92,0.091666667,364155.6796
0.825448356,1.164170211,0,0,10,1,0,0,-0.1,88,0.091666667,296554.6512
0.826836793,1.160787555,0,0,50,1,1,0,0.8,88,0.111111111,536513.1544
0.828231121,1.157369423,0,0,60,1,0,0,-2.1,86,0.4,543200.9337
0.829631163,1.153917121,0,0,60,1,0,0,1.5,76,0.047222222,531032.2482
0.831036749,1.150431941,0,0,60,1,0,0,5.1,95,0.144444444,532060.8566
0.83244771,1.146915169,0,0,40,1,0,1,8.6,86,0.313888889,507417.1333
0.833863883,1.14336808,0,0,20,1,0,0,8.8,97,0.138888889,350511.9024
0.835285105,1.139791941,0,0,10,1,0,0,10,96,0.308333333,275149.572
0.836711219,1.136188008,0,0,50,1,1,0,10,85,0.236111111,507738.185
0.838142068,1.13255753,0,0,60,1,0,0,4.9,84,0.294444444,512179.2659
0.839577499,1.128901742,0,0,60,1,0,0,4.9,85,0.375,521666.8984
0.841017359,1.125221875,0,0,60,1,0,0,0.4,99,0.261111111,526505.7713
0.842461498,1.121519147,0,0,40,1,0,1,5,98,0.097222222,512414.8876
0.843909766,1.117794768,0,0,20,1,0,0,3.5,83,0.091666667,351492.0557
0.845362016,1.114049938,0,0,10,1,0,0,2.9,99,0.075,288466.6229
0.846818099,1.110285848,0,0,50,1,1,0,1.9,95,0.147222222,512833.3223
0.848277867,1.10650368,0,0,60,1,0,0,-3.2,97,0.627777778,523547.1345
0.849741172,1.102704605,0,0,60,1,0,0,-0.2,69,0.091666667,523963.9256
0.851207866,1.098889787,0,0,60,1,0,0,2.3,99,0.080555556,522651.6589
0.8526778,1.095060378,0,0,40,1,0,1,3,95,0.086111111,518306.4524
0.854150822,1.091217523,0,0,20,1,0,0,3.5,99,0.191666667,355325.3949
0.89989754,1.087362355,0,0,10,0,0,0,1,98,0.1,295068.27
0.901376281,1.083496,0,0,50,0,1,0,0.3,81,0.263888889,538864.4075
0.902857647,1.079619574,0,0,60,0,0,0,-1.8,85,0.280555556,553346.0255
0.904341478,1.075734182,0,0,60,0,0,0,0.5,78,0.5,547387.0573
0.905827612,1.071840922,0,0,60,0,0,0,6.9,99,0.283333333,528243.2392
0.907315883,1.06794088,0,0,40,0,0,1,0.6,99,0.327777778,521176.5118
0.90880612,1.06794088,0,0,20,0,0,0,1.1,99,0.702777778,346141.1047
0.910298148,1.064035135,0,0,10,0,0,0,10.6,84,0.294444444,276610.1261
0.911791788,1.060124756,0,0,50,0,1,0,8,93,0.772222222,511214.4139
0.913286855,1.056210801,0,0,60,0,0,0,13,77,0.344444444,508640.2781
0.914783159,1.052294321,0,0,60,0,0,0,10.1,74,0.6,512947.3769
0.916280502,1.048376355,0,0,60,0,0,0,5,87,0.761111111,516637.2301
0.917778682,1.044457935,0,0,40,0,0,1,9,99,0.180555556,515310.6316
0.919277489,1.040540082,0,0,20,0,0,0,8.1,97,0.65,354372.9637
0.920776704,1.036623808,0,0,10,0,0,0,5.9,99,0.361111111,269630.317
0.922276103,1.032710116,0,1,50,0,1,0,2.5,96,0.219444444,461518.6918
0.923775452,1.0288,0,1,60,0,0,0,8.9,99,0.177777778,490940.1721
0.925274508,1.024894443,0,1,60,0,0,0,6.8,93,0.336111111,482982.5808
0.92677302,1.020994419,0,1,50,0,0,1,1.6,99,0.647222222,482223.3581
0.928270725,1.017100895,1,1,10,0,0,0,0.7,81,0.694444444,286909.6504
0.929767352,1.013214824,0,1,20,0,0,0,-2.4,90,0.883333333,317420.6289
0.931262618,1.009337155,1,1,10,0,0,0,4,99,0.269444444,271622.3181
0.93275623,1.005468823,1,1,10,0,0,0,4.3,99,0.311111111,264385.1208
0.934247883,1.001610756,0,1,50,0,1,0,4,94,0.616666667,460117.8124
0.935737258,0.997763873,0,1,60,0,0,0,4.4,96,0.136111111,477797.2803
0.937224026,0.993929081,0,1,60,0,0,0,1.6,96,0.461111111,474258.2569
0.938707844,0.99010728,0,1,40,0,0,1,2.4,96,0.366666667,475316.5903
0.940188355,0.98629936,0,1,20,0,0,0,0.6,99,1.027777778,340944.217
0.941665187,0.982506201,0,0,10,0,0,0,0.7,99,0.977777778,280411.4478
0.943137956,0.978728674,0,0,50,0,1,0,1.5,99,1.066666667,497914.3349
0.944606262,0.974967642,0,0,60,0,0,0,4.9,84,1.027777778,501602.6217
0.946069687,0.971223955,0,0,60,0,0,0,9.6,100,0.177777778,505959.7813
0.947527802,0.967498457,0,0,60,0,0,0,8.7,85,0.375,505540.8182
0.948980156,0.963791981,0,0,40,0,0,1,8.4,87,0.230555556,498348.4325
0.950426287,0.960105352,0,0,20,0,0,0,9.3,99,0.35,345550.8381

0.951865711,0.956439383,0,0,10,0,0,0,9.4,88,0.863888889,262751.8218
0.95329793,0.95279488,0,0,30,0,0,0,11.7,99,0.694444444,420823.1441
0.954722425,0.949172639,1,0,10,0,0,0,13.2,87,0.766666667,254436.2609
0.95613866,0.945573445,0,0,50,0,0,1,10,75,1.041666667,477179.4547
0.957546082,0.941998077,0,0,60,0,0,0,13.5,65,1.113888889,483482.142
0.958944118,0.938447301,0,0,30,0,0,1,8.5,100,0.2,436524.0295
0.960332173,0.934921875,0,0,20,0,0,0,5.8,84,1.272222222,390942.2985
0.961709638,0.931422549,0,0,10,0,0,0,5.7,88,1.127777778,264766.2089
0.963075881,0.927950061,0,0,50,0,1,0,8.1,77,1.294444444,482309.2275
0.964430252,0.924505141,0,0,60,0,0,0,8,89,0.602777778,492979.4957
0.965772079,0.921088511,0,0,60,0,0,0,12.5,92,1.186111111,482475.7256
0.967100673,0.91770088,0,0,60,0,0,0,16.2,57,1.280555556,477913.7292
0.968415324,0.914342951,0,0,40,0,0,1,14.9,79,1.313888889,474300.7414
0.969715304,0.911015416,0,0,20,0,0,0,15.3,55,1.219444444,330063.777
0.970999865,0.907718957,0,0,10,0,0,0,13.4,66,1.233333333,256939.0124
0.97226824,0.904454249,0,0,50,0,1,0,14.4,66,0.983333333,457638.249
0.973519643,0.901221955,0,0,60,0,0,0,11.9,85,1.219444444,476043.5991
0.974753272,0.89802273,0,0,60,0,0,0,13.8,83,1.141666667,475063.2921
0.975968307,0.894857218,0,0,60,0,0,0,11.9,89,1.180555556,479954.4498
0.977163909,0.891726057,0,0,40,0,0,1,9.6,78,0.313888889,477270.5346
0.978339228,0.888629872,0,0,20,0,0,0,10.1,91,1.127777778,340182.6
0.979493396,0.88556928,0,0,10,0,0,0,7.9,94,1.263888889,260779.297
0.980625531,0.882544889,0,0,50,0,1,0,9.7,86,1.347222222,464757.9658
0.981734741,0.879557297,0,0,60,0,0,0,8.9,89,1.463888889,468434.9727
0.982820122,0.876607092,0,0,60,0,0,0,13.2,62,1.441666667,468484.4358
0.983880761,0.873694855,1,0,10,0,0,0,14.1,79,1.402777778,262937.4616
0.984915737,0.870821155,0,0,30,0,0,0,9.9,86,1.483333333,377446.6151
0.985924122,0.867986552,0,0,20,0,0,0,12.5,68,1.277777778,297267.052
0.986904987,0.865191599,0,0,10,0,0,0,14.2,76,0.947222222,241400.4752
0.9878574,0.862436835,0,0,50,0,1,0,15.2,94,0.283333333,442179.2262
0.988780429,0.859722795,0,0,60,0,0,0,17,77,1.358333333,451290.2826
0.989673145,0.85705,0,0,60,0,0,0,13,83,1.458333333,460129.8111
0.990534628,0.85705,0,0,60,0,0,0,14.1,83,0.666666667,459405.0804

