

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ**  
Національний університет «Запорізька політехніка»

**КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ**

з дисципліни

**«Термічні методи підвищення строку служби вузлів тертя»**  
для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка»  
освітньої програми «Відновлення та підвищення зносостійкості  
деталей і конструкцій»

Конспект лекцій з дисципліни «Термічні методи підвищення строку служби вузлів тертя» для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка» освітньої програми «Відновлення та підвищення зносостійкості деталей і конструкцій» / Укл. М.М. Бриков. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка», 2021. – 74 с.

Укладач: М.М. Бриков, д-р техн. наук, професор  
Рецензент: С.М. Попов, д-р філос. наук, професор  
Редактор: І.П. Аверченко  
Відповідальний за випуск: Т.О. Акритова

Затверджено  
на засіданні кафедри ОТЗВ  
Протокол № 10 від 31.03.2021

Рекомендовано до видання  
НМК Інженерно-фізичного факультету  
Протокол № 8 від 13.04.2021

**ЗМІСТ**

Вступ.....	4
1 Зношування, знос, зносостійкість.....	5
2 Потенційні можливості підвищення зносостійкості матеріалів методами термічної обробки в різних умовах руйнування поверхні ..	33
3 Підвищення зносостійкості деталей машин за умов абразивного зношування.....	40
4 Зносостійкість сталей за умов механічного зношування .....	65
Перелік рекомендованої літератури .....	72

## ВСТУП

Тертя та знос призводять до значних енергетичних втрат, що дорівнюють приблизно 20% загального світового енергоспоживання. Великі кошти витрачаються на відновлення зношеного обладнання, виробництво змінних частин. Знос вважається більш критичним, ніж тертя, оскільки він здатний спричинити катастрофічні пошкодження деталей і відмову обладнання, значні витрати часу і коштів на ремонт. Найбільш значних втрат від зносу зазнає гірничодобувна галузь. Серед усіх видів зношування найбільш інтенсивним є абразивне. Втрати від абразивного зношування оцінюють у 4% від валового національного продукту промислово розвинених країн. Таким чином, здатність призначати методи забезпечення високої, або, щонайменше, прийнятної зносостійкості деталей машин є однією з ключових здібностей фахівця.

Термічні методи підвищення зносостійкості деталей і, отже, строку служби вузлів тертя є, ймовірно, найголовнішими, коли йдеться про зношування сплавів на основі заліза, а також інших металевих матеріалів. Раціональне використання термічних методів в певних випадках дозволяє підвищувати зносостійкість матеріалів на порядок, або навіть більше. Але необхідно враховувати, що зносостійкість матеріалу не є його властивістю, а залежить як від самого матеріалу, так і від умов тертя. Тому доцільність використання методів термічної обробки для підвищення зносостійкості тієї чи іншої деталі має визначатись виключно на підставі аналізу умов її зношування.

В цьому конспекті наведено відомості про раціональне використання термічних методів підвищення строку служби вузлів тертя в залежності від умов експлуатації деталі.

# 1 ЗНОШУВАННЯ, ЗНОС, ЗНОСОСТІЙКІСТЬ

## 1.1 Закон Архарда

Припустимо, що два тіла знаходяться в контакті під навантаженням  $P$  (рис. 1.1):

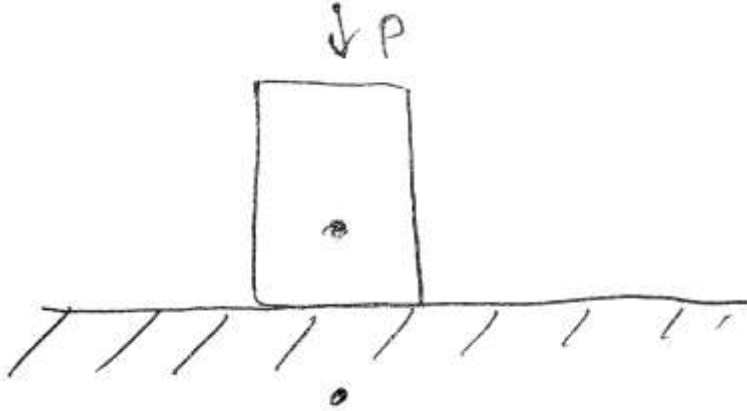


Рисунок 1.1 – Початковий стан трибосистеми

У результаті відносного переміщення тіл на відстань  $l$  деякий об'єм  $V$  на поверхнях тіл буде зруйнований і відділиться від тіл у вигляді дрібних частинок (рис. 1.2):

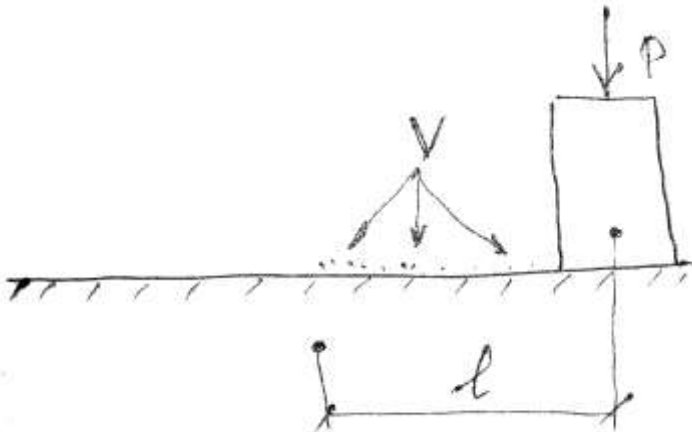


Рисунок 1.2 – Утворення частинок зносу після переміщення контртіл на відстань  $l$

Об'єм частинок зруйнованого (зношеного) матеріалу становить:

$$V = kPl, \quad (1.1)$$

де коефіцієнт  $k$  є постійною величиною для постійних умов зношування. Його можна розглядати як вірогідність того, що руйнування деякого мікрооб'єму матеріалу відбудеться за умов одиничної взаємодії мікроставупів поверхонь. Зазвичай значення коефіцієнту  $k$  знаходяться в діапазоні від  $10^{-2}$  до  $10^{-12}$ .

Залежність (1.1) є загально відомим законом Архарда. В 1953 р. Архард подав таке теоретичне обґрунтування виразу (1.1).

Розглянемо дві поверхні, які знаходяться у ковзному контакті під навантаженням  $P$ . Припустимо, що мікроставупи поверхонь пластично деформуються під час взаємодії під впливом навантаження  $P$ , і для кожного акту взаємодії існує певна вірогідність того, що буде відокремлено частинку зносу. Припустимо також, що мікроставупи мають радіус  $a$  (рис. 1.3).

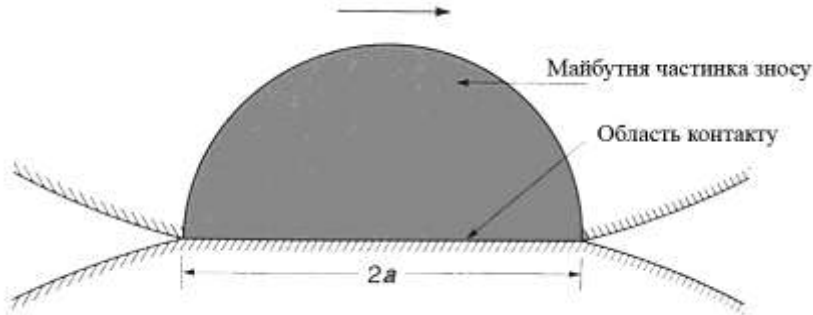


Рисунок 1.3 – Схема одиничного трибоконтакту

Умовою пластичної деформації мікроставупу матеріалу під навантаженням є така величина  $P$ :

$$P = \pi a^2 H, \quad (1.2)$$

де  $H$  є середнє контактне напруження за умов повної пластичності, або твердість більш м'якого матеріалу.

Частинка зносу об'ємом  $dV$  може бути утвореною з деякою вірогідністю в результаті взаємодії мікроставупів. Розміри цієї

частинки будуть пропорційними до розмірів області контакту. Вивчення частинок зносу показує, що вони, як правило, мають приблизно однакові розміри в усіх трьох напрямках. Отже  $dV$  має бути пропорційним до  $a^3$ . У припущенні, що частинка зносу є напівсферичною з радіусом, який дорівнює контактному радіусу, отримуємо:

$$dV = \frac{2}{3} \pi a^3. \quad (1.3)$$

Контакт вважається таким, що існує впродовж переміщення тіл на відстань

$$dl = 2a, \quad (1.4)$$

після чого він розривається і навантаження сприймається новим контактом.

Із виразів (1.2), (1.3), (1.4) випливає, що:

$$\frac{dV}{dl} = \frac{1}{3} \frac{P}{H}.$$

Отже

$$dV = \frac{1}{3} \frac{P}{H} dl.$$

Відокремлення частинки зносу за кожен акт взаємодії мікровиступів відбувається з деякою вірогідністю  $z$ , отже з урахуванням:

$$k = z \frac{1}{3H},$$

приходимо до виразу (1.1), тобто зношеному об'єму  $V$  на відстані  $l$ .

З виразу (1.1) випливають важливі висновки, а саме, якщо умови тертя залишаються незмінними, то:

- знос  $V$  не залежить від форми контакту;
- знос  $V$  є прямо пропорційним навантаженню  $P$ ;
- знос  $V$  є постійним, якщо постійним є шлях тертя  $l$ , і не залежить від швидкості ковзання.

Таким чином, якщо умови тертя і шлях тертя є постійними зношений об'єм також залишається постійним.

## 1.2 Терміни і визначення

Тепер розглянемо стандартизовані визначення деяких термінів із зношування.

Під час переміщення тіл, що контактують під навантаженням (див. рис. 1-3), відбувається *зношування*. Відповідно до ДСТУ 27674-88:

*зношування – процес відокремлення матеріалу від поверхні тертя твердого тіла і (чи) збільшення його залишкової деформації в умовах тертя, що виявляється у поступовому змінюванні розмірів, форми і (чи) маси тіла.*

Тобто *зношування* – це процес, результатом якого є *знос*:

*знос – наслідок зношування, визначений у прийятних одиницях. Примітка: значення зносу визначають в одиницях довжини, об'єму, маси ті ін.*

Тут необхідне уточнення. *Зношування* - це обов'язково видалення, відділення частинок матеріалу з поверхні тертя (див. рис. 1.2, вираз (1.1)). Отже, якщо має місце деформація без зменшення об'єму матеріалу, то ніякого зносу немає. Тому коректне визначення терміну «*зношування*» буде таким (вже не за ДСТУ):

*зношування - процес відокремлення матеріалу від поверхні тертя твердого тіла, що виявляється у поступовому змінюванні об'єму тіла.*

Тоді примітка до терміну «*знос*» буде такою:

*значення зносу виражається в одиницях об'єму. Допускається застосування залежних одиниць, тобто визначення зносу по зміні лінійних розмірів або маси.*

Таким чином:

**знос – це завжди зменшення об'єму.**

Далі розглянемо терміни, за допомогою яких можна надати характеристику процесу зношування. Цими термінами за ДСТУ 27674-88 є *швидкість зношування* і *інтенсивність зношування*.

***Швидкість зношування - відношення величини зносу до часу зношування.***

***Інтенсивність зношування - відношення величини зносу до шляху тертя, вздовж якого відбувалося зношування.***

Припустимо, знос одного матеріалу на фіксованому шляху тертя ( $l = 30 \text{ м}$ ) за постійних умов тертя ( $k$  і  $P$ ) склав  $1 \text{ мм}^3$ , а знос іншого матеріалу за тих самих умов тертя склав  $2 \text{ мм}^3$ . Зрозуміло, що інтенсивність зношування першого матеріалу менше за інтенсивність зношування другого. Тоді:

$$\text{Інтенсивність}_{\text{зношування}_1} = \frac{1 \text{ мм}^3}{30 \text{ м}}, \quad (1.5)$$

$$\text{Інтенсивність}_{\text{зношування}_2} = \frac{2 \text{ мм}^3}{30 \text{ м}}. \quad (1.6)$$

Тепер введемо термін, який характеризує здатність матеріалу чинити опір зношуванню, тобто здатність зберігати свій об'єм в процесі тертя. Відповідно до ГОСТ 2764-88 таким терміном є термін «*зносостійкість*»:

***Зносостійкість - властивість матеріалу чинити опір зношуванню в певних умовах тертя, яка оцінюється величиною, оберненою до швидкості зношування чи інтенсивності зношування.***

Тут потрібно підкреслити слова «*в певних умовах тертя*», оскільки якщо умови тертя зміняться, тобто зміниться коефіцієнт  $k$  в (1.1), то зміниться інтенсивність зношування матеріалу і, відповідно, його зносостійкість. Таким чином, важливо пам'ятати, що

зносоустійкість не є властивістю матеріалу, а визначається як властивостями матеріалу, так і умовами, в яких відбувається зношування.

Відповідно до визначення зносоустійкість може бути вираженою як через *інтенсивність зношування*, так і через *швидкість зношування*. Якщо визначати зносоустійкість як величину, зворотну *інтенсивності зношування*, то для прикладу, який розглянуто вище (див. 1.5, 1.6), отримаємо:

$$\text{Зносоустійкість}_1 = \frac{30\text{м}}{1\text{мм}^3} = 30 \frac{\text{м}}{\text{мм}^3},$$

$$\text{Зносоустійкість}_2 = \frac{30\text{м}}{2\text{мм}^3} = 15 \frac{\text{м}}{\text{мм}^3}.$$

Тепер розглянемо *швидкість зношування*. Очевидно, що швидкість зношування деякого матеріалу навіть в постійних умовах тертя може бути різною при різній швидкості відносного переміщення тіл, оскільки відповідно до (1.1) знос даного матеріалу залежить від шляху тертя, а не від швидкості ковзання. Відомо, і ми розглянемо це в подальшому, що існують досить широкі діапазони швидкостей ковзання в трибосистемах, коли умови тертя (коефіцієнт  $k$ ) залишаються незмінними.

Припустимо, що матеріал 1 з наведеного вище прикладу зношується на шляху тертя 30 м при різній швидкості ковзання (за умови збереження сталості коефіцієнта  $k$ ). У першому випадку швидкість ковзання становить 1 м/с, а в другому – 2 м/с. Оскільки умови тертя прийняті постійними, то в обох випадках на постійному шляху тертя 30 м знос матеріалу складе, як уже зазначали, 1 мм<sup>3</sup>. Яка ж буде зносоустійкість матеріалу, якщо, згідно з ГОСТ 27674-88, визначати її як величину, зворотну *швидкості зношування*? Визначимо спочатку швидкість зношування при різній швидкості ковзання.

За швидкості ковзання 1 мм/с:

$$\text{Швидкість}_{\text{зношування}}^1 = \frac{1\text{мм}^3}{30\text{с}} = \frac{1}{30} \frac{\text{мм}^3}{\text{с}}.$$

За швидкості ковзання 2 мм/с:

$$\text{Швидкість}_{\text{зношування}}^2 = \frac{1 \text{ мм}^3}{15 \text{ с}} = \frac{1}{15} \frac{\text{мм}^3}{\text{с}}.$$

Тоді зносостійкість матеріалу 1 для різної швидкості зношування:

$$\text{Зносостійкість}_1^1 = 30 \frac{\text{с}}{\text{мм}^3},$$

$$\text{Зносостійкість}_1^2 = 15 \frac{\text{с}}{\text{мм}^3}.$$

Таким чином, ми отримали результат, згідно з яким зносостійкість **одного і того ж матеріалу в одних і тих же умовах тертя різна** при різній швидкості відносного переміщення тіл. Цього не може бути, оскільки справедливий вираз (1.1), тобто знос матеріалу є постійним за постійних умов і шляху тертя. Отже, повинна бути постійною і зносостійкість матеріалу.

Таким чином, аналіз визначень, які пропонуються ДСТУ 2823-94, показує, що користуватися ними потрібно обережно. Звичайно, при постійній швидкості відносного переміщення тіл, зносостійкість матеріалу можна визначати як величину, обернену *швидкості зношування*, тобто в  $\text{с}/\text{мм}^3$  (або похідних одиницях). Це може бути корисно у випадках, коли шлях тертя неможливо точно зафіксувати, наприклад, при польових випробуваннях робочих органів сільськогосподарських машин. Однак в цьому випадку необхідно підтримувати строго постійну швидкість ковзання щоб уникнути плутанини з числами зносостійкості. Проте, в ідеалі зносостійкість матеріалу слід визначати як величину, обернену *інтенсивності зношування*, тобто в  $\text{м}/\text{мм}^3$  (або похідних одиницях).

Для порівняння здатності декількох матеріалів чинити опір зношування зручно користуватися величиною **«відносна зносостійкість»**. Для визначення відносної зносостійкості деякого матеріалу необхідно взяти ще будь-який матеріал в якості еталонного,

тобто базового для порівняння. Тоді відносна зносостійкість матеріалу є відношенням зносостійкості даного матеріалу до зносостійкості еталонного матеріалу. Природно, що, з урахуванням наведеного визначення, відносна зносостійкість еталонного матеріалу завжди дорівнює одиниці. Відносну зносостійкість зазвичай позначають грецькою буквою  $\varepsilon$ . наприклад:

$$\text{Зносостійкість}_1^{em} = 30 \frac{M}{MM^3}; \quad \varepsilon_1^{em} = 1;$$

$$\text{Зносостійкість}_2 = 15 \frac{M}{MM^3};$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\text{Зносостійкість}_2}{\text{Зносостійкість}_1} = \frac{15 \frac{M}{MM^3}}{30 \frac{M}{MM^3}} = 0,5. \quad (1.7).$$

Відносна зносостійкість – безрозмірна величина. У наведеному вище прикладі (1.7) відносна зносостійкість другого матеріалу становить 0,5. Це означає, що в даних умовах третя другий матеріал удвічі гірше опирається зношуванню, ніж перший (еталонний). Дійсно, якщо для того, щоб знести еталонний матеріал на величину 1 мм<sup>3</sup> потрібно 30 м шляху, то для того, щоб знести другий матеріал на ту ж величину, необхідно тільки 15 м шляху.

Більш зручний спосіб розрахунку відносної зносостійкості:

$$\varepsilon_2 = \frac{\text{Інтенсивність}_\text{зношування}_1^{em}}{\text{Інтенсивність}_\text{зношування}_2} = \frac{1MM^3 \cdot 30M}{30M \cdot 2MM^3} = 0,5.$$

Таким чином, якщо шлях третя є фіксованим, відносна зносостійкість матеріалу розраховується таким чином:

$$\varepsilon_m = \frac{V_{em}}{V_m}.$$

Оскільки

$$V = \frac{m}{\rho},$$

де  $m$  – масовий знос,  $\rho$  – густина матеріалу, то

$$\varepsilon_m = \frac{m_{em} \cdot \rho_m}{\rho_{em} \cdot m_m}$$

або

$$\varepsilon_m = \frac{m_{em}}{m_m}.$$

для випадку, коли густина матеріалу еталону дорівнює густині досліджуваного матеріалу.

