

Н.Р. Веселовська
Е.К. Посвятенко
О.В. Солона
Р.В. Будяк

**Методи дослідження
фізико-механічних
властивостей
матеріалів**



УДК 669.01

ББК

Методи дослідження фізико-механічних властивостей матеріалів.
Навчальний посібник / Весселюська Н. Р., Писвятенко І. К., Солюга О. В.,
Будяк Р. В. – Вінниця: 2018. – 150 с., мова українська.

ISBN 978-966-2337-99-0

У навчальному посібнику розглянуті методи дослідження та випробування матеріалів для машинобудування, зокрема мікроскопічний аналіз за допомогою оптичних та електронних мікроскопів, кількісна і високотемпературна металографія, рентгеноструктурний аналіз полікристалів, основи спектральних, поляризаційно-оптичних та дилатометричних досліджень, а також методи визначення фізико-механічних властивостей.

Рецензенти:

І. В. Гунько - кандидат технічних наук, доцент кафедри двигунів
внутрішнього згоряння та альтернативних джерел енергії ВНАУ;

В. І. Савуляк - доктор технічних наук, професор кафедри технології
підвищення зносостійкості ВНТУ;

Д. А. Найко - кандидат фізико-математичних наук, доцент кафедри
математики, фізики та комп'ютерних технологій ВНАУ.

ISBN 978-966-2337-99-0

ЗМІСТ

| | |
|--|----|
| ПЕРЕДМОВА | 5 |
| I МІКРОСКОПІЧНИЙ АНАЛІЗ; ЕЛЕКТРОННА МІКРОСКОПІЯ | 7 |
| 1.1 Мікроскопічний аналіз (металографія) | 7 |
| 1.2 Кількісна металографія | 14 |
| 1.3 Високотемпературна металографія | 18 |
| 1.4 Електронна мікроскопія | 22 |
| II СПІКТРАЛЬНИЙ, РЕНТГЕНОСТРУКТУРНИЙ І ДИЛАТОМЕТРИЧНИЙ АНАЛІЗ; ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕКСТУРИ І НАРОСТУ | 31 |
| 2.1 Спектральний аналіз | 31 |
| 2.2 Основи рентгеноструктурного аналізу полікристалів | 36 |
| 2.2.1. Елементи структурної кристалографії | 36 |
| 2.2.2. Індекси кристалографічних площин і напрямків (індекси Міллера) | 38 |
| 2.2.3. Міжплощинні відстані кристалічних решіток | 42 |
| 2.2.4. Природа рентгенівських променів та її основні властивості | 43 |
| 2.2.5. Типи рентгенівських спектрів | 46 |
| 2.2.6. Розсіювання та інтерференція рентгенівських променів | 48 |
| 2.2.7. Обладнання для рентгеноструктурного аналізу | 51 |
| 2.3 Прикладні методи рентгеноструктурного аналізу полікристалічних матеріалів | 56 |
| 2.3.1. Визначення індексів площин по рентгенограмі | 56 |
| 2.3.2. Якісний та кількісний фазовий аналіз | 57 |
| 2.3.3. Рентгеноструктурний аналіз загартованої та відпущеної сталі | 58 |
| 2.3.4. Визначення розмірів кристалів | 59 |
| 2.3.5. Визначення залишкових напружень | 60 |
| 2.3.6. Рентгеноструктурний аналіз текстур | 62 |
| 2.3.7. Рентгеноаналіз процесів відпочинку і рекристалізації | 64 |
| 2.3.8. Дослідження текстури і наросту при дії на пластичний матеріал попереднього пластичного деформування | 65 |
| 2.4. Дилатометричний метод | 70 |
| 2.4.1. Методи визначення густини металів і сплавів | 70 |
| 2.4.2. Термічне розширювання і об'ємні зміни при фазових перетвореннях | 73 |
| III МЕТОДИ МЕХАНІЧНИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ МЕТАЛІВ | 79 |
| 3.1. Основні групи методів випробування | 79 |
| 3.2. Статичні випробування на розтяг | 80 |

| | |
|---|------------|
| 3.3. Залежність видів деформації та руйнування конструкційних сталей від реальних умов навантаження | 86 |
| 3.4. Статичні випробування на стиснення | 93 |
| 3.5. Статичні випробування на згин | 94 |
| 3.6. Статичні випробування на зріз | 97 |
| 3.7. Статичні випробування на кручення | 98 |
| 3.8. Технологічні проби | 101 |
| 3.9. Методи визначення твердості | 104 |
| 3.10. Метод визначення мікротвердості | 109 |
| 3.11. Непрямі методи визначення твердості | 112 |
| 3.12. Динамічні випробування | 114 |
| 3.13. Випробування при циклічних навантаженнях | 119 |
| 3.14. Випробування металів при понижених та підвищених температурах | 121 |
| IV. ЗАЛИШКОВІ НАПРУЖЕННЯ | 127 |
| 4.1. Класифікація залишкових напружень | 127 |
| 4.2. Вплив залишкових напружень на зносостійкість, опір корозії та точність деталей | 129 |
| 4.3. Методи визначення та дослідження залишкових напружень | 132 |
| 4.4. Дослідження залишкових напружень | 136 |
| 4.5. Приклади застосування технологій, де генерується залишкові напруження | 140 |
| Література | 147 |

ПЕРЕДМОВА

Сучасний етап розвитку пред'являє високі вимоги до надійності та довговічності конструкційних матеріалів та зварних з'єднань. Забезпечення цих вимог можливо тільки на основі всебічних дослідженні властивостей та структури матеріалів із застосуванням сучасних методів дослідження. Номенклатура методів дослідження надзвичайно широка і ми зупинимось на дослідженні конструкційних матеріалів, які застосовують в автотракторному і сільськогосподарському машинобудуванні, а також у вторинному виробництві (ремонті).

Так, до першої групи методів, які застосовують при конкретній розробці нових матеріалів та технологічних процесів зміцнення деталей машин, підвищення їх надійності і довговічності при експлуатації слід віднести: дослідження і контроль мікроструктури, визначення характеристик механічних властивостей і твердості при нормальних, низьких та високих температурах та технологічних властивостей (технологічні проби).

До другої групи методів досліджень, які застосовують при розробці нових напрямків розвитку у галузі матеріалів слід віднести методи рентгеноструктурного аналізу, високотемпературну металографію, вивчення мікротвердості структурних складових, електронні методи та ін. При проведенні досліджень методами цієї групи, також використовують і методи попередньої групи.

Розвиток методів фізико-механічних властивостей матеріалів відбувався паралельно з розвитком класичної металографії і розширював її можливості.

Удосконалення оптичних металографічних мікроскопів дозволило довести корисне збільшення до 2000 разів. У 1939 році з'явився перший електронний мікроскоп, який дозволяв вивчити частки до $3 \dots 5 \cdot 10^{-8}$ см.

Термічний аналіз дозволяє досліджувати фазові перетворення в сплавах. Комплексні дослідження фазових перетворень почали застосовувати з 1903 року після розробки диференційного термічного аналізу. З початку ХХ століття в матеріалознавстві починають застосовувати методи рентгенівських,

магнітних та дилатометричних досліджень, для вивчення тонкої структури напружень та перетворень в сплавах.

З середини ХХ століття широке застосування та удосконалення набувають, як вищезазначені методи, так і методи дослідження теплофізичних властивостей, рентгеноспектральні та ін.

До фізико-механічних властивостей машинобудівних матеріалів, які важливі для проектування технологічних процесів належать мікроструктура та текстура, залишкові напруження, а також мікротвердість і весь комплекс механічних характеристик.

I. МІКРОСКОПІЧНИЙ АНАЛІЗ; ЕЛЕКТРОННА МІКРОСКОПІЯ

1.1. Мікроскопічний аналіз (металографія)

Мікроскопічним аналізом називається дослідження внутрішньої будови металів і сплавів за допомогою оптичного мікроскопа при корисних збільшеннях від 50 до 2000 разів на поверхні спеціально підготовлених зразків (мікрошліфів) після полірування та протравлення.

Методом металографії вивчають мікроструктуру, а саме розміри, форму, орієнтацію зерен, неметалічні включення тощо.

Після полірування на шліфах можна досліджувати наявність (форму, розмір) неметалевих включень сульфідів, силікатів, оксидів, нітридів і графіту.

Кінцева стадія виготовлень шліфів виявлення мікроструктури методами протравлення, деформування та ін. При протравленні кислоти розчиняють пограничні зони, які мають підвищений електрохімічний потенціал, що сприяє виникненню рельєфу. Світлові промені, які потрапляють на мікрошліф, розсіюватимуться у канавках (рис. 1.1, а). Тоді в полі зору мікроскопа пограничні канавки задаватимуться темними, а само зерно світлим (рис. 1.1, б).

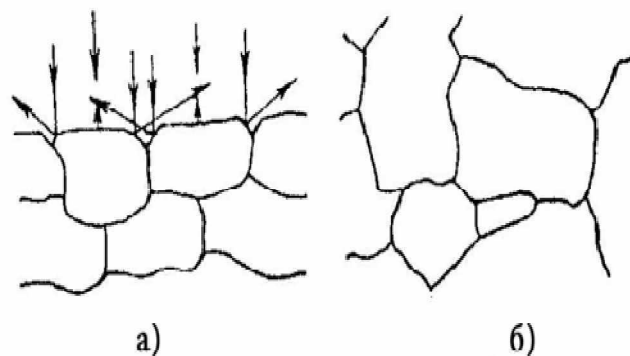


Рис. 1.1. Схема виникнення зображення структури у металографічному мікроскопі

Мікроаналіз дозволяє визначати кількість, розміри і розташування різних фаз у сплавах, величину зерна та ін. Дослідження мікроструктури починають з вивчення шліфів у непротравленому стані. При цьому на шліфі можна виявити неметалеві включення, пори, деякі структурні складові такі як графіт, α – фаза та ін.; кількість і розподіл включень і пар визначається порівнянням структури

шліфа з спеціальними шкалами при збільшенні у 100 (500) разів.

Для протравлення шліфів застосовують різні реактиви; наприклад, для протравлення вуглецевих сталей і чавунів найбільш поширений реактив – 5% спиртовий розчин HNO_3 .

Металографічні мікроскопи відрізняються від біологічних головним чином тим, що дослідження в них проводять не у прохідному світлі, а у відбитому, оскільки металеві шліфи є непрозорі для світлових променів. Мікроскопи складаються з оптичної системи, освітлюючої системи з фотографічною апаратурою і механічної системи. Оптична система включає об'єктив, окуляр та ряд допоміжних оптичних елементів – дзеркала, призми та ін.

Якість мікроскопа характеризується можливим збільшенням, якістю зображення, дозволяючою спроможністю.

Збільшення мікроскопу дорівнює добутку збільшення об'єктива та окуляра. Об'єктив збільшує досліджуваний об'єкт, а окуляр збільшує лише зображення, що створене об'єктивом і не додає до нього ніяких нових деталей структури.

Максимальне корисне збільшення мікроскопу (M) (тобто таке, що виявляє деталі досліджуваного об'єкта) визначається за формулою:

$$M = d_1/d, (1.1)$$

де: d_1 – максимальна дозволяюча здібність ока людини, що дорівнює 0,3 мм, d – максимальна дозволяюча спроможність оптичної системи.

Досконалість зображення залежить від ступеня усунення об'єктивом оптичних недоліків – сферичної, хроматичної та асигматичної аберації (спотворення) зображення.

Сферична аберація полягає у різному заломленні краями лінз і центральною її частиною променів, що виходить з точки 1 (**рис. 1.2, а**). Промені не сходяться в одній точці і на екрані 2 утворюється кілька зображень 1^1 точки 1, в результаті чого зображення буде нечітким. Зменшення сферичної аберації здійснюється за рахунок комбінації двох лінз (**рис.1.2,б**) випуклої та вогнутої,

які мають однакову, але різнонаправлену сферичну аберацию. Такі об'єктиви називаються *апланатами*.

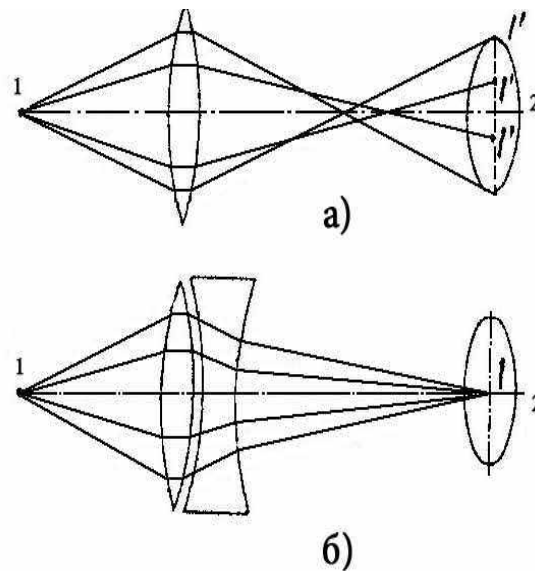


Рис. 1.2. Схема виникнення (а) і виправлення (б)

сферичної аберации: 1 – джерело випромінювання; 2 – екран

Хроматична аберация полягає у різному заломленні лінзою променів різних кольорів (різної довжини хвиль), що виникає при розкладі променя білого світла (**рис. 1.3, а**). Промені не сходяться в одній точці, на екрані утворюється кілька зображень 1^1 точки 1, в результаті чого зображення буде нечітким. Зменшення хроматичної аберации здійснюється за рахунок комбінації лінз з різних сортів скла (наприклад, з плавикового шпату) з різними показниками заломлення (**рис. 1.3, б**). Такі об'єктиви називаються *апохроматами* (із збільшеною корекцією) для більших та *ахроматами* – для менших і середніх збільшень.

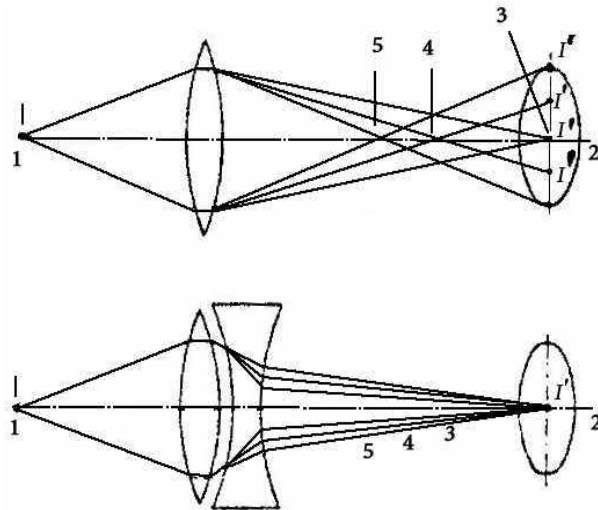


Рис. 1.3. Схема виникнення (а) і виправлення (б) хроматичної аберації: 1 –біле світло; 2 – екран; 3, 4, 5 – червоне, зелене,фіолетове світло

Асигматична аберація полягає у викривленні зображення при використанні апохроматів (апланатів), що не дає змогу одержання однакової різкості у центрі і на краях зображення. Тому при роботі з апохроматами застосовують компенсаційні окуляри, а також об'єктиви *анастигмати*, що виправляють усі види аберації.

Максимальна дозволяюча спроможність оптичної системи (d) визначається з умов дифракції (огинання світловим променем малих перешкод):

$$d = \lambda / A_2, (1.2)$$

де λ – довжина хвилі, мкм (для білого світла $\lambda = 0,6$ мкм); A – числова апертура об'єктива.

Числова апертура лінзи об'єктива визначається за формулою:

$$A = 2n \sin \varphi, (1.3)$$

де: n – коефіцієнт заломлення середовища між об'єктом та об'єктивом; (φ – половина кута розкриття об'єктива (α)).

Кутом розкриття об'єктиву (апертурним кутом) є кут, утворений крайовими променями ОА та ОВ (рис. 1.4).

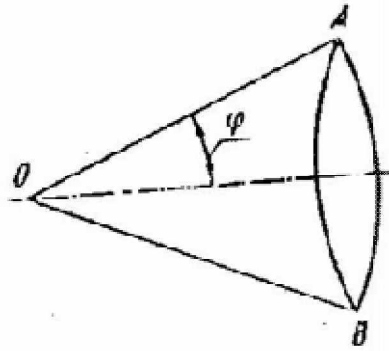


Рис. 1.4. Кут розкриття об'єктиву (апертурний кут):

$$\alpha = \angle AOB = 2\varphi.$$

Чим коротша довжина світлових хвиль і чим більший коефіцієнт заломлення і апертурний кут, тим більша дозволяюча спроможність мікроскопа. Практично кут розкриття об'єктиву не буває більше 144° і, таким чином, $\varphi_{max} = \frac{\alpha}{2} = 72^\circ$, а $\sin\varphi_{max} \approx 0,95$. При коефіцієнті заломлення повітря, що дорівнює $n = 1$, найбільше значення числової апертури $A = 2n\sin\varphi = 2 \cdot 0,95 = 1,9$. Такі об'єктиви називають сухими.

Для одержання більших збільшень між поверхнею шліфа і об'єктива створюють середовище з коефіцієнтом заломлення більшим, ніж у повітрі. Наприклад, при застосуванні кедрового масла з коефіцієнтом заломлення $n = 1,51$ найбільше значення числової апертури $A = 2n\sin\varphi = 2 \times 1,51 \times 0,95 = 2,86$. Речовина, яка заповняє простір між шліфом і об'єктивом називається *імерсією*, а об'єктиви – *імерсійними*. В останньому випадку дозволяюча спроможність буде $d = \frac{\lambda}{2n\sin\varphi} = \frac{0,60}{2 \times 1,51 \times 0,95} \approx 0,2$ мкм. Максимальне корисне збільшення мікроскопа буде $M = \frac{0,3}{0,0002} = 1500$.

В металографічних мікроскопах застосовують окуляри трьох типів: звичайні, компенсаційні (для роботи з об'єктивами апохроматами) і проєкційні (для фотографування мікрошліфів). Звичайні окуляри збільшують до 15, а компенсаційні до 25 разів. За конструкцією металографічні мікроскопи поділяють на вертикальні та горизонтальні.

Оптична схема вертикального металографічного мікроскопа показана на **рис. 1.5.**

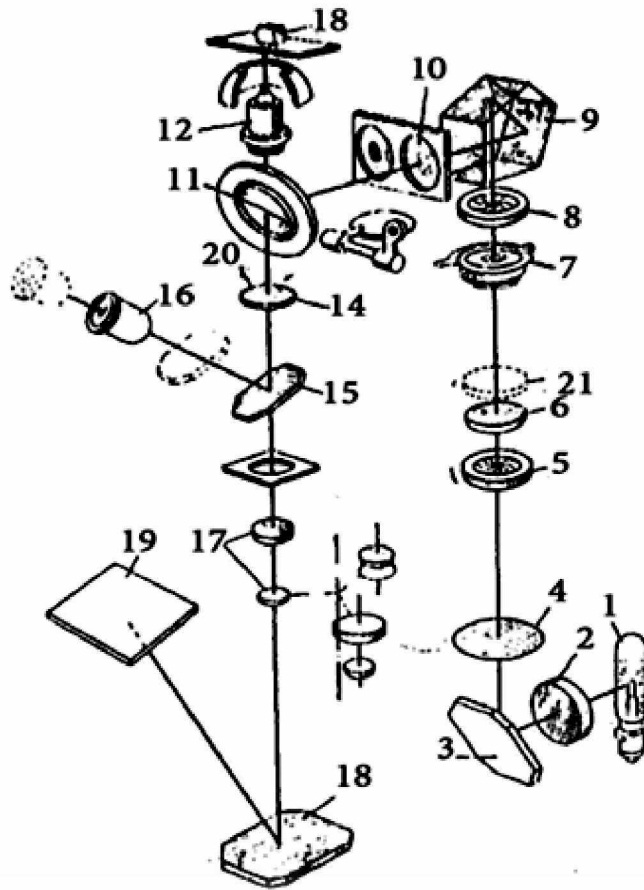


Рис. 1.5. Оптична схема мікроскопа МІМ – 7

Світлові промені від електричної лампи 1 проходять через конденсор 2, відбиваються від дзеркала 3, потрапляють на світлофільтр 4 (жовтий, зелений та ін.), далі на апертурну діафрагму 5 (для обмеження світлових пучків і підвищення чіткості зображення), лінзу 6, фотозатвор 7, польову діафрагму 8 (для обмеження освітленої ділянки шліфа), заломлюються пентапризмою 9, проходять через лінзу 10, потрапляють на напівпрозору відбивальну пластинку 11, направляються в об'єктив 12 і, на мікрошліф 13, який встановлений на предметному столику. Відбившись від мікрошліфа 13, промені знову проходять через об'єктив 12 і виходячи з нього паралельним пучком, потрапляють на відбивальну пластинку 11 та ахроматичну лінзу 14.

При візуальному спостереженні в хід променів вводиться дзеркало 15, яке відхиляє промені в бік окуляра 16. При фотографуванні дзеркало 15 виключається витягненням тубуса сумісно з окуляром і дзеркалом 15 і промені ідуть безпосередньо через фотоокуляр 17 (передбачено кілька фотоокулярів) на

дзеркало 18, від якого відбиваються і потрапляють на матове скло 19, де і дають зображення (фіксуються на фотопластинках та плівках).

Для дослідження структури можна використовувати і *поляризоване* світло, хвилі якого знаходяться в одній зазначеній площині.

Метод підвищує контраст фаз при зміні кута падіння плоскості світлових хвиль. Застосовують найчастіше для визначення природи неметалічних включень. Для спостереження в поляризованому світлі мікроскоп має два полярофільтра: один – поляризатор 21, другий – полярофільтр-аналізатор 20, концентруючий відбиті мікрошліфом поляризовані промені.

Для дослідження неметалічних включень і покращення контрасту також застосовують *темне поле* (рис. 1.6), яке відрізняється від досліджень у світлому полі тим, що замість лінзи 10 вводиться лінза 22. Центральна частина однієї з поверхонь лінзи 22 покрита чорним непрозорим лаком у вигляді диска, який затримує центральну частину світлового пучка і пропускає крайові промені, що проходять через прозоре кільце лінзи 22 і падає на дзеркало 23 у вигляді світлового кільця. Для того, щоб світлові промені не потрапляли на відбивальну пластинку 11, вводиться діафрагма 24. Відбившись від дзеркала 23, промені потрапляють на внутрішню дзеркальну поверхню параболічного дзеркала 25 (*гамаль*) і, відбившись від нього, концентруються на мікрошліфі.