Таблица А14

1,2,3,4,5,6,7,8,9,10,11
0.992160248,0.854418964,1,0,10,0,0,0,11.4,84,0.969444444
0.992922595,0.851830192,0,0,30,0,0,0,14.8,88,0.858333333
0.993650134,0.849284178,0,0,20,0,0,0,13.7,94,1.344444444
0.994342017,0.846781407,0,0,10,0,0,0,16.2,98,0.288888889
0.994997417,0.844322355,0,0,50,0,1,0,14.4,84,0.352777778
0.995615537,0.841907489,0,0,60,0,0,0,11.1,97,0.305555556
0.996195608,0.839537265,0,0,60,0,0,0,11.3,94,0.452777778
0.996736899,0.837212132,0,0,60,0,0,0,8.5,99,1.452777778
0.997238711,0.834932527,0,0,40,0,0,1,16,67,1.377777778
0.99770039,0.83269888,0,0,20,0,0,0,19,82,1
0.998121322,0.83051161,1,0,10,0,0,0,15.1,83,1.427777778
0.998500941,0.828371126,1,0,10,0,0,0,13.4,75,1.355555556
0.99883873,0.82627783,0,0,50,0,1,0,16.5,85,1.447222222
0.999134224,0.824232112,0,0,60,0,0,0,15.5,92,0.294444444
0.999387011,0.822234355,0,0,60,0,0,0,14.4,95,0.994444444
0.999596737,0.820284931,0,0,30,0,0,1,9.3,88,1.252777778
0.999763105,0.818384202,0,0,20,0,0,0,8.9,85,1.558333333
0.999885878,0.816532523,0,0,10,0,0,0,12.5,72,1.455555556
0.999964881,0.814730237,0,0,50,0,1,0,17.9,71,1.486111111
1,0.81297768,0,0,60,0,0,0,20.8,59,1.413888889

0.999991184.0.811275176.0,0,60,0,0,0,22.3,61,1.238888889
0.999938446.0.809623042,1,0,20,0,0,0,14.5,95,0.966666667
0.99984186,0.808021584,0,0,30,0,0,0,15.1,75,0.811111111
0.999701564.0.806471099,0,0,20,0,0,0,10.9,97,0.925
0.999517756.0.804971875,0,0,10,0,0,0,11.7,87,0.525
0.999290696.0.80352419,0,0,50,0,1,0,10.8,81,0.891666667
0.999020702.0.802128314,0,0,60,0,0,0,10.1,75,1.086111111
0.998708151,0.800784504,0,0,60,0,0,0,9.3,81,0.563888889
0.998353474.0.799493013,0,1,60,0,0,0,10.8,81,0.786111111
0.997957155.0.79825408,0,1,40,0,0,1,10.6,74,1.194444444
0.997519729.0.797067937,0,1,20,0,0,0,10.6,86,0.341666667
0.997041778.0.795934805,0,1,10,0,0,0,14.94,0.616666667
0.996523931.0.794854897,0,1,50,0,1,0,15.9,95,0.908333333
0.995966857.0.793828415,0,1,60,0,0,0,13.4,100,0.886111111
0.995371265.0.792855555,0,1,60,0,0,0,15.7,97,0.297222222
0.994737898.0.791936499,0,1,60,0,0,0,13.3,95,1.311111111
0.994067533.0.791071423,0,1,40,0,0,1,12.2,80,0.572222222
0.993360975.0.790260492,0,1,20,0,0,0,9.7,91,0.913888889
0.992619056.0.789503862,0,1,10,0,0,0,12.7,89,0.35
0.991842629.0.78880168,0,1,50,0,1,0,14.3,82,0.463888889
0.991032567.0.788154082,0,1,60,0,0,0,11.5,97,0.513888889
0.99018976,0.787561198,0,1,60,0,0,0,11.1,89,1.297222222
0.989315109,0.787023144,0,1,60,0,0,0,10.6,92,0.222222222
0.988409527.0.78654003,0,1,40,0,0,1,13.2,94,0.502777778
0.987473934.0.786111955,0,1,20,0,0,0,11.3,93,0.844444444
0.986509254.0.78573901,0,1,10,0,0,0,11.6,96,0.319444444
0.985516413,0.785421275,0,1,50,0,1,0,12.2,93,0.311111111
0.98449634,0.785158823,0,1,60,0,0,0,11.6,96,0.408333333
0.983449956.0.784951713,0,1,60,0,0,0,13.1,96,0.427777778
0.982378182.0.7848,0,1,60,0,0,0,13.7,90,1.180555556
0.98128193,0.784703726,0,1,40,0,0,1,12.8,81,0.969444444
0.980162104.0.784662925,0,1,20,0,0,0,12.9,99,0.380555556
0.979019601.0.784677621,0,1,10,0,0,0,12.4,99,0.388888889
0.977855302.0.784747829,0,1,50,0,1,0,16.6,81,0.863888889
0.976670079.0.784873555,0,1,60,0,0,0,16.98,0.411111111
0.975464787.0.785054794,0,1,60,0,0,0,15.1,95,0.372222222
0.97424027,0.785291534,0,1,60,0,0,0,14.6,98,1.141666667
0.972997352.0.785583751,0,1,40,0,0,1,14.9,97,0.238888889
0.971736843.0.785931414,0,1,20,0,0,0,13.1,99,0.236111111
0.970459536.0.78633448,0,1,10,0,0,0,13.4,99,0.258333333
0.969166203.0.78633448,0,1,50,0,1,0,14.3,99,0.822222222
0.967857602.0.786792899,0,1,60,0,0,0,14.4,93,1.119444444
0.966534469.0.787306611,0,1,60,0,0,0,16.3,97,1.191666667
0.965197523.0.787875545,0,1,60,0,0,0,14.4,90,0.994444444
0.963847461.0.788499623,0,1,40,0,0,1,12.3,99,0.986111111
0.962484965.0.789178755,0,1,20,0,0,0,12.9,99,1.108333333
0.961110695.0.789912844,0,1,10,0,0,0,12.7,99,1.016666667
0.959725291.0.790701783,0,1,50,0,1,0,15.95,0.708333333
0.958329376.0.791545454,0,1,60,0,0,0,13.95,0.716666667
0.956923552.0.792443732,0,1,60,0,0,0,12.3,99,0.797222222
0.955508403.0.79339648,0,1,60,0,0,0,16.4,89,0.6
0.954084495.0.794403554,0,1,40,0,0,1,17.2,89,0.502777778
0.952652374.0.795464799,0,1,20,0,0,0,14.4,97,1.016666667
0.95121257,0.796580051,0,0,10,0,0,0,12.1,99,0.997222222
0.949765592.0.797749137,0,0,50,0,1,0,17.2,76,0.594444444
0.948311934,0.798971875,0,0,60,0,0,0,20.2,81,0.819444444
0.946852074,0.800248072,0,0,60,0,0,0,15.9,87,0.622222222