Слід ще раз нагадати, що при розрахунку відносної зносостійкості випробування зразка та матеріалу необхідно проводити в строго однакових умовах тертя, при однаковому навантаженні, однаковому шляху тертя і, бажано, постійної швидкості ковзання. За умови постійної швидкості ковзання можна орієнтуватися і на час випробувань, тобто проводити випробування при постійному часі.

### 1.3 Класи зносостійкості. Принцип підвищення зносостійкості за рахунок переходу в інший клас

Величини зносостійкості матеріалів на практиці коливаються в дуже широких межах, а саме  $10^3 \dots 10^{13}$ . У відповідності до ступеню величини встановлено класи зносостійкості (табл. 1.1).

Таблиця 1.1 – Класи зносостійкості

Клас	Зносостійкість	Клас	Зносостійкість
3	$10^3 \dots 10^4$	8	$10^8 \dots 10^9$
4	$10^4 \dots 10^5$	9	$10^9 \dots 10^{10}$
5	$10^5 \dots 10^6$	10	$10^{10} \dots 10^{11}$
6	$10^6 \dots 10^7$	11	$10^{11} \dots 10^{12}$
7	$10^7 \dots 10^8$	12	$10^{12} \dots 10^{13}$

Наведені вище числові величини зносостійкості можна інтерпретувати як  $\text{м/мм}^3$  або як  $\text{с/мм}^3$ . Це суто умовні границі, які показують, що для переходу у інший клас зносостійкості величина зносостійкості має змінитися на порядок. Це є досить великою зміною.

Можна бачити, що до таблиці не включено класи зносостійкості нижче третього, коли зносостійкість не перевищує  $10^3$ . В таких режимах працюють деталі, які зазнають дуже інтенсивного зношування, наприклад, абразивного. Необхідно відзначити, що переважна більшість деталей машин експлуатуються в значно менш агресивних режимах зношування. Через це класи їх зносостійкості зазвичай є не нижчими за 5.

В таблиці 1.2 наведено класи зносостійкості типових трибоспряджень.

Таблиця 1.2 – Зносостійкість типових трибоспряджень

Вузол тертя	Клас
Циліндропоршньова група автомобіля	12...11
Циліндропоршньова група компресора	10
Направляючі токарського верстата	10...9
Колодочне гальмо	7...6
Дискове гальмо	10...6
Підшипники ковзання	8...5
Зубчасті маломодульні передачі	8...5
Різці	8
Калібри	11...10

В загальному випадку зрозуміло, що для підвищення зносостійкості певної деталі необхідно забезпечити перехід до вищого класу зносостійкості. Но які причини такої великої різниці у зносостійкості матеріалів?

Вочевидь причина полягає у різних механізмах зношування. Отже, для успішного вирішення проблеми зносостійкості деталей машин необхідно знати види зношування і механізми руйнування поверхонь тертя, які характерні для кожного з цих видів зношування.

В сучасній трибологічній практиці прийнято розрізняти *механічне* і *корозійно-механічне* зношування. Визначення цих термінів і перелік видів зношування з відповідними визначеннями термінів надає ДСТУ 2823-94.

Розглянемо уявлення про механізм зношування різних видів, які було запропоновано відомими дослідниками.

#### **1.4 Уявлення Б.І.Костецького, І.В.Крагельського і М.М.Тененбаума про механізми зношування і методи підвищення зносостійкості**

**Борис Іванович Костецький** пропонує розділяти умови тертя на нормальні і патологічні. У нормальних умовах тертя знос є мінімальним, а зносостійкість, відповідно, максимальною. Основним механізмом нормального зношування Б.І.Костецький вважає окислювальне зношування, тобто руйнування і відновлення захисних вторинних структур і динамічну рівновагу цих процесів. На думку Б.І.Костецького окислювальне зношування є основним, теоретично неминучим і практично допустимим видом зношування при терті. При нормальних умовах тертя руйнування поверхні на контакт відбувається в надзвичайно малих об'ємах металу. В процесі утворення вторинних захисних структур, характерних для нормальних умов тертя, беруть участь поверхневі шари глибиною 200-1000 Å. Всі інші види зношування Б.І.Костецький відносить до патологічних видів, які повинні бути по можливості виключені.

**Нормальний і патологічний процеси тертя за Б.І.Костецьким.** Аналіз великого матеріалу, отриманого в лабораторних умовах, і практичного досвіду призводить до необхідності поділу всього різноманіття проявів тертя на дві різко виражені області нормального і патологічного процесів тертя.

Залежність коефіцієнтів тертя від навантаження  $P$  завжди містить таку ділянку, коли значення коефіцієнта тертя приблизно

постійні і мінімальні в порівнянні зі значеннями коефіцієнтів тертя поза цієї ділянки. Фактично, це є стаціонарною ділянкою (рис. 1.4, 1.5).

Аналогічна ділянка існує і в залежності коефіцієнтів тертя від швидкості ковзання  $v$ . Таким чином, може бути виділена певна стаціонарна область залежності коефіцієнтів тертя від умов навантаження (тиску і швидкості ковзання).

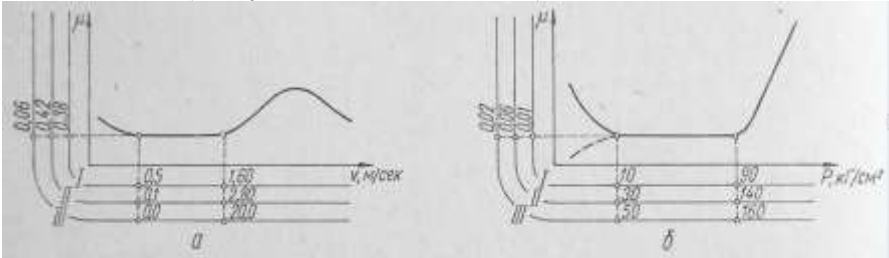


Рисунок 1.4 – Стаціонарні ділянки по швидкості ковзання (а) і тиску (б) для різних умов тертя

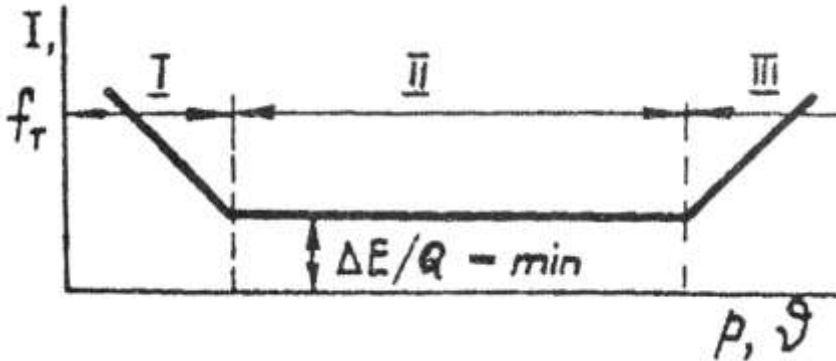


Рисунок 1.5 – Характер залежності інтенсивності зношування  $I$  і коефіцієнту тертя  $f_T$  від параметрів тертя на ділянках стаціонарного (II) і нестаціонарного (I, III) режимів зношування

При нормальній експлуатації машин вузли тертя працюють виключно в стаціонарній області, хоча, як показує практика, вірогідність порушення нормальних умов є достатньо великою. Якщо порушуються стаціонарні умови тертя, то відбуваються переходи до аварійних процесів (схоплення I і II роду, змінення, мікрорізання і т.і.).

Стационарна область завжди пов'язана з певним видом трансформування і руйнування (зносу) поверхонь тертя. Цей вид трансформування визначається динамічною рівновагою процесів руйнування і відновлення вторинних структур. У звичайних умовах експлуатації машин - це механохімічний процес окислювального зносу. Тут доречно зазначити, що поряд з неухильним і цілком природним прагненням практики до досягнення нормальних умов тертя теоретичні роботи в більшій мірі розглядають в якості основних механізмів патологічні прояви зовнішнього тертя.

У стаціонарній області умов має місце приблизно лінійна залежність між тангенціальною і нормальною реакціями. Коефіцієнт пропорційності в основному визначається механічними властивостями основного матеріалу, розсіюванням (дисперсією) коефіцієнта пропорційності - значенням поглиненої енергії, що залежать від механохімічних характеристик поверхневих шарів і складу середовища.

Існування стаціонарної нормальної області тертя висуває одну з найбільш важливих і необхідних для практики задач теоретичних і експериментальних досліджень. Це завдання полягає в розмежуванні умов нормального і патологічного тертя, що відповідають різним областям механічних впливів ( $P$ ,  $v$ ), при заданих параметрах тертя (характеристиках матеріалу, середовища); у встановленні нормального коефіцієнта тертя і його розсіювання в нормальній області; в управлінні процесами тертя і зносу за допомогою оптимального вибору характеристик матеріалів і середовищ з метою розширення діапазону механічних навантажень, при яких відбувається знос вторинних структур і мінімізовані сили тертя і швидкості зносу.

Класифікацію режимів зношування, яку запропоновано Б.І.Костецьким, наведено на рис. 1.6. Класифікація Б.І.Костецького є фактично ідентичною класифікації ДСТУ 2823-94. Її відмінна риса - визнання окисного зношування «нормальним» видом зношування, а інших видів - патологічними. Основний принцип підвищення зносостійкості за Б.І.Костецьким складається з двох етапів: а) «уникнути» патологічних режимів і перевести трибоспряження в режим «нормального» окислювального зношування; б) мінімізація окислювального зношування.

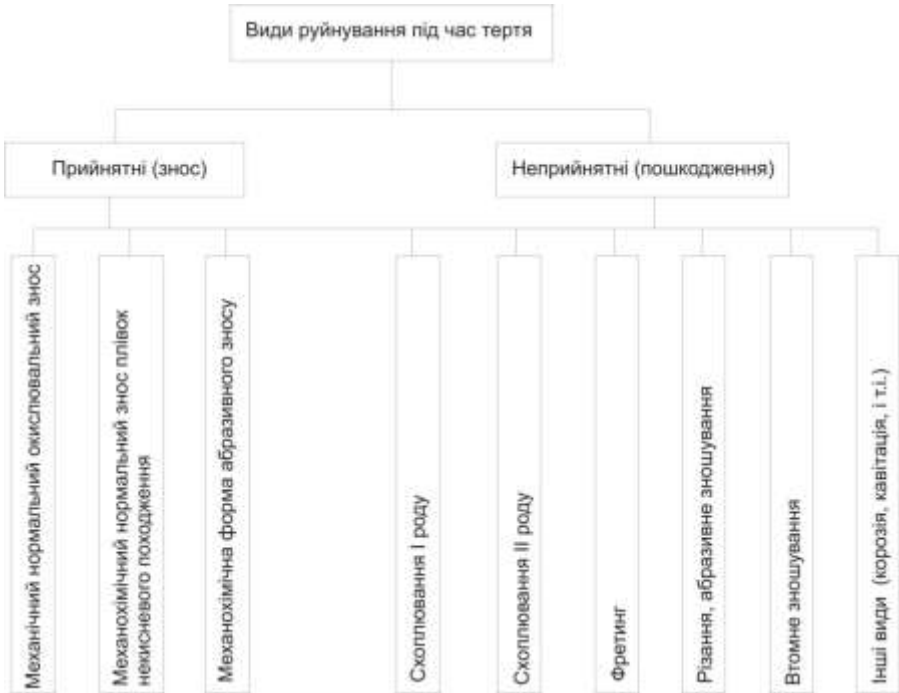


Рисунок 1.6 – Класифікація видів зносу (зношування) деталей машин за Б.І.Костецьким

Дійсно, інтенсивність окисного зношування в багатьох випадках може бути досить низькою, а зносостійкість деталей - відповідно високою, приблизно від 5 до 12 класів. Однак у багатьох випадках експлуатація деталей машин відбувається в умовах, коли виключити «патологічні» процеси зношування неможливо, оскільки основним явищем при зовнішньому терті металевих поверхонь є, на думку самого Б.І.Костецького, **пружно-пластична деформація**. Пружно-пластична деформація є головною причиною явищ в зоні фрикційного контакту: окислення, схоплювання, **втоми**.

**Відповідно до теорії втомного зношування І.В.Крагельського втома** є загальним явищем в механізмі руйнування матеріалів при терті.

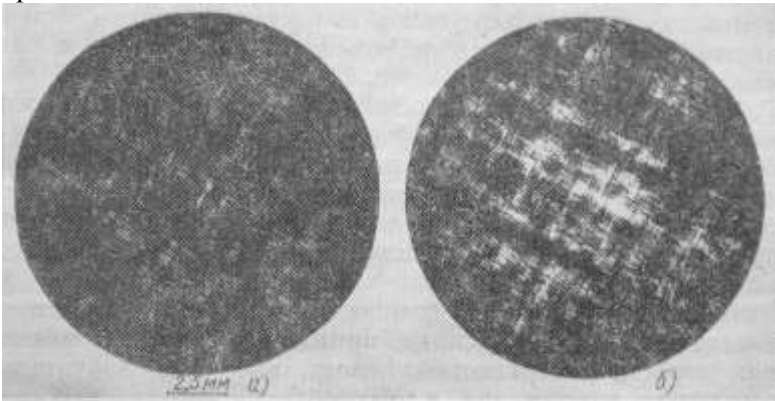
Під терміном «**втома**» зазвичай розуміють особливий тип руйнування, що викликається повторно діючими циклами напружень,

амплітудне значення яких **не перевищує** границі пружності матеріалу.

Явище руйнування матеріалу під дією циклічно повторюваних напружень, що **перевищують** границю пружності, отримало назву «*малоциклова втома*» і значно розширило розуміння терміну «*втомне руйнування*».

Залучення концепції втомного руйнування для пояснення закономірностей зношування було вирішальним для розкриття механізму руйнування при терті. Загальна картина цього процесу виглядає так.

Внаслідок шорсткості реальних тіл їх взаємодія при терті є дискретною, дотик відбувається на окремих ділянках, сукупність яких становить фактичну площу контакту (ФПК) (рис. 1.7). Шорсткі поверхні під нормальним навантаженням взаємно занурюються або розплющуються, а в області плям фактичного контакту виникають відповідні напруження (рис. 1.8) і деформації. При терті фіксований об'єм приповерхневого шару матеріалу зазнає багаторазово повторного навантаження.



Навантаження: а – 40 кг; б – 200 кг

Рисунок 1.7 – Контурна площа контакту. Матеріал деталей – сталь 45.

Поверхню оброблено шліфуванням

Аналіз характеру впливів, виконаний на моделі жорсткого сферичного виступу, що ковзає по поверхні, показав, що в підповерхневому шарі виникає складний напружений стан: перед виступом існує зона стиснення, а за ним - зона розтягування (рис. 1.9). В результаті виникає знакозмінний цикл навантаження матеріалу.

Кожен такий цикл не проходить безслідно для матеріалу: в ньому накопичуються пошкодження, що ослаблюють його, що наприкінці кінців призводить до руйнування матеріалу.

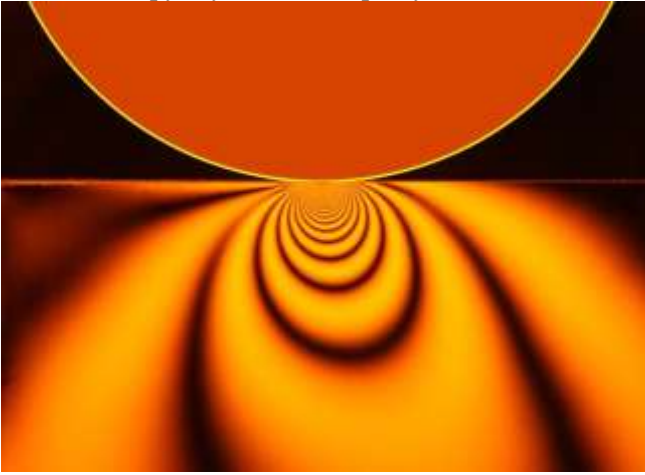
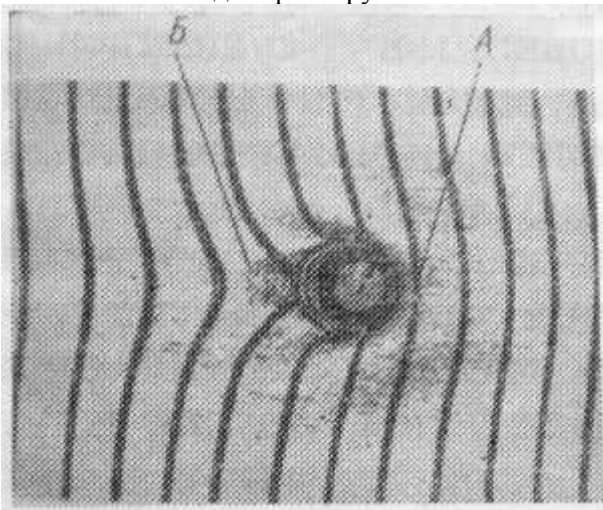


Рисунок 1.8 – Напруження в області контакту при одночасному навантаженні нормальною і дотичною силою. Напруження визначені методом фотопружності



Ділянка А – стискуючі напруження; ділянка Б – розтягуючі напруження

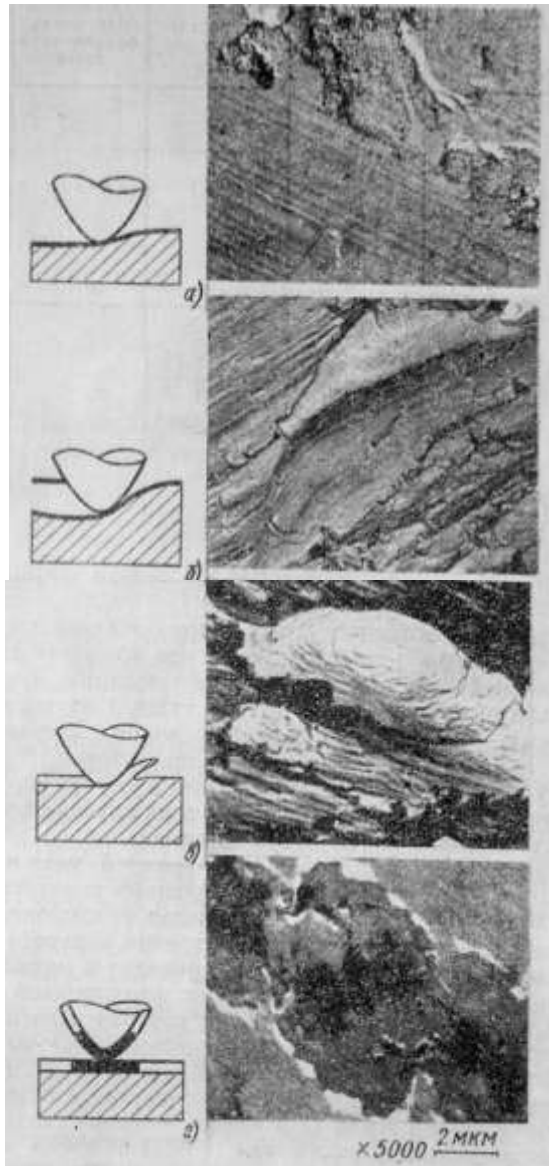
Рисунок 1.9 – Твердий індентор взаємодіє з поверхнею

Втома з точки зору виникнення і розвитку пошкоджень - процес локальний, який призводить до виникнення дефектів і розвитку руйнування в мікрооб'ємах матеріалу. Чим більше контактні напруження, тим при меншій кількості циклів відбувається руйнування мікрооб'єму матеріалу. Тому логічно класифікувати механізми зношування за величиною контактних напружень. Відповідно до цього співвідношення І.В.Крагельським запропоновано чотири основні види руйнування фрикційних зв'язків і п'ятий - глибинне виривання матеріалу (когезійний відрив) (табл. 1.3, рис. 1.10)

Таблиця 1.3 – Основні характеристики фрикційних зав'язків за І.В.Крагельським

Характер деформування	Циклічне пружне деформування	Циклічне пластичне деформування	Мікрорізання	Адгезійне порушення фрикційних зв'язків	Когезійний відрив
Кількість циклів до руйнування	$n \rightarrow \infty$	$1 < n < \infty$	$n \rightarrow 1$	$n \rightarrow \infty$	$n \rightarrow 1$
Умова, за якої відбувається руйнування у відповідному режимі	$\frac{h}{R} < 0,01$ , чорний метал, $\frac{h}{R} < 0,0001$ , кольоровий метал	$\frac{h}{R} > 0,01$ $\frac{h}{R} > 0,0001$	$\frac{h}{R} \geq \frac{1}{2} \times \left(1 - \frac{2\tau}{\sigma_t}\right)$	$\frac{d\tau}{dh} > 0$	$\frac{d\tau}{dh} < 0$

$h$  – глибина занурення;  $R$  – радіус виступу, що занурюється;  $\tau$  – дотичне напруження



а – пружний контакт; б – пластичний контакт; в – мікрорізання;  
 г – руйнування окисної плівки

Рисунок 1.10 – Види порушення фрикційних зв'язків

Перші три види порушення фрикційних зв'язків відповідають механічному зношуванню. Тут інтенсивність зношування збільшується від а) до в). Варіант г) - окисне або механохімічне зношування. Його інтенсивність може змінюватися в широких межах, але, як правило, нижче, ніж при механічному зношуванні.