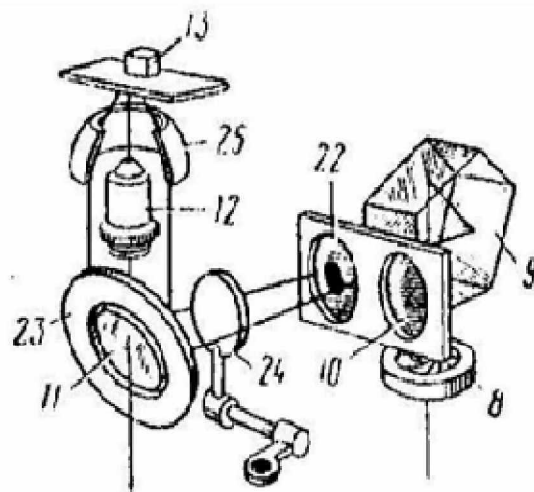


Рис. 1.6. Оптична система мікроскопа МИМ – 7 при роботі у темному полі

1.2. Кількісна металографія

Кількісна оцінка плоского зображення мікроструктури звичайно проводиться приблизно, шляхом порівняння її з структурами стандартних шкал (бальна оцінка). Точна кількісна оцінка структури проводиться шляхом вимірювання на мікрошліфі (під мікроскопом або на мікрознімках) окремих параметрів елементів структури. Для проведення замірювання на шліфі у комплект оптичного обладнання металографічних мікроскопів входять об'єktiv-мікрометр, тобто скляна або металічна лінійка, на якій нанесена шкала довжиною 1 мм з поділками через 0,01 мм (рис. 1.7), а також окуляр-мікрометр – окуляр, в якій встановлена скляна пластинка, на якій нанесена шкала найчастіше 100 поділок через 0,1 мм. Ціна поділок окуляр-мікрометра буде залежати від збільшення мікроскопа, тобто в парі з яким об'єktivом проводяться спостереження структури. Тому необхідно для кожного об'єктива визначати ціну поділки окуляр-мікрометра. Для цього об'єktiv-мікрометр встановлюють на предметний столик і суміщають шкалу окуляр-мікрометра і об'єktiv-мікрометра (рис. 1.7). Ціну поділки окуляр-мікрометра $C_{ок}$ можна визначити за формулою:

$$C_{ок} = (C_{об} \cdot A_{об}) / A_{ок}, \text{ мм}, \quad (1.4)$$

де: $C_{об} = 0,01$ мм – ціна поділки шкали об'єktiv-мікрометра; $A_{об}$ – число суміщених поділок об'єktiv-мікрометра; $A_{ок}$ – число суміщених поділок окуляр-мікрометра.

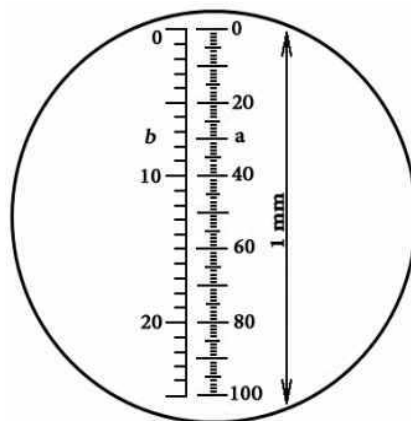


Рис. 1.7. Суміщення у полі зору мікроскопа шкал об'єktiv-мікрометра (шкала *a*) і окуляр-мікрометра (шкала *b*):

ціна поділки окуляр-мікрометра на схемі

$$C_{ок} = (0,01 \cdot A_{об}) / A_{ок} = (0,01 \times 25) / 100 = 0,04 \text{ мм}$$

За допомогою окуляр-мікрометрів можна визначити розміри окремих включень, співвідношення фаз у структурі, середній розмір зерен та ін. Крім окуляр-мікрометрів застосовують квадратно-сітчасті окуляри.

Існуючі методи кількісного фазового і структурного аналізу базуються на положенні *Кавальєрі-Акера* три величини: a – об'єм, що займає будь-яка фаза в об'ємі сплаву; b – площа, що займає та ж сама фаза на одиниці площі шліфа та v – сумарна довжина відрізків прямої, що проходить через цю фазу, відносно до довжини прямої, що перетинає шліф – чисельно рівні між собою. Інакше кажучи, процентний вміст даної фази в об'ємі сплаву, на площі шліфа і на довжині прямої визначається однією і тією ж величиною.

Найбільш поширеним методом при аналізі структури є індивідуальний обмір перетинів мікрочасток при візуальному спостереженні за допомогою окуляр-мікрометра з наступним підрахуванням або іншим видом оцінки площі кожного перетину та їх підсумуванням. Такі методи знайшли застосування, головним чином, для оцінки вмісту неметалічних включень, фаз, графіту та ін. Похибка зворотно-пропорційна кореню квадратному з числа вимірів (при 1000 вимірів – похибка 1 %, 500 – 1,4%, 100 – 3,16).

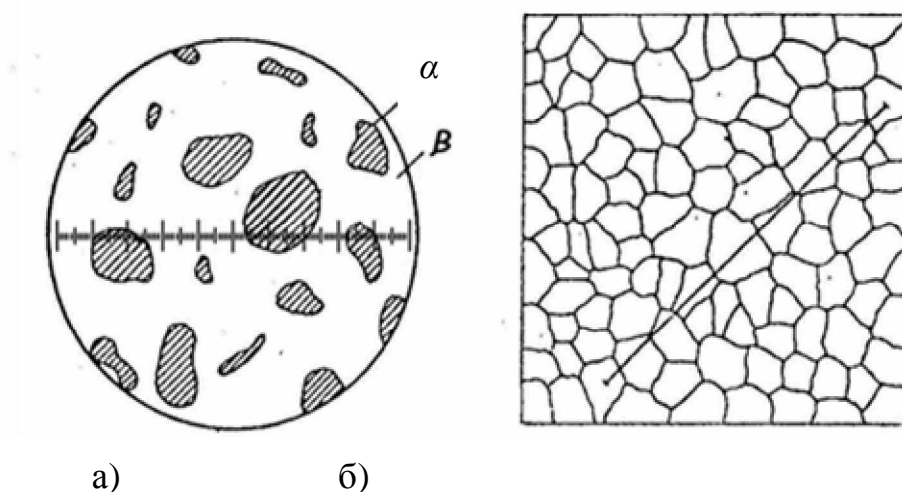


Рис. 1.8. Схема визначення співвідношення α – і β – фаз (а) та середнього діаметру зерна (б) лінійним методом

На рис. 1.8 а показана схема визначення структурного складу ($\alpha - \beta$ – фаз) лінійним методом. При даному положенні лінійки на α – фазу припадає 43 поділки, а на β – фазу – 57. Тому вміст $\alpha - \beta$ – фаз на лінії відповідно буде 43 і 57%. Необхідно визначити статистичне середнє число поділок, що припадає на відповідні фази; у відповідності з принципом Кавальєрі-Акера це число буде дорівнювати вмісту цієї фази на площі шліфа і в об'ємі сплаву.

Метод випадкових січних (1.8, б) є універсальним методом, що дозволяє визначити фактичний середній діаметр зерна, фактичну питому поверхню та об'єм зерен шляхом вимірів числа перетинів на шліфі випадковими січними (m).

Середній діаметр зерна \bar{d} можна визначити за формулою (1.5):

$$\bar{d} = \sum L / \sum m, \text{ мкм} (1.5)$$

де $\sum L$ – сумарна довжина січних, $\sum m$ – сумарна кількість перетинів (кількість зерен).

Точні методи розрахунку розроблені, в основному, для часток сферичної форми.

Оскільки властивості сплавів в значній мірі залежать від розмірів зерен визначення їх є дуже важливим. На практиці величину зерна вимірюють порівнянням збільшеної у 100 разів мікроструктури досліджуваного сплаву із стандартними (рис. 1.9) розмірами зерен (балами).

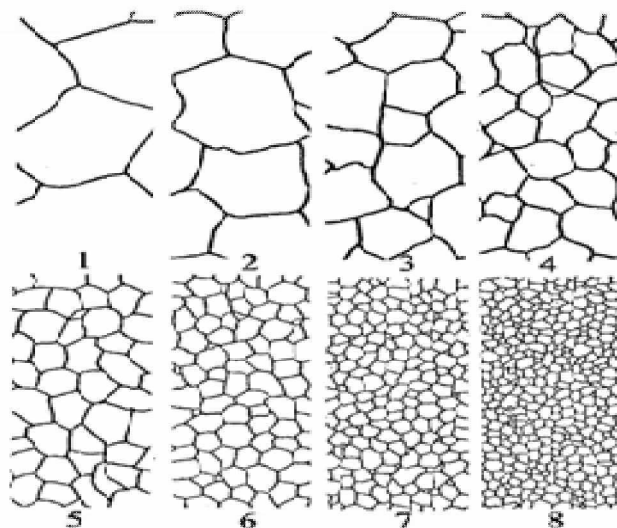


Рис. 1.9. Структурна шкала балів для оцінки величини зерна; х 100

Натуральна площа зерна, $\mu\text{км}^2$ визначається за формулою:

$$f = 500 \cdot 2^{8-N},$$

де N – стандартний номер (бал) зерна.

Нижче на рис. 1.10 наведено наші експериментальні дані щодо практичного застосування оптичної металографії у наукових дослідженнях. Дані отримані з використанням різця, що падає, металографічної обробки мікрошліфів та оптичного мікроскопу МИМ – 7.

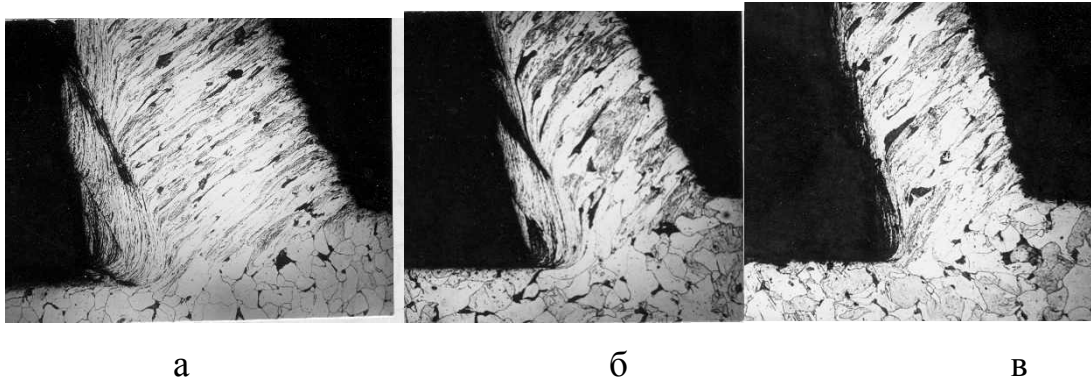


Рис. 1.10 – Результати дослідження методами мікроструктурного аналізу (x50) зони стружкоутворення при вільному ортогональному різанні сталі 10 у незміцненому (а – HV 1,1 ГПа) та після ХДЗ (б – $e = 0,25$; HV 2,1 ГПа; в – $e = 0,95$; HV 2,6 ГПа) стані: $v = 0,15$ м/с, $S_z = 0,15$ мм; різець – сталь Р6М5; $\gamma = 15^\circ$; $\rho = 0,008$ мм; МОР – сульфофрезол.

1.3. Високотемпературна металографія

Ця металографія дає змогу досліджувати зміни мікроструктури під впливом нагрівання, одночасовому нагріванні і статичному навантаженні, а також нагріванні і циклічному навантаженні. Методи високотемпературної металографії дають змогу проводити безпосереднє (пряме) спостереження, фотографування і кінозйомку. Нагрівання зразків здійснюють у вакуумі або в середовищі захисних газів (аргону, гелію, водню), які запобігають окисленню поверхні зразків.

Для дослідження структури в процесі високотемпературного розтягу застосовують установки типу ІМАШ – 5 та ІМАШ – 18, для вивчення структури при високотемпературних циклічних випробуваннях застосовують установки типу ІМАШ – 10.

Нагрівання зразків здійснюється пропусканням електричного струму промислової частоти низької напруги. Для замірів температури застосовують термопари (платина-платинородій, вольфрам-вольфрамродій) діаметром 0,3 мм, які приварюють до середини зразка; контроль і регулювання температури здійснюють за допомогою потенціометра.

Дослідження мікроструктури металів і сплавів при нагріванні і розтягуванні (установка ІМАШ – 5). Зразок розташований у камері, в якій створюється вакуум $1 \cdot 10^5 \dots 1 \cdot 10^{-6}$ мм.рт.ст. На цій установці передбачена також можливість проведення дослідження у захисних газових середовищах.

Схема установки ІМАШ – 5 показана на **рис. 1.11**

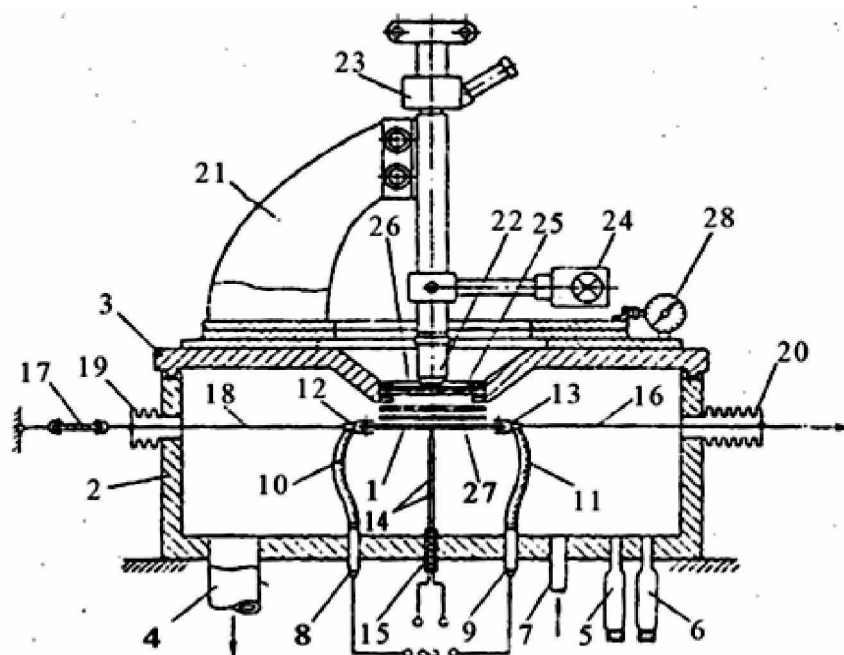


Рис. 1.11. Установка ІМАШ – 5 (принципова схема):

- 1 – зразок; 2 – корпус робочої камери; 3 – кришка камери;
- 4 – патрубок системи відкачування; 5 та 6 – манометричні лампи;
- 7 – патрубок подачі захисного газу; 8 та 9 – електроди;
- 10 та 11 – гнучкі струмопідводи; 12 та 13 – захвати; 14 – термопара;
- 15 – ущільнення термопари; 16 – рухома тяга; 17 – пружний елемент;
- 18 – нерухома тяга; 19 та 20 – сильфон; 21 – мікроскоп МВТ; 22 – довгофокусний об'єктив; 23 – фотонасадка; 24 – освітлювач мікроскопу;
- 25 – оглядове скло; 26 – захисне скло; 27 – шторка; 28 – індикатор.

Деформація зразка при розтягуванні визначається за допомогою індикатора, а розтягуюче зусилля – тензOMETричним методом за допомогою

пружного елемента і вимірника (17, 28). Для дослідження структури застосовують вертикальний металографічний мікроскоп (21), а для фотографування – фотонасадки або кінокамеру. Установа ІМАШ – 5 дозволяє проводити дослідження мікроструктури при температурах до 1200°C (модифікація ІМАШ – 18 – до 2 000°C).

Підготовка робочої поверхні зразків полягає у шліфуванні і наступним механічним або електрохімічним поліруванням. У процесі дослідження структура має рельєфний характер, який змінюється під впливом деформації та температури. Перед проведенням випробувань у середній зоні робочої поверхні наносять відбитки алмазної піраміди на приладі ПМТ – 3 (для орієнтації при фотографуванні визначених ділянок). Результати досліджень представляють у вигляді серії мікрофотографій, знятих з одних і тих же ділянок поверхні зразка і графіка деформації в координатах "напруження – видовження" (при $V=const$) або "видовження – час" (при $p = const$).

Дослідження мікроструктури металів і сплавів в процесі циклічних випробувань (ІМАШ – 10). Установа ІМАШ – 10 дозволяє проводити мікроструктурні дослідження кінематики втомнісного руйнування сплавів при температурах від 20 до 1200° С і навантаження плоских зразків циклічним вигином в одній площині.

На **рис. 1.12** показана принципова схема установки ІМАШ – 10. Зразок знаходиться у вакуумній робочій камері, в якій забезпечується розрідження до $1 \cdot 10^{-6}$ мм.рт. ст.

Навантаження зразка здійснюється за допомогою важільної системи, яка пов'язана з ексцентриковим механізмом. Така система забезпечує навантаження середньої (робочої) зони зразка в умовах чистого вигину з частотою 3 000 циклів, хв.

Досліджувані зразки нагрівають радіаційним засобом (основний засіб, див. схему) або електроконтактним. Система вимірювання і регулювання температури зразка і дослідження структури аналогічна застосованим в установці типу ІМАШ – 5. Специфічною особливістю мікроскопу МВТ, що застосований в установці ІМАШ – 5 є стробоскопічне освітлення поверхні

зразка (забезпечується строботроном – газорозрядною імпульсною лампою, що встановлена у освітлювач мікроскопа). Стробоскопічний устрій забезпечує синхронізацію частоти спалахів лампи з частотою навантаження зразка, що дозволяє проводити фотографування та кінозйомку безпосередньо у процесі циклічного навантаження.

Одночасно з дослідження мікроструктури на установці ІМАШ – 10 передбачена можливість вимірювання електричного опору робочої зони зразка. Показники електроопору є ефективною характеристикою змін у структурі зразків.

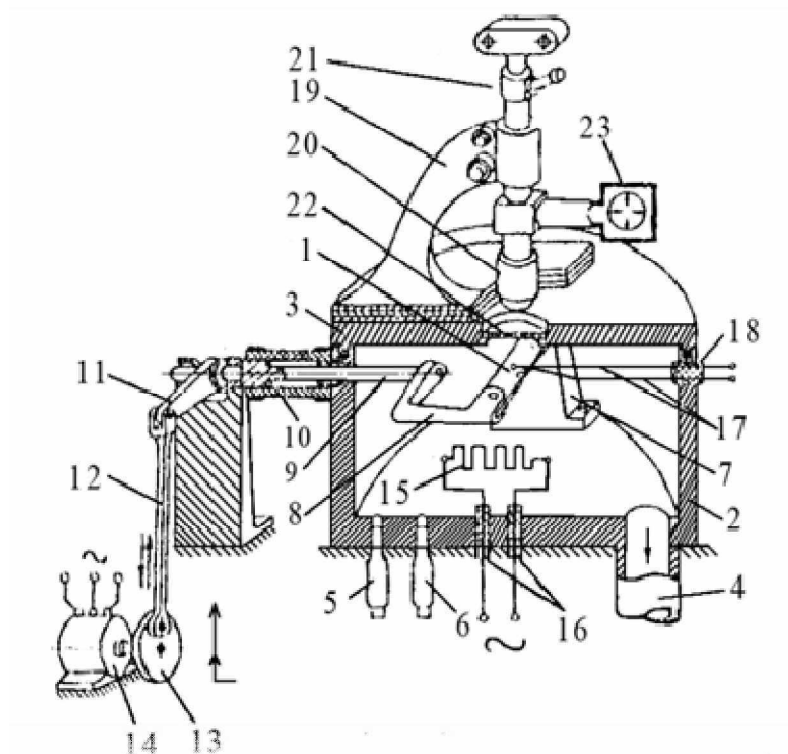


Рис. 1.12. Установа ІМАШ-10 (принципова схема).

- 1 – зразок; 2 – корпус робочої камери; 3 – кришка камери;
 4 – патрубок системи відкачування; 5 та 6 манометричні лампи;
 7 – столик; 8 – рухомий (важільний) захват; 9 – вал; 10 – вакуумне ущільнення;
 11 – навантажуючий важіль; 12 – шатун; 13 – ексцентрик;
 14 – електродвигун; 15 – нагрівач; 16 – електроди; 17 – термопара; 18 –
 ущільнення термопари; 19 – мікроскоп; 20 – довгофокусний об'єктив; 21 –
 фотонасадка; 22 – оглядове скло; 23 – освітлювач зі строботроном.

Дослідження електроопору показує, що на початковій стадії втомнісного навантаження спостерігається незначне підвищення електроопору, яке збільшується при виникненні мікротріщин і їх розвитку.

1.4.Електронна мікроскопія

Загальні відомості. Електронна мікроскопія – є метод дослідження внутрішньої будови матеріалів з використанням електронних променів та фокусуючої дії магнітного поля.

Електронний промінь – потік електронів, що випромінюються одним джерелом і рухаються по близьких траєкторіях у певному напрямку. Електронний промінь створюється – електронною гарматою 1 (**рис. 1.13**), за допомогою якої отримують вузькі електронні пучки з великою густиною енергії.

Гармата має катод 3, який може нагріватися до високих температур. Катод розміщений всередині додаткового електрода 4. На деякій відстані від катода знаходиться прискорювальний електрод (анод) 5 з отвором. Електрони, які виходять із катода, фокусуються за допомогою електричного поля між додатковим і прискорювальним електродами в пучок, діаметр якого дорівнює діаметру отвору в аноді 5.

Позитивний потенціал прискорювального електрода може досягати кількох десятків тисяч вольт.

Генератор електронів називають електронною гарматою. Схема електронно-променевої установки, основою якої є електронна гармата, показана на **рис. 1.13**.