0.945386469,0.801577526,0,0,60,0,0,0,16.9,97,0.930555556
0.943915565,0.802960028,0,0,40,0,0,1,12.5,94,1.088888889
0.942439787,0.804395355,0,0,20,0,0,0,15.6,100,0.2
0.940959549,0.80588328,0,0,10,0,0,0,16.6,99,0.844444444
0.939475248,0.807423562,0,0,50,0,1,0,12.7,95,0.825
0.937987267,0.809015953,0,0,60,0,0,0,11.5,100,0.775
0.936495974,0.810660196,0,0,60,0,0,0,10.6,99,0.975
0.935001724,0.812356022,0,0,60,0,0,0,8.3,97,0.988888889
0.933504859,0.814103155,0,0,40,0,0,1,14.3,92,0.302777778
0.93200571,0.815901309,0,0,20,0,0,0,13.4,81,1.002777778
0.930504593,0.817750188,0,0,10,0,0,0,15.8,76,0.205555556
0.929001814,0.819649487,0,0,50,0,1,0,13.9,100,0.802777778
0.927497667,0.821598893,0,0,60,0,0,0,10.8,99,0.697222222
0.925992437,0.82359808,0,0,60,0,0,0,9.2,99,0.833333333
0.924486397,0.82359808,0,0,60,0,0,0,8.5,100,0.894444444
0.92297981,0.825646716,0,0,40,0,0,1,11.2,96,0.277777778
0.921472932,0.827744458,0,0,20,0,0,0,13.9,1,0.172222222
0.919966008,0.829890955,0,0,10,0,0,0,12.2,89,0.369444444
0.918459275,0.832085844,0,0,50,0,1,0,11.1,97,0.527777778
0.916952963,0.834328755,0,0,60,0,0,0,11.1,95,0.663888889
0.915447293,0.836619308,0,0,60,0,0,0,12.8,86,0.188888889
0.913942481,0.838957112,0,0,30,0,0,0,12.9,97,0.180555556
0.912438734,0.84134177,0,0,40,0,0,1,13.5,94,0.163888889
0.910936255,0.843772872,0,0,20,0,0,0,17.3,96,0.258333333
0.90943524,0.84625,0,0,10,0,0,0,16.2,99,0.288888889
0.90793588,0.848772728,0,0,50,0,1,0,14.7,100,0.541666667
0.906438361,0.851340618,0,0,60,0,0,0,15.96,0.425
0.904942864,0.853953224,0,0,60,0,0,0,14.9,93,0.155555556
0.903449567,0.856610092,0,0,60,0,0,0,12.2,98,0.255555556
0.901958644,0.859310755,0,0,40,0,0,1,13.7,95,0.227777778
0.900470264,0.86205474,0,0,20,0,0,0,14.3,96,0.255555556
0.898984597,0.864841563,0,0,10,0,0,0,11.99,0.322222222
0.897501805,0.86767073,0,0,50,0,1,0,13.8,96,0.602777778
0.896022053,0.87054174,0,0,60,0,0,0,11.6,95,0.6
0.894545501,0.87345408,0,0,60,0,0,0,10.4,83,0.116666667
0.893072309,0.876407229,0,0,60,0,0,0,9.6,97,0.066666667
0.891602635,0.879400655,0,0,40,0,0,1,7.99,0.5
0.890136636,0.88243382,0,0,20,0,0,0,9.3,96,0.527777778
0.888674471,0.885506173,0,0,10,0,0,0,8.7,85,0.547222222
0.887216296,0.888617155,0,0,50,0,1,0,11.9,99,0.266666667
0.885762269,0.891766198,0,0,60,0,0,0,12.3,95,0.111111111
0.884312548,0.894952724,0,0,60,0,0,0,12.6,97,0.080555556
0.882867292,0.898176145,0,0,60,0,0,0,14.9,86,0.027777778
0.881426663,0.901435866,0,0,40,0,0,1,14.5,91,0.052777778
0.879990821,0.90473128,0,0,20,0,0,0,12.5,93,0.047222222
0.878559931,0.908061771,0,0,10,0,0,0,15.8,95,0.027777778
0.87713416,0.911426716,0,1,30,0,0,0,10.6,99,0.158333333
0.875713675,0.914825478,1,1,10,0,0,0,12.4,94,0.016666667
0.874298649,0.918257416,0,1,50,0,0,0,8.3,98,0.030555556
0.872889257,0.921721875,0,1,60,0,0,0,12.4,96,0.116666667
0.871485676,0.925218193,0,1,40,0,0,1,7.5,97,0.141666667
0.870088088,0.928745699,0,1,20,0,0,0,4.2,99,0.041666667
0.868696679,0.932303711,0,1,10,0,0,0,3.2,97,0.113888889
0.867311639,0.935891538,0,1,50,0,1,0,9.1,97,0.122222222
0.865933162,0.93950848,0,1,60,0,0,0,8.2,93,0.013888889
0.864561447,0.943153828,0,1,60,0,0,0,7.4,92,0.069444444
0.8631967,0.946826862,0,1,60,0,0,0,8.6,89,0.030555556

0.861839128,0.950526855,0,1,40,0,0,1,11,93,0.088888889
0.860488946,0.954253068,0,1,20,0,0,0,3.9,99,0.04
0.859146376,0.958004755,0,0,10,0,0,0,8.7,98,0.09
0.857811643,0.961781159,0,0,50,0,1,0,10.9,99,0.1
0.856484979,0.965581513,0,0,60,0,0,0,11.3,92,0.111111111
0.855166622,0.969405043,0,0,60,0,0,0,4.2,99,0.133333333
0.853856818,0.973250963,0,0,60,0,0,0,8.2,93,0.025
0.852555818,0.97711848,0,0,40,0,0,1,6.1,99,0.202777778
0.851263881,0.98100679,0,0,20,0,0,0,10.6,92,0.122222222
0.84998127,0.984915079,0,0,10,0,0,0,8.2,99,0.219444444
0.848708257,0.988842526,0,0,50,0,1,0,9.1,96,0.144444444
0.847445123,0.992788298,0,0,60,0,0,0,11.9,84,0.080555556
0.846192152,0.996751555,0,0,60,0,0,0,11.76,0.027777778
0.844949638,1.000731445,0,0,60,0,0,0,10.3,80,0.052777778
0.843717882,1.004727109,0,0,40,0,0,1,8.7,90,0.047222222
0.842497191,1.008737677,0,0,20,0,0,0,11.9,96,0.027777778
0.797017122,1.01276227,0,0,10,1,0,0,10.3,78,0.158333333
0.795819514,1.0168,0,0,50,1,1,0,12.4,72,0.016666667
0.79463394,1.0168,0,0,60,1,0,1,8.6,74,0.030555556
0.793460735,1.020849969,1,0,10,1,0,0,8.2,82,0.116666667
0.792300244,1.024911271,0,0,50,1,1,0,4.2,93,0.141666667
0.791152818,1.028982987,0,0,40,1,0,1,6.5,87,0.041666667
0.790018815,1.033064194,0,0,20,1,0,0,7.89,0.113888889
0.7888986,1.037153955,0,0,10,1,0,0,5.2,92,0.122222222
0.787792545,1.041251326,0,0,50,1,1,0,7.70,0.013888889
0.786701027,1.045355352,0,0,60,1,0,0,6.4,88,0.069444444
0.785624431,1.04946507,0,0,60,1,0,0,8.2,89,0.030555556
0.784563145,1.053579506,0,0,60,1,0,0,7.7,89,0.088888889
0.783517567,1.05769768,0,0,40,1,0,1,6.6,80,0.08
0.782488095,1.061818598,0,0,20,1,0,0,6.8,77,0.061111111
0.781475137,1.06594126,0,0,10,1,0,0,6.6,70,0.05
0.780479103,1.070064655,0,0,50,1,1,0,8.6,94,0.061111111
0.779500405,1.074187763,0,0,60,1,0,0,6.4,99,0.027777778
0.778539464,1.078309555,0,0,60,1,0,0,4.7,98,0.069444444
0.777596698,1.082428991,0,0,60,1,0,0,5.5,85,0.066666667
0.776672533,1.086545025,0,0,40,1,0,1,7.2,91,0.041666667
0.775767393,1.090656597,0,0,20,1,0,0,4.3,92,0.019444444
0.774881705,1.094762641,0,0,10,1,0,0,8.3,72,0.011111111
0.774015899,1.09886208,0,0,50,1,1,0,6.4,91,0.016666667
0.773170401,1.102953829,0,0,60,1,0,0,1.8,92,0.072222222
0.77234564,1.107036792,0,0,60,1,0,0,7.7,84,0.033333333
0.771542042,1.111109866,0,0,60,1,0,0,4.5,91,0.008333333
0.770760031,1.115171934,0,0,40,1,0,1,7.8,88,0.011111111
0.77000003,1.119221875,0,0,20,1,0,0,2.1,93,0.025
0.769262457,1.123258555,0,0,10,1,0,0,5.3,96,0.041666667
0.768547726,1.127280832,0,0,50,1,1,0,6.4,86,0.025
0.767856246,1.131287554,0,0,60,1,0,0,6.6,96,0.005555556
0.76718842,1.13527756,0,0,60,1,0,0,8.7,90,0.041666667
0.766544646,1.13924968,0,0,60,1,0,0,12.84,0.011111111
0.76592531,1.143202733,0,0,40,1,0,1,9.91,0.022222222
0.765330794,1.147135531,0,0,20,1,0,0,10.3,95,0.022222222
0.764761469,1.151046874,0,0,10,1,0,0,10.87,0.002777778
0.764217695,1.154935555,0,0,50,1,1,0,3.2,96,0.022222222
0.763699821,1.158800355,0,0,60,1,0,0,6.3,92,0.030555556
0.763208186,1.162640048,0,0,60,1,0,0,9.9,79,0.005555556
0.762743112,1.166453398,0,0,60,1,0,0,7.4,97,0.027777778
0.762304913,1.170239158,0,0,40,1,0,1,11.7,82,0.008333333