Змінюючи властивості матеріалу, наприклад засобами термообробки, можна змінювати межу плинності матеріалу і, відповідно, інтенсивність зношування. При цьому інтенсивність зношування може змінюватися стрибкоподібно при певних змінах параметрів тертя.

**В роботах М.М.Тененбаума** розглянуто питання підвищення зносостійкості деталей машин в умовах зношування абразивними частинками.

М.М.Тененбаум також враховував співвідношення контактних напружень і межі плинності м'якших матеріалів, що зношуються. Велика різноманатність абразивних частинок (рис. 1.11) і умов навантаження під час тертя приводить до різних величин контактних напружень і, відповідно, до різної інтенсивності зношування.



Рисунок 1.11 – Фотографії кварцових і корундових частинок (збільшення від x50 до x100)

Інтенсивність зношування при різному рівні контактних напружень є різною. Наприклад, при рівні контактних напружень нижче границі плинності або навіть границі втоми тверда частинка не залишає подряпин на поверхні тертя. При цьому інтенсивність зношування мінімальна, знос виникає за рахунок руйнування плівок окислів, і зношена поверхня має практично дзеркальний вигляд (рис. 1.12).

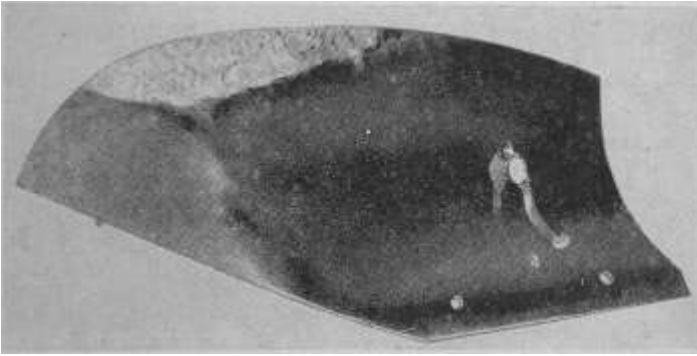


Рисунок 1.12 – Дзеркальний відбиток годинника на зношеній поверхні відвалу плуга в зоні слабкого тиску розпушеного пласта ґрунту (окислювальне зношування)

При збільшенні контактних напружень до рівня вище границі плинності і навіть границі міцності одиничні зерна вже здатні пластично деформувати поверхню тертя. Зношена поверхня в цьому випадку покрита множинними подряпинами (рис. 1.13), інтенсивність зношування збільшується на порядки. Режим руйнування поверхні - малоциклова втома або одноактне руйнування мікрооб'ємів.

Ділянки матеріалу, які руйнуються в режимі багатоциклової втоми мають специфічний вигляд (рис. 1.14). Тут відсутні подряпини, а наявні ушкодження поверхні у вигляді місцевих поглиблень від віддаленого матеріалу і сітка мікротріщин.

Таким чином, «нормальний» окислювальний знос за класифікацією Б.І.Костецького (див. рис. 1.6) – один з можливих механізмів руйнування матеріалу поверхні тертя; реалізується коли контактні напруження не перевищують границю втоми. Крім окислювального зношування є широко поширеним втомне зношування, коли контактні напруження перевищують границю втоми

матеріалу. Чим вище контактні напруження, тим менше число циклів деформування необхідно для руйнування мікрооб'єму матеріалу.

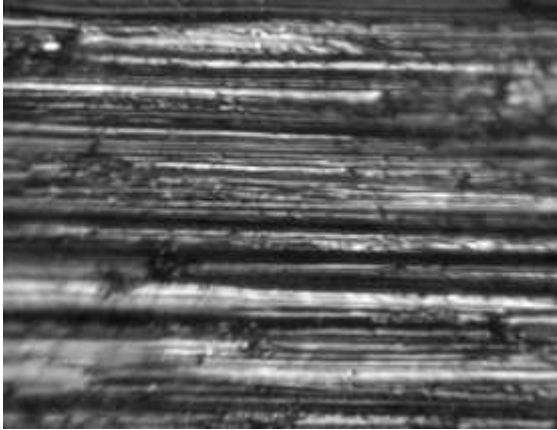


Рисунок 1.13 – Множинні подряпини на поверхні тертя після зношування в режимі малоциклової втоми, x200

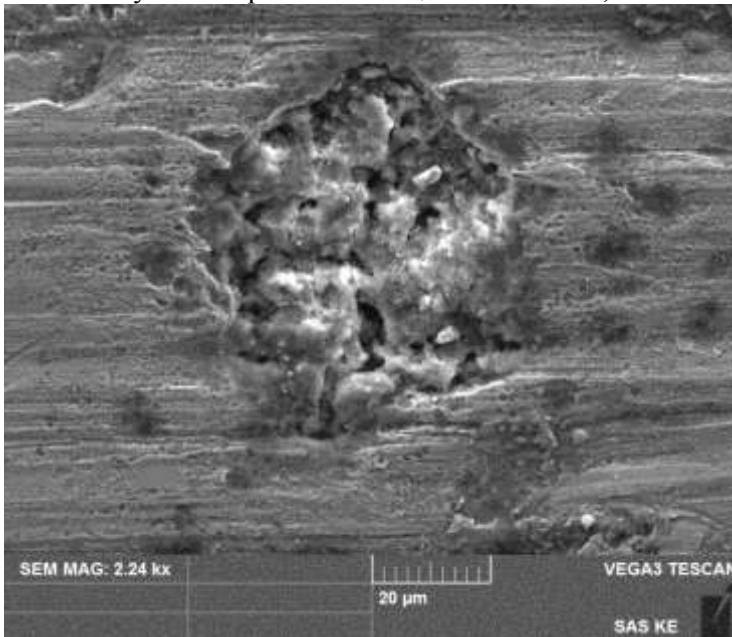


Рисунок 1.14 – Ділянка руйнування поверхні тертя в режимі багатоциклової втоми, x2240

Класифікацію видів механічного зношування за М.М.Тененбаумом наведено в табл. 1.4.

Таблиця 1.4 – Класифікація видів механічного зношування за М.М.Тененбаумом

Співвідношення контактних напружень $\sigma_k$ і границь втоми $\sigma_{-1}$ , плинності $\sigma_T$ і міцності $\sigma_B$	Характеристика процесів деформування і руйнування
$\sigma_{-1} < \sigma_k < \sigma_T$	Пружне деформування мікрооб'ємів матеріалу; втомне руйнування матеріалу (багатоциклова втома)
$\sigma_T < \sigma_k < \sigma_B$	Прастичне деформування мікрооб'ємів матеріалу; полідеформаційне руйнування матеріалу (малоциклова втома)
$\sigma_k > \sigma_B$ (умовно)	Руйнування мікрооб'ємів матеріалу шляхом зрізання або відриву

Для кожного з видів зношування існують області «майже стаціонарної» інтенсивності зношування, яким відповідає певний клас зносостійкості. Для значного збільшення зносостійкості необхідно так змінити умови тертя, щоб забезпечити принципову зміну механізму зношування. Тільки це може забезпечити зменшення інтенсивності зношування **на порядок** і більше і перехід в більш високий клас зносостійкості.

### 1.5 Механізм втомного руйнування матеріалів

За статистичними даними обстеження експлуатаційної міцності зарубіжного і вітчизняного металургійного обладнання відомо, що 40-60% деталей і вузлів виходять з ладу через втомні явища які, як правило, призводять до раптових аварійних ситуацій, тривалих простоїв і втрат виробництва. В результаті виконаного обстеження поломок деталей механічного обладнання блюмінгів і безперервно-заготовочних станів низки металургійних комбінатів встановлено, що

в 62% випадках причиною руйнування є утворення втомних тріщин. Обстеження надійності механічного обладнання прокатних цехів сортового і листового заготівельного виробництва також показало, що в 56% аварійних ситуацій основні причини - це перевантаження і втома металу; навіть 75% аварійних простоїв маніпуляторів обтискних станів викликано втомним поломками. Тому практичне значення досліджень втоми металів і накопичення експериментальної інформації по втомним властивостям важко переоцінити.

Більшість деталей машин зазнають в роботі дію сил, що змінюються як за величиною, так за по знаком. Наприклад, шатун поршневого двигуна при русі поршня в одному напрямку відчуває напруження стиснення ( $-\sigma$ ), а при русі в зворотному напрямку - напруження розтягування ( $+\sigma$ ). Зовнішні волокна валу, що зазнає згину і одночасно обертається, також періодично стискаються і розтягуються.

Матеріал, що зазнає циклічні знакозмінні навантаження, що повторюється через певні проміжки часу, руйнується при напруженні, що знаходиться не тільки нижче тимчасового опору, але навіть нижче границі плинності. Руйнування відбувається також і при повторному навантаженні, тобто коли змінюється величина навантаження без зміни знаку.

Явище руйнування металів під дією повторних або знакозмінних напружень називають втомою металів. Здатність же металу сприймати ці повторні і знакозмінні напруження без руйнування, називають циклічною міцністю. Тому при виборі матеріалу для виготовлення деталей, які навантажено змінними зусиллями, знання характеристик міцності, що визначаються при звичайних статичних випробуваннях, недостатньо. Необхідно визначити ще і такі показники, які характеризували б опірність металу втомі, його циклічну міцність (витривалість) - здатність витримувати без руйнування велику кількість циклів навантаження.

Симетричним називається такий цикл, в якому максимальне і мінімальне напруження однакові за величиною, але протилежні за знаком (рис. 1.15).

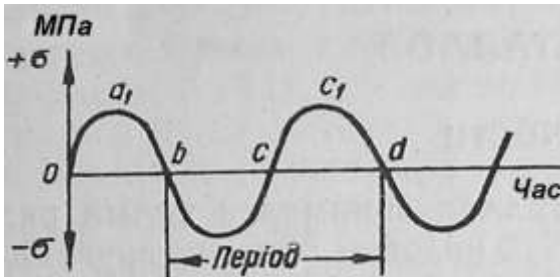


Рисунок 1.15 – Симетричний цикл навантаження матеріалу

Опірність металів втомі найбільше вивчалася при симетричному циклі. Вона визначається границею втоми (витривалості), тобто таким максимальним напруженням, яке допускає повторення циклу без руйнування зразка  $N$  разів, де  $N$  - задане технічними умовами велике число. Зазвичай  $N$  встановлюється рівним  $10 \cdot 10^6$  для чорних металів і  $(50-100) \cdot 10^6$  для кольорових металів. Досвід показує, що якщо матеріал при певному напруженні витримав без руйнування визначену кількість циклів, то він витримає це напруження і при значно більшій їх кількості.

Границя втоми при симетричному циклі визначається наступним чином. З випробуваного матеріалу виготовляють 8-10 зразків, форма і розміри яких залежать від конструкції випробувальної машини. Для прикладу на рис. 1.16 наведено схему машини системи К. Шенка, що набула широкого поширення. Вона працює на вигин.

Машина складається з двох конусних затисків, в яких закріплюється зразок, і навантажувальний пристрій. Зразок з конусними затисками є балкою, яка вільно лежить на двох опорних (зовнішніх) підшипниках. Навантаження прикладається до цих двох підшипників через систему важелів, з'єднану з цими підшипниками за допомогою тяг. При такій системі навантаження зразок по всій довжині навантажений однаковим за величиною згинаючим моментом. Обертання зразка забезпечується електродвигуном. Величина згинального моменту визначається положенням пересувного вантажу  $G$ . Не зупиняючись на інших системах машин для випробування металів на втому, що працюють не тільки на вигин, а й на кручення, розтягування, стиснення і складне напруження, розглянемо класичний метод знаходження границі втоми (метод Велера).

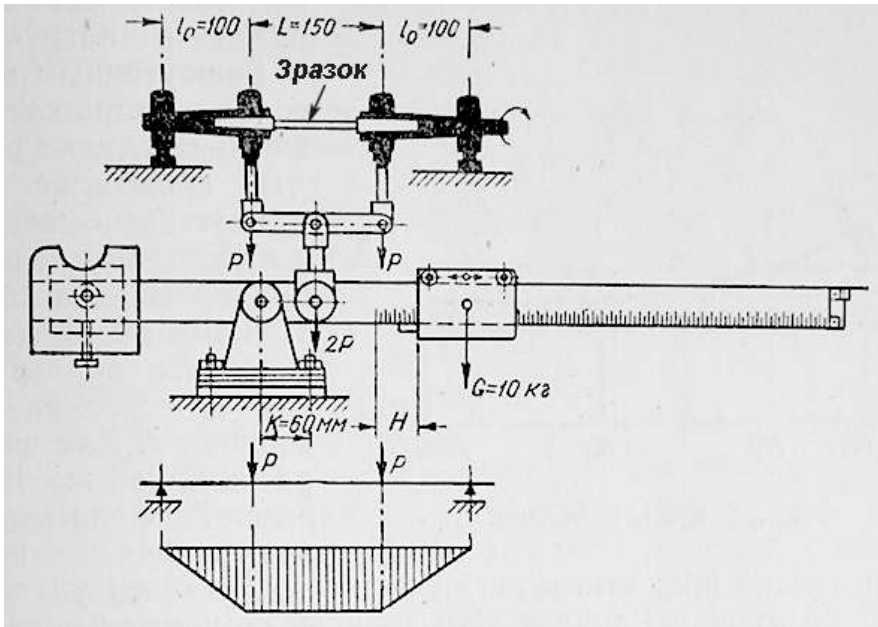


Рисунок 1.16 – Схема машини К.Шенка

Один з 8-10 зразків закріплюють в машині та прикладають до нього напруження  $\sigma_1$ , яке набагато перевищує границю втоми, і визначають число циклів  $N_1$ , при якому зразок зруйнується. Потім закріплюють в машині інший зразок, навантажують його до напруження  $\sigma_2 < \sigma_1$  і визначають кількість циклів  $N_2$  до руйнування зразка. Так само випробують інші зразки, постійно зменшуючи прикладене напруження. В результаті отримують залежність, яка ілюструє, скільки циклів потрібно до руйнування зразка при певному напруженні – так звану криву Вёлера (рис. 1.17). Це і є крива втоми матеріалу.

Припустимо, що зразок 7 не зруйнувався, витримавши при напруженні  $\sigma_7$  кількість циклів  $N_7 = 10 \cdot 10^6$ , яке вибрано базою, що визначає границю втоми. Залишається вирішити, чи є напруження  $\sigma_7$  межею втоми. Якщо величина цього напруження близька до  $\sigma_7$ , тобто до напруження, яке викликало руйнування попереднього зразка 6 через  $N_6$  циклів, тоді  $\sigma_7$  можна вважати межею втоми. Якщо ж різниця між  $\sigma_7$  і  $\sigma_6$  велика, то доведеться використовувати ще один зразок і навантажити його проміжним між  $\sigma_6$  і  $\sigma_7$  напруженням  $\sigma_8$ .

Результатом таких випробувань і є крива втоми (див. рис. 1.17). Точками позначені зруйновані зразки, точкою зі стрілкою – незруйновані. Як видно, зразок 8, так само, як і зразок 7, не зруйнувався. Отже, границею втоми потрібно визнати  $\sigma_8$ , якщо різниця  $\sigma_6 - \sigma_8$  укладається в передбачуваний допуск. Ці допуски не є нормованими.

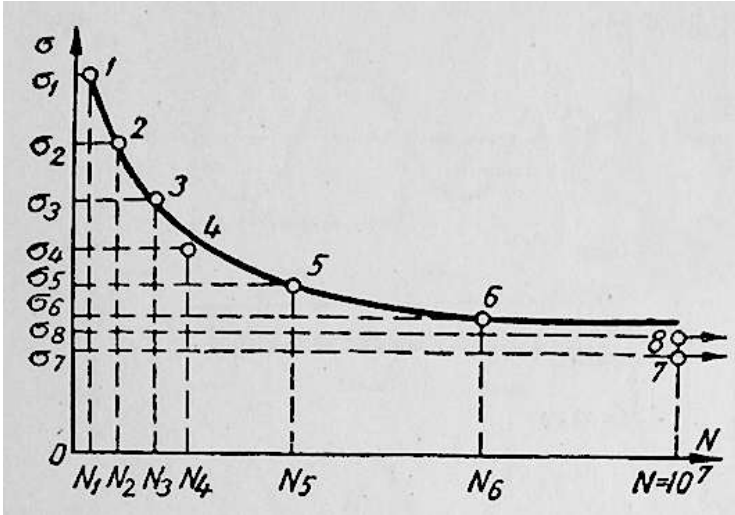


Рисунок 1.17 – Крива Велера (крива втоми)

Границю втоми визначають для різних видів циклів напружень, однак частіше при симетричному і, рідше, при віднулевому циклах, вказуючи це відповідним індексом. Так, наприклад, границю втоми при симетричному циклі позначають  $\sigma_{-1}$ , а при віднулевому –  $\sigma_0$ . Межу витривалості для довільного, але однозначно визначеного циклу, позначають  $\sigma_R$ .