Просвічуючий електронний мікроскоп (ПЕМ) може працювати у режимі фотозображення і дифракції. Оптична схема ПЕМ для режиму фотозображення показана на **рис. 1.15, а**, а для створення дифракційної картини – на **рис. 1.15, б**. Дифракційна картина виникає при інтерференції електронних променів від металевого зразка і має вигляд колець Дебая (**рис. 1.16**); для дослідження у режимі фотозображення, промені з великими кутами, що відбиваються (від металічних зразків) відсікають за допомогою апертурної діафрагми (**рис. 1.15 а**

– 9). Шляхом простого переключення в режим дифракції одержують електроннограми.

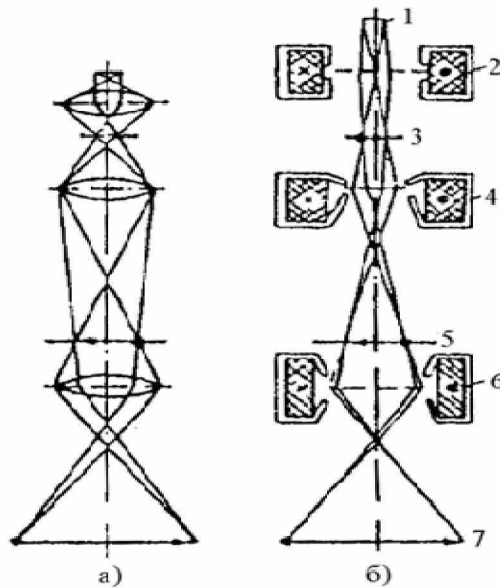


Рис. 1.13. Схема електронно-променевої установки:

1 – електронна гармата; 2 – нагрівник; 3 – катод;
 4 – додатковий електрод; 5 – анод; 6 – магнітна лінза; 7 – система відхилення; 8,
 10 – затвори; 9 – дифузійний насос; 11 – форвакуумний насос; 12 – привід
 маніпулятора; 13 – виріб; 14 – вакуумний об'єм; 15 – високовольтне джерело
 постійного струму.

Робота електронних мікроскопів забезпечується вакуумною системою, яка складається з двох насосів – механічного форвакуумного ($1 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст.) та дифузійного – паромасляного ($1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст.). Живлення електронних лінз та спіралі розжарювання катоду забезпечується джерелом напруги 8... 12В.

Електронне збільшення можна регулювати за рахунок або зміни сили струму в проєкційній лінзі або шляхом зміни полюсних кінцівок цієї лінзи. Фокусування зображення досягають шляхом зміни сили струму у обмотках лінзи об'єкту. Застосування проміжних лінз (збільшення 10 – 20 разів) дає змогу одержати збільшення на екрані у 100... 150 тисяч разів.

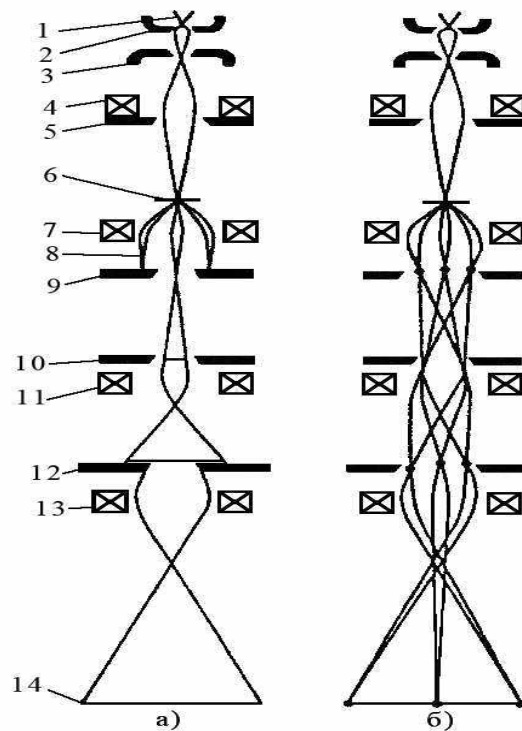


Рис. 1.14. Оптична схема ПЕМ:

- a* – для режиму фотозображення; *б* – для режиму дифракції;
- 1 – катод ; 2 – фокусуєчий електрод; 3 – анод; 4 – конденсорна лінза;
 5 –конденсорна апертурна діафрагма; 6 –об'єкт; 7 –об'єктивна лінза;
 8 – відхилені промені; 9 – апертурна діафрагма (20 або 50 мкм);
 10 –перше збільшення зображення; 11 – проміжна лінза;
 12 *a* –вторинне збільшене зображення; 12 *б* –зображення дифракційної картини; 13 – проекційна лінза; 14 *a* – тричі збільшене зображення;
 14 *б* – двічі збільшена дифракційна картина.

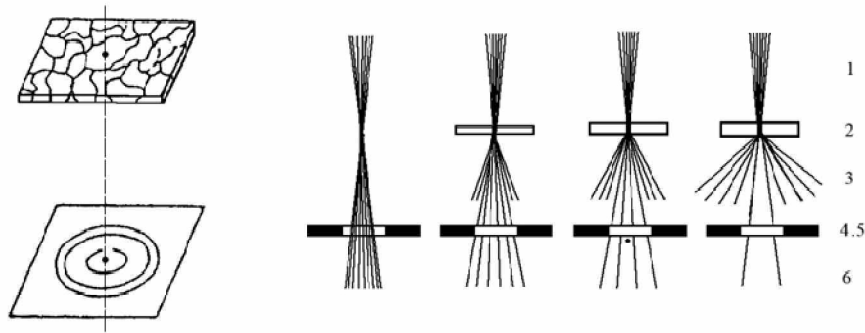


Рис. 1.15. Схема утворення електронограм від полікристалічного матеріалу (дифракційна картина).

Рис. 1.16. Схема розсіювання електронів у залежності від товщини зразка:

1 –пучок променів від освітлювача; 2 – об'єкт; 3 –електрони після проходження через об'єкт; 4, 5 –лінза об'єкту і апертурна діафрагма; 6 – схема контрасту у зображенні.

Утворення зображення у ПЕМ пов'язане з різним ступенем розсіювання електронів на різних ділянках об'єкту. Електрони, що проходять через речовину в результаті зіткнення з частками речовини відхиляються від свого первинного напрямку. Чим товщий шар речовини, тим більший діапазон кутів розсіювання електронів (рис. 1.17). Якщо на шляху електронів встановлена діафрагма, то через неї проходить різна кількість електронів у залежності від товщини або щільності ділянок. В результаті на флюоресцируючому екрані (або фотоплівці) формуються темні та світлі ділянки.

Способи дослідження в ПЕМ можна поділити на дві групи – прямі дослідження (метод фольг) та непрямі дослідження (метод реплік).

Метод фольг дає змогу виявляти дефекти кристалічної будови (дислокації), їх взаємодію та ін. Фольги можна виготовляти методами хімічного та електрохімічного розчинення суцільних зразків та ін.

Після первинного розчинення зразка далі проводять електрохімічне стоншення до одержання отворів. Після стоншення фольгу поміщають у об'єктотримач електронного мікроскопа.

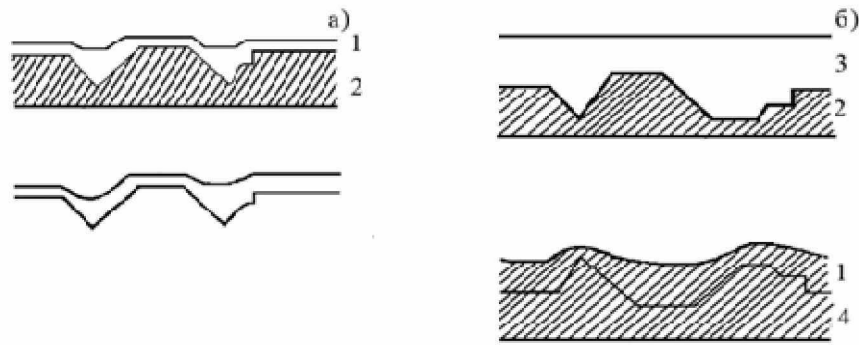


Рис. 1.17. Способи одержання реплік:

а – лаковий; *б* –двохступінчатий;

1 –репліка; 2 –зразок; 3 – негативний відбиток;4 –позитивний відбиток.

Метод реплік (**рис. 1.17**) застосовують для дослідження структури поверхні масивних зразків, які є непрозорими для електронів. Для цього підготовляють зразок (виявляють структуру) і далі виготовляють відбиток (репліку), який повинен точно передавати поверхневий рельєф і бути прозорим.

За способом одержання реплік поділяють на лакові, двохступінчасті, оксидні та ін. (**рис. 1.17**). Слід зазначити, що оксидний метод має обмежене застосування і його застосовують, в основному, при дослідженні алюмінієвих сплавів.

За допомогою лакових реплік виготовляють негативні відбитки досліджуваних поверхонь. Для цього на поверхню шліфа наносять розчини органічних речовин –лаків, колодію та подібні.

Після випаровування розчинника лишається тверда плівка, яка копіює поверхневий рельєф (**рис. 1.17, а**). Плівка відділяється механічним або хімічним способами. Потім частки плівки розміром 4x4 мм поміщають у об'єктотримач. Як різновид цього метода використовують одержання реплік шляхом конденсації вуглецю з титаном та ін.

Метод двоступінчастих реплік (**рис. 1.17, б**) полягає в тому, що на досліджувану поверхню наносять лакову плівку і одержують негативний відбиток. Далі на рельєфну сторону негативного відбитка наносять тонку плівку позитивно репліки (лакової або конденсатної). Після цього негативний відбиток розчиняють.

Відбиваючі (растрові) електронні мікроскопи (РЕМ). Останнім часом в дослідженнях перевагу віддають РЕМ, які забезпечують більшу глибину різкості і дають змогу досліджувати поверхню конкретних зразків.

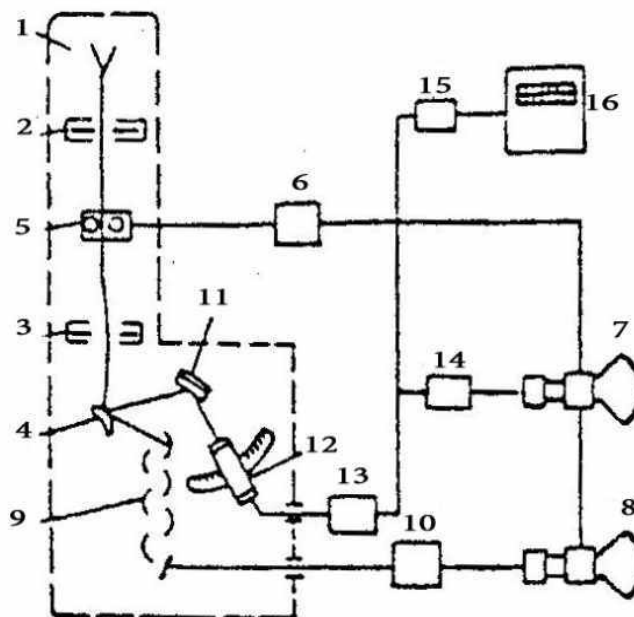


Рис. 1.18. Схема растрового електронного мікроскопа – рентгенівського мікроаналізатора:

1 – електронна гармата; 2, 3 – електронні лінзи, формуючі вузький зонд; 4 – об'єкт; 5 – відхиляюча система; 6 – генератор розгортки, що забезпечує синхронне переміщення зонда по об'єкту і променів у кінескопах – 7 та 8; 9, 10 – електронний помножувач і підсилювач яскравості кінескопа 8;

11 – кристал-аналізатор спектрометра; 12 – лічильник квантів; 13 – підсилювач; 14 – дискримінація; 15 – пристрій для перерахування; 16 – електронний потенціометр-самописець.

Схема растрового електронного мікроскопа показана на **рис. 1.18.**

У цьому приладі використано явище вторинної електронної емісії. За допомогою спеціальної електроннооптичної системи одержують пучок електронів-зондів. Зонд за допомогою відхиляючої системи сканує поверхню об'єкта і вторинні електрони використовують для модуляції кінескопа. На екрані кінескопа 8 видно зображення поверхні об'єкта, збільшене у стільки разів, у скільки разів амплітуда розгортки променя кінескопа більша амплітуди

розгортки електронного пучка в мікроскопі.

Дозволяюча спроможність растрового мікроскопа визначається діючим перерізом первинного електронного пучка, що забезпечує дозволяючу здібність 20...50 нм (200...500 кХ); при тому діючий діаметр первинного пучка повинен бути не більше 25 нм (250 кХ).

Рентгеноспектральний мікроаналізатор. Особливо перспективним було поєднання растрового електронного мікроскопа з рентгеноспектральним пристроєм. При бомбардуванні поверхні зразка електронами з енергією 20 – 40 кВ зразок стає джерелом рентгенівського характеристичного випромінювання. Це випромінювання подається на кристал-аналізатор 11 (рис.1.18). Таким чином здійснюється кількісний рентгеноспектральний хімічний аналіз. Діаметр електронного зонда в існуючих конструкціях складає приблизно 1 мкм.

У практичних дослідженнях застосовують рентгеноспектральні аналізатори типів MAP, Cameca, Microscan. Два останні типи дозволяють визначати елементи-домішки, які мають атомні номери від № 4 до № 92.

Як приклад застосування електронного мікроскопа скануючого мікроаналізатора «Camscan 4 – DV» у наукових дослідженнях наведено на **рис. 2.25.**

Контрольні питання до теми 1.

1. Основні елементи металографічних мікроскопів, утворення зображення, визначення збільшення, дозволяюча спроможність.
2. Приготування металографічних шліфів і область застосування металографічних досліджень.
3. Як визначається максимальне корисне збільшення металографічного мікроскопа?
4. Сферична аберація оптичних приладів; причини виникнення, шляхи усунення.
5. Хроматична аберація оптичних приладів; причини виникнення, шляхи усунення.

6. Астигматична аберация оптичних приладів; причини виникнення, шляхи усунення.
7. Апертурний кут, числова апертура і їх вплив на максимальну дозволяючу спроможність мікроскопів.
8. Вплив довжини хвилі світлочутливих променів на дозволяючуспроможність мікроскопів; призначення світлофільтрів.
9. Сухі і імерсійні об'єктиви; вплив коефіцієнта заломлення на дозволяючу спроможність мікроскопів.
10. Види окулярів і їх функціональне застосування.
11. Головна відмінність оптичних металографічних мікроскопів від біологічних; основні елементи металографічних мікроскопів.
12. Мікроскопічні дослідження у білому, поляризованому і темному полях; особливості схеми і області застосування.
13. Кількісна металографія; області застосування і методика вимірювань.
14. Типи окуляр-мікрометрів і визначення ціни поділок і розмірів структурних елементів.
15. У чому полягає положення Кавальєрі-Акера?
16. Принцип визначення співвідношення фаз лінійним методом.
17. Визначення середньою діаметра зерна методом випадкових січних.
18. Область застосування високотемпературної металографії; особливості обладнання.
19. Високотемпературні дослідження пластичної деформації і рекристалізації; схема обладнання.
20. Високотемпературні дослідження циклічного навантаження, схема, обладнання.
21. Природа електронних променів і принцип методу електронної мікроскопії.
22. Принципові відмінності оптичної і електронної мікроскопії.
23. Довжина хвилі електронних променів за положенням де Бройля.
24. Особливості основних елементів електронного мікроскопа у порівнянні з оптичним.

25. Визначення довжини хвилі електронного випромінювання в залежності від напруги.
26. Особливості аберацій (хроматичної, сферичної, астигматичної), джерела їх виникнення, шляхи боротьби.
27. Визначення максимального корисного збільшення електронного мікроскопа.
28. Призначення і устрій генератора електронів.
29. Різниця схем ПЕМ для режимів фотозображення та дифракції.
30. Принципи метода електронографії.
31. Принцип утворення зображення на ПЕМ.
32. Метод дослідження на фольгах та репліках; способи приготування.
33. Особливості та принцип роботи растрового електронного мікроскопа PEM; дозволяюча здібність. Переваги.
34. Принципова схема рентгеноспектрального мікроаналізатора, можливості та області застосування.

II. СПЕКТРАЛЬНИЙ, РЕНТГЕНОСТРУКТУРНИЙ І ДИЛАТОМЕТРИЧНИЙ АНАЛІЗ; ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕКСТУРИ І НАРОСТУ

2.1. Спектральний аналіз

Спектральний аналіз –це поширений фізичний метод визначення хімічного складу речовини на основі вивчення спектрів. Його часто застосовують як метод технічного контролю складу сплавів. Був запропонований у 1860 році німецькими вченими І. Кіргофом та Р. Бунзенем. Вони визначили, що спектри випромінювання речовини є такі ж характеристики, як і атомна вага.

Спектри поділяють на *спектри випромінювання і спектри поглинання*. Більш широко застосовують спектри випромінювання, які можуть бути лінійчатими, смугастими та суцільними.

Сутність спектрального аналізу полягає в тому, що речовина, яка аналізується, при нагріванні перетворюється на пару. Одержана пара "збуджується" за рахунок додаткової енергії, яка підводиться до вільних атомів пари. Внаслідок цього атоми можуть переходити з нормального енергетичного стану в більш високий "збуджений" стан. Після повертання в свій нормальний стан атом випромінює одержаний ним при збудженні енергетичний надлишок у вигляді світла певної довжини хвилі.

Перетворення у пару, збудження атомів пари та випромінювання світла здійснюється у таких джерелах світла як дугові або іскрові електричні розряди. Ці розряди утворюються між двома електродами, одним з яких є досліджуваний зразок, а другим є "підставний" електрод-стрижень або диск з якогось чистого металу, визначення якого у пробі не проводять (іноді обидва електроди виготовляють із матеріалу, що аналізується).

Для здійснення якісного спектрального аналізу необхідно складне випромінювання пари розкласти на прості монохроматичні промені, визначити довжину їх хвиль і за допомогою таблиць визначити, до спектру якого елемента вони відносяться.

Кількісний спектральний аналіз базується на існуванні зв'язку між числом атомів, що світяться, і інтенсивністю випромінювання.

Дугові розряди застосовують, як правило, для здійснення якісного спектрального аналізу, а іскрові (більш стабільні) розряди найбільш підходять для кількісного аналізу.

Розклад світла на складові його довжин хвиль здійснюється за допомогою спектральних апаратів. Основні типи спектральних апаратів включають призмові (базуються на дисперсії світла призмами), дифракційні (базуються на дифракції світла на дифракційних решітках), а також інтерференційні (базуються на інтерференції світла інтерференційними приладами).

До основних елементів спектральних приладів відносять:

а) *диспергуючий елемент*, який забезпечує відхилення хвиль випромінювання різної довжини на різні кути (призми, дифракційні решітки, інтерференційні прилади),

б) *фокусуюча оптика* – лінзова або дзеркальна, що включає коліматор (об'єктив коліматора і вхідна щілина);

в) *камера* – об'єктив камери з екраном або окуляром.

Світло входить в спектральні прилади через вузьку щілину (соті долі мм) та потрапляє на призму або дифракційну решітку (дисперсійні та дифракційні прилади). За допомогою фокусуючих устроїв у приладах світло, що виходить з призми або дифракційної решітки утворює ряд зображень вхідної щілини у вигляді тонких ліній, число яких відповідає числу окремих довжин хвиль, з яких складається пучок світла, що входить у щілину. Сукупність цих зображень, яку називають "лінійчастим спектром", відбиває емісійний спектр даного джерела світла (**рис. 2.1**)

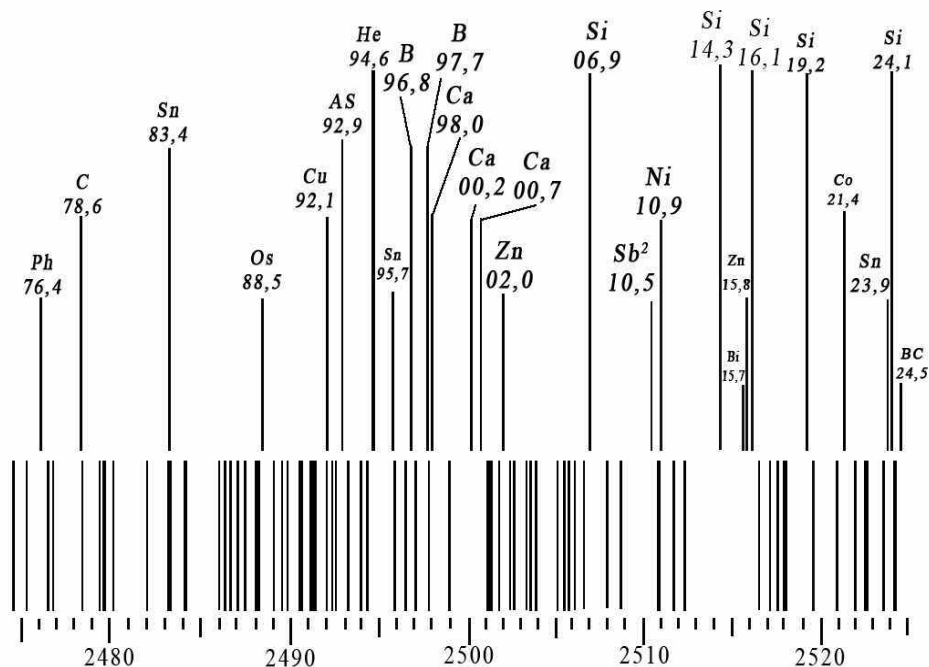


Рис. 2.1. Ділянка спектру заліза з позначеним положенням аналітичних ліній деяких елементів

Фіксація зміни інтенсивності окремих спектральних ліній здійснюється одним з методів: *візуальним, фотографічним або фотоелектричним*.

При візуальному способі спектральний апарат має окуляр для спостереження спектрів у збільшеному вигляді. Інтенсивність ліній визначається на око або за допомогою фотометрів.

Візуальний спосіб спостереження передбачає використання тільки "видимої" ділянки спектра з хвилями довжиною від 400 до 700 нм. У цьому випадку усі оптичні деталі виготовляються із скла.

Апарати, які оздоблені окуляром, називають *стилоскопами* (рис. 2.2) і застосовують для якісного або грубого кількісного аналізу. Прилади оздоблені фотометрами називають *стилометрами*, їх застосовують для кількісного аналізу середньої точності.