0.761893883,1.173996074,0,0,20,1,0,0,10,2,75,0.019444444
0.761510304,1.17772288,0,0,10,1,0,0,7,9,81,0.005555556
0.761154441,1.181418303,0,0,50,1,1,0,10,1,92,0.022222222
0.760826543,1.18508106,0,0,60,1,0,0,13,3,92,0.008333333
0.76052684,1.188709857,0,0,60,1,0,0,12,7,70,0.019444444
0.760255544,1.192303393,0,0,60,1,0,0,7,1,81,0.013888889
0.76001285,1.195860355,0,0,40,1,0,1,5,3,83,0.005555556
0.759798933,1.199379423,0,0,20,1,0,0,2,6,93,0.008333333
0.759613946,1.202859266,0,0,10,1,0,0,2,6,88,0.008333333
0.759458024,1.206298544,0,0,50,1,1,0,1,6,92,0.016666667
0.759331282,1.209695908,0,0,60,1,0,0,-1,5,99,0.025
0.75923381,1.21305,0,0,60,1,0,0,-0,6,86,0.027777778
0.759165682,1.216359451,0,0,60,1,0,0,-0,7,65,0.019444444
0.759126945,1.219622883,0,1,40,1,0,1,-4,4,77,0.027777778
0.759117629,1.222838911,0,1,20,1,0,0,-8,9,3,0.025
0.759137739,1.226006136,0,1,10,1,0,0,-1,6,98,0.016666667
0.759187259,1.229123155,1,1,10,1,0,0,-0,9,99,0.011111111
0.759266152,1.232188551,1,1,10,1,0,0,-2,4,89,0.008333333
0.759374359,1.2352009,0,1,30,1,1,0,-1,4,94,0.013888889
0.759511798,1.238158769,0,1,30,1,0,0,-0,3,96,0.008333333
0.759678367,1.241060713,0,1,30,1,0,1,-0,3,88,0.019444444
0.759873942,1.24390528,0,1,20,1,0,0,0,8,93,0.008333333
0.760098381,1.24390528,0,1,10,1,0,1,-2,5,95,0.025
0.762243848,1.24203012,1,1,10,1,0,0,1,1,72,0.02
0.762679757,1.243921754,0,1,50,1,1,0,4,5,94,0.011111111
0.763142521,1.245676808,0,1,60,1,0,0,8,2,84,0.016666667
0.763631827,1.24729718,0,1,60,1,0,0,6,2,82,0.005555556
0.764147347,1.248784755,0,1,40,1,0,1,6,5,83,0.002777778
0.764688742,1.250141412,0,1,20,1,0,0,6,4,97,0.008333333
0.765255659,1.251369019,0,0,10,1,0,0,4,8,87,0.016666667
0.765847735,1.252469434,0,0,50,1,1,0,3,8,91,0.030555556
0.766464595,1.253444508,0,0,60,1,0,0,4,9,92,0.016666667
0.767105857,1.25429608,0,0,60,1,0,0,-0,8,99,0.027777778
0.767771127,1.255025981,0,0,60,1,0,0,1,7,90,0.022222222
0.768460006,1.255636031,0,0,40,1,0,1,-1,6,92,0.016666667
0.769172087,1.256128044,0,0,20,1,0,0,-2,6,97,0.036111111
0.769906956,1.256503821,0,0,10,1,0,0,-5,7,97,0.019444444
0.770664195,1.256765155,0,0,50,1,1,0,-4,4,89,0.05
0.771443381,1.25691383,0,0,60,1,0,0,-7,8,96,0.047222222
0.772244089,1.25695162,0,0,60,1,0,0,-9,9,95,0.041666667
0.773065888,1.256880289,0,0,60,1,0,0,-4,8,9,0.022222222
0.773908348,1.256701594,0,0,40,1,0,1,0,90,0.008333333
0.774771037,1.25641728,0,0,20,1,0,0,-0,2,99,0.033333333
0.775653522,1.256029083,0,0,10,1,0,0,-1,3,99,0.033333333
0.776555369,1.255538732,0,0,50,1,1,0,0,1,99,0.027777778
0.777476148,1.254947942,0,0,60,1,0,0,4,6,98,0.027777778
0.778415428,1.254258424,0,0,60,1,0,0,12,1,72,0.016666667
0.779372781,1.253471875,0,0,60,1,0,0,3,3,93,0.016666667
0.78034778,1.252589985,0,0,40,1,0,1,3,7,93,0.030555556
0.781340005,1.251614435,0,0,20,1,0,0,2,2,91,0.011111111
0.782349036,1.250546895,0,0,10,1,0,0,3,3,92,0.066666667
0.783374459,1.249389026,0,0,50,1,1,0,1,5,99,0.072222222
0.784415864,1.24814248,0,0,60,1,0,0,1,6,87,0.047222222
0.785472846,1.24814248,0,0,60,1,0,0,-0,4,99,0.044444444
0.786545006,1.2468089,0,0,60,1,0,0,-2,9,9,0.025
0.787631951,1.245389918,0,0,40,1,0,1,-2,2,99,0.016666667
0.788733293,1.243887159,0,0,20,1,0,0,-2,3,95,0.033333333