Через великий інтервал значень  $N$  криву втоми зображають, як правило, таким чином, що вісь ординат виконують у лінійному масштабі, а вісь абсцис – у логарифмічному (так звані напівлогарифмічні). В такому разі крива втоми виглядає як дві майже прями лінії з невеликим перехідним радіусом (рис. 1.18).

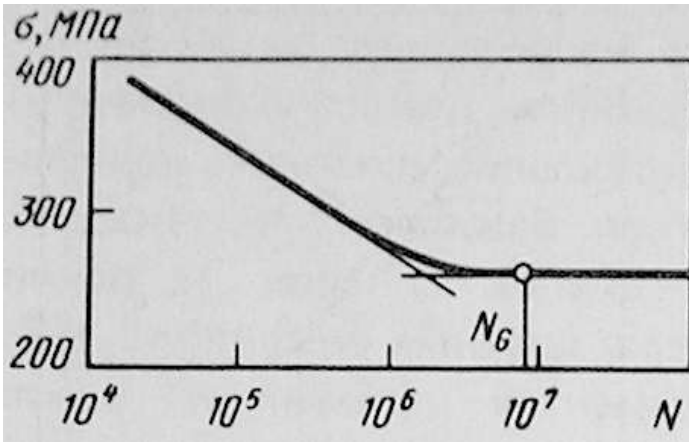


Рисунок. 1.18 – Вигляд кривої втоми в напівлогарифмічних координатах

Однак все частіше зустрічаються повні криві втоми, в яких початок системи координат відповідає 1/4 циклу навантаження. Вважають, що значення руйнівного напруження при 1/4 циклу відповідає тимчасовому опору  $\sigma_b$ , при статичному навантаженні. На рис. 1.19, а показані області обмеженої довговічності при малому числі циклів (I), обмеженої довговічності при великому числі циклів (II) і практично необмеженої довговічності при напруженнях нижче границі втоми (III). Втома матеріалу в області I та частково в області II (зазвичай менше  $2 \cdot 10^5$  циклів), доки руйнування не стане відбуватися в основному при пружному деформуванні, називається також малоцикловою втомою. Ця назва не завжди означає малу тривалість роботи конструкції або елемента. Мова йде про малу кількість циклів (але при високих напруженнях); часові періоди між цими циклами можуть бути значними. Область I обмежена приблизною кількістю циклів на рівні  $10^4$ . В перехідній зоні між I і II можливий розрив кривої втоми, що свідчить про зміну характеру росту тріщин і величини пластичної деформації (рис. 1.19, б).

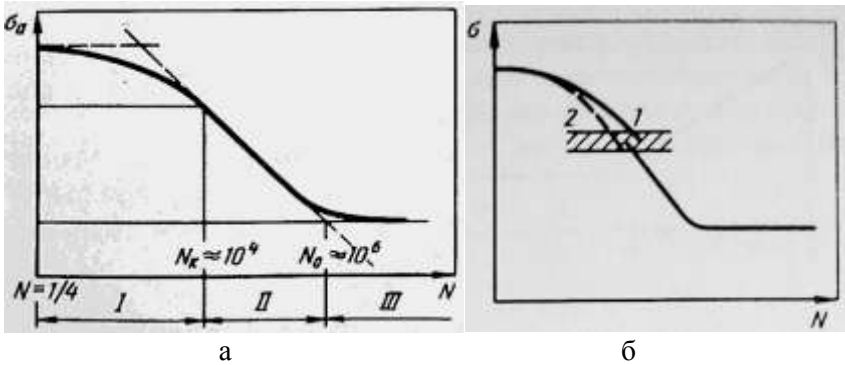


Рисунок 1.19 – Схема повної кривої втоми (а) і її розрив в перехідній зоні (б)

Узагальнюючи дані різних джерел наведемо значення границі втоми для різних матеріалів.

Границя втоми деяких металів і сталей, МПа, на базі  $10^7$  циклів:

**Армко-залізо 0,02 %С відпал** 155

110 – 70% від границі втоми

210 – границя плинності

300 – тимчасовий опір

**Нікель відпалений** 160

**Нікель деформований** 290

**Титан** такого ж порядку, як і для аустенітних сталей, в 2-2,5 рази вище, ніж в алюмінієвих сплавах. Поверхневий наклеп **зменшує** границю втоми.

**Сталь 20** 200-230

**Сталь 45**, гарт., відп. 200 °С 240-350 ( $\sigma_r=412-477$ ,  $\sigma_b=731-790$ )

**ШХ15**, гарт., відп. 650-700

**Сталь 50**, гарт. + вис.відп. 240

**60ХН**, гарт. + вис.відп. 300

**34ХН1М**, гарт. + вис.відп. 360

**Гранична величина для високолегованих сталей після НТМО** 1000

## **2 ПОТЕНЦІЙНІ МОЖЛИВОСТІ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ МАТЕРІАЛІВ МЕТОДАМИ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ В РІЗНИХ УМОВАХ РУЙНУВАННЯ ПОВЕРХНІ**

Як визначено вище, матеріал поверхні тертя руйнується під дією циклічних напружень. Руїнування матеріалу поверхні тертя, тобто його зношування, може відбуватися за різними механізмами в залежності від співвідношення величин контактних напружень і характеристик міцності матеріалу. Ці характеристики: границя втоми, границя плинності і границя міцності.

Якщо напруження в контакті нижче границі втоми, то механічного зношування не відбувається взагалі, і знос може виникнути тільки за рахунок руїнування продуктів окислення (механохімічне зношування).

Якщо контактні напруження вище границі втоми і нижче границі плинності, то матеріал руйнується в режимі багатоциклової втоми, коли кількість циклів передеформації одиничного об'єму матеріалу до його руїнування знаходиться в діапазоні  $10^4$ - $10^7$ .

При збільшенні контактних напружень до рівня границі плинності матеріалу і вище поверхня тертя руйнується в режимі малоциклової втоми, коли кількість циклів передеформації до руїнування знаходиться в діапазоні  $1$ - $10^4$ .

Нарешті, коли контактні напруження досягають рівня границі міцності матеріалу, мікрооб'єми поверхні руйнуються при одноразовому навантаженні.

За допомогою різних термічних методів можливо значно змінювати властивості матеріалів, тобто величини границь втоми, плинності і міцності. Розглянемо, наскільки ефективними можуть бути ці методи в справі підвищення зносостійкості при різних видах зношування.

У кожному конкретному випадку зношування поверхні сукупність умов тертя, тобто параметри трибосистеми, визначають унікальний спектр контактних напружень. Як правило, величини контактних напружень змінюються в досить широкому діапазоні,

тому можна схематично побудувати криву щільності ймовірності для розподілу контактних напружень (рис. 2.1, пунктир).

По осі абсцис відкладено напруження, по лівій осі ординат - ймовірність.

Тепер нанесемо на вісь абсцис три точки - границі втоми, пластичності і міцності для деякого матеріалу. Якщо при деякому одиничному впливі на поверхню тертя контактні напруження в мікрооб'ємі матеріалу перевищили границю його міцності, то ймовірність відділення частинки зносу дорівнює одиниці.

Якщо контактні напруження менше границі міцності, але вище границі пластичності, то ймовірність відділення частинки зносу при одиничній взаємодії менше одиниці і зменшується в міру зменшення контактного напруження. Коли контактні напруження досягають границі пластичності, ймовірність відділення частинки зносу під час будь-якої одиничної взаємодії мікрооб'єму поверхні тертя з контртілом складає 0,0001. Тоді діапазон ймовірностей відділення частинки зносу при зміні контактних напружень від  $\sigma_T$  до  $\sigma_B$  становить 0,0001-1,0.

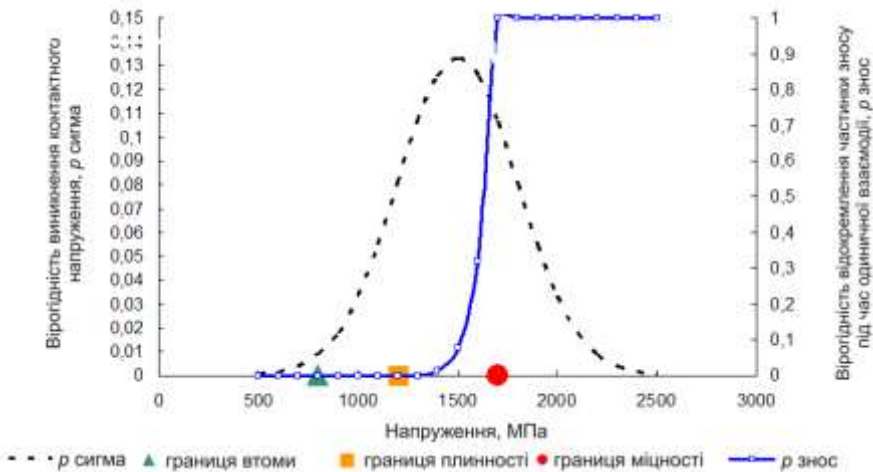


Рисунок 2.1 – Графічна інтерпретація моделювання зношування: щільність ймовірності розподілу контактних напружень (пунктир) і ймовірність відділення частинки зносу в результаті одноразової взаємодії мікрооб'єму поверхні тертя з контртілом (суцільна лінія)

Аналогічні міркування приводять до висновку, що якщо контактні напруження знаходяться в діапазоні  $\sigma_1 < \sigma_k < \sigma_T$ , то ймовірність відділення частинки зносу під час одиничної взаємодії знаходиться в діапазоні  $10^{-7}$ -0,0001.

Виходячи з цих міркувань, побудовано криву розподілу ймовірності відділення частинки зносу під час одиничної взаємодії при відповідних контактних напруженнях і властивостях матеріалу (рис. 2.1, суцільна лінія). Тепер можна визначити сумарну ймовірність відділення частинки зносу під час одиничної взаємодії при даному режимі зношування (функція розподілу напружень, пунктир) і даних властивостях матеріалу, які визначають функцію ймовірності відділення частинки зносу (суцільна лінія). Для цього необхідно підсумувати (гранично - проінтегрувати) твори ймовірності появи контактного напруження певної величини і ймовірності відділення частинки зносу при даному контактному напруженні при деякому малому кроці по напруженню. Шукана сума дасть фактично величину **зносу** при одноразовій взаємодії контртіла з контактною площадкою поверхні тертя. Зворотна величина, природно, дає **зносостійкість** матеріалу.

Розглянемо можливі варіанти розташування кривих на рисунку, відповідні їм режими руйнування поверхні і величини зносу і зносостійкості. Для простоти приймаємо, що розмір відокремлюваної частинки однаковий при будь-якому режимі руйнування поверхні.

## 2.1 Різання

На рисунку 2.2 наведено результат моделювання руйнування поверхні тертя армко-заліза в режимі різання.

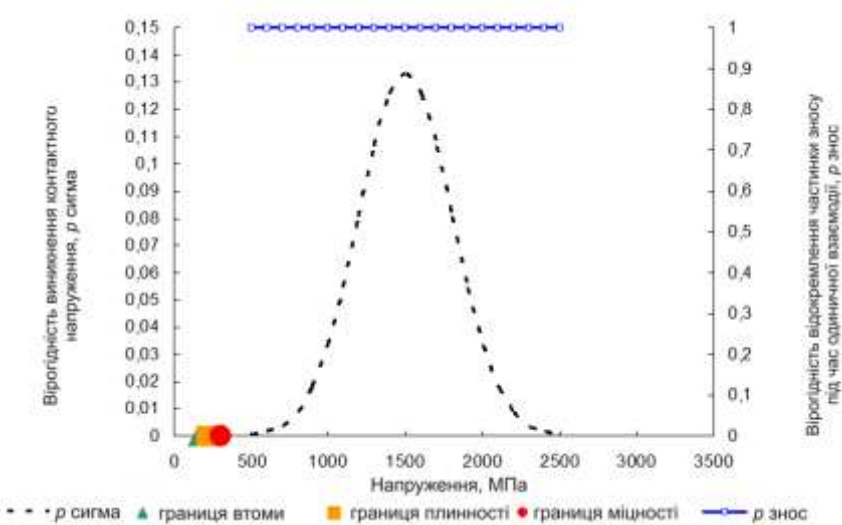


Рисунок 2.2 – Результат моделювання руйнування поверхні тертя в режимі різання

<i>Знос</i>	1,000
<i>Зносостійкість</i>	1,000
$\sigma_L$ , МПа	155
$\sigma_T$ , МПа	210
$\sigma_B$ , МПа	300
<i>Матеріал</i>	Армко-залізо
<i>Режим</i>	Різання

Оскільки різання є навмисним руйнуванням поверхні матеріалу, контактні напруження завжди повинні бути вище границі міцності матеріалу. Це досягається підбором відповідного матеріалу різця, його конфігурації і глибини занурення в поверхню. Природно, що ймовірність відділення частинки з поверхні близька до 1,0 і, відповідно, зносостійкість матеріалу також становить 1,0. Дійсно, зносостійкість при різанні зручно прийняти за одиницю.

## 2.2 Малоциклова втома

На рисунку 2.3 наведено результат моделювання руйнування поверхні тертя в режимі малоциклової втоми.

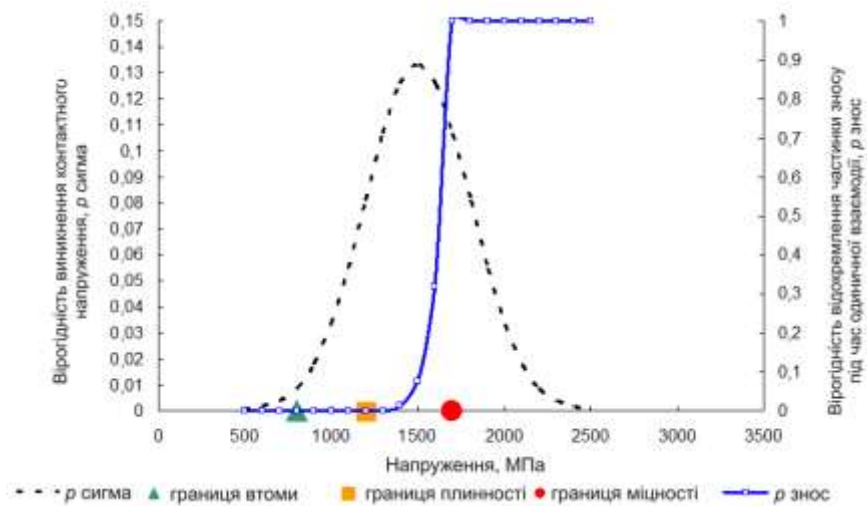


Рисунок 2.3 – Результат моделювання руйнування поверхні тертя в режимі малоциклової втоми

<b>Знос</b>	<b>0,359</b>
<b>Зносостійкість</b>	<b>2,782</b>
$\sigma_1$ , МПа	800
$\sigma_T$ , МПа	1200
$\sigma_B$ , МПа	1700

## 2.3 Багатоциклова втома

На рисунку 2.4 наведено результат моделювання руйнування поверхні тертя в режимі багатоциклової втоми.

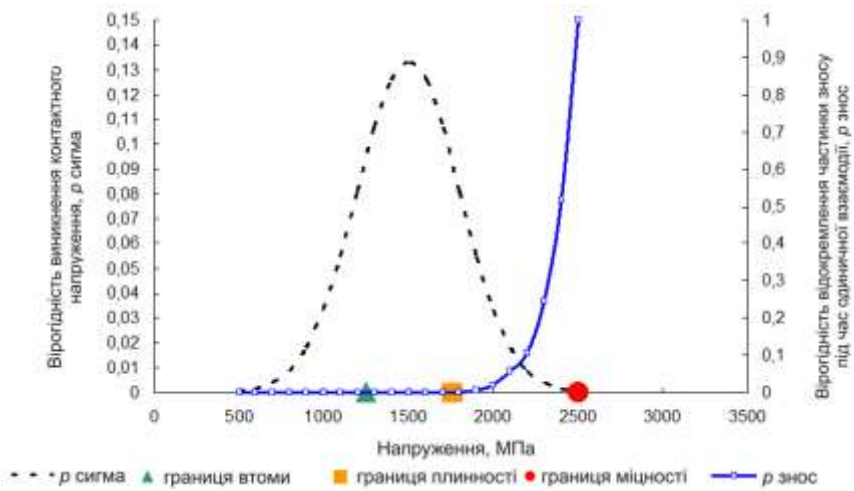


Рисунок 2.4 – Результат моделювання руйнування поверхні тертя в режимі малоциклової втоми

<b>Знос</b>	<b>0,0051993</b>
<b>Зносостійкість</b>	<b>192,332</b>
$\sigma_{\text{л}}$ , МПа	1250
$\sigma_{\text{Т}}$ , МПа	1750
$\sigma_{\text{В}}$ , МПа	2500

#### 2.4 «Нормальне» окислювальне зношування

На рисунку 2.5 наведено результат моделювання руйнування поверхні тертя в режимі «нормального» окислювального зношування.

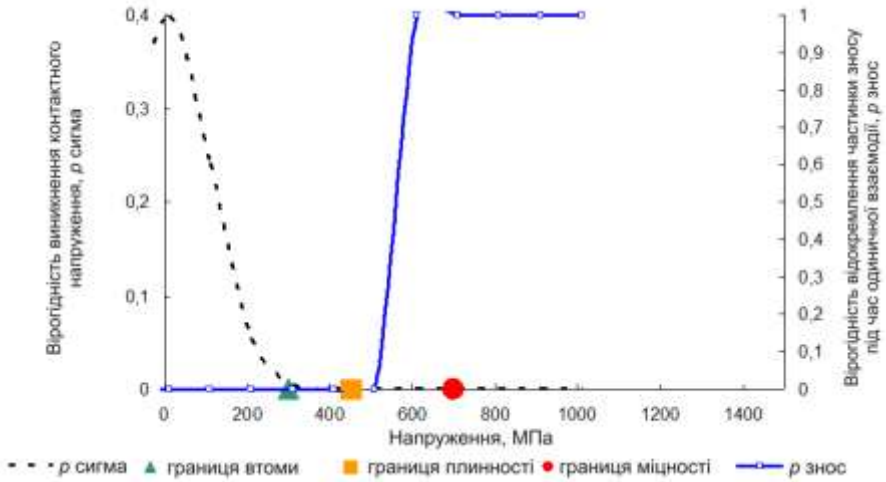


Рисунок 2.5 – Результат моделювання руйнування поверхні тертя в режимі «нормального» окислювального зношування

**Знос**  $2,23155 \cdot 10^{-8}$

**Зносостійкість** 44811895

$\sigma_{-1}$ , МПа 300

$\sigma_m$ , МПа 450

$\sigma_{\sigma}$ , МПа 700

**Матеріал** Нормалізована сталь

**Режим** Окислювальне зношування

### 3 ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ЗА УМОВ АБРАЗИВНОГО ЗНОШУВАННЯ

Абразивне зношування і захист від нього є однією з найбільш актуальних проблем трибології і триботехніки. Інтенсивність абразивного зношування на порядок і більше перевищує інтенсивність інших видів зношування, тому втрати, пов'язанні з абразивним зношуванням, складають до 50% загальних втрат від зносу.