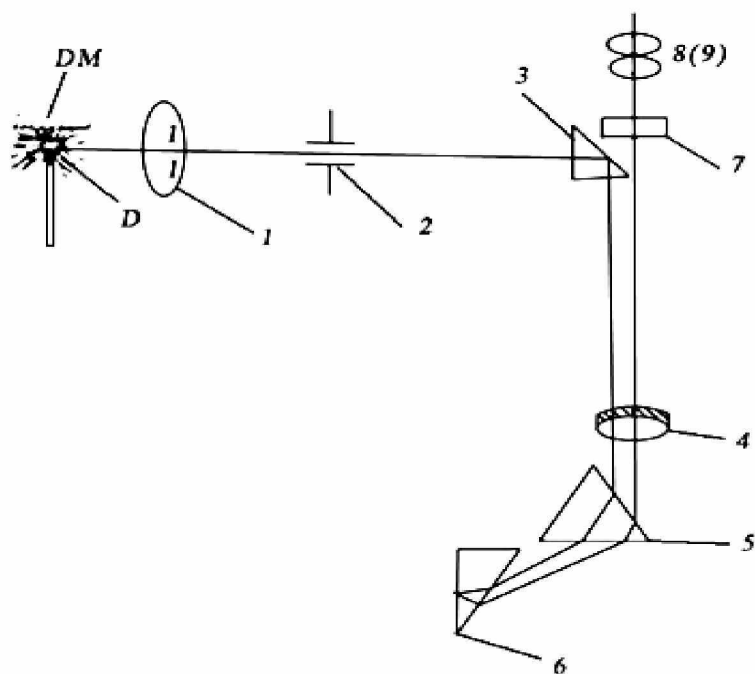


Рис. 2.2. Схема стилоскопа:

- D.M. – досліджуваний матеріал; 1 – конденсор (об'єктив коліматора);
 2 – щілина; 3,7 –поворотні призми; 4 – об'єктив камери;
 5, 6 –дисперсійні призми; 8 або 9 – змінні окуляри.

При фотографічному способі аналізу спектр фіксується на фотоплівці за допомогою апаратів, які називають спектографами (**рис. 2.3**). Потім спектр у збільшеному вигляді аналізують на екрані спектропроектора (аналогічного фотозбільшувачу). Інтенсивність спектральних ліній визначають за ступенем "почорніння" візуально або за допомогою мікрофотометрів.

При фотографічному способі, окрім видимого світла може бути використано також ультрафіолетове світло з довжиною хвиль 210...400 нм. На цій ділянці спектра розташовані спектральні лінії, які найбільш зручні для спостереження більшості технічно важливих елементів. Оптика таких апаратів виготовлена з кристалічного кварцю.

При фотоелектричному способі аналізу лінії реєструють за допомогою фотоелемента. Інтенсивність ліній при цьому визначається силою фотоструму, який фіксується електровимірною схемою.

Методика якісного спектрального аналізу полягає в тому, що речовину,

яка аналізується, вводять у спектрально-аналітичне джерело світла. Спектр цієї речовини фотографують поряд і спектром заліза, для якого існують точні атласи. Далі визначають довжини хвиль, що відповідають тим чи іншим елементам. Цю операцію полегшують атласи спектра заліза з позначеними на них положеннями аналітичних ліній інших елементів (рис. 2.1).

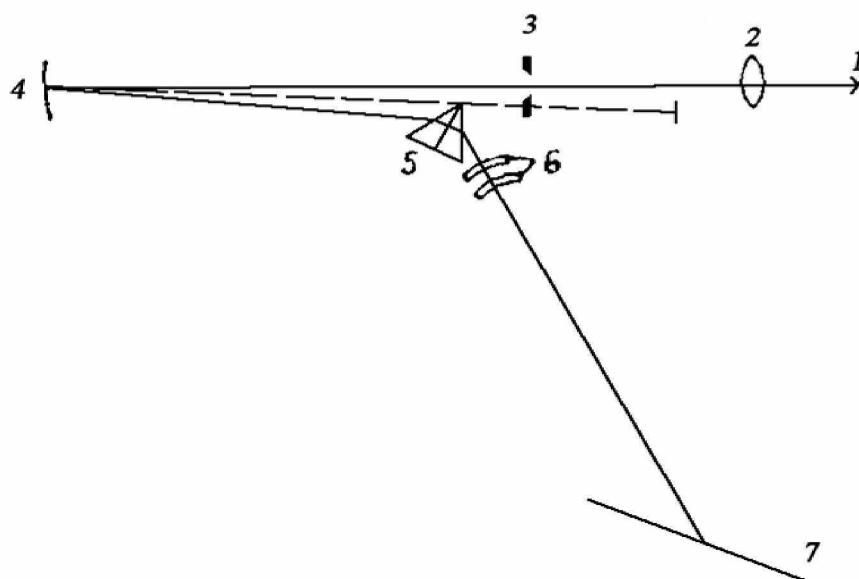


Рис. 2.3. Схема кварцевого спектрографа:

1 – джерело світла; 2 – об'єктив коліматора – конденсор;

3 – вхідна щілина; 4 – угнуте дзеркало; 5 – кварцева призма Корню;

6 – об'єктив камери; 7 – екран (фотопластинка).

Методику кількісного аналізу зводять до замірювання інтенсивності аналітичних ліній і визначення їх зв'язку з концентрацією елемента, що визначається. Цей зв'язок установлюють за допомогою еталонів-зразків з відомим вмістом елементів.

2.2. Основи рентгеноструктурного аналізу полікристалів

2.2.1. Елементи структурної кристалографії.

Кристалоструктурний аналіз дозволяє визначити кристалічну структуру речовини, а також зміни, які проходять в цій структурі в результаті різних видів обробки (термічної, механічної, хімічної або фізичної).

Кристалічною речовиною називають таку речовину, в якій матеріальні

частки (іони, атоми, молекули) розташовані в просторі закономірно і періодично. Фізичні властивості кристалів різні в різних кристалографічних напрямках (анізотропія).

Кристалічна решітка може бути визначена системою паралелепіпедів (елементарних комірок). Три основні вектори є ребрами елементарної комірки і їх називають трансляціями або основними одиницями. Абсолютне значення трансляцій a , b , c називають періодами кристалічної решітки (рис. 2.4).

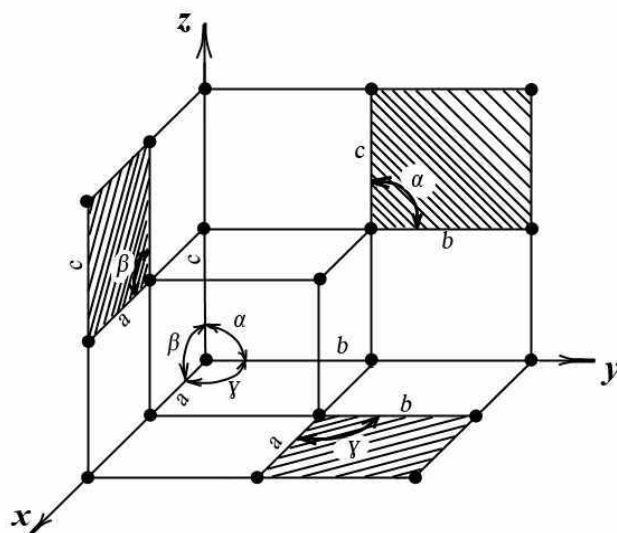


Рис. 2.4. Трансляції і осьові кути елементарної решітки:

a , b , c – трансляції; α – yz ; β – xz ; γ – yx – осьові кути.

Періоди решітки та кути між ними a, b, γ характеризують елементарну комірку.

Трансляції можна вибирати різними способами, але так, щоб періоди мали найменше значення, а форма елементарної комірки була найближча до прямокутного паралелепіпеда (умови Браве').

Всю різноманітність просторових решіток поділяють на сім систем – сингоній, у залежності від співвідношення між осьовими одиницями та кутами.

В **таблиці 1** наведені назви сингоній, а також співвідношення між періодами (трансляціями) та осьовими кутами для кожної з них.

Таблиця 1.

| Назва сингонії | Співвідношення між періодами | Співвідношення між осьовими кутами |
|----------------|------------------------------|--|
| Кубічна | $a = b = c$ | $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ |
| Тетрагональна | $a = b \neq c$ | $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ |
| Ромбічна | $a \neq b \neq c$ | $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ |
| Гексагональна | $a = b \neq c$ | $\alpha = \beta = 90^\circ \gamma = 120^\circ$ |
| Ромбоєдрична | $a = b = c$ | $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$ |
| Моноклинна | $a = b \neq c$ | $\alpha = \gamma = 90^\circ \beta \neq 90^\circ$ |
| Триклинна | $a \neq b \neq c$ | $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$ |

На **рис. 2.5** показані форми елементарних комірок для зазначених схем сингоній.

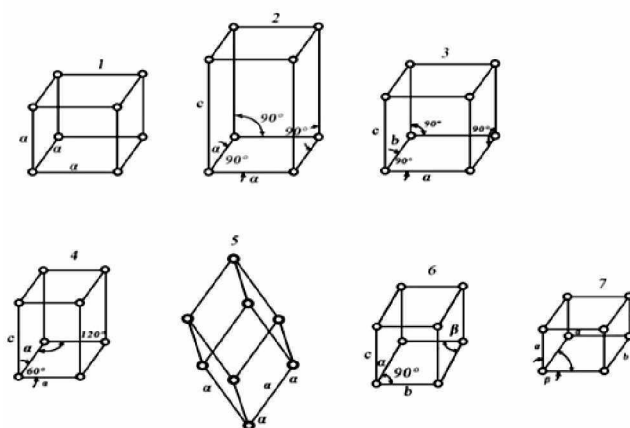


Рис. 2.5. Елементарні комірки різних сингоній:

1 –кубічна; 2 – тетрагональна; 3 –ромбічна; 4 – гексагональна; 5 – ромбоєдрична; 6 –моноклинна; 7 –триклинна.

Просторові решітки, в яких атоми розташовані тільки у вершинах елементарних комірок (вузлах), називають простими або примітивними.

Решітки, в яких атоми розташовані як по вершинах, так і в середині комірок або на їх гранях, називають складними.

Для металів найбільш характерні складні щільноупаковані решітки. Найбільш розповсюджені серед металів решітки (рис.2.6): кубічна об'ємноцентрована (ОЦК) – **рис. 2.6, а**, кубічна гранецентрована (ГЦК) –**рис. 2.6, б**, гексагональна щільна (ГЩ) –**рис 2.6, в** (детальніше в **табл. 2**).

В простій кубічній просторовій решітці на одну елементарну комірку припадає всього один атом (базис $B=1$), для решітки ОЦК $B=2$, для ГЦК $B=4$.

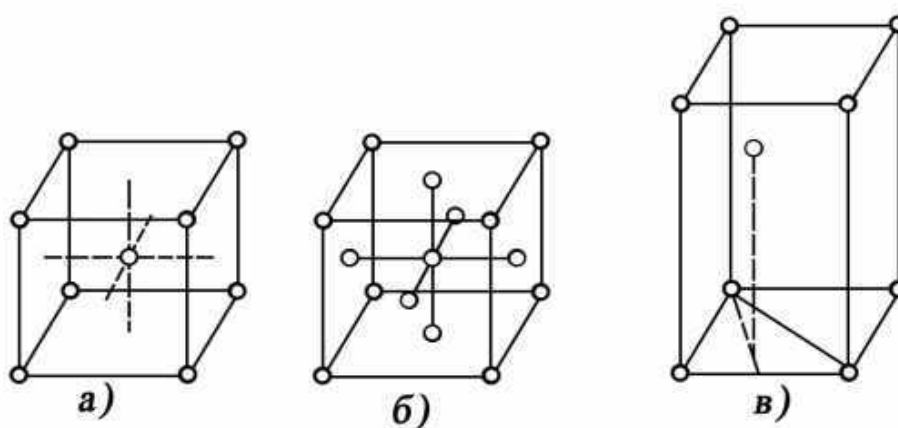


Рис. 2.6. Найбільш розповсюджені елементарні комірки металів:

a – ОЦК; *б* – ГЦК; *в* – ГЩ









2.2.2.Індекси кристалографічних площин і напрямків (індекси Міллера)

Прямі та площини, які проходять через вузли просторової решітки, називають вузловими (кристалографічними) напрямками та площинами.

Таблиця 2

| групи періоди | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 | 12 | 13 | 14 | 15 | 16 | 17 | 18 | |
|---------------|-------------------|--------------------|------------------------------------|--------------------|-----------------------|--------------------|--------------------|---------------------|--------------------|-------------------|-------------------|----------------------|----------------------|-------------------|-----------------------|-------------------|-----------------|------------------|-------------------|
| 1 | (1. II) Водень | 19. K Калій | 20. Ca Кальцій | 21. Sc Скандій | 22. Ti Титан | 23. V Ванадій | 24. Cr Хром | 25. Mn Манганець | 26. Fe Залізо | 27. Co Кобальт | 28. Ni Нікель | 29. Cu Мідь | 30. Zn Цинк | 31. Ga Галій | 32. Ge Германій | 33. As Арсен | 34. Se Селен | 35. Br Бром | 36. Kr Криптон |
| 2 | 3. Li Літій | 38. Sr Стронцій | 39. Y Йтрій | 40. Zr Цирконій | 41. Nb Ніобій | 42. Mo Молибден | 43. Tc Технецій | 44. Ru Рутеній | 45. Rh Радій | 46. Pd Паладій | 47. Ag Срібло | 48. Cd Кадмій | 49. In Індій | 50. Sn Олово | 51. Sb Стійбій | 52. Te Телур | 53. J Йод | 54. Xe Ксенон | |
| 3 | 11. Na Натрій | 56. Ba Барій | 57-71 Радіоактивні (Лантаноїди) | 72. Hf Гафній | 73. Ta Тантал | 74. W Вольфрам | 75. Re Реній | 76. Os Осмій | 77. Ir Ірідій | 78. Pt Платина | 79. Au Золото | 80. Hg Ртуть | 81. Tl Талій | 82. Pb Свинець | 83. Bi Вісмут | 84. Po Полоній | 85. At Астат | 86. Rn Радон | |
| 4 | 19. K Калій | 38. Sr Стронцій | 39. Y Йтрій | 40. Zr Цирконій | 41. Nb Ніобій | 42. Mo Молибден | 43. Tc Технецій | 44. Ru Рутеній | 45. Rh Радій | 46. Pd Паладій | 47. Ag Срібло | 48. Cd Кадмій | 49. In Індій | 50. Sn Олово | 51. Sb Стійбій | 52. Te Телур | 53. J Йод | 54. Xe Ксенон | |
| 5 | 37. Rb Радій | 56. Ba Барій | 57-71 Радіоактивні (Лантаноїди) | 72. Hf Гафній | 73. Ta Тантал | 74. W Вольфрам | 75. Re Реній | 76. Os Осмій | 77. Ir Ірідій | 78. Pt Платина | 79. Au Золото | 80. Hg Ртуть | 81. Tl Талій | 82. Pb Свинець | 83. Bi Вісмут | 84. Po Полоній | 85. At Астат | 86. Rn Радон | |
| 6 | 55. Cs Цезій | 88. Ra Радій | 89. Ac Актиній | 90. Th Торій | 91. Pa Протактиній | 92. U Уран | 93. Np Нептуній | 94. Pu Плутоній | 95. Am Америцій | 96. Cm Кюрий | 97. Bk Берклій | 98. Cf Каліфорній | 99. Es Ейнштейній | 100. Fm Фермій | 101. Md Менделєвій | | | | |
| 7 | 87. Fr Францій | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | ? | |

Умовні позначення кристалічної структури елементів

-  - Кубічна, грона центрована
-  - Кубічна центрована
-  - Кубічна алмазного типу
-  - Кубічна складна
-  - Гексагональна
-  - Гексагональна щільно складена
-  - Тетрагональна
-  - Ромбічна і ромбоєдрична

| | |
|-------|-----------|
| 58 Ce | Церій |
| 59 Pr | Прозодій |
| 60 Nd | Неодім |
| 61 Pm | Прометій |
| 62 Sm | Самарій |
| 63 Eu | Європій |
| 64 Gd | Гапліній |
| 65 Tb | Теврній |
| 66 Dy | Диспрозій |
| 67 Ho | Гольмій |
| 68 Er | Ервій |
| 69 Tm | Тулій |
| 70 Yb | Утербій |
| 71 Lu | Лютецій |

Усі кристалографічні напрямки та площини, які однаково орієнтовані у просторі, складають сімейства напрямків і площин.

Для позначення кристалографічних площин і напрямків використовують індекси Міллера, для визначення яких елементарна комірка вписується в просторову систему координат (рис. 2.7). За одиницю величини вздовж кожної координатної осі приймають період решітки (або довжину ребра елементарної комірки).

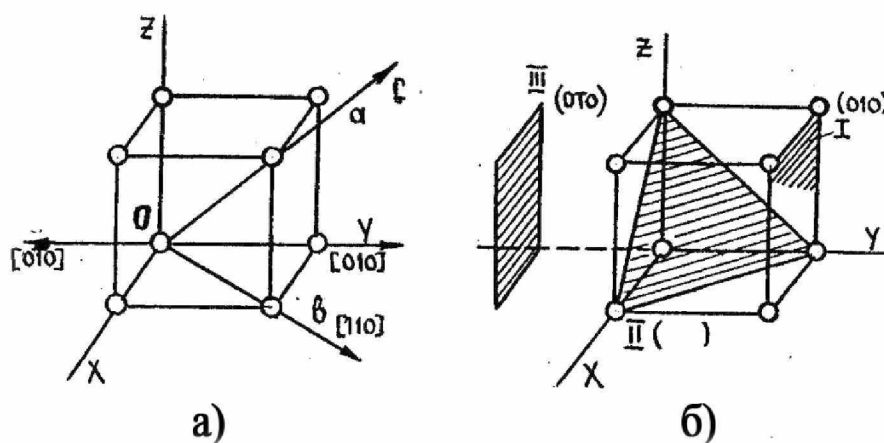


Рис. 2.7. Символи кристалографічних напрямків (а) та площин (б).

Для визначення індексів кристалографічних напрямків необхідно провести пряму через точку початку осей координат та точку на заданій прямій (рис. 2.7, а), встановити координати точки, що лежить на даній прямій (в одиницях періодів решітки) і привести співвідношення цих координат до відношення трьох найменших чисел; далі беруть одержані числа в квадратні дужки $[u \ v \ w]$ і отримують індекси кристалографічних напрямків. Наприклад, індекси кристалографічних напрямків OU , OV , OC (рис. 2.7, а) будуть відповідно $[010]$, $[110]$, $[111]$ і їх слід читати: "нуль, один, нуль", "один, один, нуль", "один, один, один".

Для визначення кристалографічних площин необхідно (рис. 2.7, б) визначити координати точок перетину площини в комірниці з осями координат m , n , p в одиницях періодів решітки, взяти зворотні значення цих величин $1/m$, $1/n$, $1/p$ і привести до найменших цілих. Одержані значення беруть у круглі дужки (hkl) , які і є індексами кристалографічних площин. Площина, яка паралельна

якійсь координатній осі, має по цій осі індекс нуль (тому, що $1/\infty = 0$). Якщо площина відсікає на осях від'ємні відрізки, то це позначається знаком "мінус" над відповідним індексом. Наприклад, індекси площин I та III будуть відповідно (010) та (1-10).

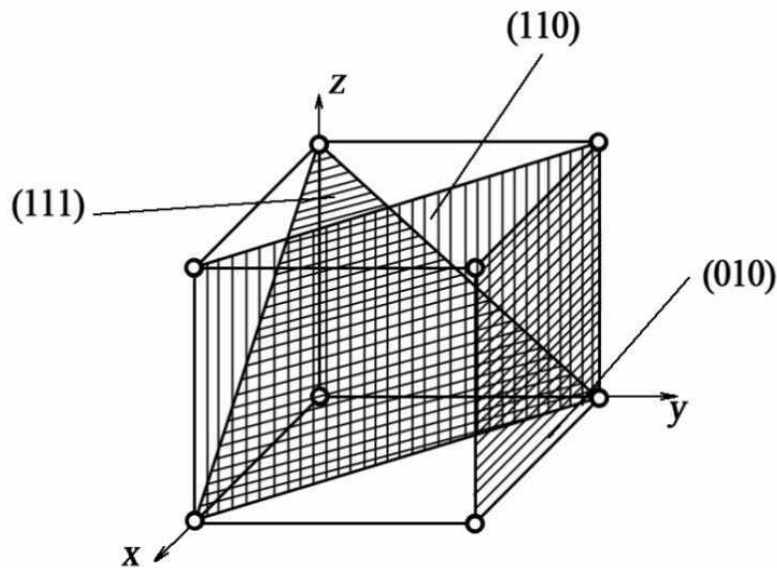


Рис. 2.8. Індеси найважливіших площин у кубічній решітці.

На **рис. 2.8** показані найважливіші площини кубічної решітки та їх індекси.

Для кубічної сингонії напрямки з індексами $[u\ v\ w]$, які є перпендикулярні до площинам (hkl) , мають чисельно рівні індекси. Якщо такі індекси осі x рівні $[100]$, то індекси площини перпендикулярної осі x рівні (100) .

Кут φ між двох вузлових напрямків в кубічній сингонії з індексами $[u_1\ v_1\ w_1]$ та $[u_2\ v_2\ w_2]$ можна одержати за рівнянням:

$$\cos \varphi = \frac{u_1 u_2 + v_1 v_2 + w_1 w_2}{\sqrt{u_1^2 + v_1^2 + w_1^2} \cdot \sqrt{u_2^2 + v_2^2 + w_2^2}} \quad (2.1)$$

Індеси сукупності площин і напрямків, які мають однакові фізико-хімічні властивості і кристалографічно ідентичні беруть відповідно у фігурні та ламані дужки.

2.2.3. Міжплощинні відстані кристалічних решіток.

Всі кристалографічні сімейства площин утворюють сукупність площин, яка позначається фігурними дужками $\{hkl\}$.