0.78984865,1.242302236,0,0,10,1,0,0,-2.7,99,0.019444444
0.790977649,1.240636755,0,0,50,1,1,0,6.8,96,0.013888889
0.792119922,1.238892311,0,0,60,1,0,0,9.8,93,0.011111111
0.793275108,1.237070489,0,0,60,1,0,0,9,90,0.036111111
0.794442854,1.235172867,0,0,60,1,0,0,9.6,82,0.122222222
0.795622812,1.233201011,0,0,40,1,0,1,0.9,98,0.14
0.796814646,1.23115648,0,0,20,1,0,0,-2.99,0.155555556
0.798018024,1.229040822,0,0,10,1,0,0,6.7,72,0.033333333
0.799232621,1.226855575,0,0,50,1,1,0,10.5,82,0.077777778
0.800458123,1.22460227,0,0,60,1,0,0,4.7,93,0.038888889
0.80169422,1.222282426,0,0,60,1,0,0,3.4,90,0.086111111
0.802940612,1.219897555,0,0,60,1,0,0,-1.8,99,0.2
0.804197006,1.217449157,0,0,40,1,0,1,-1.1,99,0.194444444
0.805463116,1.214938725,0,0,20,1,0,0,3.4,98,0.041666667
0.806738664,1.212367741,0,0,10,1,0,0,1.9,94,0.102777778
0.808023379,1.209737678,0,0,50,1,1,0,3.7,97,0.061111111
0.809316999,1.20705,0,0,60,1,0,0,4.2,90,0.152777778
0.810619266,1.204306161,0,0,60,1,0,0,4.4,98,0.027777778
0.811929931,1.201507607,0,0,60,1,0,0,4,90,0.202777778
0.813248752,1.198655771,0,0,40,1,0,1,0.3,94,0.286111111
0.814575494,1.195752082,0,0,20,1,0,0,-4.2,73,0.263888889
0.815909926,1.192797955,0,0,10,1,0,0,-1.5,87,0.266666667
0.817251828,1.189794798,1,0,30,1,1,0,0.3,95,0.097222222
0.818600981,1.186744008,0,0,50,1,0,0,-3.3,92,0.272222222
0.819957176,1.183646974,0,0,60,1,0,0,0.8,71,0.227777778
0.821320208,1.17409215,0,0,60,1,0,0,1.9,97,0.111111111
0.822689877,1.170823836,0,0,40,1,0,1,0.1,99,0.161111111
0.82406599,1.167516079,0,0,20,1,0,0,-1.6,92,0.091666667
0.825448356,1.164170211,0,0,10,1,0,0,-0.1,88,0.091666667
0.826836793,1.160787555,0,0,50,1,1,0,0.8,88,0.111111111
0.828231121,1.157369423,0,0,60,1,0,0,-2.1,86,0.4
0.829631163,1.153917121,0,0,60,1,0,0,1.5,76,0.047222222
0.831036749,1.150431941,0,0,60,1,0,0,5.1,95,0.144444444
0.83244771,1.146915169,0,0,40,1,0,1,8.6,86,0.313888889
0.833863883,1.14336808,0,0,20,1,0,0,8.8,97,0.138888889
0.835285105,1.139791941,0,0,10,1,0,0,10,96,0.308333333
0.836711219,1.136188008,0,0,50,1,1,0,10,85,0.236111111
0.838142068,1.13255753,0,0,60,1,0,0,4.9,84,0.294444444
0.839577499,1.128901742,0,0,60,1,0,0,4.9,85,0.375
0.841017359,1.125221875,0,0,60,1,0,0,0.4,99,0.261111111
0.842461498,1.121519147,0,0,40,1,0,1,5,98,0.097222222
0.843909766,1.117794768,0,0,20,1,0,0,3.5,83,0.091666667
0.845362016,1.114049938,0,0,10,1,0,0,2.9,99,0.075
0.846818099,1.110285848,0,0,50,1,1,0,1.9,95,0.147222222
0.848277867,1.10650368,0,0,60,1,0,0,-3.2,97,0.627777778
0.849741172,1.102704605,0,0,60,1,0,0,-0.2,69,0.091666667
0.851207866,1.098889787,0,0,60,1,0,0,2.3,99,0.080555556
0.8526778,1.095060378,0,0,40,1,0,1,3,95,0.086111111
0.854150822,1.091217523,0,0,20,1,0,0,3.5,99,0.191666667
0.89989754,1.087362355,0,0,10,0,0,0,1,98,0.1
0.901376281,1.083496,0,0,50,0,1,0,0.3,81,0.263888889
0.902857647,1.079619574,0,0,60,0,0,0,-1.8,85,0.280555556
0.904341478,1.075734182,0,0,60,0,0,0,0.5,78,0.5
0.905827612,1.071840922,0,0,60,0,0,0,6.9,99,0.283333333
0.907315883,1.06794088,0,0,40,0,0,1,0.6,99,0.327777778
0.90880612,1.06794088,0,0,20,0,0,0,1.1,99,0.702777778
0.910298148,1.064035135,0,0,10,0,0,0,10.6,84,0.294444444



0.911791788,1.060124756,0,0,50,0,1,0,8,93,0.772222222
0.913286855,1.056210801,0,0,60,0,0,0,13,77,0.344444444
0.914783159,1.052294321,0,0,60,0,0,0,10,1,74,0.6
0.916280502,1.048376355,0,0,60,0,0,0,5,87,0.761111111
0.917778682,1.044457935,0,0,40,0,0,1,9,99,0.180555556
0.919277489,1.040540082,0,0,20,0,0,0,8,1,97,0.65
0.920776704,1.036623808,0,0,10,0,0,0,5,9,99,0.361111111
0.922276103,1.032710116,0,1,50,0,1,0,2,5,96,0.219444444
0.923775452,1.0288,0,1,60,0,0,0,8,9,99,0.177777778
0.925274508,1.024894443,0,1,60,0,0,0,6,8,93,0.336111111
0.92677302,1.020994419,0,1,50,0,0,1,1,6,99,0.647222222
0.928270725,1.017100895,1,1,10,0,0,0,0,7,81,0.694444444
0.929767352,1.013214824,0,1,20,0,0,0,-2,4,90,0.883333333
0.931262618,1.009337155,1,1,10,0,0,0,4,99,0.269444444
0.93275623,1.005468823,1,1,10,0,0,0,4,3,99,0.311111111
0.934247883,1.001610756,0,1,50,0,1,0,4,94,0.616666667
0.935737258,0.997763873,0,1,60,0,0,0,4,4,96,0.136111111
0.937224026,0.993929081,0,1,60,0,0,0,1,6,96,0.461111111
0.938707844,0.99010728,0,1,40,0,0,1,2,4,96,0.366666667
0.940188355,0.98629936,0,1,20,0,0,0,0,6,99,1.027777778
0.941665187,0.982506201,0,0,10,0,0,0,0,7,99,0.977777778
0.943137956,0.978728674,0,0,50,0,1,0,1,5,99,1.066666667
0.944606262,0.974967642,0,0,60,0,0,0,4,9,84,1.027777778
0.946069687,0.971223955,0,0,60,0,0,0,9,6,100,0.177777778
0.947527802,0.967498457,0,0,60,0,0,0,8,7,85,0.375
0.948980156,0.963791981,0,0,40,0,0,1,8,4,87,0.230555556
0.950426287,0.960105352,0,0,20,0,0,0,9,3,99,0.35
0.951865711,0.956439383,0,0,10,0,0,0,9,4,88,0.863888889
0.95329793,0.95279488,0,0,30,0,0,0,11,7,99,0.694444444
0.954722425,0.949172639,1,0,10,0,0,0,13,2,87,0.766666667
0.95613866,0.945573445,0,0,50,0,0,1,10,75,1.041666667
0.957546082,0.941998077,0,0,60,0,0,0,13,5,65,1.113888889
0.958944118,0.938447301,0,0,30,0,0,1,8,5,100,0.2
0.960332173,0.934921875,0,0,20,0,0,0,5,8,84,1.272222222
0.961709638,0.931422549,0,0,10,0,0,0,5,7,88,1.127777778
0.963075881,0.927950061,0,0,50,0,1,0,8,1,77,1.294444444
0.964430252,0.924505141,0,0,60,0,0,0,8,89,0.602777778
0.965772079,0.921088511,0,0,60,0,0,0,12,5,92,1.186111111
0.967100673,0.91770088,0,0,60,0,0,0,16,2,57,1.280555556
0.968415324,0.914342951,0,0,40,0,0,1,14,9,79,1.313888889
0.969715304,0.911015416,0,0,20,0,0,0,15,3,55,1.219444444
0.970999865,0.907718957,0,0,10,0,0,0,13,4,66,1.233333333
0.97226824,0.904454249,0,0,50,0,1,0,14,4,66,0.983333333
0.973519643,0.901221955,0,0,60,0,0,0,11,9,85,1.219444444
0.974753272,0.89802273,0,0,60,0,0,0,13,8,83,1.141666667
0.975968307,0.894857218,0,0,60,0,0,0,11,9,89,1.180555556
0.977163909,0.891726057,0,0,40,0,0,1,9,6,78,0.313888889
0.978339228,0.888629872,0,0,20,0,0,0,10,1,91,1.127777778
0.979493396,0.88556928,0,0,10,0,0,0,7,9,94,1.263888889
0.980625531,0.882544889,0,0,50,0,1,0,9,7,86,1.347222222
0.981734741,0.879557297,0,0,60,0,0,0,8,9,89,1.463888889
0.982820122,0.876607092,0,0,60,0,0,0,13,2,62,1.441666667
0.983880761,0.873694855,1,0,10,0,0,0,14,1,79,1.402777778
0.984915737,0.870821155,0,0,30,0,0,0,9,9,86,1.483333333
0.985924122,0.867986552,0,0,20,0,0,0,12,5,68,1.277777778
0.986904987,0.865191599,0,0,10,0,0,0,14,2,76,0.947222222
0.9878574,0.862436835,0,0,50,0,1,0,15,2,94,0.283333333