Численні дослідження зносостійкості сталей і чавунів за умов абразивного зношування дозволяють висунути низку тверджень, які перевірено досвідом.

Перше твердження:

*- абразивне зношування є випадковим процесом, інтенсивність якого змінна і залежить від невизначеної кількості параметрів трибосистеми.*

До параметрів трибосистеми відносяться не тільки властивості металу поверхні тертя, які є більш-менш постійними, а й властивості середовища в комплексі з силовими чинниками трибовзаємодії, тобто умови зношування. Саме умови здатні змінюватися випадковим чином, що, природно, впливає на інтенсивність зношування і призводить до того, що зносостійкість одного і того ж матеріалу може змінюватися в кілька разів. Через це практично неможливо проводити розрахунки зносостійкості матеріалів для довільних умов абразивного зношування.

Проте, під час проведення випробувань в більш-менш постійних умовах тертя (лабораторні та стендові випробування) інтенсивність зношування матеріалів є достатньо стабільною (див. вираз 1.1), тому можна говорити про величини їх зносостійкості в даних умовах. Також можна порівнювати ці величини меду собою. Якщо умови абразивного зношування змінюються, природно, змінюються величини зносостійкості, однак якщо деякий з двох матеріалів має більшу зносостійкість в одних умовах абразивного зношування, то він також має більшу зносостійкість і в інших умовах абразивного зношування. На цьому факті засновано друге твердження:

*- якісні співвідношення між зносостійкістю різних матеріалів зберігаються в будь-яких умовах абразивного зношування.*

Звідси випливає, що зносостійкість матеріалів при абразивному зношуванні необхідно розглядати як відносну величину, тобто відносну зносостійкість. Тоді є можливість будувати ряди відносної зносостійкості різних матеріалів, беручи за умовну одиницю зносостійкість деякого відомого матеріалу.

### **3.1 Зносостійкість матеріалів в лабораторних умовах абразивного зношування**

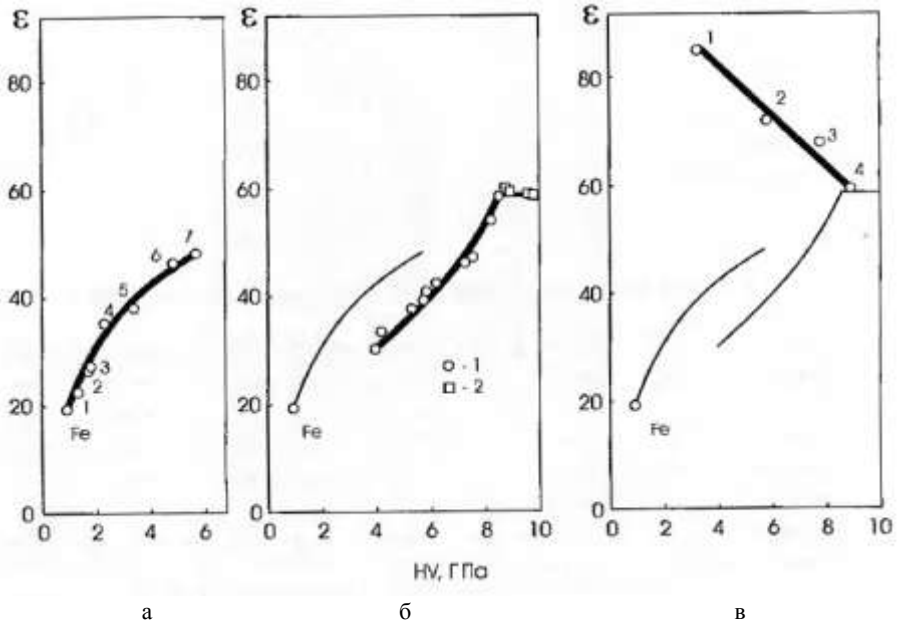
Для побудови ряду зносостійкості необхідним є метод випробувань, що дозволяє відтворювати абразивне зношування в «чистому вигляді» при можливо більш постійних умовах тертя. М.М.Хрущов і М.А.Бабічев запропонували метод, який полягає в зношуванні циліндричного зразка з випробуваного матеріалу діаметром 2 мм по абразивній полотнищі, що закріплено на твердій поверхні. Навантаження на зразок 300 г. Рух зразка відбувається постійно по свіжому абразиву, довжина шляху тертя і навантаження на зразок фіксовані. На цьому ж аркуші полотнища в тих же умовах зношують зразок з еталонного матеріалу. Результат випробувань подають у вигляді відносної зносостійкості, яка показує у скільки разів знос випробуваного зразка менше зносу еталонного.

Завдяки можливості легування, термічної й інших видів обробки різноманіття сплавів і структурного стану є нескінченним. Тому необхідно поділити їх на певні групи по будь-яких ознаках (хімічний склад, термообробка і т.і.), однак найбільш логічним є поділ на системи легування. Наприклад, нелеговані вуглецеві сталі і сплави не тільки є основою більшості зносостійких при абразивному зношуванні матеріалів, але і самі широко використовуються як деталі багатьох машин і механізмів, які підвладні абразивному впливу.

Більшість дослідників основну роль в опірності сталей і сплавів абразивному зношуванню відводять карбїдам, що є найбільш твердою складовою структури. Однак не менше значення має металева матриця, що сама повинна опиратися руйнуванню абразивними частками і міцно утримувати карбїди, не припускаючи їхнього викришування.

Все різноманіття залізвуглецевих сплавів засновано на поєднанні карбідів і трьох типів металевих матриць: фериту, мартенситу й аустеніту. Не є виключенням і проміжні структури (перліт, сорбіт і троостит), тому що вони є сумішшю фериту з карбідами різного ступеня дисперсності.

Випробування на машині Х-4Б (зношування жорстко закріпленими абразивними частинками) сплавів від практично чистого заліза до сплаву зі вмістом вуглецю 4,3% при варіації всіх можливих типів структурного стану металевої матриці дозволили встановити зносостійкість всього різноманіття сплавів системи Fe-C (рис. 3.1). За одиницю відносної зносостійкості прийнято зносостійкість свинцево-олов'янистого сплаву БМ.



а – відпалені сталі (1 – Ст3; 2 – сталь 45; 3 – У8; 4 – У12) і сплави (5 – 2,0 %С; 6 – 3,3 %С; 7 – 4,3 %С); б – доевтектоїдні сталі зі структурою мартенситу (1) і заевтектоїдні сталі і сплави після гартування на мартенсит (2); в – сплав 2,0 %С після гартування від різної температури (температура гартування : 1 – 1130 °С; 2 – 985° С; 3 – 930° С; 4 – гартування на мартенсит)

Рисунок 3.1 – Відносна зносостійкість ( $\epsilon$ ) в залежності від твердості (HV) сплавів системи Fe-C

**Феритні сплави.** Підвищення вмісту карбідної фази у феритній матриці (відпалений стан) збільшує твердість і зносостійкість сплавів (рис. 3.1, а). Дрібні карбіди більш інтенсивно підвищують зносостійкість феритних сплавів (цементит у складі перліту і надлишковий цементит у сплавах із вмістом вуглецю лише ненабагато вище його концентрації в евтектоїді). Поява більш великих надлишкових карбідів при подальшому збільшенні вмісту вуглецю призводить до підвищення твердості, однак зносостійкість збільшується вже менш значно через поломки і викрашування великих карбідів (феритна матриця не здатна їх міцно утримувати). Залежність  $\varepsilon=f(HV)$  при цьому відхиляється від прямої у бік менших значень зносостійкості, що пояснює порівняно низьку зносостійкість білих нелегованих чавунів.

**Зносостійкість мартенситу.** Зносостійкість мартенситних зразків однозначно визначається твердістю (див. рис. 3.1, б). Причому. Не має значення, чим викликане зниження твердості мартенситу – недостатнім вмістом вуглецю (гартування без відпуску мало- і середньовуглецевих сталей), або відпуском загартованих вуглецевих (до У8) сталей.

Сплави із структурою мартенсит + карбіди. Зносостійкість усіх загартованих на мартенсит заевтектоїдних сплавів зі вмістом вуглецю до 4,3% є однаковою (горизонталь на рис. 3.1, б) і знаходиться на одному рівні зі зносостійкістю загартованої сталі У8. Незважаючи на більш високу у порівнянні з мартенситом, твердість, цементит не збільшує зносостійкість загартованих заевтектоїдних сталей і чавунів, що пов'язано зі зміцненням мартенситу в процесі зношування до твердості, що приблизно дорівнює твердості цементиту. Додатковим, і дуже важливим, фактором є висока твердість абразиву (електрокорунд, 22 ГПа) у порівнянні із твердістю цементиту (приблизно 10 ГПа). Якби зношування відбувалося б, наприклад, кварцовим піском (твердість 10-12 ГПа), то збільшення вмісту цементиту в мартенситній матриці збільшувало б зносостійкість стрибкоподібно. Відпуск, який призводить до виділення вуглецю з мартенситу, помітно знижує здатність останнього до зміцнення. Тому зміцнений в процесі зношування невідпущений мартенсит і цементит мають приблизно рівну зносостійкість, незважаючи на трохи більшу твердість цементиту.

**Залишковий аустеніт.** Вплив аустеніту на зносостійкість чітко виявляється на сплавах, структура яких після відповідної термічної обробки здобуває максимально можливу кількість залишкового аустеніту без надлишкових карбідів.

З підвищенням температури гартування (див. рис. 3.1, в) твердість заевтектоїдних сплавів знижується через збільшення кількості аустеніту в структурі. Зносостійкість при цьому зростає. Максимум зносостійкості досягається після гартування від  $1130^{\circ}\text{C}$  сплаву зі вмістом вуглецю 2,0%, коли в структурі присутня максимально можлива кількість аустеніту.

Таким чином, з усіх структур залізовуглецевих сплавів максимальною зносостійкістю володіє залишковий аустеніт, незважаючи на свою невисоку вихідну твердість, що значно нижче твердості як мартенситу, так і цементиту.

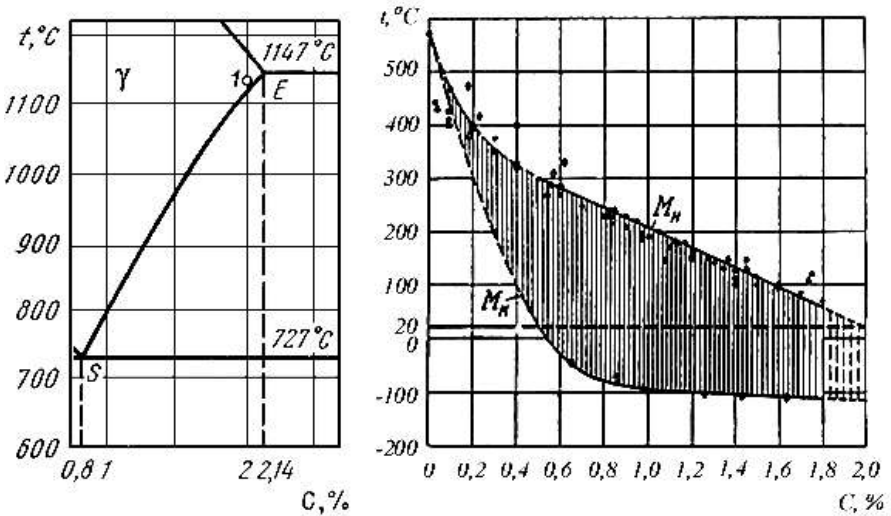
Сплави із вмістом вуглецю менш 2.0% після гартування на максимально можливу для них кількість аустеніту містять більшу кількість мартенситу. Їхня твердість при цьому є вищою, а зносостійкість нижчою.

При гартуванні сплавів із вмістом вуглецю більш 2,0% від максимально можливої температури в їхній структурі, поряд з аустенітом, присутня деяка кількість цементиту, що також знижує зносостійкість, незважаючи на підвищення твердості сплаву.

Таким чином, визначено такий ряд зносостійкості для нелегованих залізовуглецевих сплавів при абразивному зношуванні (в порядку зменшення зносостійкості): аустеніт - мартенсит - феритокарбідна суміш - ферит. Максимальною зносостійкістю при абразивному зношуванні в системі «залізо-вуглець» володіє структура аустеніту. Цей висновок може бути покладено в основу вибору зносостійких матеріалів для деталей машин, що експлуатуються в умовах абразивного зношування. Однак, практично важко забезпечити аустенітну структуру під час виготовлення деталей з нелегованих залізовуглецевих сплавів.

Для отримання структури аустеніту проводять гартування заевтектоїдних сталей з однофазної  $\gamma$ -області. Такий високий нагрів необхідний для того, щоб розчинити в аустеніті весь вуглець. Температура початку мартенситного перетворення знижується при збільшенні вмісту вуглецю в аустеніті перед гартуванням, що

призводить до збільшення вмісту аустеніту в структурі після гартування (залишковий аустеніт). Відповідно до діаграми стану системи Fe-C в аустеніті можна розчинити до 2,0...2,1% вуглецю при температурі 1130° С (рис. 3.1, а). При такій концентрації вуглецю температура початку мартенситного перетворення знаходиться на рівні 20° С (див. рис. 3.1, б). Теоретично це дає можливість отримати повністю аустенітну структуру при гартуванні сплаву з вмістом вуглецю 2,0% від температури 1130° С.



а – температура нагрівання під гартування (1) сплаву, що містить 2,0% С; б – залежність температури початку і кінця мартенситного перетворення від вмісту вуглецю в аустеніті перед гартуванням

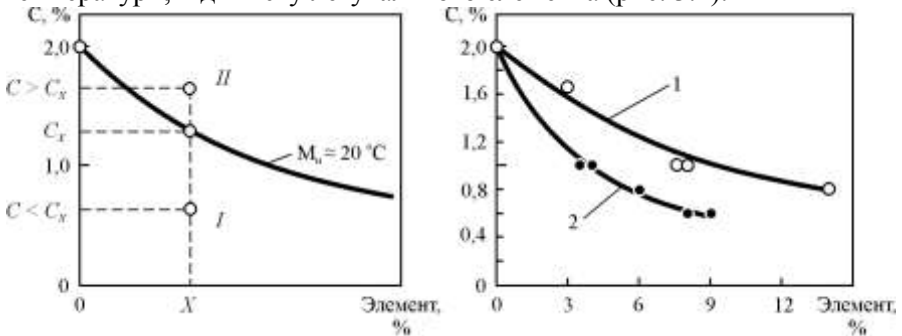
Рисунок 3.2 – Визначення хімічного складу сплаву і температури його нагріву під гартування для отримання аустенітної структури

Практично цьому перешкоджає графітизація, яка в нелегованих залізовуглецевих сплавах починається майже відразу ж після розчинення цементиту. Це збільшує аустеніт на вуглець, що підвищує температуру початку мартенситного перетворення і, відповідно, знижує вміст аустеніту в структурі після гартування. При температурі 1130° С час існування високовуглецевого аустеніту є дуже малим, тому отримати переважно аустенітну структуру в нелегованих залізовуглецевих сплавах можна лише на малих зразках при суворому дотриманні часу їх витримки при нагріванні.

Таким чином, теоретично нелеговані залізовуглецеві сплави цілком придатні для застосування як зносостійкий матеріал, проте практично вони навряд чи можуть бути використаними. Для отримання аустенітної структури в реальних деталях необхідно загальмувати графітизацію за допомогою легування.

При абразивному зношуванні висока зносостійкість сплавів, загартованих на аустеніт, досягається тоді, коли певний зміст вуглецю або інших елементів забезпечує температуру початку мартенситного перетворення  $M_s$  на рівні «кімнатної» (20-35° С). При надмірному легуванні  $M_s$  зсувається в область температур нижче 0° С, що призводить до стабілізації аустеніту і зниження зносостійкості сплаву.

Для забезпечення  $M_s$  на рівні «кімнатної» температури концентрація вуглецю в нелегованому аустеніті повинна бути ~ 2,0% (див. рис. 3.1, б). Якщо в сплаві присутній легувальний елемент, то необхідна менша кількість вуглецю. Отже, існує залежність вмісту вуглецю, достатнього для підтримки  $M_s$  на рівні «кімнатної» температури, від вмісту легувального елемента (рис. 3.2).



а – схема; б – легування хромом (1) або марганцем (2)

Рисунок 3.3 – Вміст вуглецю в аустеніті, який є достатнім для підтримання температури  $M_s$  на рівні 20 °С, в залежності від концентрації легувального елемента

За певного вмісту легувального елемента ( $X$ ) (див. рис. 3.2, а) є тільки одна концентрація вуглецю ( $C_x$ ), за якої досягається  $M_s$  на рівні «кімнатної» температури, що забезпечує для цього  $X$  максимальну зносостійкість при абразивному зношуванні. При недостатньому вмісті вуглецю ( $C < C_x$ , область  $I$ )  $M_s$  є вищою за «кімнатну» температуру, вміст аустеніту в структурі після гартування

є недостатнім, і зносостійкість не досягає можливого максимуму. При надмірному вмісті вуглецю ( $C > C_x$ , область II) Мп зсувається в область температур нижче  $0^\circ \text{C}$ , аустеніт стабілізується, що також знижує зносостійкість. Таким чином, за певного вмісту легувального елемента  $X$  підвищувати вміст вуглецю більше  $C_x$  є недоцільним, тому що це призведе до зниження зносостійкості.

Проведено дослідження зносостійкості при абразивному зношуванні сплавів системи Fe-C-Cr. Досліджували сплави двох груп. У сплавах першої групи змінювали вміст вуглецю (0,5...1,7%) за постійного вмісту хрому (3,0%). У сплавах другої групи змінювали вміст хрому (3,0...19,0%) за постійного вмісту вуглецю (0,5%). Всі зразки гартували з однофазної області для отримання максимально можливого вмісту аустеніту в структурі.

У кожній групі є сплав відповідного хімічного складу, для якого Мп знаходиться на рівні «кімнатної» температури. Для першої групи це сплав із вмістом 1,7% C і 3,0% Cr. Для другої – 0,5% C і 19,0% Cr. Незважаючи на те, що Мп для обох сплавів практично однакові і, відповідно, однаковим є вміст аустеніту в структурі після гартування, зносостійкість першого сплаву виявилася в 5 разів вище зносостійкості другого (зношування шамотом, твердість  $\sim 12$  ГПа). Отже, для досягнення високої зносостійкості при абразивному зношуванні необхідно забезпечити не тільки Мп на рівні «кімнатної» температури, але і підвищений вміст вуглецю в аустеніті.