Так, у кубічній сингонії сукупність площин куба $\{100\}$ складається з шестикристалографічно ідентичних сімейств площин:

(100) , $(\bar{1}00)$, (010) , $(0\bar{1}0)$, (001) , $(00\bar{1})$. Якщо, наприклад, шляхом різних операцій симетрії обертати решітку так, що на місце площин (100) стануть площини (001) або будь-які з інших площин сімейства, то нове положення решітки співпадає з вихідним (початковим). В цьому і полягає кристалографічна ідентичність. Найважливішою ознакою кристалографічно ідентичних площин є те, що вони мають однакову міжплощинну відстань.

Кожне сімейство площин з індексами (hkl) характеризується також своєю величиною міжплощинної відстані d , тобто відстані між двома сусідніми паралельними площинами. Між індексами, величиною d та періодами решітки a , b , c існує математична залежність для кожної сингонії (табл. 3).

Таблиця 3

Формули для міжплощинних відстаней

| Сингонія | Формули для міжплощинних відстаней |
|---------------|---|
| Кубічна | $d^2 = \frac{a^2}{h^2 + k^2 + l^2} (2.2)$ |
| Тетрагональна | $d^2 = \frac{a^2}{h^2 + k^2 + l^2 \frac{a^2}{c^2}} (2.3)$ |
| Гексагональна | $d^2 = \frac{a^2}{\frac{3}{4}(h^2 + hk + k^2) + l^2 \frac{a^2}{c^2}} (2.4)$ |
| Ромбічна | $d^2 = \frac{a^2}{h^2 + k^2 \frac{a^2}{b^2} + l^2 \frac{a^2}{c^2}} (2.5)$ |

У таблиці 3 наведені формули, якими користуються у рентгеноструктурному аналізі полікристалів.

Так, наприклад, у кубічній решітці для усіх сімейств площин однієї сукупності значення d буде однаковим; при цьому фактор повторювання p (число площин у сукупності) буде дорівнювати шести; але для тетрагональної решітки для системи $\{100\}$ буде дві сукупності з двома факторами повторювання p_1 та p_2 і відповідно міжплощинною відстанню d_1 та d_2 . В останньому випадку $p_1 = 4 - (100), (1-00), (010), (01-0), (d \text{ дорівнює } a)$ і $p_2 = 2 - (001), (001) (d \text{ дорівнює } c)$. Внаслідок цього на рентгенограмах з'являються додаткові дифракційні лінії.

Нижче наведено число кристалографічно ідентичних площин p для сукупностей з різними індексами в кубічній сингонії.

| | | | |
|---------------|-----------|-----------|-----------|
| Індекси | $\{100\}$ | $\{110\}$ | $\{111\}$ |
| p | 6 | 12 | 8. |

2.2.4. Природа рентгенівських променів та їх основні властивості

Рентгенівські промені є різновидом невидимого електромагнітного випромінювання з довжиною хвиль λ від $10^{-5} \dots 10^2$ нм. Слід зазначити, що довжини хвиль видимого світла знаходяться в межах 400 нм (фіолетовий) до 740 нм (червоний колір).

Рентгенівські промені були відкриті В.К.Рентгеном у 1895р. Удосконалення рентгенівських трубок були зроблені П.Н. Лебедевим у 1910р. У 1912р. Лауе використав кристал як призму для вивчення інтерференції та дифракції рентгенівських променів.

У 1913 – 1914 роках вчені Г.В.Вульф та У.Брегг закладають основи рентгеноструктурного аналізу, а починаючи з 1921р. Д.Ф.Іоффе і потім Г.В.Курдюмов та ін. широко здійснюють його практичне застосування.

Рентгенівські промені виникають завжди при ударянні у перешкоду електронів, що летять з великою швидкістю. Цей процес здійснюється у рентгенівських трубках, а також у спеціальних приладах – бетатронах.

Найбільш поширені електронні рентгенівські трубки є скляними колбами

з високим вакуумом ($\sim 1-10^{-6}$ ммрт. ст , у які впаяні два електроди)
(рис. 2.9).

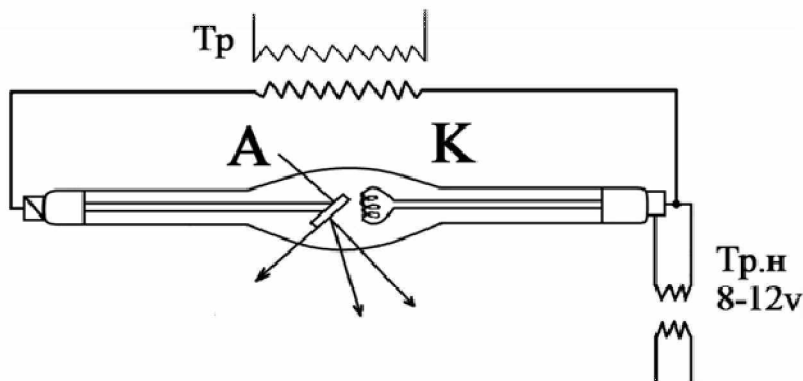


Рис.2.9. Електронна рентгенівська трубка.

Катод –це вольфрамова спіраль. При нагріванні вона випромінює електрони за рахунок термоелектронної емісії у тим більшій кількості, чим більша її поверхня і вища температура нагрівання.

Анод –це металева пластина в трубках для просвічування – вольфрамова, а в трубках для структурного аналізу – з різних металів.

Коли до рентгенівської трубки підводять високу напругу у кілька десятків тисяч вольт, електрони емісії, що летять до анода, набувають великої швидкості (50...90% від швидкості світла) та високої кінетичної енергії.

При ударанні у невеликий майданчик на аноді (фокус трубки) електрони різко гальмуються. Основна частина їх кінетичної енергії перетворюється на тепло, яке виділяється на аноді. Значно менша частина енергії (близько 1%) перетворюється на енергію електромагнітного випромінювання у вигляді рентгенівських променів.

Енергія одного фотона ε рентгенівського випромінювання дорівнюватиме:

$$\varepsilon = h\nu = h \frac{c}{\lambda} = eU \quad (2.6)$$

де: h – постійна Планка;

c – швидкість світла;

ν та λ – частота і довжина хвилі випромінювання;

U – напруга на трубці, kB ;

e – заряд електрона;

eU – кінетична енергія електрона у мить гальмування.

Променям видимого світла відповідає енергія фотонів порядку 1,6 – 3,2 електрон-вольт (eV). Рентгенівські промені, що генеруються у звичайних рентгенівських апаратах, мають енергію фотонів в десятки і сотні тисяч електрон-вольт (keV). У короткохвильових (жорстких) рентгенівських променях ($\lambda < 0,12$ нм) енергія фотонів досягає мільона електрон-вольт (мегаелектрон-вольт). Довжину хвиль, що виникли (λ), можна визначити за допомогою рівняння квантової теорії світла (2.6), яке свідчить, що λ_{min} залежить тільки від напруги на трубці (kB). Зробивши підстановки значень постійних (h, c, e) і математичні розрахунки, маємо:

$$\lambda_{min} = \frac{hc}{eU} = \frac{12,37}{U}, \text{ нм} \quad (2.7)$$

Енергія рентгенівських променів визначається іонізаційними методами за величиною електричного заряду, який вони утворюють у 1 см^2 повітря і оцінюється у Дж/кг. Позасистемні одиниці – бер (1 бер = 0,01 Дж/кг) та рентгени ($1 \text{ р} = 2,58 \cdot 10^{-4}$ кал/кг).

Під інтенсивністю рентгенівських променів розуміють кількість енергії, яка проходить в 1 с через 1 см^2 поверхні перпендикулярно напрямку розповсюдження променів. Інтенсивність випромінювання пропорційна кількості фотонів, які проходять за 1 с через вказану поверхню.

У рентгенівських променів від довжини хвилі залежить їх здатність до проникнення. Чим менша довжина хвилі λ , тим промені жорсткіші і тим менше вони поглинаються у речовині і легше проходять крізь неї (зменшення порядкового номера елемента анода також активізує проникнення променів).

Рентгенівські промені впливають на емульсію фотоплівки та люмінесцентні екрани, іонізують гази та здійснюють біологічний вплив на деструкцію клітковини.

При проходженні крізь кристали, рентгенівські промені дають явище

інтерференції (ослаблення та посилення хвиль) та дифракції (розсіювання рентгенівських променів речовиною).

Одержання найбільш жорсткого випромінювання здійснюють за допомогою спеціальних установок – бетатронів. В цих установках електрони з катода за допомогою електромагнітних прискорювачів розганяють до дуже високих швидкостей, тому енергія досягає десятки мільйонів електрон – вольт. Після гальмування електронів утворюються промені дуже високої жорсткості.

2.2.5. Типи рентгенівських спектрів

Рентгенівське випромінювання складається з двох спектрів, суцільного та лінійчастого (характеристичного). Відносні інтенсивності обох спектрів змінюються в залежності від напруги на трубці.

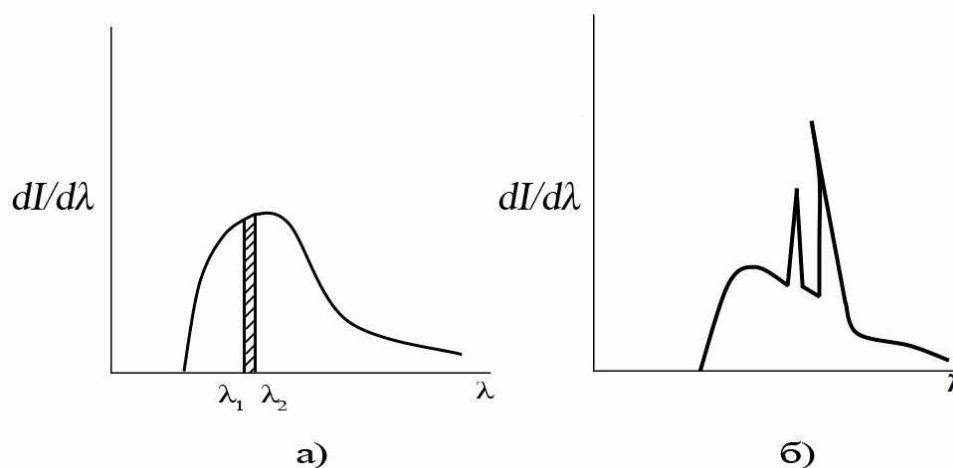


Рис. 2.10. Рентгенівські спектри в координатах $dI/d\lambda$:

а – суцільний; *б* – характеристичний

Випромінювання із суцільним спектром (спектром гальмування) виникає за рахунок гальмування електронів у поверхневому шарі речовини анода та вміщує безперервний ряд довжин хвиль, різко обмежений з короткохвильового боку (**рис. 2.10, а**). Наявність різних довжин хвиль пов'язана з різними умовами гальмування. Мінімальну довжину хвилі можна визначити з рівняння (2.7). Жорсткість суцільного спектра визначається напругою і не залежить від матеріалу анода. Суцільний спектр використовують при просвічуванні, а також при структурному аналізі монокристалів.

Лінійчастий (характеристичний) спектр виникає завдяки внутріатомним процесам в матеріалі анода і спостерігається на фоні суцільного спектра у вигляді однієї або кількох серій довжин хвиль підвищеної інтенсивності (рис. 2.10, б).

Площина, яка обмежена спектральними кривими та горизонтальною віссю, дорівнює повній інтенсивності випромінювання.

Коли електрони, що летять з катоду, досягають аноду, частина їх кінетичної енергії витрачається на змінювання енергетичного положення електронів у атомах анода. Електрони анода, розташовані на більш низьких енергетичних рівнях, можуть бути переведені на більш високі рівні (рис. 2.11). Енергія такого збудженого атома аноду більше енергії нормального атома.

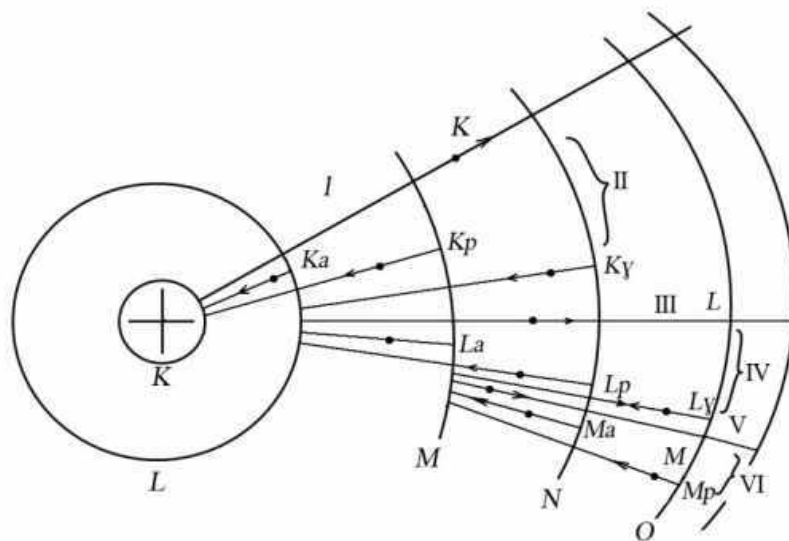


Рис. 2.11. Схема виникнення рентгенівських променів (характеристичний спектр):

- I – збудження K – серії; II – випромінювання K – серії;
- III – збудження L – серії; IV – випромінювання L – серії;
- V – збудження M – серії; VI – випромінювання M – серії.

Слідом за цим іде спонтанний процес зменшення енергетичного стану збуджених атомів анода, за рахунок зворотних переходів електронів з більш високих енергетичних рівнів на нижчі рівні, на яких звільнилися місця. Енергія,

яку втрачає збуджений атом, виділяється у вигляді фотонів. Чим більша різниця у енергетичних рівнях, тим більша енергія і менша довжина хвилі випромінювання (2.6).

Перехід на місця, що звільняються на даній орбіті, здійснюється не тільки з найближчого, але і з більш віддалених рівней. Тому виникає серія довжин хвиль. Схематично енергетичні рівні електронів в атомі і випромінювання, яке виникає під час переходів електронів, показані на **рис. 2.11**. Найбільш жорстка серія випромінювання для усіх елементів позначається буквою K (II). Практично тільки цю серію і використовують у структурному аналізі. Наступні серії із збільшенням λ позначають: L , M , N і т.д. Найбільш інтенсивні лінії K -серії, які використовують на практиці по мірі збільшення λ позначають $\beta, \alpha_1, \alpha_2$. Промені $K_{\alpha 1}$ та $K_{\alpha 2}$ (так званий K_{α} –дублет) дуже мало відрізняються по довжині хвилі і при зйомці часто зливаються в одну загальну лінію K_{α} . Інтенсивність променів K_{α} приблизно у 5 разів більше інтенсивності променів K_{β} .

Мінімальна напруга, при якій виникає дана серія (потенціал збудження), та відповідні довжини хвиль строго постійні і індивідуальні для кожного матеріалу анода.

Чим більше порядковий атомний номер речовини аноду, тим більше потенціал збудження відповідної серії і менше довжини хвиль її ліній.

Характеристичне випромінювання застосовують у рентгеноструктурному та рентгеноспектральному аналізі. Найчастіше для матеріала аноду застосовують такі елементи як Cr (ат. № 24), Fe (ат. № 26), Co (ат. № 27), Ni (ат. № 28), Cu (ат. № 29), для яких потенціал збудження K -серії від 5,18 до 8,86 кВ, а значення оптимальної напруги від 20 до 35 кВ.

2.2.6. Розсіювання та інтерференція рентгенівських променів

Атоми, на які падає пучок рентгенівських променів починають коливальний рух і самі стають джерелом рентгенівських променів. Це явище називають класичним розсіюванням рентгенівських променів.

Якщо пучок рентгенівських променів падає на сукупність атомів кристалічної решітки, то промені, які розсіяні різними атомами, закономірно

інтерферують. Таке відбиття спостерігається тільки при дотриманні умов (2.8), які були запропоновані Г.В.Вульфом та У.Г.Бреггом.

$$n\lambda = 2d \sin \Theta = \Delta l, \quad (2.8)$$

де: Θ – кут ковзання; d – міжплощинна відстань в κX ; λ – довжина хвилі рентгенівських променів в κX ; n – так званий порядок відбивання, який дорівнює числу довжин півхвиль, які укладаються у різницю ходу Δl між променями "відбитими" від двох сусідніх атомних площин.

Фізична сутність умови Вульфа-Брегга (2.8) така: для того, щоб пучок рентгенівських променів, які мають довжину хвилі λ "відбився" від атомних площин з міжплощинною відстанню d (рис. 2.12), його кут ковзання Θ повинен бути таким, щоб різниця ходу Δl між променями "відбитими" від двох сусідніх паралельних атомних площин ($BC - CA$), яка дорівнює $2d \sin \Theta$, була кратною цілому числу довжини хвиль (див. рис. 2.12).

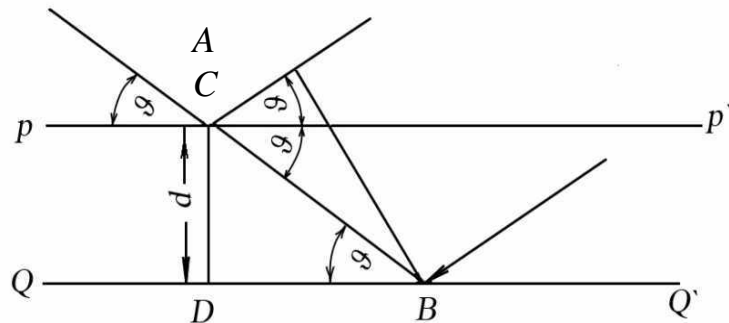


Рис. 2.12. До виводу рівняння Вульфа-Брегга.

На рис. 2.12 хід визначення залежності (2.8): pp' та QQ' є паралельні кристалографічні площини, а AB є фронт хвилі. Відбиті від обох площин промені (хвилі) інтерферують між собою. Амплітуди відбитих хвиль можуть складатись, коли різниця променів, відбитих від площин pp та QQ буде кратною довжині хвилі. Різниця ходу $\Delta l = BC - AC$; з трикутників CBD та ABC витікає $\Delta l = BC - AC = d / \sin \Theta (1 - \cos 2 \Theta)$; звідки:

$$\Delta l = BC - AC = \frac{d}{\sin \Theta} (1 - \cos 2 \Theta) = \frac{2 d \sin^2 \Theta}{\sin \Theta} = 2 d \sin \Theta.$$

Таким чином, промені відбиті від усіх паралельних між собою атомних площин, посилюють одне одного при різниці ходу $\Delta l = n\lambda$ (тобто цілому числі

довжин хвиль). Якщо ця умова не буде додержуватись, то промені, "відбиті" усіма площинами даного сімейства загасять одні одних і ніякого посилення інтенсивності променів не буде.

Рівняння (2.8) є основою рентгеноструктурного аналізу.

Усі полікристалічні речовини, у тому числі метали та сплави складаються з великої кількості зерен (кристалітів), орієнтованих хаотично. В такому полікристалічному зразку завжди знайдуться кристаліти, в яких системи атомних площин з індексами (hkl) та міжплощинною відстанню $d_l > \lambda/2$ будуть орієнтовані під таким кутом θ , що буде виконуватись умова Вульфа-Брегга. Від такого кристаліту піде відбитий промінь під кутом 2θ до продовження променя, що падає (рис. 2.12).

При дослідженні полікристалів в результаті взаємодії монохроматичного променя з площинами (hkl) , які складають з первинним пучком променів MO кут θ , що відповідає умові Вульфа-Брегга, виникає відбитий промінь ON , що утворює дифракційний конус. Промінь ON утворює з напрямком OM кут 2θ . Системи площин з індексами $(h_1k_1l_1), (h_2, k_2l_2)$ та ін., які також відповідають умовам Вульфа-Брегга утворюють ряд конусів під відповідними кутами θ_1, θ_2 . Кут розкриття конуса дорівнює 4θ . Вершиною конуса є точка перетину первинного променя і зразком (рис. 2.13).

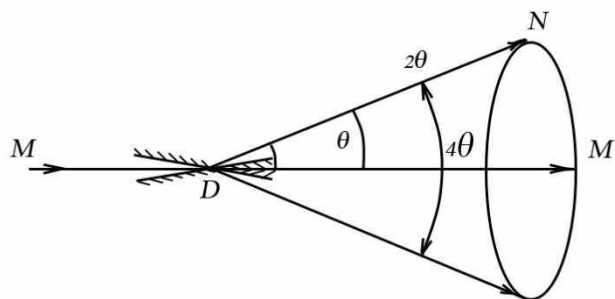


Рис. 2.13. Утворення конусів при зніманні порошків.

Необхідно при цьому ще врахувати, що для кожного сімейства площин існують кілька кутів ковзання, які відрізняються порядком відбивання n . Тому від площин з однаковими індексами (hkl) і величиною d можуть утворитися кілька конусів, які відрізняються порядком відбивання. Конус, який утворився за рахунок відбивання другого порядку від площин (hkl) , можна уявити як конус

від площин з індексами $(2h\ 2k\ 2l)$ або для загального випадку, для відбивання n -го порядку площин з індексом $(nhnk\ nl)$.

Величини nh , nk , nl називають індексами відбивання або індексами інтерференції. Їх звичайно позначають великими літерами (HKL) де $H = nh$; $K = nk$; $L = nl$.

2.2.7. Обладнання для рентгеноструктурного аналізу

Установки для рентгеноструктурного аналізу в залежності від способу реєстрації дифракційної картини можна поділити на дві групи:

а – установки з фотографічною реєстрацією;

б – іонізаційні установки або дифрактометри.

До першої групи відносять установки типу УРС – 60. Установка допускає одночасову роботу двох трубок при однаковій напрузі; напруга на трубці сягає 60 кВ при струмі через трубку до 20 мА. Техніка безпеки забезпечується спеціальними блокуючими пристроями.

Для роботи фотометодом використовують спеціальні камери. Найбільше розповсюдження мають камери РКД (камера Дебая) та камери зворотного знімання КРЗЗ (КРОС).

Схема одержання рентгенограм в камері РКД показана на **рис. 2.14**.