0.988780429,0.859722795,0,0,60,0,0,0,17,77,1.358333333
0.989673145,0.85705,0,0,60,0,0,0,13,83,1.458333333
0.990534628,0.85705,0,0,60,0,0,0,14,1.83,0.666666667
0.991363963,0.854418964,0,0,40,0,0,1,10,8,91,1.313888889
0.992160248,0.851830192,0,0,20,0,0,0,11,4,99,0.84
0.992922595,0.849284178,1,0,10,0,0,0,7,9,87,0.561111111
0.993650134,0.846781407,1,0,10,0,0,0,8,5,83,0.519444444
0.994342017,0.844322355,0,0,50,0,1,0,10,5,89,0.497222222
0.994997417,0.841907489,0,0,60,0,0,0,12,8,86,0.916666667
0.995615537,0.839537265,0,0,60,0,0,0,12,7,78,0.305555556
0.996195608,0.837212132,0,0,40,0,0,1,9,4,95,1.138888889
0.996736899,0.834932527,0,0,20,0,0,0,8,4,83,1.355555556
0.997238711,0.83269888,0,0,10,0,0,0,9,9,79,1.438888889
0.99770039,0.83051161,0,0,50,0,1,0,11,2,77,1.144444444
0.998121322,0.828371126,0,0,60,0,0,0,11,8,76,0.55
0.998500941,0.82627783,0,0,60,0,0,0,11,6,86,0.936111111
0.99883873,0.824232112,1,0,10,0,0,0,11,4,85,1.397222222
0.999134224,0.822234355,0,0,30,0,0,0,15,66,0.691666667
0.999387011,0.820284931,0,0,20,0,0,0,13,4,92,1.430555556
0.999596737,0.818384202,0,0,10,0,0,0,14,8,95,0.8
0.999763105,0.816532523,0,0,50,0,1,0,12,6,99,0.65
0.999885878,0.814730237,0,0,60,0,0,0,11,1,78,0.936111111
0.999964881,0.81297768,0,0,60,0,0,0,10,2,91,1.275
1,0.811275176,0,0,60,0,0,0,15,9,78,1.197222222
0.999991184,0.809623042,0,0,40,0,0,1,11,4,97,0.541666667
0.999938446,0.808021584,0,0,20,0,0,0,11,8,93,1.205555556
0.99984186,0.806471099,0,0,10,0,0,0,12,5,97,1.438888889
0.999701564,0.804971875,0,0,50,0,1,0,13,6,89,1.430555556
0.999517756,0.80352419,0,0,60,0,0,0,14,3,88,1.402777778
0.999290696,0.802128314,0,0,60,0,0,0,18,8,71,0.563888889
0.999020702,0.800784504,0,0,60,0,0,0,16,7,97,1.294444444
0.998708151,0.799493013,0,0,40,0,0,1,17,77,1.386111111
0.998353474,0.79825408,0,0,20,0,0,0,17,89,0.7
0.997957155,0.797067937,0,0,10,0,0,0,14,6,99,1.319444444
0.997519729,0.795934805,0,0,50,0,1,0,13,6,95,1.158333333
0.997041778,0.794854897,0,0,60,0,0,0,15,2,93,1.463888889
0.996523931,0.793828415,0,0,60,0,0,0,16,9,67,1.494444444
0.995966857,0.792855555,0,1,60,0,0,0,20,5,70,1.422222222
0.995371265,0.791936499,0,1,40,0,0,1,20,8,67,1.030555556
0.994737898,0.791071423,0,1,20,0,0,0,18,4,99,1.036111111
0.994067533,0.790260492,0,1,10,0,0,0,17,4,95,0.122222222
0.993360975,0.789503862,0,1,50,0,1,0,15,8,99,0.272222222
0.992619056,0.78880168,0,1,60,0,0,0,15,7,90,1.125
0.991842629,0.788154082,0,1,60,0,0,0,15,78,1.183333333
0.991032567,0.787561198,0,1,60,0,0,0,14,79,1.041666667
0.99018976,0.787023144,0,1,40,0,0,1,13,7,87,1.188888889
0.989315109,0.78654003,0,1,20,0,0,0,14,4,96,0.725
0.988409527,0.786111955,0,1,10,0,0,0,13,9,89,0.688888889
0.987473934,0.78573901,0,1,50,0,1,0,13,8,87,0.822222222
0.986509254,0.785421275,0,1,60,0,0,0,11,6,100,0.55
0.985516413,0.785158823,0,1,60,0,0,0,13,6,99,1.1
0.98449634,0.784951713,0,1,60,0,0,0,15,9,77,0.333333333
0.983449956,0.7848,0,1,40,0,0,1,14,1,96,0.219444444
0.982378182,0.784703726,0,1,20,0,0,0,12,2,95,0.661111111
0.98128193,0.784662925,0,1,10,0,0,0,17,6,83,0.716666667
0.980162104,0.784677621,0,1,50,0,1,0,19,4,91,0.419444444
0.979019601,0.784747829,0,1,60,0,0,0,15,8,100,0.530555556