Таким чином маємо можливість висунути третє твердження:

*- серед можливих структур металевої матриці залізовуглецевих сплавів максимальну зносостійкість має структура високовуглецевого нестабільного аустеніту.*

Слід зазначити, що в системі Fe-C, тобто за відсутності легування, неможливо отримати ніякий інший аустеніт крім нестабільного високовуглецевого. Тому тільки на підставі досліджень нелегованих залізовуглецевих сплавів не можна сформулювати наведене вище правило. Лише при дослідженні легованих сплавів можна було отримати низьковуглецевий нестабільний аустеніт, провести випробування на зношування і показати його низьку зносостійкість.

Тепер можна пояснити відмінність думок щодо зносостійкості аустеніту при абразивному зношуванні. Зміна ступеня стабільності і

вмісту вуглецю дозволяє отримувати нескінченне різноманіття варіантів аустенітної структури і, відповідно, значно різну зносостійкість.

Відповідно до рис. 3.2, а при збільшенні вмісту легувальних елементів знижується оптимальний вміст вуглецю в металевій матриці зносостійкого сплаву, що, природно, призводить до зниження опірності зношування. Отже:

*- вміст легувальних елементів в металевій матриці зносостійких сплавів повинен бути мінімальним.*

Крім необхідності мінімізувати легування матриці зносостійкого сплаву слід враховувати також різний вплив легувальних елементів на інтенсивність зниження зносостійкості. На рис. 3.2, б наведено залежності  $C_X$  від вмісту хрому (1) і марганцю (2) для сплавів на основі заліза. При легуванні марганцем  $C_X$  знижується набагато інтенсивніше, ніж при легуванні хромом. У зв'язку з цим хром дозволяє досягати більшого вмісту вуглецю  $C_X$  в зносостійкому сплаві, ніж марганець, при однаковій кількості легувального елемента.

Припустимо, виходячи з технологічних вимог, необхідний вміст легувального елемента становить 3,0%. Тоді, якщо легуємо хромом, максимальна зносостійкість досягається за вмісті вуглецю 1,7%, а якщо марганцем – лише 1,2% (див. рис 3.2, б). Отже, хромисті сплави дозволяють досягати більш високої зносостійкості металевої матриці, ніж марганцеві, оскільки марганець набагато інтенсивніше хрому знижує температуру початку мартенситного перетворення. При рівному вмісті легувального елемента і за умови  $M_p \approx 20^\circ \text{C}$  в хромистому аустеніті міститься більша кількість вуглецю, ніж в марганцевому.

Результатом наведених вище міркувань може бути відмова від використання марганцю для зносостійких сплавів. Однак, слід враховувати, що при виготовленні деталей великого перерізу необхідно забезпечити достатню прогартовуваність, щоб отримувати структуру аустеніту як на поверхні, так в глибині. Як хром, так і марганець збільшують прогартовуваність, але інтенсивність їх впливу є різною.

Прогартовуваність можна оцінити зі ізотермічними діаграми розпаду переохолодженого аустеніту для відповідного його хімічного

складу. Чим більше мінімальний час до початку перлітного (бейнітного) перетворення, тим більше прогартовуваність сплаву.

Мінімальний час до початку перлітного перетворення аустеніту складу 1,28% С і 2,9% Cr складає близько 10 с (рис. 3.4, а). Цього достатньо для наскрізного гартування деталей перерізом 10 ... 20 мм. Мінімальний час до початку перлітного перетворення аустеніту складу 0,9% С і 2,86% Mn складає 100 с (див. рис. 3.4, б). Цей час на порядок більше, ніж для хромистого аустеніту. Тому при створенні зносостійких деталей великого перерізу легувати необхідно марганцем.

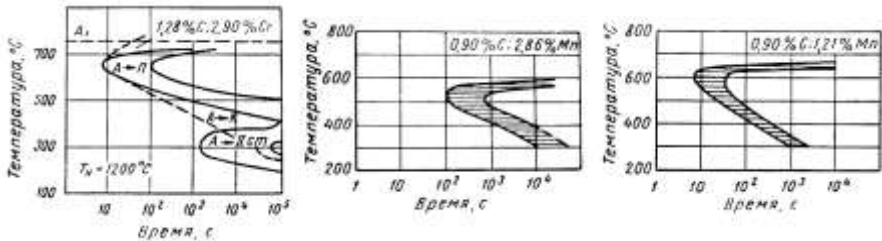


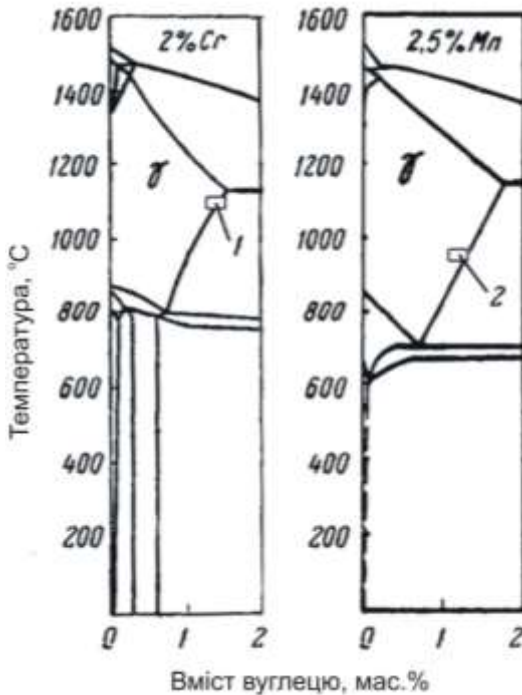
Рисунок 3.4 – Ізотермічні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту різного хімічного складу

Слід зазначити, що при зменшенні вмісту марганцю прогартовуваність знижується дуже сильно. Наприклад, мінімальний час до початку перлітного перетворення аустеніту складу 0,9% С і 1,21% Mn знаходиться на рівні 10 с (див. рис. 3.4, в), що вже не дозволяє використовувати перевагу марганцю. Збільшення ж його змісту також недоцільно, оскільки при цьому знижується оптимальний вміст вуглецю в аустеніті (див. рис. 3.2, б). Очевидно, що оптимальний вміст марганцю в матриці зносостійкого сплаву знаходиться на рівні 3%, що обумовлює оптимальний вміст вуглецю близько 1,2% (див. рис. 3.2, б). Умовно цей сплав можна назвати 120Г3.

При легуванні хромом немає необхідності так жорстко фіксувати його концентрацію. Невеликі коливання вмісту хрому незначно впливають на прогартовуваність і оптимальний вміст вуглецю (див. рис. 3.2, б). Проте без великої погрішності можна прийняти, що оптимальний рівень легування хромом також становить 3%. При цьому оптимальний вміст вуглецю знаходиться в діапазоні 1,5-1,7%. Такий сплав можна назвати 150Х3.

Структура сплавів 150Х3 і 120Г3 після гартування з однофазної  $\gamma$ -області є практично 100% аустенитною, оскільки температура початку мартенситного перетворення знаходиться на рівні  $20^{\circ}\text{C}$ . Залежно від коливання хімічного складу в сплаві може бути присутня невелика кількість мартенситу або нерозчинених карбідів.

Зносостійкість сплаву 120Г3 трохи нижче, ніж сплаву 150Х3, однак перевагою 120Г3, крім гарної прогартовуваності, є менша температура гартування. Згідно з діаграмою стану відповідних систем легування (рис. 3.5) для отримання структури аустеніту сплав 150Х3 необхідно гартувати від  $1070 \dots 1100^{\circ}\text{C}$  (див. рис. 5, а), в той час як 120Г3 – лише від  $920 \dots 950^{\circ}\text{C}$  (див. рис. 3.5, б), що в умовах масового виробництва може дати значну економію.



а – вертикальний розріз діаграми стану Fe-C-Cr (2% Cr); б – вертикальний розріз діаграми стану Fe-C-Mn (2,5% Mn)

Рисунок 3.5 – Температурні інтервали нагріву під гартування сплавів 150Х3 (1) і 120Г3 (2)

Таким чином, показано, що максимальною зносостійкістю при абразивному зношуванні володіє матриця високовуглецевого нестабільного аустеніту. Для гальмування графітізації під час нагрівання зносостійкого сплаву під гартування і збільшення прогартуваності деталей необхідною є невелика кількість легувальних елементів. Використання сплавів 150X3 (деталі невеликого перерізу) і 120Г3 (деталі великого перетину) дозволяє в промислових умовах отримати металеву матрицю, яка володіє максимально можливою зносостійкістю при абразивному зношуванні. На цьому резерв підвищення зносостійкості сплаву за рахунок металевої основи вичерпується.

### 3.2 Підвищення зносостійкості сплавів за рахунок твердих фаз

Подальше збільшення зносостійкості можливо лише при додаванні в структуру твердих неметалевих включень, які когерентно пов'язані з матрицею. Найбільш поширеним видом таких включень є карбіди. Однак доцільність застосування сплавів, які містять карбіди, як зносостійкого матеріалу далеко не завжди є виправданою. Це обумовлено такими причинами:

- деяка область металевої основи навколо карбідного включення є збідненою на вуглець і легувальні елементи. Тому в зносостійкому сплаві, що містить карбіди, не вдається отримати максимально зносостійку матрицю. Отже, кількість карбідної фази має бути достатньою для того, щоб компенсувати зниження зносостійкості матриці і забезпечити додаткове збільшення зносостійкості;

- карбіди неминуче збільшують крихкість деталі, що ускладнює, а в деяких випадках виключає застосування карбідних сплавів.

Тим не менш, розглянемо потенційні можливості підвищення зносостійкості залізвуглецевих сплавів за рахунок фази карбіду.

У сплавах на основі заліза можуть утворюватися такі карбідні з'єднання:  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Mn}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_23\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  - карбіди першої групи;  $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\text{W}_2\text{C}$ ,  $\text{WC}$ ,  $\text{VC}$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{NbC}$ ,  $\text{TaC}$ ,  $\text{Ta}_2\text{C}$ ,  $\text{ZrC}$  - карбіди другої групи (фази впровадження). Карбіди, що мають однакову хімічну формулу взаємно розчиняються один в одному, тому

фактично в сталях зустрічаються карбіди шести видів:  $\text{Me}_3\text{C}$ ,  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Me}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Me}_6\text{C}$  – карбіди першої групи;  $\text{MeC}$ ,  $\text{Me}_2\text{C}$  – карбіди другої групи.

Значення твердості різних карбідів визначаються властивостями кристалічної решітки і значно відрізняються. Твердість карбідів  $\text{Me}_3\text{C}$  і  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  знаходиться на рівні 10...11 ГПа, карбіду  $\text{Me}_6\text{C}$  - 12...13 ГПа. Карбід  $\text{Me}_7\text{C}_3$  має значно більшу твердість - 16...18 ГПа, а найбільшою твердістю серед карбідів володіє карбід  $\text{MeC}$  - 18...22 ГПа. Природно, що для збільшення зносостійкості слід використовувати лише ті карбіди, твердість яких вище твердості металевої матриці, зміцненої в процесі тертя.

Матриця високовуглецевого нестабільного аустеніту при абразивному зношуванні зміцнюється до твердості 12,5...14,5 ГПа. Тому карбіди  $\text{Me}_3\text{C}$ ,  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  і  $\text{Me}_6\text{C}$  в принципі не можуть збільшити зносостійкість вище того рівня, який досягається за допомогою безкарбідних сплавів оптимального складу після гартування на аустеніт. Для підвищення зносостійкості доцільно використовувати тільки карбіди  $\text{Me}_7\text{C}_3$  і  $\text{MeC}$ .

Карбіди типу  $\text{MeC}$  використовують у виробництві твердих сплавів і карбідосталей методом гарячого пресування порошків карбіду і певної кількості металевої зв'язки (до 20% в твердих сплавах і 50...80% в карбідосталях). Тверді сплави мають дуже високу зносостійкість, проте їх значними недоліками є високі крихкість і ціна. Незважаючи на те, що, цей матеріал не є залізвуглецевим сплавом, його необхідно згадати як максимально зносостійкий при абразивному зношуванні. Зносостійкість карбідосталей в деяких випадках досягає зносостійкості твердих сплавів при вмісті карбідної фази 50% і оптимальному структурному стані металевої основи.

Карбіди  $\text{Me}_7\text{C}_3$  утворюються в залізвуглецевих сплавах, легованих хромом. Тут існує два шляхи підвищення зносостійкості. Перший – збільшення вмісту карбідної фази в структурі до гранично можливого рівня. Другий – забезпечення оптимального кількісного співвідношення максимально зносостійкої металевої матриці і карбідів.

Кількість карбідної фази в високохромистих чавунах може досягати 70% (білий чавун із 4,68% С і 16% Cr). При такій великій кількості карбідів практично неможливо регулювати зносостійкість і

механічні властивості за рахунок зміни структурного стану металевої основи. До того ж зносостійкість такого сплаву не настільки висока, як можна було б очікувати. Ймовірно, це пов'язано з крихким руйнуванням великих карбідів при взаємодії з абразивними зернами.

Більш перспективним способом збільшення зносостійкості залізвуглецевих сплавів, легованих хромом, виявилось підвищення вмісту карбідної фази до рівня, при якому ще зберігається можливість використовувати високу зносостійкість аустенітної матриці. Встановлено, що стандартна сталь X12 (2,2% C, 12% Cr) дозволяє досягти цього оптимального співвідношення. Після гартування від 1075° С в структурі стали містяться 11...13% карбідної фази, при цьому металева матриця містить близько 80% нестабільного аустеніту. Завдяки тому, що сталь X12 можна кувати, карбідна фаза може бути подрібненою і рівномірно розподіленою в об'ємі. Це дозволяє значно знизити крихкість деталей.

Таким чином, зносостійкість сталі X12 після гартування від 1075° С є верхньою межею, якої можна досягти в залізвуглецевих сплавах за рахунок поєднання зносостійкого матриці і карбідної фази високої твердості.

### **3.3 Зносостійкість сталей і чавунів при високому тиску абразивного середовища**

У більшості опублікованих робіт про опір сталей і чавунів абразивному зношуванню наведено результати досліджень, які проведено при невеликому тиску (до 5 МПа) абразивного середовища на поверхню, що зношується. Однак, багато деталей устаткування для виробництва вогнетривних виробів, гірничорудної, металургійної, й іншої галузей промисловості експлуатуються при тиску 100 МПа і навіть більше.

В НУ «Запорізька політехніка» було проведено дослідження, спрямовані на визначення особливостей зношування сталей і сплавів для деталей вогнетривного виробництва на прикладі пластин пресформ для пресування вогнетривної цегли (тиск пресування до 114 МПа; абразив: шамот, твердість 12 ГПа, фракція до 3 мм). Матеріал

пластин – сталь 20X після цементації, гартування і відпуску при різній температурі для утворення в робочому поверхневому шарі низки структур – від мартенситу до перліту (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 – Структура і властивості поверхневого шару пластин зі сталі 20X\* після цементації при 940° С, гартування від 800° С і подальшого відпускання

Температура відпуску, °С	Твердість, НВ, ГПа	Мікроструктура	Відносна зносостійкість
Без відпуску (сталон)	8,04	Мартенсит	1,000
200	6,94	Мартенсит відпуску	0,751
300	6,06	Мартенсит+троостит	0,410
450	4,88	Троостит	0,382
550	3,90	Троостит+сорбіт	0,345
650	3,11	Сорбіт+перліт	0,302
700	2,88	Перліт+сорбіт	0,271
750	2,15	Перліт	0,254

\* Хімічний склад сталі 20X, %: 0,17...0,23 %С; 0,5...0,8 %Mn; 0,17...0,37 %Si; 0,7...1,1 %Cr; 0,25 %Ni; < 0,035 %S; < 0,35 %P

Для карбідних сплавів (табл. 3.2, рис. 3.6) виявляється чітка залежність між зносостійкістю і твердістю. Зі збільшенням вмісту в складі сплавів вуглецю кількість карбідів і твердість закономірно зростають, а зносостійкість підвищується.

Вплив вуглецю, який зв'язано в карбіди, на зносостійкість сплавів виявляється більш помітно, ніж вплив легувальних елементів. Так, простий білий чавун з 3,8% С і 57% цементиту виявився в 1,3...1,9 разів більш зносостійким, ніж хромисті з меншим вмістом вуглецю. Максимальною зносостійкістю володіє чавун з 4,68% С, кількість карбідів у якому займає 68% площі шліфа.

Зносостійкість сталей після гартування і гартування з низьким відпуском при різних температурах (див. табл. 3.1 і рис. 3.6, лінія для сталі 20X) значно перевищує зносостійкість сталей з проміжними структурами. Поява в мартенситній структурі трооститу значно знижує її зносостійкість. Із зменшеннями твердості мартенситної сталі зносостійкість знижується дуже різко – у 2,6 рази до моменту появи трооститної структури. При подальшій зміні структури від трооститу до сорбіту і перліту продовжується закономірне зниження зносостійкості металу.

Таблиця 3.2 – Хімічний склад і властивості карбідних сплавів

Хімічний склад, % за масою				Кількість карбідів Me <sub>3</sub> C, %	Твердість HV, ГПа	Відносна зносостійкість
З	Mn	Si	Cr			
<b>Білі неелеговані чавуни</b>						
2,70	0,43	1,06	-	43	3,48	1,200
2,71	0,42	1,11	-	43	3,51	1,244
2,88	0,34	0,96	-	43	3,61	1,299
2,89	0,40	1,27	-	43	3,61	1,305
2,95	0,15	0,46	-	44	3,70	1,223
2,95	0,23	0,95	-	45	3,85	1,657
3,00	0,27	-	-	45	3,85	1,267
3,00	0,23	0,45	-	45	3,85	1,335
3,08	0,17	-	-	46	4,01	1,267
3,15	0,23	0,45	-	47	4,23	1,340
3,38	0,60	0,21	-	48	4,29	1,538
3,50	0,46	0,08	-	52	5,02	1,900
3,80	0,37	0,14	-	57	5,69	2,335
<b>Хромисті чавуни</b>						
3,15	0,17	-	0,78	46	4,01	1,572
3,37	0,25	-	2,06	49	4,47	1,451
4,68	0,12	0,47	15,90	68 *	5,87	3,120
<b>Половинчаті чавуни</b>						
2,91	0,45	1,41	-	Перлітинс	2,92	0,836
2,99	0,42	1,29	-	"-	3,03	0,909
<b>Сірі перлітні чавуни</b>						
2,88	0,50	1,68	-	У перліті	1,83	0,180
2,88	0,56	1,42	-	"-	1,86	0,203

\* Тип карбідної фази Me<sub>3</sub>C<sub>3</sub>

Аналогічні залежності зносостійкості від твердості при зміні структури характерні і для легованої інструментальної сталі Х12Ф1 (див. рис. 3.6). Область між лініями  $\varepsilon=f(HV)$  для сталей 20Х і Х12Ф1 характеризує вплив твердості на зносостійкість різних сталей зі структурою металевої основи від мартенситу до продуктів його дифузійного розпаду.