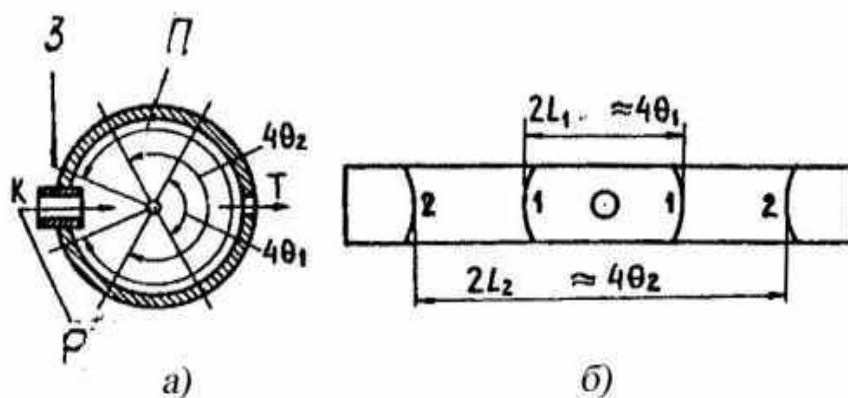


Рис. 2.14. Схема знімання рентгенограми полікристалу в камері РКД(а) і вид рентгенограми (б):

К – коліматор; *Т* – тубус камери з люмінісцентним екраном;

Р – напрямок рентгенівських променів; *З* – зразок; *П* – рентгенівська плівка

Полікристалічний порошковий зразок *З* встановлений у центрі

циліндричної камери, а на шляху відбитих променів розташована згорнута рентгенівська плівка Π ; в результаті перетинання дифракційних конусів на ній утворюється серія попарно симетричних ліній. Кожна така пара відрізняється своїми індексами інтерференції (HKL). Елементи режиму зйомки включають: матеріал анода (довжина хвилі λKa), напруга на трубці U , струм через трубку I та тривалість експозиції τ .

По відстані $2L$ (рис. 2.14, б) можна визначити кут відбивання за формулою:

$$2L = \frac{\Pi D_k}{360} \times 40$$

Звідки:

$$\Theta = \frac{180}{\Pi} \times \frac{L}{D_k} = 57,3 \frac{L}{D_k}, (2.9)$$

де: $2L$ – відстань між симетричними лініями, мм; D_k – діаметр камери в мм.

Внутрішній діаметр камери, як правило, дорівнює 57,3 мм, що спрощує розрахунки (змінювання кута ковзання на 1° проводить, до зміщення ліній на рентгенограмі на 1 мм). Камеру застосовують для дослідження полікристалічних зразків – циліндричних та плоских. Плоскі зразки розташовують у камері під кутом 90° до напрямку рентгенівського променя. Таке знімання називається зворотним і при ньому фіксуються лінії з великими кутами ковзання.

Для більш точних розрахунків періодів кристалічних решіток при дослідженні плоских полікристалів, шліфів застосовують спеціальні камери $KP33$ з використанням еталонів (рис. 2.15). В комплект камери входить дискова секторна касета (на 6 рентгенограм). Слід зазначити., що еталон наносять на зразок тонким шаром у вигляді фольги або порошку. Кут ковзання Θ визначають за формулою:

$$\operatorname{tg}(180 - 2\Theta) = \frac{R}{A}, (2.10)$$

де: R – радіус кільця на рентгенограмі; A – відстань від зразка (еталона) до плівки (рис. 2.15).

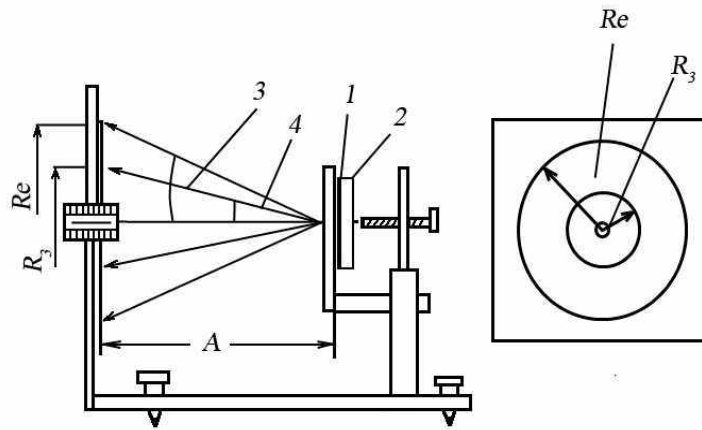


Рис. 2.15. Схема зворотного знімання рентгенограм полікристалів з еталоном на плоску плівку і вид рентгенограми:

1 – етalon; 2 – зразок; 3 – $Re = 180 - 2\theta_i$; 4 – $R_3 = 180 - 2\theta_3$

Оскільки кут ковзання $\theta_{\text{еталона}}$ відомий точно, то це дає змогу точно визначити відстань A , та кут θ_3 для речовини, що досліджується.

При фотореєстрації рентгенівські плівки після експозиції у камері виймають і проявляють; при цьому проявляються лінії різної інтенсивності (щільності або почорніння), яка залежить від ряду факторів; найважливіші з них: число площин, які беруть участь в утворенні даної лінії; амплітуда теплових коливань, із збільшенням якої лінія стає слабшою; величина кута θ (найменшу інтенсивність мають лінії з кутами θ , близькими $40 - 50^\circ$) та ін.

Інтенсивність дифракційних ліній (щільність почорніння негатива) заміряють спеціальними приладами – фотометрами. Оскільки при структурному аналізі необхідно замірявати змінювання густини почорніння на дуже вузьких ділянках (до кількох десятих міліметра), то в таких випадках застосовують мікрофотометри (реєструючі або візуальні).

Слід зазначити, що у ряді випадків досить оцінювати відносну інтенсивність ліній візуально. При цьому користуються семибальною системою оцінки ліній: дуже сильна (д.с.), сильна (с.), середньосильна (ср.с.), середня (ср.), середньослабка (ср.сл.), слабка (сл.), дуже слабка (д.сл.).

В лабораторіях рентгеноструктурного аналізу також застосовують дифрактометри *УРС50Н*, *ДРОН-1*, *ДРОН-2* та ін., в яких, завдяки іонізаційній

реєстрації, фіксується інтенсивність ліній в функції кута ковзання і записується профіль рентгенівських дифракційних ліній. Це дозволяє більш точно визначати положення ліній, їх інтенсивність і профіль без додаткових операцій мікрофотометрування.

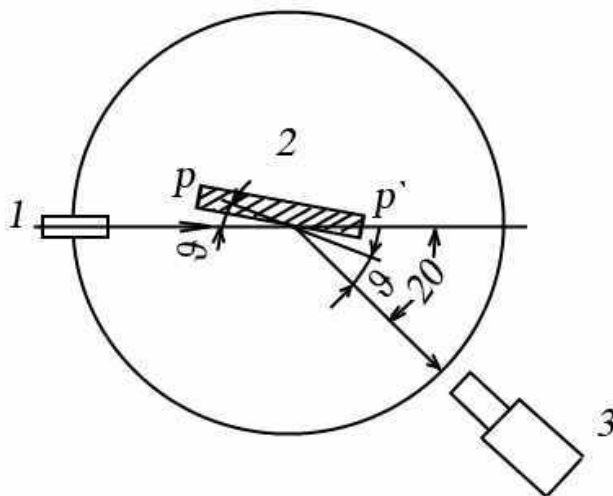


Рис. 2.16. Схема знімання з використанням дифрактометрів.

1 – коліматор; 2 – зразок з гоніометром; 3 – іонізаційний лічильник часток

Основним конструкційним елементом дифрактометрів (рис. 2.16) є гоніометр – пристрій, по колу якого переміщується лічильник Гейгера або сцинтиляційний лічильник. Сцинтиляція це люмінесцентний спалах, який виникає під впливом іонізуючого випромінювання. Сцинтилятори – це люмінофори типу ZnS . Одна частка дає один спалах; це використовують в сцинтиляційних лічильниках для реєстрації елементарних часток. В центрі знаходиться шліф зразка.

Поворот зразка та переміщення лічильника по колу гоніометра синхронізовані таким чином, що лічильник обертається з кутовою швидкістю, два рази більшою за швидкість обертання зразка. Таким чином, в кожний момент часу лічильник знаходиться під кутом вдвічі більшим по відношенню до первинного пучка, ніж зразок.

Усі дифрактометри дають змогу автоматичного запису на стрічку самописного потенціометра кривої розподілу інтенсивності (рис.2.17) із змінюванням кутового положення лічильника та зразка (θ), причому самозаписувач має автоматичний показчик кутів.

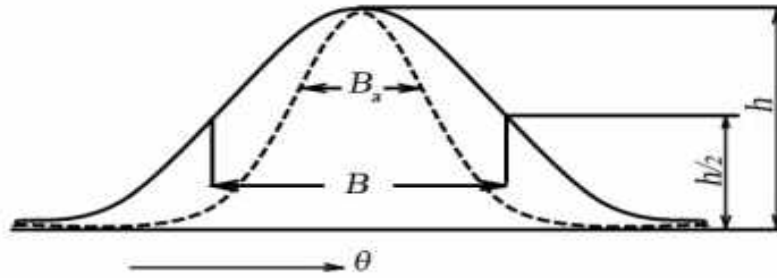


Рис.2.17. Крива розподілу інтенсивності I інтерференційних ліній: B – ширина лінії зразка; B_0 – ширина лінії еталона

Ширина лінії B визначається відношенням S/h , де h – максимальне значення інтенсивності лінії $I(\theta)$, S – площа, обмежена кривою інтенсивності і горизонтальною віссю. Ширину лінії B можна визначити досить точно лінійним замірюванням на висоті $h/2$ (рис. 2.17). Ці характеристики мають велике значення при проведенні практичних досліджень структури матеріалів.

2.3. Прикладні методи рентгеноструктурного аналізу полікристалічних матеріалів

2.3.1. Визначення індексів площин по рентгенограмі

Вибір випромінювання та режиму зйомки. На практиці часто застосовують мідне випромінювання, оскільки воно забезпечує найбільшу дифракційну інтенсивність. Переваги залізних та хромових анодів полягають у тому, що вони дають змогу покращити відділення ліній від площин, які мають між собою близькі міжатомні відстані d .

Для рентгеноструктурного аналізу, як правило, застосовують K – серію спектральних ліній, яка складається з двох основних ліній K_α та K_β . β – промені, які є у 365 разів слабкіші ніж α – промені, також дають на рентгенограмі свої кільця. Умови одержання рентгенограм полікристалів залежать від матеріалу анода, фокуса трубки та досліджуваної речовини. Так, при дослідженні заліза у залізному випромінюванні використовують напругу $U_{max} = 30-40$ кВ, силу струму $I = 12$ мА, тривалість експозиції 20...30 хв.

Слід враховувати, що можливі індекси (hkl) для решітки $ОЦК$ -(110), (200), (211), (220), (310), (222), (321), (400); для решітки $ГЦК$ – (111), (200), (220), (311), (222), (400), (331), (420).

Значення $h^2 + k^2 + l^2$ для решітки $ОЦК$ є – 2, 4, 6, 8, 10, а для решітки $ГЦК$ – 3, 4, 8, 11.

Кожне кільце рентгенограми полікристалу утворюється в результаті відбивання від площин з відповідними індексами (hkl) у різних підходяще орієнтованих кристалах.

Для ідентифікації ліній на рентгенограмі слід провести відповідні розрахунки.

Наприклад, для розшифрування рентгенограми α -заліза необхідно провести стандартні розрахунки, з урахуванням даних, наведених у таблиці 4.

Таблиця 4.

**Теоретичне ідентифікування ліній на рентгенограмі
полікристалічного α - заліза, а у залізному випромінюванні**

($a = 2,8605$ κX ; $\lambda_{\text{Ka}} = 1,934$ κX ; $\lambda_{\text{K}\beta} = 1,753$ κX)

| № лінії | $(h^2 + k^2 + l^2)$ | (hkl) | $\sin \Theta$ | Θ° | $2L, \text{мм}$ | інтенсив. лінії |
|---------|---------------------|----------------|---------------|----------------|-----------------|-----------------|
| 1 | 2 | (110) β | 0,4347 | 25°55 | 51,8 | ср. |
| 2 | 2 | (110) α | 0,4770 | 28°34 | 57,1 | д. с. |
| 3 | 4 | (200) β | 0,6128 | 37°52 | 75,7 | д.сл. |
| 4 | 4 | (200) α | 0,6761 | 42°32 | 85,1 | ср. |
| 5 | 6 | (211) β | 0,7506 | 48°36 | 97,2 | сл. |
| 6 | 6 | (211) α | 0,8281 | 55°54 | 111,8 | с. |
| 7 | 8 | (220) β | 0,8667 | 60°50 | 120,0 | д.сл. |
| 8 | 8 | (220) α | 0,9562 | 72°53 | 145,8 | с. |

Розрахунки слід проводити у певній послідовності. По відстані $2L$ на рентгенограмі визначають кут відбивання Θ° (виходячи з того, що значення L , дорівнює Θ° (див.рис. 2.14). По значенню кута Θ визначають $\sin \Theta$ і розраховують значення $h^2 + k^2 + l^2$. Використавши формулу для міжплощинної відстані (2.2) і залежність Вульфа-Брегга (2.8) маємо:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} = \frac{\lambda}{2 \sin \Theta}, \text{ звідки } h^2 + k^2 + l^2 = \left(\frac{2a \sin \Theta}{\lambda} \right)^2. \quad (2.11)$$

Одержане значення $h^2 + k^2 + l^2$ дає змогу ідентифікувати дифракційну лінію.

2.3.2. Якісний та кількісний фазовий аналіз.

Мета методу – визначення числа фаз та їх ідентифікація. Кожна фаза характеризується своїми лініями, їх кількістю, кутовим положенням та інтенсивністю. Якщо маємо суміш речовин – то рентгенограму від цієї суміші можна розглядати як сукупність рентгенограм від фазових складових.

Кількісний аналіз базується на тому, що інтенсивність рентгенівських ліній залежить від кількості (співвідношення) фаз.

При фазовому аналізі необхідно враховувати чутливість методу, яка оцінюється мінімальною кількістю фази в суміші, що дає достатнє число ліній для її визначення. Наприклад, цементит у сталі може бути визначеним при його вмісті 5...6%, а залишковий аустеніт не менше як 4%. Карбідні та інші дисперсні фази в сталі та в металічних сплавах слід виділяти шляхом електролітичного розчинення металічної основи сплаву; карбідні та інші фази лишаються у осаді, який і досліджується рентгеноструктурним та іншими методами.

2.3.3. Рентгеноструктурний аналіз загартованої та відпущеної сталі

Методика дослідження мартенситу розроблена Г.В.Курдюмовим із співробітниками. Мартенсит – твердий перенасичений розчин вуглецю у тетрагонально-спотвореному α – залізі. Ступінь тетрагональності мартенситу (c/a) лінійно залежить від вмісту в ньому вуглецю в межах від 1 (0%) до 1,08 (1,7% C). Якщо визначити по рентгенограмі ступінь тетрагональності мартенситу, можна визначити вміст вуглецю в твердому розчині.

Оскільки мартенсит має тетрагональну решітку, його рентгенограма відрізняється від рентгенограми α -заліза (рис. 2. 18).

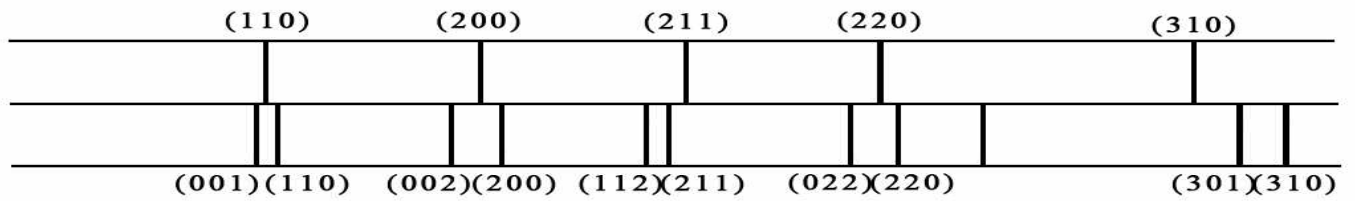


Рис.2.18. Схема рентгенограм α -заліза (фериту) та мартенситу

При переході від кубічної до тетрагональної сингонії за правилами погашення має місце розщеплення сукупності площин. Замість перших чотирьох ліній α -заліза; (110) , (200) , (211) , (220) на рентгенограмі мартенситу утворюється чотири пари ліній (101) та $(110);(002)$ та $(200);(112)$ та $(211);(022)$ та (220) . Схематично це показано на рис. 2.18. Розщеплення ліній пов'язане з тим, що площини (101) , (110) та ін. не ідентичні і тому дають відбивання під різними кутами, які мають дуже незначну різницю.

Чим більше вміст вуглецю в мартенситі, тим більша його ступінь тетрагональності та $\Delta\theta$ – різниця в кутах θ для кожної пари ліній і тим далі ці лінії відстоять одна від одної на рентгенограмі. Г.В.Курдюмов запропонував формули для визначення періодів решітки мартенсита a , c :

$$a = 2,861 - 0,015p; c = 2,861 + 0,18p, \quad (2.12)$$

де p – вагова концентрація вуглецю в мартенситі.

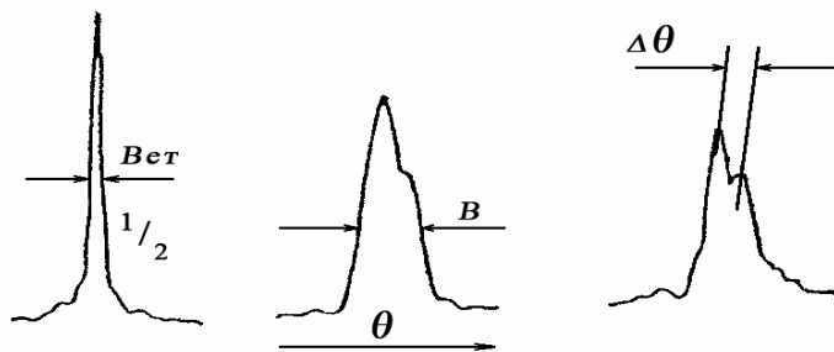


Рис. 2.19. Криві розподілу інтенсивності ліній (110) α – заліза (ліворуч) і мартенситу з різним вмістом вуглецю

На рис. 2.19 показані фотометричні криві інтенсивності ліній $(110)\alpha$ – заліза і криві мартенсита, у якому збільшується вміст вуглецю. Відстань між розщепленими лініями $\Delta\theta$ є функція вмісту вуглецю, завдяки чому можна

визначати вміст вуглецю в мартенситі по збільшенню $\Delta\theta$. Для маловуглецевої сталі дублети не утворюються і $\Delta\theta$ можна визначити по ширині лінії сталі B_0 з використанням еталона-ферита B_e :

$$\Delta\theta \approx \Delta B = B_0 - B_e, (2.13)$$

2.3.4. Визначення розмірів кристалів

Як зазначалося вище, кожний кристаліт, в якому одне із сімейств площин задовільняє рівнянню Вульфа-Брегга, дає відбитий промінь. Якщо розміри кристалітів відносно невеликі ($0,1.. .2,0$ мкм), сліди їх зливаються у одну суцільну лінію.

При більших розмірах кристалітів ($>2 \dots 5$ мкм) число їх у відбиваючому об'ємі зменшується, а лінія на рентгенограмі замість суцільної буде пунктирною. Чим крупніші кристаліти, тим менше число плям (рефлексів). Підрахування числа плям дозволяє характеризувати відносний розмір часток.

Мінімальні розміри кристалітів, при яких лінія стає пунктирною тим менші, чим більший атомний номер елемента ($1 \dots 2$ мкм для вольфраму, $3 \dots 4$ мкм для заліза, $4 \dots 5$ мкм для алюмінію та ін.).

Визначення величини субмікроскопічних кристалітів розміром менше $0,1 \dots 0,5$ мкм засновано на ефекті розмиття ліній рентгенограми завдяки змінюванню розподілу інтенсивності (див. рис. 2.17). Зі зменшенням розмірів кристалітів нижче мінімальної межі лінії на рентгенограмі закономірно розширюються. Якщо ширина лінії еталона B_0 (з розміром часток $< 0,5$ мкм), а зразка з більшим розміром часток B (рис. 2.17), то розміри часток L визначаються за рівнянням Селякова – Шеррера:

$$L = \frac{0,94\lambda}{\Delta B \cos \theta} \cdot R, (2.14)$$

де λ – довжина хвилі випромінювання;

R – радіус камери; $\Delta B = \sqrt{B_0^2 - B_e^2}$;

B_0 і B_e – відповідно ширина лінії (рис. 2.17) зразка і еталона.

2.3.5. *Визначення внутрішніх напружень*

В результаті деформації металічних полікристалів можуть виникати *макро-* і *мікронапруження*. Рентгеноструктурний аналіз дозволяє визначити окремо напруження I, II і III роду (за класифікацією М.М.Давиденкова) в поверхневих шарах зразка.

Пружні напруження I роду зрівноважуються в об'ємі всієї деталі або її макрочастини; такі напруження можуть викликати скривлення і навіть руйнування деталей при їх експлуатації.

Напруження I роду приводять до зміщення ліній на рентгенограмі, це пояснюється однаковою відносною зміною міжплощинної відстані (збільшення при розтягненні і зменшення при стискуванні).

Зміщення лінії на кут $\Delta\Theta$ у порівнянні з ненапруженим станом пов'язано з величиною напружень: для лінійного напруженого стану.

$$\sigma = \frac{E}{\mu} \cdot ctg\Theta \Delta\Theta, \quad (2.15)$$

де σ – напруження, МПа; Θ – кут ковзання для розрахункової лінії, *рад*, ; $\Delta\Theta$ – зміщення лінії, *рад*.; E та μ – відповідно модуль пружності і коефіцієнт Пуассона.

Для визначення зміщення ліній зйомка рентгенограм повинна бути зроблена з напруженого і ненапруженого зразків методами підвищеної точності.

Напруження II і III роду (мікронапруження) виникають в металі при пластичній деформації і зрівноважуються в об'ємі окремих кристалітів або фрагментів (напруження II роду), або в об'ємі блоків (*ОКР*), що охоплюють об'єм кількох елементарних комірок, груп атомів, розташованих біля границь зерен та ін. (напруження або спотворення III роду). Такі напруження активно впливають на змінювання механічних і фізичних властивостей сплавів.