0.977855302.0.784873555.0,1,60,0,0,0,17,94,1.291666667
0.976670079.0.785054794.0,1,60,0,0,0,16.7,83,1.133333333
0.975464787.0.785291534.0,1,40,0,0,1,18.3,80,1.194444444
0.97424027.0.785583751.0,1,20,0,0,0,18.5,90,1.202777778
0.972997352.0.785931414.0,1,10,0,0,0,17,94,0.983333333
0.971736843.0.78633448,0,1,50,0,1,0,18.4,80,1.147222222
0.970459536.0.78633448,0,1,60,0,0,0,18.8,85,1.091666667
0.969166203.0.786792899,0,1,60,0,0,0,14.4,96,1.113888889
0.967857602.0.787306611,0,1,60,0,0,0,15.8,75,1.030555556
0.966534469.0.787875545,0,1,40,0,0,1,20.2,92,0.277777778
0.965197523.0.788499623,0,1,20,0,0,0,16.1,100,0.6
0.963847461.0.789178755,0,1,10,0,0,0,15.6,76,0.452777778
0.962484965.0.789912844,0,1,50,0,1,0,11.9,99,0.644444444
0.961110695.0.790701783,0,1,60,0,0,0,16.9,89,0.352777778
0.959725291.0.791545454,0,1,60,0,0,0,14.8,90,0.619444444
0.958329376.0.792443732,0,1,60,0,0,0,14.8,88,0.608333333
0.956923552.0.79339648,0,1,40,0,0,1,13.1,95,0.366666667
0.955508403.0.794403554,0,1,20,0,0,0,11.6,96,0.775
0.954084495.0.795464799,0,1,10,0,0,0,16.2,71,0.525
0.952652374.0.796580051,0,1,50,0,1,0,17.6,82,0.241666667
0.95121257.0.797749137,0,1,60,0,0,0,17.7,99,1.069444444
0.949765592.0.798971875,0,1,60,0,0,0,21.5,77,1.05
0.948311934.0.800248072,0,1,60,0,0,0,20.8,88,0.611111111
0.946852074.0.801577526,0,1,40,0,0,1,13.6,100,1.108333333
0.945386469.0.802960028,0,1,20,0,0,0,18.2,68,0.161111111
0.943915565.0.804395355,0,0,10,0,0,0,18.8,93,0.744444444
0.942439787.0.80588328,0,0,50,0,1,0,16.3,85,0.558333333
0.940959549.0.807423562,0,0,60,0,0,0,13.7,100,0.941666667
0.939475248.0.809015953,0,0,60,0,0,0,17.5,83,0.675
0.937987267.0.810660196,0,0,60,0,0,0,18.9,74,0.894444444
0.936495974.0.812356022,0,0,40,0,0,1,19.1,88,0.75
0.935001724.0.814103155,0,0,20,0,0,0,17.6,93,0.877777778
0.933504859.0.815901309,0,0,10,0,0,0,19.9,79,0.897222222
0.93200571,0.817750188,0,0,50,0,1,0,18.1,93,0.436111111
0.930504593.0.819649487,0,0,60,0,0,0,12.1,86,0.794444444
0.929001814.0.821598893,0,0,60,0,0,0,9.8,95,0.888888889
0.927497667.0.82359808,0,0,60,0,0,0,13.8,71,0.866666667
0.925992437.0.82359808,0,0,40,0,0,1,13.8,93,0.6
0.924486397.0.825646716,0,0,20,0,0,0,13.9,92,0.480555556
0.92297981,0.827744458,0,0,10,0,0,0,11.6,89,0.394444444
0.921472932.0.829890955,0,0,50,0,1,0,16.4,94,0.183333333
0.919966008.0.832085844,0,0,60,0,0,0,12.8,92,0.291666667
0.918459275.0.834328755,0,0,60,0,0,0,13.2,92,0.35
0.916952963.0.836619308,0,0,60,0,0,0,11.1,94,0.108333333
0.915447293.0.838957112,0,0,40,0,0,1,12.9,90,0.133333333
0.913942481.0.84134177,0,0,20,0,0,0,13.3,85,0.544444444
0.912438734.0.843772872,0,0,10,0,0,0,9.3,89,0.619444444
0.910936255.0.84625,0,0,50,0,1,0,12,85,0.297222222
0.90943524,0.848772728,0,0,60,0,0,0,10.9,77,0.294444444
0.90793588,0.851340618,0,0,60,0,0,0,12,87,0.577777778
0.906438361,0.853953224,0,0,60,0,0,0,13.4,92,0.322222222
0.904942864,0.856610092,0,0,40,0,0,1,10.8,93,0.280555556
0.903449567,0.859310755,0,0,20,0,0,0,12.2,92,0.080555556
0.901958644,0.86205474,0,0,10,0,0,0,9.4,94,0.372222222
0.900470264,0.864841563,0,0,50,0,1,0,8.5,96,0.280555556
0.898984597,0.86767073,0,0,60,0,0,0,4.4,97,0.655555556
0.897501805,0.87054174,0,0,60,0,0,0,10.7,84,0.366666667

0.896022053,0.87345408,0,0,60,0,0,0,11.4,95,0.083333333
0.894545501,0.876407229,0,0,40,0,0,1,11.5,95,0.194444444
0.893072309,0.879400655,0,0,20,0,0,0,10.3,94,0.502777778
0.891602635,0.88243382,0,0,10,0,0,0,10.8,95,0.069444444
0.890136636,0.885506173,0,0,50,0,1,0,9.2,94,0.469444444
0.888674471,0.888617155,0,0,60,0,0,0,7.5,95,0.436111111
0.887216296,0.891766198,0,0,60,0,0,0,7.6,95,0.305555556
0.885762269,0.894952724,0,0,60,0,0,0,11.6,96,0.333333333
0.884312548,0.898176145,0,0,40,0,0,1,14.2,91,0.377777778
0.882867292,0.901435866,0,0,20,0,0,0,11.4,94,0.391666667
0.881426663,0.90473128,0,0,10,0,0,0,15.4,94,0.15
0.879990821,0.908061771,0,0,50,0,1,0,17,78,0.047222222
0.878559931,0.911426716,0,0,60,0,0,1,15.9,87,0.058333333
0.87713416,0.914825478,1,0,10,0,0,0,13.9,89,0.075
0.875713675,0.918257416,0,0,50,0,1,0,12.8,86,0.227777778
0.874298649,0.921721875,0,0,40,0,0,1,9.6,92,0.205555556
0.872889257,0.925218193,0,0,20,0,0,0,9.2,95,0.063888889
0.871485676,0.928745699,0,0,10,0,0,0,14.8,92,0.194444444
0.870088088,0.932303711,0,1,50,0,1,0,15.4,66,0.166666667
0.868696679,0.935891538,0,1,60,0,0,0,12.4,80,0.141666667
0.867311639,0.93950848,0,1,60,0,0,0,12,88,0.261111111
0.865933162,0.943153828,0,1,60,0,0,0,13.2,81,0.116666667
0.864561447,0.946826862,0,1,40,0,0,1,9.7,94,0.330555556
0.8631967,0.950526855,0,1,20,0,0,0,10.5,90,0.230555556
0.861839128,0.954253068,0,1,10,0,0,0,13.7,86,0.225
0.860488946,0.958004755,0,1,50,0,1,0,12.8,95,0.158333333
0.859146376,0.961781159,0,1,60,0,0,0,14.2,88,0.216666667
0.857811643,0.965581513,0,1,60,0,0,0,6.5,96,0.208333333
0.856484979,0.969405043,0,1,60,0,0,0,11.5,93,0.172222222
0.855166622,0.973250963,0,1,40,0,0,1,13.2,89,0.141666667
0.853856818,0.97711848,0,1,20,0,0,0,12.6,70,0.305555556
0.852555818,0.98100679,0,0,10,0,0,0,10.1,89,0.044444444
0.851263881,0.984915079,0,0,50,0,1,0,13.4,80,0.194444444
0.84998127,0.988842526,0,0,60,0,0,0,7.7,95,0.033333333
0.848708257,0.992788298,0,0,60,0,0,0,12.3,96,0.180555556
0.847445123,0.996751555,0,0,60,0,0,0,11,96,0.038888889
0.846192152,1.000731445,0,0,40,0,0,1,10.8,94,0.172222222
0.844949638,1.004727109,0,0,20,0,0,0,12.8,90,0.038888889
0.799447123,1.008737677,0,0,10,1,0,0,11.5,93,0.05
0.798226432,1.01276227,0,0,50,1,1,0,8.1,93,0.130555556
0.797017122,1.0168,0,0,60,1,0,0,13.1,83,0.108333333
0.795819514,1.0168,0,0,40,1,0,0,16.4,76,0.033333333
0.79463394,1.020849969,1,0,10,1,0,0,7.3,86,0.141666667
0.793460735,1.024911271,0,0,30,1,0,0,6.7,89,0.066666667
0.792300244,1.028982987,0,0,20,1,0,0,9.7,86,0.058333333
0.791152818,1.033064194,0,0,10,1,0,0,8.9,87,0.1
0.790018815,1.037153955,0,0,50,1,1,0,5.5,86,0.125
0.7888986,1.041251326,0,0,60,1,0,0,7.5,80,0.030555556
0.787792545,1.045355352,0,0,60,1,0,0,7.9,90,0.038888889
0.786701027,1.04946507,0,0,60,1,0,0,7.4,93,0.013888889
0.785624431,1.053579506,0,0,40,1,0,1,1.5,95,0.088888889
0.784563145,1.05769768,0,0,20,1,0,0,-4.6,96,0.163888889
0.783517567,1.061818598,0,0,10,1,0,0,2.4,71,0.022222222
0.782488095,1.06594126,0,0,50,1,1,0,5.3,98,0.016666667
0.781475137,1.070064655,0,0,60,1,0,0,2.3,98,0.047222222
0.780479103,1.074187763,0,0,60,1,0,0,1.6,94,0.077777778
0.779500405,1.078309555,0,0,60,1,0,0,-4.2,98,0.088888889