На поверхні еталонних пластин зі сталі 20Х структура складається з карбідів округлої форми різної дисперсності, які вкраплені у мартенситну основу. (рис. 3.7, а). З віддаленням від поверхні кількість карбідів поступово зменшується, і приблизно на відстані 0,2 мм починається зона мартенситу без карбідних включень.

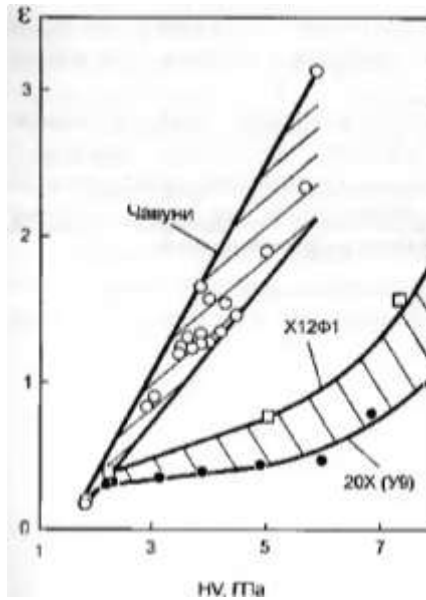


Рисунок 3.6 – Залежність відносної зносостійкості сталей і чавунів від їхньої твердості

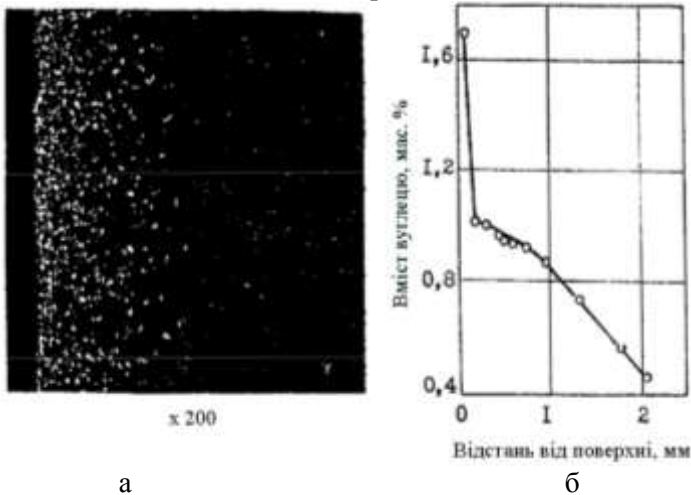


Рисунок 3.7 – Мікроструктура (а) і розподіл вуглецю (б) по глибині цементованого шару сталі 20Х (цементация при 940° С і гартуванні від 800° С)

Така структура цементованого шару добре збігається з розподілом вуглецю по його глибині (рис. 3.7, б). При вмісті вуглецю вище межі розчинності в  $\gamma$ -залізі надлишок вуглецю виділяється у вигляді карбідної фази. На глибині від 0,2 мм і до припустимої величини зносу (0,8 мм) вміст вуглецю в цементованому шарі приблизно дорівнює його розчинності в аустеніті при температурі гартування, тому при охолодженні в цьому шарі утворюється мартенсит без виділення карбідів.

У зв'язку з тим, що структура по глибині цементованого шару не однакова, величина відносної зносостійкості цементованого шару є середнім показником рівня зносостійкості двох різних структур: мартенситу і мартенситу з карбідами. Але якщо визначати інтенсивність зношування послідовно по зонах глибиною 0,1 мм виявляється можливість визначити вплив карбідних включень на зносостійкість мартенситної структури.

Наявність у мартенситній матриці карбідної фази підвищує інтенсивність зношування (рис. 3.8). Причому, чим більше карбідів у мартенситній основі, тим вище інтенсивність зношування (крива від поверхні до глибини 0,2 мм). Характер кривої на глибині від 0,2 до 0,5 мм відбиває інтенсивність зношування мартенситу в залежності від його тетрагональності.

Як матеріал деталей машин, які підвладні абразивному зношуванню, часто використовуються традиційно зносостійкі заевтектоїдні інструментальні сталі типу X12 (X12Ф1, X12М, X12) після гартування на максимально можливу твердість. Якщо вимоги експлуатаційної надійності диктують зниження крихкості, деталі піддають відпуску, температура якого тим вище, чим вище вимоги до пластичності. У будь-якому випадку це знижує зносостійкість.

Однак твердість заевтектоїдних сталей можна знизити і за рахунок збільшення вмісту в структурі залишкового аустеніту при підвищенні температури гартування. При цьому з'являється можливість кількісно порівняти два способи зниження твердості: в одному випадку – з появою в структурі феритної складової (троостит, сорбіт, перліт), що утвориться при відпуску загартованої на мартенсит сталі, у другому – за рахунок залишкового аустеніту, при гартуванні заевтектоїдних сталей від температур вище  $A_{c1}$ .

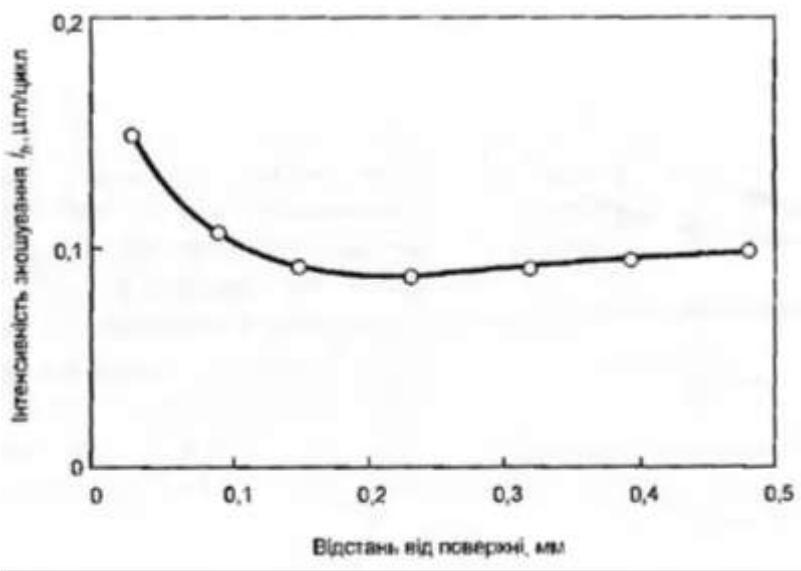


Рисунок 3.8 – Зміна інтенсивності зношування по глибині цементованого шару сталі 20X

Вплив залишкового аустеніту на зносостійкість легованих залізовуглецевих сталей при великому тиску абразивного середовища чітко виявляється на сталі X12Ф1.

Найвища твердість сталі X12Ф1 (8,4 ГПа) досягається після гартування в олії від температури 1050° С (рис. 3.9). При цьому структура складається з карбідів типу  $(Fe, Cr)_7C_3$  різної дисперсності, які знаходяться у переважно мартенситній основі. Якщо гартування здійснюється від температури нижче 1050° С, твердість зменшується (див. рис. 3.9) через появу в структурі трооститу.

Гартування від температур вище призводить до зменшення кількості мартенситу і збільшення вмісту залишкового аустеніту. При гартуванні від 1200° С мартенсит практично зникає, і структура складається з залишкового аустеніту і невеликої кількості комплексних карбідів хрому і заліза. Твердість сталі знижується до 3,8 ГПа.

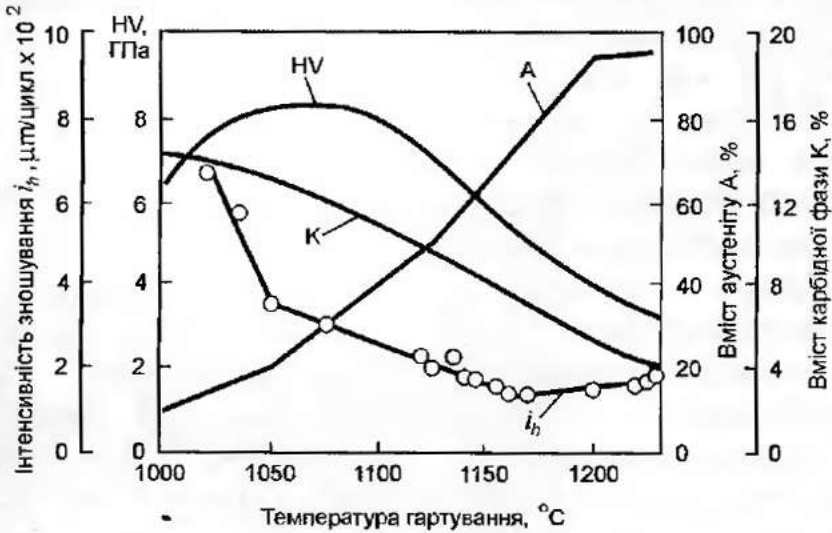


Рисунок 3.9 – Зміна фазового складу, структури і властивостей сталі X12Ф1 в залежності від температури гартування

Незважаючи на те, що найбільша кількість мартенситу в сталі і максимальна її твердість спостерігаються після гартування від  $1050^{\circ}\text{C}$ , зносостійкість деталей з такою структурою не є максимальною. Із збільшенням температури гартування співвідношення між кількістю мартенситу і аустеніту, а також твердість поступово зменшуються. Проте, зносостійкість сталі зростає. Після гартування від  $1170^{\circ}\text{C}$  зносостійкість досягає максимуму, перевищуючи приблизно в 2,7 рази зносостійкість сталі з максимальною кількістю мартенситу в структурі (гартування від  $1050^{\circ}\text{C}$ ).

Причини підвищення зносостійкості сталі X12Ф1 при збільшенні вмісту залишкового аустеніту могли бути пов'язані з тим, що в цій сталі мартенсит, що з'являється при гартуванні від  $1050^{\circ}\text{C}$ , є нестійким. При нагріванні до  $250^{\circ}\text{C}$  він перетворюється у троостит. Для придання мартенситу красностійкості сталь гартують від температури  $1150^{\circ}\text{C}$  з наступним відпуском при  $525^{\circ}\text{C}$ . У структурі сталі після такого гартування міститься значна кількість залишкового аустеніту (рис. 3.9) при твердості 5,8...5,9 ГПа.

Після три- чотириразовому відпусканню при  $525^{\circ}\text{C}$  твердість підвищується до 7,8...8,0 ГПа, завдяки перетворенню залишкового аустеніту в мартенсит, який є більш легованим хромом, ніж мартенсит після гартування від  $1050^{\circ}\text{C}$ . Через більший рівень легування такий мартенсит не зазнає розпаду під час нагрівання до температури більшої, ніж  $250^{\circ}\text{C}$ .

Відомо, що навіть легкий вплив абразивних тіл може створювати високі температури, які є достатніми для фазових перетворень в металі. У такому випадку зносостійкість буде визначатись не вихідною структурою, а властивостями структурних складових, які утворюються в результаті нагрівання при терті.

Якщо в процесі зношування в зоні контакту з абразивними частинками відбувається локальне нагрівання робочої поверхні вище  $250^{\circ}\text{C}$ , то мартенсит, який отримано при гартуванні від  $1050^{\circ}\text{C}$ , буде перетворюватися у троостит, що має низьку зносостійкість. При наявності у структурі залишкового аустеніту (гартування від температур вище  $1050^{\circ}\text{C}$ ) локальне нагрівання в процесі тертя може сприяти перетворенню аустеніту в теплостійкий мартенсит, зносостійкість якого значно вище за троостит.

У випадку підвищення зносостійкості сталі з залишковим аустенітом за рахунок утворення в поверхневому шарі в процесі експлуатації термічно стійкого мартенситу, на початку роботи, коли ці перетворення ще не відбулися, зношування повинне бути більш інтенсивним.

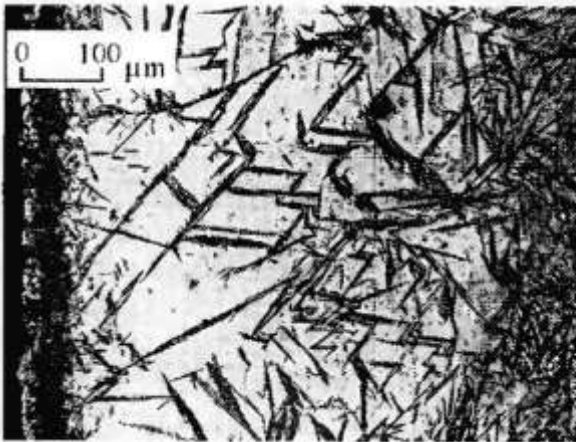
Термообробкою за вказаним вище режимом можна заздалегідь забезпечити одержання мартенситу, стійкого до  $525^{\circ}\text{C}$ . При цьому швидкість зношування в початковий період тертя повинна бути значно зниженою. В результаті загальна зносостійкість має підвищитись.

Після гартування сталі X12Ф1 від  $1155^{\circ}\text{C}$  (твердість 5,7 ГПа) і чотириразового відпуску при температурі  $525^{\circ}\text{C}$  твердість робочої поверхні підвищується до 8,2 ГПа. Зносостійкість, тим не менш, знижується приблизно в 2,5 рази в порівнянні із зносостійкістю після гартуванні від  $1155^{\circ}\text{C}$  без високотемпературного відпуску і приблизно дорівнює зносостійкості після гартування від  $1050^{\circ}\text{C}$ . Отже, залишковий аустеніт має більш високу зносостійкість в умовах

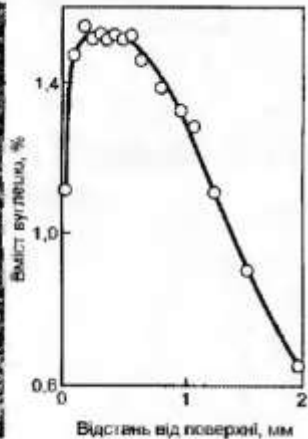
абразивного зношування, ніж мартенсит, незалежно від теплостійкості останнього.

Постає питання, чи можливо одержати структуру нестабільного аустеніту в поверхневому шарі пластин з значно менш легованої сталі 20X?

Для одержання структури нестабільного аустеніту в сталі 20X пластини цементували при температурі вищій, ніж звичайна температура її цементації, а саме  $1080^{\circ}\text{C}$ , і гартували від температури цементації. Поверхнева зона цієї партії пластин на глибині до 0,1 мм є збідненою на вуглець (рис. 3.10), тому структура змінюється з аустенітної, через аустенітомартенситну аж до феритної на самій поверхні (на самій поверхні видно тонку світлу смугу, див. рис. 3.10).



а



б

Рисунок 3.10 – Мікроструктура (а) і розподіл вуглецю по глибині цементованого шару (б) цементованої сталі 20X (цементація при  $1080^{\circ}\text{C}$  і гартування від температури цементації)

При температурі цементації  $1080^{\circ}\text{C}$  внаслідок великої величини коефіцієнту дифузії міграція вуглецю всередину металу йде настільки швидко, що на поверхні насичення вуглецем відбувається тільки до граничної для цієї температури його концентрації в аустеніті без утворення карбідів (порівняйте рис. 3.10 і 3.7). Оскільки гартування відбувається від температури цементації без попереднього охолодження, то в тому шарі, де було досягнуто граничне насичення

аустеніту вуглецем (глибина від 0,1 до 0,6 мм), після гартування структура складається з залишкового аустеніту з невеликою кількістю мартенситу у вигляді дуже великих голок. У тих місцях, де вміст вуглецю виявився нижчим (зони до 0,1 мм від поверхні і глибше 0,6 мм) після охолодження утворюється значно більше мартенситу з менш великими голками (див. рис. 3.10, а). Цементований шар з великою кількістю залишкового аустеніту (див. рис. 3.10) виявився майже вдвічі більш зносостійким, ніж мартенситний (див. рис. 3.7).

Аналогічний вплив залишкового нестабільного аустеніту на зносостійкість встановлено на найбільш високовуглецевій зі сталей – сталі X12. Після гартування від 1070° С в структурі сталі X12 міститься нестабільний аустеніт у кількості приблизно 70%, а також 11...12% карбідів (рис. 3.11). Після такої термообробки зносостійкість сталі X12 виявляється у 2...2,3 рази вищою, ніж зносостійкість сталі X12Ф1 після гартування від 1170° С.

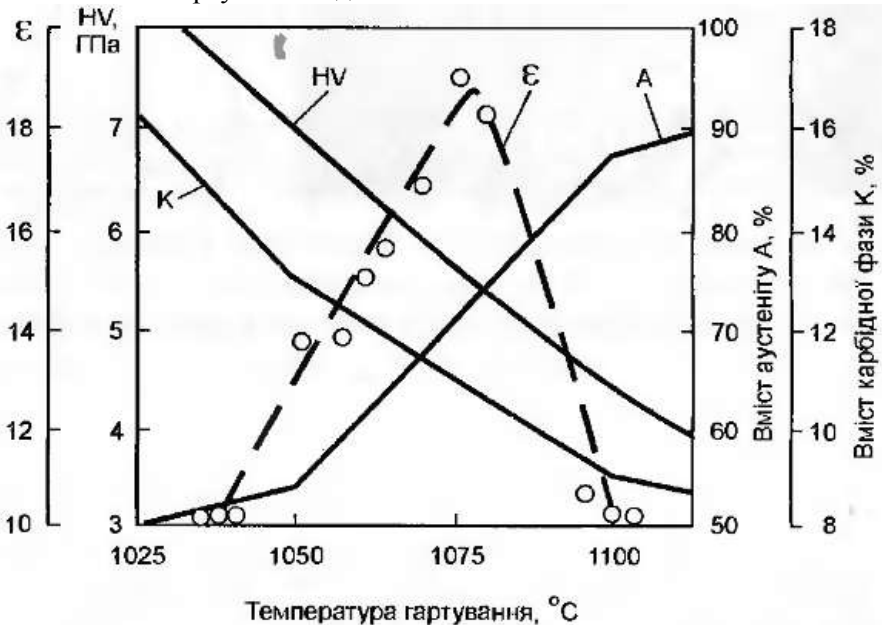


Рисунок 3.11 – Зміна фазового складу, структури і властивостей сталі X12 в залежності від температури гартування

Зносостійкість при абразивному зношуванні всіх випробуваних легованих і нелегованих сталей і чавунів в залежності від їх твердості

з урахуванням усіх можливих типів металевої матриці і різної кількості карбідної фази подано на рисунку 3.12.

Ліва частина графіка (феритомартенситна область) відбиває зносостійкість сталей з металевою матрицею від мартенситу до фериту. Така структура забезпечується гартуванням на мартенсит і відпусканням при різній температурі. Також тут розташовані феритокарбідні сплави – чавуни. Їхня зносостійкість зростає зі збільшенням твердості. Збільшення твердості сталей і чавунів за рахунок карбідної фази більш інтенсивно підвищує зносостійкість, ніж термічна обробка металевої матриці (гартування).