Напруження II роду приводять до викривлення решітки у зміні міжплощинних відстаней d_i розмиванні ліній на рентгенограмі. Чим більші напруження II роду $\Delta d/d$ або $\Delta a/a$, тим сильніше розмиваються лінії. Таким

чином по величині розмивання можна визначити відносну величину напружень II роду.

Напруження III роду (дислокації) пов'язані з подрібненням зерен і блоків і проявляються в зменшенні інтегральної інтенсивності ліній і підсилення інтенсивності фону рентгенограми. Слід відзначити, що напруження III роду часто викликають зміни у структурі, пов'язані із спотворюючим подрібненням блоків, що також приводить до розмиття ліній рентгенограми. Розмиття ліній пов'язане з напруженнями пропорційно $tg\theta$, а розмиття ліній пов'язане з подрібненням структури пропорційно $sec\theta$. У зв'язку із зазначеними труднощами напруження II і III роду визначають, як правило, сумісно. При цьому знімають рентгенограми зразків до деформації і після деформації (рис. 2.20).

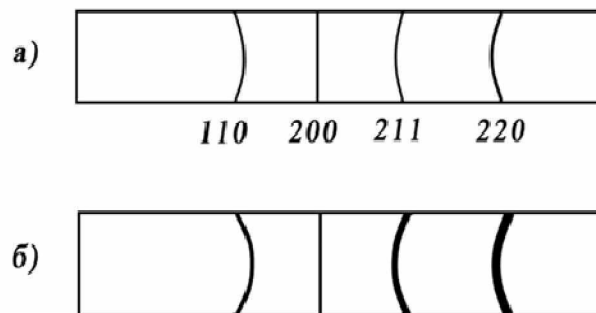


Рис. 2.20. Схема рентгенограм заліза:

а) –до деформації; б) –після деформації

Визначивши ширину інтерференційних ліній, що одержані від площин (110) та (220) , можна визначити їх співвідношення $\Delta B_{(220)} / \Delta B_{(110)} = K$. При цьому, якщо $\Delta B_{(220)} / \Delta B_{(110)} = tg\theta_{220} / tg\theta_{110}$, то відповідальність за розширення ліній несуть напруження II роду, а якщо $\Delta B_{(220)} / \Delta B_{(110)} = sec\theta_{220} / sec\theta_{110}$, – то напруження III роду (або дисперсність блоків).

Більш детально про залишкові напруження та їх значення для технологій сказано нижче у спеціальному розділі.

2.3.6 Рентгеноструктурний аналіз текстур

Під *текстурою* розуміють наявність переважного орієнтування кристалітів у полікристалічному матеріалі. Текстури виникають як при пластичній деформації, так і при кристалізації, електролізі та ін. (при наявності анізотропного поля).

Наприклад, при волочінні у металах з решіткою *ОЦК* кристаліти вздовж напрямку волочіння орієнтуються, як правило, напрямком $[1\ 10]$, а у металах з решіткою *ГЦК* – напрямком $[111]$; схема останнього варіанту показана на рис. (2.21).

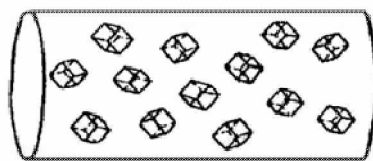


Рис. 2.21. Орієнтування кристалів у дроті після волочіння

Властивості полікристалів, які до деформації, мали квазіізотропний характер стають анізотропними (рис. 2.22). Так, наприклад, зразки вирізані з листів холоднокатаних міді, алюмінію та ін. у поздовжньому напрямку мають менше значення границі міцності, ніж у поперечному; при штампуванні ковпачків з листового текстурованого металу, спостерігається утворення фестонів (рис. 2.22 б).

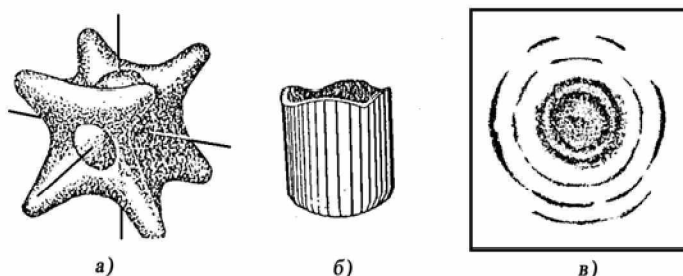


Рис. 2.22. Утворення анізотропії деформованого полікристала міді (ГЦК): а – модель анізотропії; б – утворення фестонів; в – рентгенограма, знята з деформованого полікристалу

Найбільш повну характеристику текстури можна одержати при рентгеноструктурному аналізі. Оскільки після волочіння кристаліти орієнтуються вздовж осі волочіння напрямками [111] або [110], які називають осями текстури. Інших обмежень орієнтування кристалітів немає; тому будь-який кристаліт може бути як завгодно обернений навколо осі текстури.

Текстури досліджують за допомогою характеристичного рентгенівського випромінювання, яке дає на плоскій фотоплівці дуги зі структурними максимумами (рис. 2.22, *в*). Рентгеноструктурний аналіз дозволяє однозначно установити наявність текстури. По одній рентгенограмі, знятій з полікристала на плоску плівку, у випадку аксіальної текстури можна встановити не тільки наявність текстури, але її вісь (наприклад, у випадку волочіння).

Для розшифрування більш складних текстур необхідно зняти серію рентгенограм і побудувати так звані полюсні фігури.

2.3.7. Рентгеноаналіз процесів відпочинку і рекристалізації

При нагріванні металу після холодного деформування має відбуватися часткове або повне відновлення пластичності при знятті наклепу, завдяки проходженню змін у структурі – *відпочинок і рекристалізація*.

При відносно невисоких температурах *явище відпочинку* не супроводжується змінами у мікроструктурі. Тому основні відомості відносно цих змін одержують шляхом застосування методів рентгеноструктурного аналізу.

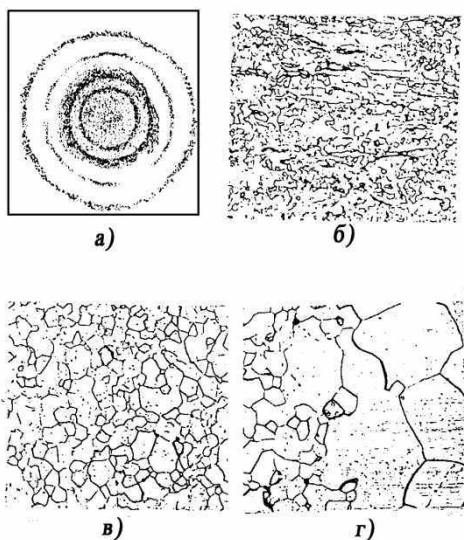


Рис. 2.23. Початок рекристалізації:

a – поява окремих плям на кільцях рентгенограм; *б*– поява нових зерен в деформованій матриці; *в* –кінець рекристалізації обробки; *г* – початок збиральної рекристалізації

У більшості випадків явище відпочинку забезпечує зняття напружень II роду і у меншій мірі III роду (дислокації). При цьому на рентгенограмах спостерігаються зміни (зменшення) ширини ліній (пов'язане з напруженнями II роду) і зменшення інтенсивності ліній (пов'язане з напруженнями III роду).

Початок рекристалізації можна визначити на рентгенограмах по тому, що на фоні суцільних кілець на рентгенограмі з'являються окремі інтерференційні плями (рефлекси), які свідчать про утворення нових неспотворених зерен (**рис. 2.23, а**). Поява нових зерен добре спостерігається під мікроскопом (**рис. 2.23, б**). Нові зерна поступово поглинають деформовані зерна. Такий процес називається рекристалізацією обробки і продовжується до тих пір, поки нові зерна не заповнять усю деформовану матрицю (**рис. 2.23, в**), а фон кілець і наклеп повністю зникнуть.

Після завершення рекристалізації обробки відбувається збиральна рекристалізація, при якій відбувається укрупнення зерен за рахунок поглинання більшими зернами менших (**рис. 2.23, г**); при цьому на рентгенограмах спостерігається збільшення розмірів інтерференційних плям і зменшення їх кількості.

2.3.8. Дослідження текстури і наросту при дії на пластичний матеріал попереднього пластичного деформування

Завдання дослідження було сформульовано наступним чином. У першу чергу слід було уточнити природу наростоутворення, його позитивну і негативну роль у процесі різання та запропонувати методи управління цим явищем. Крім того, ставилось завдання перевірки існуючих уявлень щодо фізико-механічних факторів, які впливають на зношування сталюого інструменту в зоні низьких швидкостей різання. Необхідно було також визначити причинно-наслідкові зв'язки явищ при різанні металевих матеріалів,

попередньо зміцнених холодною деформацією, як одним з ефективних методів інженерії поверхні деталей.

Було встановлено, що попереднє холодне деформаційне зміцнення (ХДЗ) суттєво знижує роботу деформації при обробці пластичних матеріалів різанням. Це має привести до зменшення коефіцієнта усадки стружки, сил і температури різання, поліпшення напружено – деформованого стану (НДС) зони стружкоутворення і, як наслідок, до покращення оброблюваності металевих матеріалів, здатних зміцнюватись холодною деформацією, а також набуття виробами з останніх високих фізико-механічних та службових властивостей.

Це підтверджується поданими, як приклад, на рисунку 2.24 результатами досліджень НДС при вільному ортогональному різанні сталі 10 у незміцненому стані та після попереднього ХДЗ.

Аналіз цих даних показує наступне. Попереднє ХДЗ сталі з деформаціями ϵ порядку 0,1 – 1 викликає при її обробці різанням зменшення коефіцієнта усадки стружки у 1,5 – 2 рази, а радіуса округлення тіла наросту у 1,5 – 25 раз; наближення дійсного переднього кута до переднього кута інструмента на 5 – 15°; до повороту зони стружкоутворення через збільшення кута зсуву на 5 – 15° і зменшення її ширини по хорді зовнішньої границі у 4 – 10 раз, а довжини у 1,5 – 2 рази; до зростання опору зсуву на початковій границі зони стружкоутворення у 1,5 – 2 рази при практично незмінних значеннях цього опору на кінцевій границі зони. Застосування попереднього ХДЗ приводить до різкого зниження інтенсивності процесу наростуутворення, що дозволяє використовувати цей захід як ефективний метод боротьби з негативними властивостями наросту.

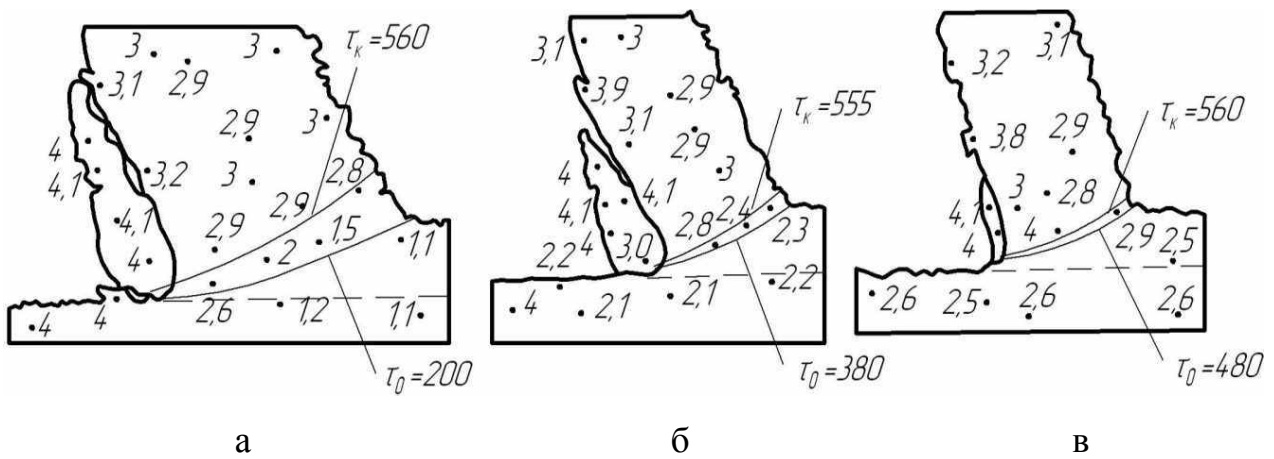


Рисунок 2.24 – Результати дослідження методом мікротвердості зони стружкоутворення при вільному ортогональному різанні сталі 10 у незміцненому (а – HV 1,1 ГПа) та після ХДЗ (б – $e = 0,25$; HV 2,1 ГПа; в – $e = 0,95$; HV 2,6 ГПа) стани: $v = 0,15$ м/с, $S_z = 0,15$ мм; різець – сталь Р6М5; $\gamma = 15^\circ$; $\rho = 0,008$ мм; МОР – сульфофрезол; розмірності характеристик НДС: H_μ – ГПа; τ_0, τ_k – МПа

Формування тіла наросту відбувається на початковій ділянці протягування з певного об'єму оброблюваного матеріалом, який переходить під дією деформацій зсуву і стиску в пластичний стан, і практично закінчується після повного включення зубця протяжки у роботу. Довжину цієї ділянки можна визначати за характерним збільшенням товщини стружки на початку її валика. На початковій ділянці протягування відбувається формування клиноподібної зони стружкоутворення. При цьому НДС ОМ біля різальної кромки таке, що матеріал, перетворюючись у нарост, набуває деформацій відносного зсуву $e = 20 - 50$ незалежно від ступеню зміцнення. Графоаналітична обробка ліній текстури на «коренях стружки» показує, що вказані значення деформацій на порядок вищі первинних деформацій зсуву у стружці ($e = 1,5 - 5$). Характерно, що і мікротвердість наросту значно перевищує мікротвердість стружки і не залежить від ступеню зміцнення ОМ. Так, при протягуванні сталі 10 це перевищення досягає 30 – 35% (відповідно 3,8 – 4,1 ГПа і 2,8 – 3,1 ГПа). Відмінність процесів наростування при різанні незміцненого і зміцненого металу полягає в розмірах і об'ємі тіл наросту (див. рис.2.24).

На ділянці стабільного протягування (між ділянками входу і виходу інструменту) тіло наросту перебуває в пружному стані, оскільки напруження, що діють на його передній та задній поверхнях, завдяки надзвичайно високому градієнту зміцнення матеріалу наросту недостатні для переведення останнього у пластичний стан. Навпаки, у контактному шарі стружки і поверхневому шарі деталі, які межують з наростом, відбуваються глибокі пластичні деформації, про що свідчить текстура, що виникає в них, і зростання мікротвердості. Так, в зоні вторинної деформації стружки значення мікротвердості наближаються до значень мікротвердості наросту.

Результати досліджень дозволили відповісти на одне з основних питань учення про наріст – чому можливим в принципі є різання певного матеріалу наростом з того ж матеріалу. Сталь 10, що використовувалась в даному дослідженні, мала структуру із зернами фериту 4 – 5 балів (40 – 80 мкм), оточеними карбідною сіткою з невеликою кількістю зерен перліту розміром 15 – 30 мкм. Це створило зручності для вивчення мікроструктур на оптичному і растровому електронному мікроскопах.

Вивчення мікрофотографій «коренів стружки» показало, що ОМ, перетворюючись у наріст під дією великих пластичних деформацій, зберігає свою структуру. Тіло наросту складається із сильно витягнутих зерен фериту, оточених карбідною сіткою, що повністю збереглася, і дещо менш деформованих зерен перліту. Характеристичні лінії заліза на мікрорентгеноспектрограмах сталі 10 у початковому стані, після зміцнення, у стружці і у тілі наросту повністю співпадають. На досліджених зразках не виявлено ніяких ознак структурних або хімічних перетворень, а також наслідків інтенсивної теплової дії.

Такими чином, наріст має ту саму структуру і хімічний склад, що і ОМ у початковому стані. Так, мікротвердість наросту у 3 – 5 раз перевищує мікротвердість ОМ. Тим не менше, виняткові для звичайних конструкційних і маловуглецевих сталей фізико-механічні і різальні властивості наросту мають виключно деформаційну природу.

Більшість дослідників відзначають подвійну – позитивну і негативну роль наросту у процесі різання. З одного боку, нарост захищає найбільш уразливу частину інструменту – різальну кромку і прилеглі до неї ділянки передньої та задньої поверхонь від зношування, теплових перевантажень і надмірних контактних напружень. Крім того, збільшуючи передній кут, тобто, зменшуючи кут різального клину, нарост поліпшує НДС процесу. Проте, тут слід зауважити, що одночасне значне збільшення радіуса округлення кромки наросту спричиняє зворотній процес. З іншого боку, нульові значення заднього кута і періодичні зриви частинок тіла наросту та їх відхід через задню поверхню різко погіршують характеристики якості обробленої поверхні: шорсткість, точність та фізико-механічні властивості. Сказане підтверджується мікрофотографіями «кореня стружки» при вільному ортогональному різанні сталі 10 у незміщеному стані, отриманими за допомогою растрового електронного мікроскопу скануючого аналізатора «Camscan 4-DV» (рис. 2.25).

На мікрофотографії, представленій на рисунку 2.25, мікротвердість сталі 10 складала 1,1 ГПа; швидкість різання і подача складали відповідно $v = 0,15$ м/с і $S_z = 0,04$ мм; різець було виготовлено із сталі Р6М5 з наступним заточуванням до $\gamma = 15^\circ$ і $\rho = 0,008$ мм; як МОР застосовувався сульфозрезол.

На рисунку 2.25 подано загальний план зони стружкоутворення з тілом наросту.

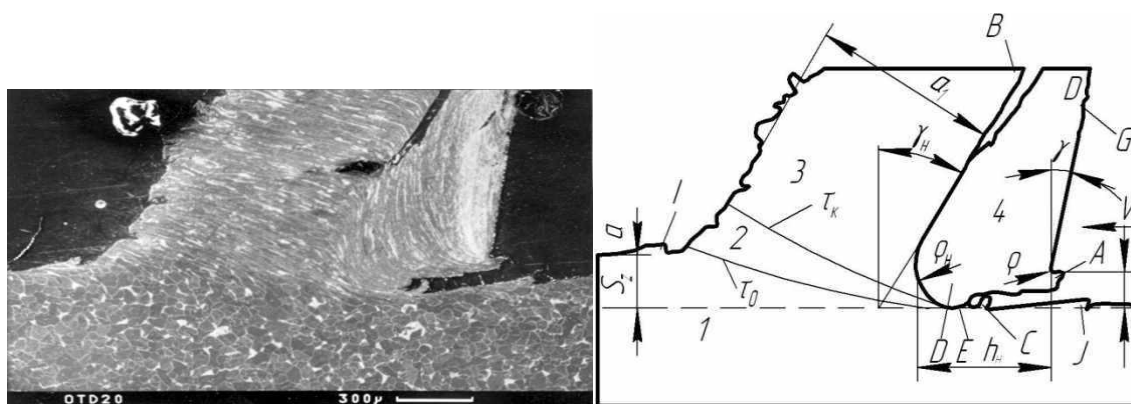


Рисунок 2. 25 – Мікрофотографія загального плану зони стружкоутворення:

- 1 – оброблювана сталь 10 у незміщеному стані; 2 – зона стружкоутворення;
3 – стружка; 4 – тіло наросту.

На схемі, що пояснює процес стружкоутворення в умовах існування наросту, прийнято такі позначення (див. **рис. 2.25**). Усадка стружки 3 в даному випадку складає $\xi = 3,75$ і виражає відношення товщини стружки a_1 до товщини зрізу a (S_z). Зона стружкоутворення 2, де оброблювана сталь 10 переходить з пружного стану у пружно-пластичний, зміцнюючись при цьому, обмежена криволінійними площинами з початковим дотичним напруженням τ_0 і кінцевим τ_k . Тіло наросту 4 знаходиться і працює в умовах всебічного стиску. З одного боку, воно обмежене передньою поверхнею різального клину (на рисунку не показано). З другого, – по тілу наросту ковзає стружка 3. І нарешті, імпровізованою задньою поверхнею тіло наросту перебуває у контакті з оброблюваною поверхнею. Окремі характеристики тіла наросту в даному випадку: передній кут $\gamma_n = 32^\circ$; радіус округлення різальної крайки $\rho_n = 0,037$ мм; висота $h_n = 0,103$ мм; висота нависання над різальною крайкою $t_n = 0,025$ мм. Інші характерні об'єми тіла наросту і стружки наступні. *A* – частинка наросту, що нависає над задньою поверхнею інструменту; *B* – прирізцевий, в даному випадку шар стружки, що перебуває у контакті з тілом наросту, і тому отримав додаткову деформацію; *C* – частинка наросту, що залишилась на ОП; *D* – мікроструктура тіла наросту в районі його різальної крайки; *E* – мікроструктура перехідної зони «нарост–ОП»; *G* – мікроструктура тіла наросту на прирізцевій ділянці; *I*– характерні підвищення ОП після обробки з наростоутворенням після руйнування і виносу абразивних частинок ОМ.

2.4. Дилатометричний метод

2.4.1. Методи визначення густини металів і сплавів

Дилатометричний метод заснований на визначенні питомої ваги (густини) або питомого об'єму металів і сплавів.

Густиною ρ називають масу даної речовини m у одиниці об'єму V

$$\rho = m / V. \quad (2.16)$$

Питомий об'єм речовини V_ρ є об'єм одиниці маси, тобто, це характеристика, зворотна густині:

$$V = \rho^{-1}. \quad (2.17.)$$

Таким чином, визначення густини або питомого об'єму складається з визначення маси та об'єму досліджуваного зразка. Масу визначають на аналітичних терезах, а об'єм – пікнометричним або гідростатичним методом; крім того, густину металів можна визначити рентгенографічним методом.

Пікнометричний метод полягає у визначенні об'єму рідини, що витісняється при зануренні зразка. Для цього застосовують пікнометри – скляні колби спеціальної форми визначеної ємності. Основні типи пікнометрів показані на **рис. 2.26**. Найбільш поширені пікнометри кулеподібні та циліндричні (типу *a* та *б*).