0.778539464,1.082428991,0,0,40,1,0,1,4.3,97,0.016666667
0.777596698,1.086545025,0,0,20,1,0,0,6,97,0.016666667
0.776672533,1.090656597,0,0,10,1,0,0,6.1,98,0.019444444
0.775767393,1.094762641,0,0,50,1,1,0,4.7,99,0.019444444
0.774881705,1.09886208,0,0,60,1,0,0,5.5,97,0.016666667
0.774015899,1.102953829,0,0,60,1,0,0,7.6,88,0.019444444
0.773170401,1.107036792,0,0,60,1,0,0,8.7,93,0.013888889
0.77234564,1.111109866,0,0,40,1,0,1,1.4,95,0.041666667
0.771542042,1.115171934,0,0,20,1,0,0,4.1,93,0.005555556
0.770760031,1.119221875,0,0,10,1,0,0,7.1,98,0.01
0.77000003,1.123258555,0,0,50,1,1,0,7.4,95,0.013888889
0.769262457,1.127280832,0,0,60,1,0,0,-1.7,99,0.016666667
0.768547726,1.131287554,0,0,60,1,0,0,5.1,89,0.019444444
0.767856246,1.13527756,0,0,60,1,0,0,5.7,87,0.011111111
0.76718842,1.13924968,0,0,40,1,0,1,7.9,98,0.013888889
0.766544646,1.143202733,0,0,20,1,0,0,10.9,98,0.005555556
0.76592531,1.147135531,0,0,10,1,0,0,7.1,98,0.016666667
0.765330794,1.151046874,0,0,50,1,1,0,8.4,97,0.002777778
0.764761469,1.154935555,0,0,60,1,0,0,7.93,0.005555556
0.764217695,1.158800355,0,0,60,1,0,0,5.7,90,0.038888889
0.763699821,1.162640048,0,0,60,1,0,0,6.6,89,0.013888889
0.763208186,1.166453398,0,0,40,1,0,1,0.2,99,0.016666667
0.762743112,1.170239158,0,0,20,1,0,0,2.4,86,0.030555556
0.762304913,1.173996074,0,0,10,1,0,0,-1.8,91,0.027777778
0.761893883,1.17772288,0,0,50,1,1,0,-1.2,97,0.013888889
0.761510304,1.181418303,0,0,60,1,0,0,2.3,98,0.005555556
0.761154441,1.18508106,0,0,60,1,0,0,2.99,0.005555556
0.760826543,1.188709857,0,0,60,1,0,0,2.3,86,0.008333333
0.76052684,1.192303393,0,0,40,1,0,1,-8.2,85,0.038888889
0.760255544,1.195860355,0,0,20,1,0,0,-3.3,79,0.011111111
0.76001285,1.199379423,0,0,10,1,0,0,0.3,92,0.022222222
0.759798933,1.202859266,0,0,50,1,1,0,0.2,97,0.005555556
0.759613946,1.206298544,0,0,60,1,0,0,0.7,99,0.008333333
0.759458024,1.209695908,0,0,60,1,0,0,3.9,94,0.008333333
0.759331282,1.21305,0,0,60,1,0,0,-0.6,83,0.025
0.75923381,1.216359451,0,0,40,1,0,1,1.8,88,0.002777778
0.759165682,1.219622883,0,0,20,1,0,0,0.1,96,0.008333333
0.759126945,1.222838911,0,0,10,1,0,0,-7.9,95,0.030555556
0.759117629,1.226006136,0,1,30,1,0,1,-1.4,81,0.005555556
0.759137739,1.229123155,1,1,10,1,0,0,5.8,91,0.005555556
0.759187259,1.232188551,1,1,10,1,0,0,0.9,91,0.008333333
0.759266152,1.2352009,0,1,30,1,1,0,0.6,90,0.013888889
0.759374359,1.238158769,0,1,30,1,0,1,6.6,93,0.011111111
0.759511798,1.241060713,0,1,20,1,0,0,1.3,94,0.008333333
0.759678367,1.24390528,0,1,10,1,0,0,-0.6,93,0.044444444
0.759873942,1.24390528,0,1,30,1,0,1,-7.1,96,0.011111111

**Список публікацій здобувача 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 Х6ВФ / 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 40ХНМ / 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. Микротвердсть 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 12Х18Н10Т 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 12Х18Н10Т / 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. Zagulayavorska, 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., Bespalov 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 Міжнародна наука конференція «Наноструктурні матеріали – 2012: Росія–Україна–Білорусь» (НАНО-2012), Санкт-Петербург, Росія, 19-22 листопада 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 Міжнародна наука конференція «Нанорозмірні системи: будова, властивості, технології» (НАНСИС-2013), Київ, Україна, 19-22 листопада 2013. – С.162.

35. Дурягіна З.А. Використання лазерного легування для конструювання нанорозмірних фрагментів структури з високими корозійно-механічними властивостями / Дурягіна З.А., Цигилик Н.В., Беспалов С.А. // VI Міжнародна наука конференція «Наноструктурні матеріали – 2014: Білорусь–Росія–Україна» (НАНО-2014), Мінськ, Білорусь, 7-10 жовтня 2014. – С.249.

36. Дурягіна З.А. Наноструктурування поверхні сталі 04X13AG20 фемтосекундним лазерним випромінюванням / З.А. Дурягіна, С.А. Беспалов, В.Н. Уваров, С.А. Ольшевська, В.Я. Підкова // VI Міжнародна наука конференція «Наноструктурні матеріали – 2014: Білорусь–Росія–Україна» (НАНО-2014), Мінськ, Білорусь, 7-10 жовтня 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-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ 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. Віалопіотрович, 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.

**Відомості про апробацію результатів дисертації**

**ПРИВАТНЕ АКЦІОНЕРНЕ  
ТОВАРИСТВО «КИЇВСЬКИЙ  
ЕЛЕКТРОВАГОНРЕМОНТНИЙ  
ЗАВОД»**

*буль. Ползунова, 2, м. Київ, 03049,  
тел. (044)248-04-22, факс (044)520-10-29  
e-mail: info@kevrz.com.ua  
код ЄДРПОУ 00480247*



**PRIVATE JOINT STOCK COMPANY  
«KYIV ELECTRICAL  
CARRIAGE-REPAIR PLANT»**

*2, Polzunova, Str., Kyiv, 03049, Ukraine,  
tel. (044) 248-04-22, faks (044) 520-10-29  
e-mail: info@kevrz.com.ua*

## **АКТ**

про використання результатів дисертаційної роботи

Беспалова Сергія Анатолійовича

«Структурно-морфологічні принципи зносостійкості

та їх реалізація в керуванні працездатністю низьколегованих сталей»,

представленої на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

за спеціальністю 05.02.04 «Тертя та зношування в машинах»

Приватне акціонерне товариство «Київський електровагоноремонтний завод» підтверджує, що результати дисертаційної роботи Беспалова Сергія Анатолійовича використані для оптимізації режимів термічного оброблення валу вузла малої шестерні тягового редуктора та шестерні компресора ЕК-7 електропоїзда ЕР-9М.

**Т.в.о. Голови правління  
ПрАТ «КЕВРЗ»**



**О.О. Ющішин**

ЗАТВЕРДЖУЮ  
Проректор з наукової роботи  
Української академії друкарства  
к.т.н., професор В.З. Маїк



2020 р.

## АКТ

про використання у навчальному процесі Української академії друкарства  
результатів дисертаційної роботи Беспалова Сергія Анатолійовича  
«Структурно-морфологічні принципи зносостійкості та їх реалізація в  
керуванні працездатністю низьколегованих сталей»,  
представленої на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук  
за спеціальністю 05.02.04 «Тертя та зношування в машинах»

Даний акт складений про те, що результати наукових досліджень, які  
отримані при виконанні дисертаційної роботи Беспалова Сергія Анатолійовича,  
використовуються у навчальному процесі кафедри інженерної механіки  
Української академії друкарства при викладанні лекційних курсів для підготовки  
бакалаврів та магістрів за напрямками 131 «Прикладна механіка» та 133 «Галузеве  
машинобудування».

Завідувач кафедри інженерної механіки  
к.т.н., доцент

М.Ф.Ясінський