У той же час, зносостійкість розповсюджених чавунів із вмістом 30...40% карбідів не високою і не перевищує зносостійкості вуглецевих сталей після гартування на мартенсит. За рахунок дуже великої кількості карбідної фази – до 70% – їхню зносостійкість можна підвищити в 1,5 рази. Але такі сплави є дуже крихкими.

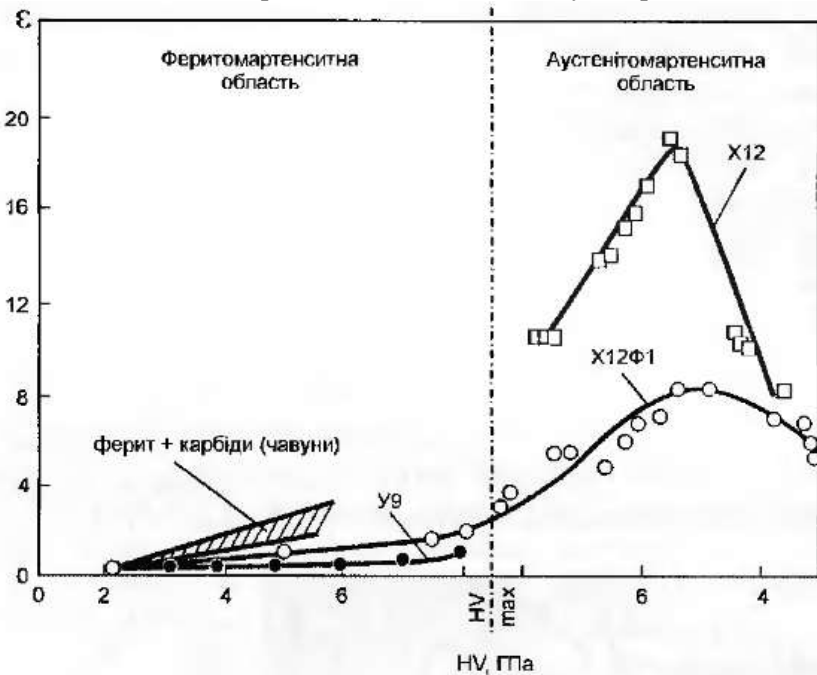


Рисунок 3.12 – Зносостійкість сталей і чавунів при високому тиску абразивного середовища з урахуванням їх структурного стану

Сталі з аустенітомартенситною матрицею (права частина рис. 3.12) володіють значно більшим потенціалом зносостійкості. Після гартування від температур, що значно перевищують  $A_{c1}$ , твердість заевтектоїдних сталей знижується через появу в структурі залишкового аустеніту. Але зносостійкість при цьому дуже значно збільшується. Додаткове підвищення зносостійкості сталей з матрицею нестабільного аустеніту і мартенситу забезпечується підвищенням вмісту хромистих карбідів (див. залежності для сталей X12Ф1 і X12).

Таким чином, використання для деталей, які піддані в процесі експлуатації абразивному зношуванню, сталей з великою кількістю залишкового нестабільного аустеніту і 10...12% карбідної фази типу  $Me_7C_3$  дозволяє на порядок підвищити зносостійкість у порівнянні з такими традиційно зносостійкими матеріалами, як білі чавуни і широко використовувані вуглецеві сталі типу У8, У9 після гартування на максимальну твердість.

## 4 ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ ЗА УМОВ МЕХАНІЧНОГО ЗНОШУВАННЯ

В попередніх розділах розглянуто вплив легування на зносостійкість сталей зі структурою нестабільного аустеніту при абразивному зношуванні і показано, що рівень легування зносостійких сплавів необхідно підтримувати на якомога нижчому рівні. Таким чином, конкретизовано вимоги до хімічного складу сталей, що є зносостійкими за умов абразивного зношування: вміст легувальних елементів (Mn, Cr) приблизно 3% сумарно, вміст вуглецю такий, щоб забезпечити температуру початку мартенситного перетворення аустеніту на рівні 20° С.

Найпростішим прикладом може бути сталь, яка містить 1,2 %С і 3 %Mn. Після гартуванні від 1000° С (однофазна  $\gamma$ -область) аустеніт практично повністю залишається в структурі і, в той же час, є здатним до деформаційного мартенситного перетворення в процесі абразивного зношування. Це забезпечує високу зносостійкість, значно вищу, ніж у високовуглецевого невідпущеного мартенситу (рис. 4.1).

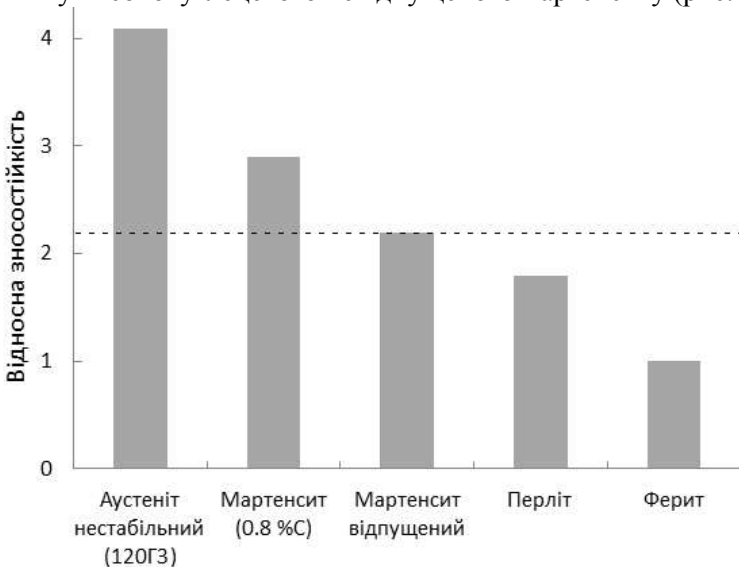


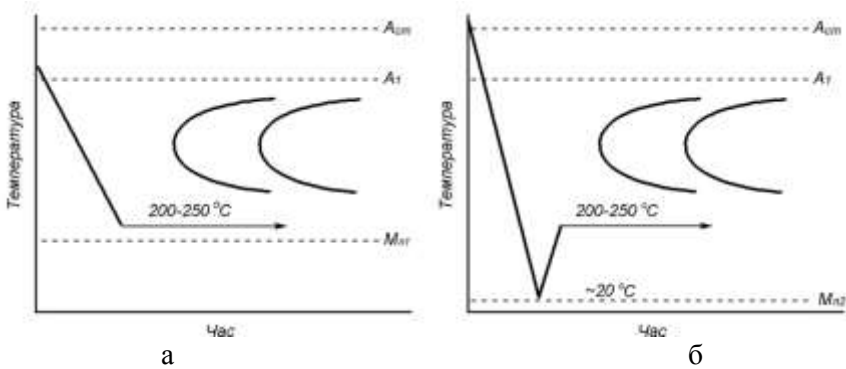
Рисунок 4.1 – Відносна зносостійкість сталей з різною структурою

#### 4.1 Бейніг в зносостійких сталях

Висока здатність аустеніту до деформаційного мартенситного перетворення є корисною в умовах безударно-абразивного зношування, але якщо деталь одночасно зі зношуванням піддається ударам, нестабільність аустеніту є також і недоліком. На початкових етапах ударного навантаження коли тріщина ще не утворилася, перебігає початкова об'ємна пластична деформація, але після утворення першої ж тріщини в її вершині відбувається концентрація напружень. Під дією великих локальних напружень біля вершини тріщини відбувається деформаційне мартенситне перетворення, і тріщина під час повторних ударів розповсюджується фактично в крихкому високовуглецевому мартенситі. Таким чином, невелика стійкість до ударних навантажень є, фактично, ціною за високу абразивну зносостійкість. Це значно звужує потенційне коло можливих випадків успішного використання високовуглецевих низьколегованих сталей як зносостійкого матеріалу в умовах механічного зношування.

Існує можливість використовувати ізотермічну обробку залишкового аустеніту високовуглецевих низьколегованих сталей з метою зниження схильності до крихкого руйнування з одночасним збереженням абразивної зносостійкості на достатньо високому рівні. Класичною послідовністю операцій під час ізотермічної обробки є охолодження з температури аустенізації до температур ізотермічної витримки у ваннах з рідким середовищем (луги, легкотопкі сплави) і подальшою витримкою в цих ваннах впродовж необхідного часу (рис. 4.2, а).

Високовуглецеві низьколеговані сталі, наприклад, сталь 120Г3, дозволяють отримувати в структурі до 100% залишкового аустеніту після гартування з однофазної області. Отже, для проведення ізотермічного розпаду аустеніту таких сталей не потрібні ванни з рідкими середовищами, достатньо провести охолодження у воді, подальше нагрівання в звичайній повітряній печі і витримку при постійній температурі впродовж необхідного часу (рис. 4.2, б).



а – класична ізотермічна обробка після нагрівання від температури вище  $A_1$ ; б – ізотермічна обробка з попереднім охолодженням у воді кімнатної температури після нагрівання в однофазну область

Рисунок 4.2 – Варіанти ізотермічної обробки високовуглецевих низьколегованих сталей в залежності від температури гартування

Під час ізотермічної витримки сталі 120Г3 відбувається бейнітне перетворення аустеніту. За умов підвищеного вмісту кремнію (1,5-2,0%) цементит не утворюється і в результаті перетворення структура містить бейнітний ферит і аустеніт, що є пересиченим вуглецем у порівнянні із його номінальним вмістом в сталі. Підвищення вмісту вуглецю локально стабілізує аустеніт і знижує його схильність до деформаційного мартенситного перетворення. Таким чином, з'являється можливість усунути катастрофічну крихкість нестабільного залишкового аустеніту за рахунок невеликої втрати зносостійкості при абразивному зношуванні. Відносна зносостійкість в стандартизованих умовах випробувань зберігається на рівні 3,1...3,2, що перевищує відносну зносостійкість високовуглецевого мартенситу гартування (див. рис. 4.1).

З метою прискорення бейнітного перетворення необхідно проводити гартування сталі 120Г3С2 від такої температури, щоб після охолодження в структурі був присутній мартенсит у відносно невеликій кількості. Мартенсит діє як каталізатор бейнітного перетворення, яке починається раніше, ніж через 1 годину, якщо сталь 120Г3С2 загартовано від  $900^{\circ}\text{C}$ . На рис. 4.3 наведено мікроструктуру сталі 120Г3С2 після гартування від  $900^{\circ}\text{C}$  і ізотермічної витримки впродовж 2 годин. В структурі чітко

розрізняються нерозчинені карбіди, відпущений мартенсит, бейнітний ферит і залишковий аустеніт у значній кількості.

Мікроструктура підповерхневих ділянок сталі 120Г3С2 після зазначеної обробки і абразивного зношування (рис. 4.4) свідчить, що аустеніт після ізотермічної витримки дійсно здатен до значної пластичної деформації без утворення мікрочастинок зносу. В той же час, у зв'язку з достатньо високою зносостійкістю є підстави вважати, що стабілізація аустеніту не відбувається до рівня, який повністю виключає деформаційне мартенситне перетворення.

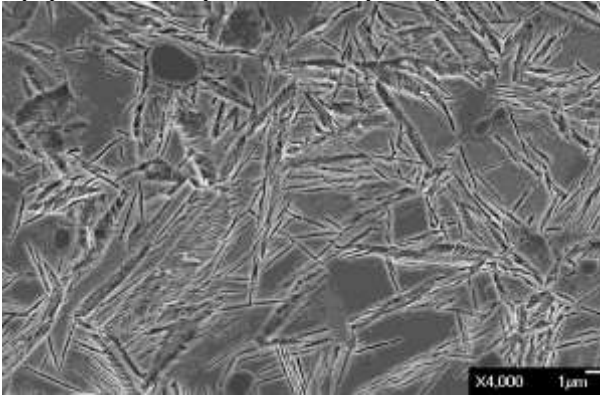


Рисунок 4.3 – Мікроструктура сталі 120Г3С2 після гартування від  $900^\circ\text{C}$  і ізотермічної витримки при  $250^\circ\text{C}$  впродовж 2 годин

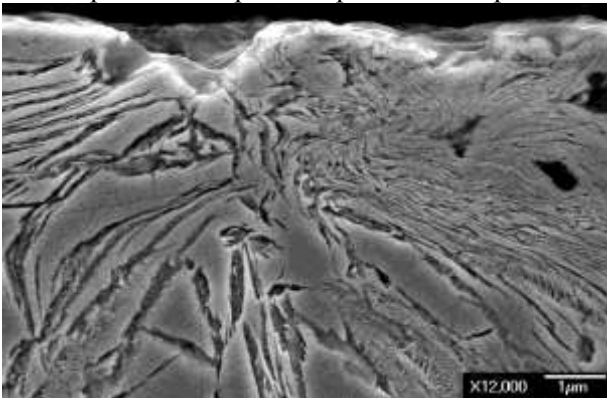


Рисунок 4.4 – Мікроструктура підповерхневих ділянок сталі 120Г3С2 після гартування від  $900^\circ\text{C}$ , ізотермічної витримки при  $250^\circ\text{C}$  і абразивного зношування

#### 4.2 Універсальна зносостійка структура

Висока зносостійкість сталей зі структурою нестабільного аустеніту досягається за умов інтенсивної пластичної деформації поверхні тертя, тобто в малоциклового режимі. Якщо зношування відбувається в багатоциклового режимі, зносостійкість мартенситу гартування виявляється вищою. Таким чином, для досягнення максимального ефекту від використання високовуглецевих сталей в умовах механічного зношування необхідно забезпечувати відповідну структуру і, отже, термічну обробку в залежності від режиму зношування. На прикладі сталі 120Г3С2 можливі два варіанти термічної обробки: гартування від 800° С з подальшим відпусканням (структура металевої основи відпущений мартенсит) – оптимально для багатоциклового зношування; гартування від 900° С з подальшою ізотермічною витримкою при 250° С (структура металевої основи аустеніт, бейніт, мартенсит) – оптимально для малоциклового зношування.

Механічне зношування деталей як правило відбувається у режимах, які можуть змінюватися в часі і, навіть, бути різними на різних ділянках робочої поверхні. У такому випадку неможливо заздалегідь прогнозувати оптимальну структуру сталі і відповідний режим її термічної обробки. Бажано було б мати спосіб, який дозволяв би в кожному місці поверхні тертя запроваджувати потрібну структуру в залежності від режиму зношування.

Така на перший погляд невиконувана вимога задовольняється досить просто. Під час нагрівання сталі 120Г3С2 під гартування в повітряній атмосфері відбувається знеуглецювання матеріалу з поверхні. Через знижений вміст вуглецю температура початку мартенситного перетворення підвищується і кількість мартенситу після гартування збільшується. Якщо на поверхні вміст вуглецю в сталі знизиться приблизно до евтектійного, тоді структура поверхневого шару загартованої сталі 120Г3С2 буде змінюватись від переважно мартенситної з поверхні до переважно аустенітної всередині. Таким чином, впродовж звичайного нагрівання сталі 120Г3С2 під гартування до 900-1000° С відбувається своєрідна хіміко-термічна обробка в результаті якої в поверхневому шарі після

гартування утворюється градієнтна мартенсито-аустенітна структура (рис. 4.5).

Під час подальшого механічного зношування якщо режим малоцикловий, тоді мартенситний шар буде зношено достатньо швидко і до роботи стане зносостійкий нестабільний аустеніт. Якщо режим багатоцикловий, тоді 1 мм зносостійкого мартенситного шару надовго забезпечить високу зносостійкість.

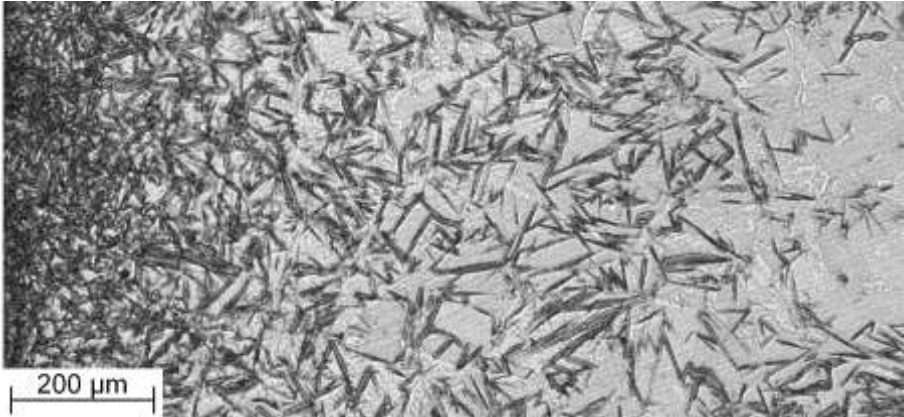


Рисунок 4.5 – Мікроструктура приповерхневої зони сталі 120Г3С2 після гартування від 1000° С. Витримка при температурі гартування 30 хв

Таким чином, високовуглецеві низьколеговані сталі, зокрема сталь 120Г3С2, здатні забезпечити високу зносостійкість за умов механічного зношування. В режимі малоциклового зношування максимальною зносостійкістю володіє нестабільний аустеніт, який залишається в структурі після гартування із однофазної  $\gamma$ -області. За потреби підвищити ударостійкість сталь 120Г3С2 після гартування на аустеніт можна піддавати бейнітному перетворенню при температурі 250° С. В результаті обробки аустеніт стабілізується за рахунок додаткового насичення вуглецем, і його стійкість до ударних навантажень збільшується з одночасною незначною втратою зносостійкості.

В режимі багатоциклового зношування максимальною зносостійкістю володіє мартенсит гартування. Така структура на поверхні тертя забезпечується після гартування від будь-якої температури оскільки впродовж витримки під гартування відбувається

зневуглецювання поверхневого шару. Таким чином, для будь-яких умов механічного зношування сталь 120Г3С2 доцільно гартувати від 900° С. Під час звичайної витримки в печі і подальшого гартування на поверхні забезпечується структура мартенситу, яка є оптимальною для багатоциклового зношування, а в серцевині залишається нестабільний аустеніт, що забезпечує високу зносостійкість за умов малоциклового зношування.

## ПЕРЕЛІК РЕКОМЕНДОВАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Bhushan B. Introduction to tribology / Bhushan B. - New York : John Wiley & Sons, 2002. - 732 p.
2. ДСТУ 2823-94. Зносостійкість виробів. Тертя, зношування та мащення. Терміни та визначення.
3. Hesse O., Liefelth J., Kunert M., Kapustyan A., Brykov M., Efremenko V. Bainit in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß. *Tribologie + Schmierungstechnik*. 2015. V 63. № 2, S. 5-13.
4. Bhadeshia H. K. D. H. Nanostructured bainite. *Proc. R. Soc. A*. 2010. V 466, P. 3-18.
5. Gabarello F. G., Miller M. K., Garcia-Mateo C. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography. *Materials Science and Technology*. 2014. V 30, P. 1034-1039.
6. Jellinghaus W., Anregung der Zwischenstufen-Umwandlung des Stahles durch kleine Mengen von  $\alpha$ -Eisen. *Arch. Eisenhütt.* 1952. V 23, P. 459-470.