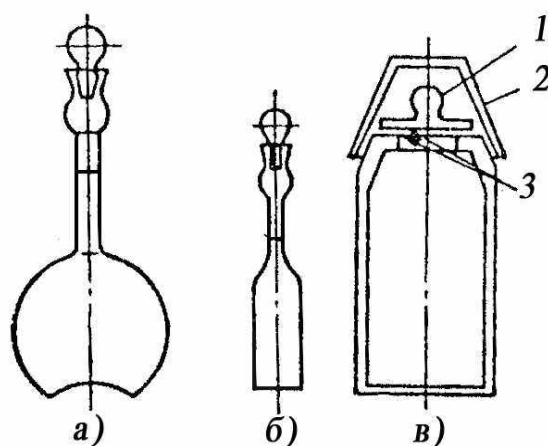


Рис. 2.26. Пікнометри

a – кулеподібний з міткою; *б* – циліндричний з міткою; *в* – з плоскою скляною кришкою (1 – кришка, 2 – ковпак, 3 – оптична плоска поверхня)

Пікнометри наповнюють рідиною до мітки, як правило, дистильованою водою і зважують його (M); далі зважують зразок у повітрі (m) після чого занурюють зразок в пікнометр, відбирають надлишок рідини піпеткою до мітки (нижнього краю меніска) і знову зважують (M_0).

Густина речовини, яка визначена без урахування позірної втрати ваги при зважуванні у повітрі, дорівнює:

$$\rho_l = \frac{m}{M - M_0 + m} \cdot \rho_p, \quad (2.18)$$

де M – маса пікнометра з рідиною z , m – маса зразка у повітрі, z ;

M_0 – маса пікнометра зі зразком і рідиною, що лишилася;

ρ – густина рідини.

Густина речовини, яка визначена з урахуванням густини повітря дорівнює:

$$\rho_I = \frac{m}{M - M_{0+m}} \cdot (\rho_p - \rho_{II}) + \rho_{II}, \quad (2.19)$$

де ρ_n – густина повітря (при 20°C $\rho_n = 1,293 \text{ кг/м}^3 = 0,0013 \text{ г/см}^3$).

Гідростатичний метод визначення густини заснований на законі Архімеда і полягає в тому, що досліджуване тіло (зразок) зважують на аналітичних терезах двічі – в повітрі (m) і після занурення в рідину (m_I); тоді густина речовини без урахування густини повітря буде:

$$\rho_I = \frac{m}{m - m_I} \cdot \rho_p, \quad (2.20)$$

де m – маса зразка, зваженого у повітрі; m_I – маса зразка, зваженого у рідині;

ρ_p – густина рідини.

Для більш точного визначення густини необхідно вносити поправку на позірну втрату маси тіла і рідини у повітрі. В цьому випадку густина ρ буде дорівнювати:

$$\rho = \frac{m}{m - m_I} (\rho_p - \rho_n) + \rho_n. \quad (2.21)$$

Слід зазначити, що зразок при зважуванні підвішують на тонкій дротині діаметром 10...20 мкм (платиновій або вольфрамовій), масу якої слід враховувати при точних вимірюваннях.

Для таких досліджень зручно застосовувати мікроаналітичні терези в установці, показаній **на рис. 2.27**.

Рентгенографічний метод дає змогу визначити густину металів по кількості атомів у елементарній комірці n , масі атомів M , яка дорівнює добутку атомної маси метала A_n на 1/16 частини маси атома кисню ($1,6 \cdot 10^{-27} \text{ кг}$) і об'єму елементарної комірки V , визначеному за періодами решітки.

Для чистих металів:

$$\rho = \frac{nM}{V} = \frac{nA \cdot 1,65 \cdot 10^{-27}}{V} \quad (2.22)$$

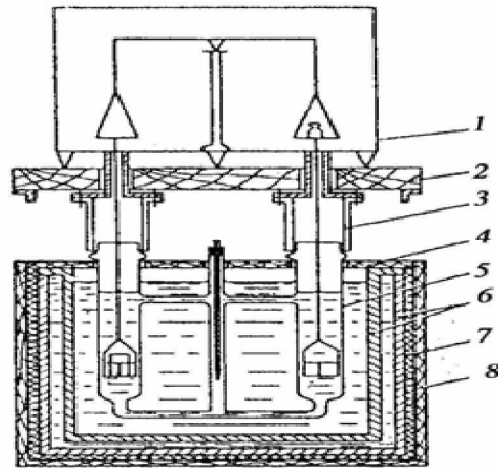


Рис. 2.27. Схема гідростатичних мікротерез для вимірювання густини:

1 – мікроаналітичні терези; 2 – столик терезів; 3 – захисний циліндр; 4 – кришка робочого термостата; 5 – робоча посудина; 6 – металічні баки; 7 – теплоізоляційна прокладка; 8 – дерев'яний корпус; 9 – зразок; 10 – тримач зразка; 11 – несуча нитка

Наприклад, α - залізо (ОЦК) при кімнатній температурі має період решітки $a = 2,86 \text{ нм}$ і $n = 2$; звідки густина заліза:

$$\rho_{Fe} = \frac{2 \cdot 55,84 \cdot 1,65 \cdot 10^{-27}}{(2,86 \cdot 10^{-10})^3} = 7,821 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3.$$

Густина гетерофазних сплавів. Для сплавів з гетерогенною структурою густина (питома вага) сплаву $\rho_{спл}$ визначається за формулою:

$$\rho_{спл} = \frac{100 \cdot \rho_1 \cdot \rho_2}{x\rho_1 + (100-x)\rho_2} \quad (2.23)$$

де: ρ_1 та ρ_2 – густина відповідних фаз;

x та $(100 - x)$ – об'єм відповідних фаз у сплаві.

Густина деформованих металів. Слід зазначити, що густина металів залежить від ступеня пластичної деформації. Так, для технічного заліза із збільшенням холодної деформації до 95% густина зменшується від 7,820 до $7,790 \cdot 10^{-3} \text{ кг/м}^3$. Гаряча деформація до 10%, як правило, приводить до збільшення питомої ваги литевих матеріалів за рахунок закриття мікропор. При більших ступенях деформації питома вага зменшується за рахунок збільшення кількості дефектів кристалічної решітки.

2.4.2. Термічне розширювання і об'ємні зміни при фазових перетвореннях

Нагрівання металів викликає їх безперервне розширювання і зменшення густини; причому значне змінювання густини спостерігається при фазових перетвореннях.

Теплове розширювання є наслідком коливального руху вузлових атомів навколо положення рівноваги. Амплітуда коливального руху збільшується з підвищенням температури і це є причиною змінювання об'єму і лінійних розмірів.

Оскільки використовувати пікнометричний або гідростатичний методи при підвищенні температури неможливо, то на практиці вимірюють змінювання лінійних розмірів, а потім відраховують відповідну зміну об'єму.

Прилади для визначення теплового розширювання називають дилатометрами; вони дають змогу визначати коефіцієнти теплового розширювання при різних температурах, а також досліджувати поліморфні перетворення у сплавах.

За характеристику теплового розширювання прийнятий коефіцієнт теплового розширювання, який визначається відносною зміною лінійних розмірів або об'єма тіла при зміні температури на один градус температурної шкали.

Істинним коефіцієнтом лінійного теплового розширювання при температурі t_1 називають коефіцієнт α_{t1} .

$$\alpha_{t1} = \frac{dl}{dt} \cdot \frac{1}{l_{t1}} \left[\frac{1}{\text{град}} \right], (2.24)$$

де l – довжина зразка; t – температура, °С.

Таким чином, коефіцієнт α_t , визначається як перша похідна функції $l = f(t)$ при температурі t_1 і чисельно дорівнює тангенсу кута нахилу дотичної до кривої $l = f(t)$ в точці, що відповідає t_1 .

У першому наближенні як істинний коефіцієнт беруть середній коефіцієнт розширення у вузькому інтервалі температур Δt біля t_1 .

Беручи до уваги лінійний характер залежності $l = f(t)$, коефіцієнт розширювання α_{t_1} визначають в інтервалі $\Delta t = 100^\circ$. При цьому даний коефіцієнт відносять до середини температурного інтервалу.

Зміна об'єму при тепловому розширенні визначається рівнянням, аналогічним (2.24):

$$\beta_{t_1} = \frac{dV}{dt} \cdot \frac{1}{V_{t_1}}, (2.25)$$

де V – об'єм зразка, β – коефіцієнт об'ємного розширення.

Для матеріалів з кубічною кристалічною решіткою лінійний і об'ємний коефіцієнт розширення пов'язані залежністю:

$$\beta = 3\alpha. (2.26)$$

В дилатометричних методах використовують прилади – дилатометри, які дають змогу визначати і записувати видовження зразків у процесі їх нагрівання і охолодження.

Дилатометри складаються з двох елементів: замірювального (для замірювання Δl) та фіксуючого для запису або спостереження показників. За принципом дії дилатометри бувають механічні, оптичні та електричні.

Найпростішим дилатометром є індикаторний; він складається із запаяної з одного боку кварцевої трубки та кварцевого штовхача, який опирається одним кінцем у зразок, а другим – у індикатор. Трубка із зразком поміщається у піч. Температуру замірюють термопарою, що приварюється до зразка. При використанні індикатора з ціною поділки 0,01 мм збільшення дилатометра буде 100, а при –0,001 мм –1000.

Більшу точність забезпечують дилатометри з котком (**рис. 2.28**). Такі дилатометри мають чутливий елемент у вигляді котка малого діаметра 3, стиснутого між двома плоскими блоками 4. Один з блоків закріплений на плиті дилатометра, другий блок рухомий. Розширення зразка 1 передається на рухомий блок через штовхач 2. Промінь світла від освітлювача 5 відхиляється невеликим дзеркалом 9, закріпленим на котку 3, що забезпечує переміщення світлової плями уздовж шкали 6 пропорційно розширенню зразка. Коефіцієнт

збільшення такого дилатометра $K = R/r$, де R довжина оптичного важіля дзеркала (радіус шкали); r —радіус котка. При $R = 1000$ мм і $r = 0,5$ мм; $K = 2000$, при роботі таких дилатометрів застосовують K в межах 1000...4000.

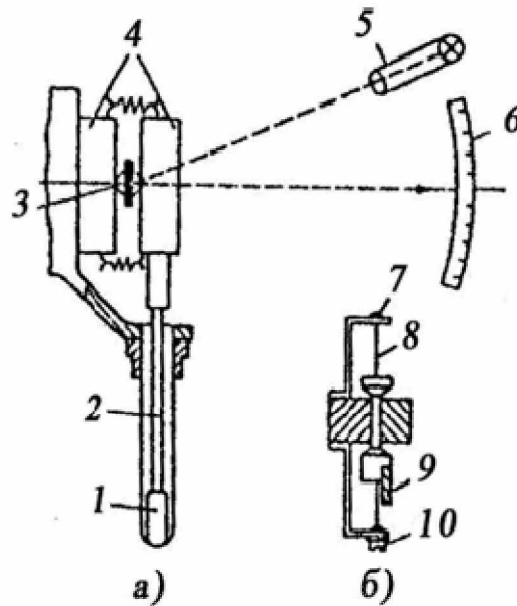


Рис. 2.28. Дилатометр з котком:
а— загальна схема; б – підвіс котка

Для підвищення точності дилатометричного аналізу застосовують диференційний метод, який полягає у тому, що при нагріванні і охолодженні заміряють не розширення зразка (Δl), а різницю розширення зразка і еталона ($\Delta l_z - \Delta l_e$).

Схема диференційного дилатометра Шевенара показана на **рис. 2.29** Теплове розширення еталона 1 та зразка 15 передається на оптичний трикутник 11 через два кварцевих штовхачі 2, 14 та металічні напрямні штоки 3 та 13. Невелике дзеркало 10 закріплене в центрі трикутника. Опорні гвинти 4, 15, 12 підтримують трикутник, а пружина притискає гвинти до опор. Двома опорами P_1 та P_2 є торці напрямних штоків зразка та еталону відповідно. Третя опора P_3 нерухома.

Реєструюча система дилатометра складається із джерела світла 9, конденсорної лінзи 6, діафрагми 8, затвору, екрану або фотопластинки 7. Переміщення світлової точки на екрані відповідає різниці змінювання довжини зразка та еталону.

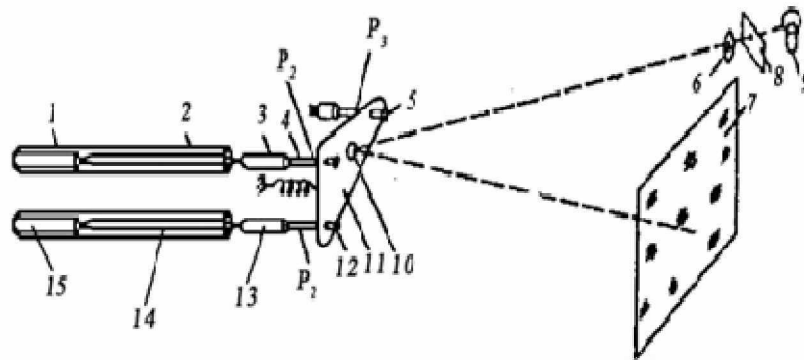


Рис. 2.29. Схема диференційного дилатометра Шевенара

Як еталон застосовують зразки із сплаву пірос (нікельовий сплав, запропонований Шевенаром), який має такий склад: Ni – 82%; Cr – 7%; W – 5%; Fe –3%; Mn – 3%. При температурі 400°C коефіцієнт лінійного розширення сплаву дорівнює 16,41, при 800°C –19,65, при 1 000° – 21,21 ($\alpha \cdot 10^6$), середній коефіцієнт лінійного розширення кварца в інтервалі температур (0 – 1200°C – 0,585 ($\alpha \cdot 10^6, ^\circ C^{-1}$).

Коефіцієнт лінійного розширення зразка, що випробовується, можна визначити за формулою:

$$\alpha_{зр} = \pm \frac{K_1}{K_2} \operatorname{tg} \varphi (\alpha_{ет} - \alpha_{кв}) + \alpha_{ет} \quad (2.27)$$

де: K_1 – оптичне збільшення по осі абсцис;

K_2 – оптичне збільшення по осі ординат;

φ – кут нахилу дилатометричної кривої до осі абсцис ($\varphi = dy / dx$);

$\alpha_{ет}$ та $\alpha_{кв}$ – відповідно коефіцієнти лінійного розширення еталона та кварца.

Окрім визначення коефіцієнтів лінійного розширення, дилатометричний аналіз застосовують для дослідження поліморфних перетворень у сплавах.

Контрольні запитання до теми 2

1. Принцип утворення спектрального випромінювання та типи спектрів.
2. Галузі застосування спектрального аналізу.
3. Основні типи спектральних приладів.
4. Основні елементи спектральних приладів.

5. В чому полягає методика якісного та кількісного спектрального аналізу?
6. Назвіть основні елементи структурної кристалографії.
7. Які співвідношення основних параметрів кристалів для різних сингоній?
8. Як визначають індекси площин і напрямків?
9. Як визначається кути між різними кристалографічними напрямками?
10. Як визначають міжплощинну відстань в основних сингоніях?
11. Як виникають рентгенівські промені і яка їх природа?
12. Схема роботи рентгенівської трубки.
13. Як виникають суцільні та характеристичні спектри рентгенівських променів?
14. Як визначається мінімальна довжина хвилі рентгенівських променів?
15. Що таке розсіювання та інтерференція рентгенівських променів?
16. Залежність Вульфа-Брегга та утворення дифракційних ліній .
17. Одержання рентгенограм полікристалів в камерах РКД.
18. Як визначаються (hkl) на рентгенограмах?
19. Одержання рентгенограм в камерах КРЗЗ. Особливості метода.
20. Охарактеризуйте обладнання з іонізаційної реєстрації інтенсивності.
21. Охарактеризуйте якісний та кількісний фазовий аналіз сплавів.
22. Особливості рентгеноструктурного аналізу загартованих сталей.
23. Як визначається вміст вуглецю у загартованій сталі?
24. Як визначаються розміри полікристалів?
25. Як визначаються внутрішні напруження I роду?
26. Як визначаються внутрішні напруження I та III роду?
27. Що таке текстура і як її визначають?
28. Рентгеноструктурний аналіз відпочинку та рекристалізації.
29. Фізична сутність та значення теплового розширення.
30. Що таке холодне деформаційне зміцнення?
31. Дія холодного деформаційного зміцнення на параметри низько – швидкісного різання.
32. Що таке нарост при різанні?

33. Що таке текстура і її відмінності від мікроструктури металу.
34. Фізична природа наросту.
35. Дослідження фазових перетворень з використанням диференціальних дилатометрів.
36. Визначення густини гідростатичним методом.
37. Визначення густини сплавів пікнометричним методом.
38. Визначення теоретичної густини речовини рентгенівським методом.

III. МЕТОДИ МЕХАНІЧНИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ МЕТАЛІВ

3.1. Основні групи методів випробування

Конструкційна міцність –це комплексний критерій, складовими якого є ряд характеристик механічних властивостей, які дозволяють з більшим чи меншим ступенем вірогідності прогнозувати поведінку металів у конкретних умовах експлуатації. За характеристиками механічних властивостей можна судити про міцність, надійність та довговічність конструкційних матеріалів.

Механічними властивостями називаються характеристики, що визначають поведінку матеріалів під впливом зовнішніх зусиль у заданих умовах. Методи випробування механічних властивостей металів поділяють на такі групи :

- статичні – коли навантаження зростає повільно (випробування на розтяг, стиснення , вигин, технологічні проби, твердість);
- динамічні – коли навантаження зростає швидко (випробування на ударний вигин та розтяг);
- випробування при знакозмінних навантаженнях, коли вони у процесі випробування багаторазово змінюються за значенням або значенням та знаком (випробування на втомленість або витривалість);
- випробування на зносостійкість;
- випробування на тривалу міцність та повзучість (крип).

Необхідність проведення випробування в різних умовах визначається різними умовами роботи деталей машин та інших виробів. Тому різні методи випробувань механічних властивостей конструкційних матеріалів дозволяють визначити границі навантаження та відповідний робочий ресурс для конкретних матеріалів в конкретних умовах експлуатації.

Крім механічних випробувань, застосовують також технологічні проби для визначення можливості використання виробів у реальних умовах, а також при виробництві металевих деталей різної номенклатури.

3.2. Статичні випробування на розтяг

Основні характеристики випробування на розтяг дозволяють за результатами випробування одержати ряд характеристик механічних властивостей. Для таких випробувань, звичайно, використовують круглі (або плоскі) стандартні зразки відповідно до ГОСТ 1497 –73 (рис. 3.1).

Застосовують зразки діаметром від 3 мм і більше, а плоскі – шириною від 10 мм і більше та товщиною – від 0,5 мм і більше. Початкова розрахункова довжина l_0 довгих зразків $l_0 = 10d_0$ та коротких $l_0 = 5d_0$. Робоча довжина зразків повинна бути для циліндричних зразків не менше $l_0 + d_0$, а для плоских – не менше $l_0 + d_0 / 2$. При розтягуванні зразка робочий діаметр зменшується (d_k) робоча довжина збільшується (l_k); площа поперечного перерізу зразка в робочій частині F_0 , мм, після його розриву зменшується до F_k , мм². Розміри зразків вимірюють з точністю до 0,01 мм.

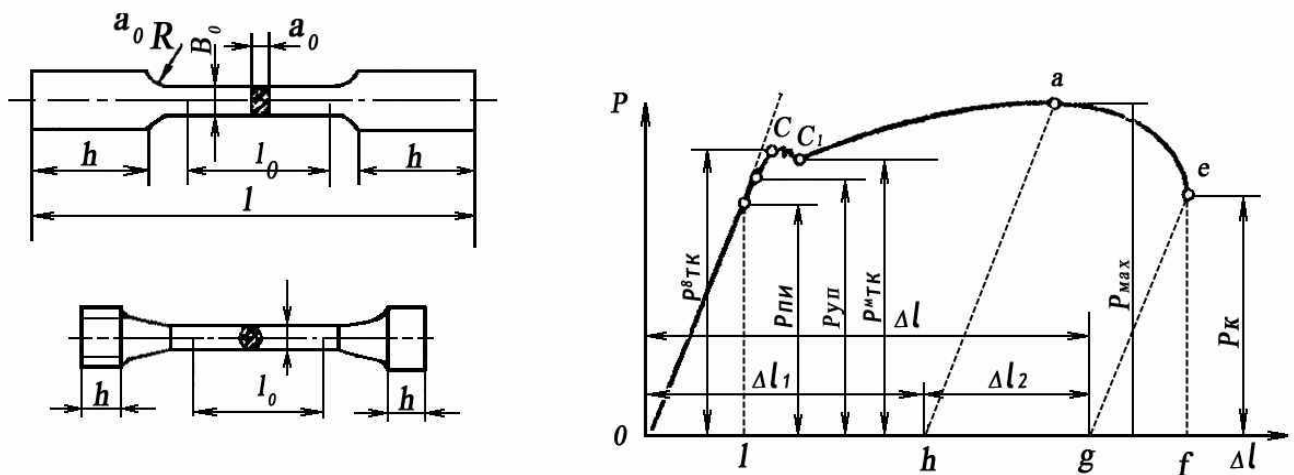


Рис. 3.1. Стандартні зразки для випробування на розтяг :

h – довжина голівки, за допомогою якої зразок закріплюється

в захватах машини; l_0 – розрахункова довжина зразка (робоча частина);

R – радіус закруглення перехідної частини; d_0 – діаметр циліндричного

зразка; a_0 та b_0 – відповідно товщина та ширина плоского зразка;

L – загальна довжина зразка.

Рис. 3.2 (праворуч). Крива розтягу сталевого стандартного зразка

Умовине нормальне напруження σ (МПа) – це напруження, що визначається, як відношення навантаження P до початкової площі перерізу F_0 .

Істинна нормальне напруження S (МПа) – це напруження, що визначається відношенням навантаження P до дійсної для даного моменту випробувань площини поперечного перерізу зразка.

При випробуванні на розтяг зразок деформується при плавно зростаючому навантаженні аж до розриву. При цьому на діаграмному приладі випробувальної машини автоматично креслиться крива, яка показує залежність між силою, що діє на зразок і абсолютною деформацією Δl зразка. Така крива розтягнення стандартного зразка показана на **рис. 3.2**.

Характеристики механічних властивостей, що одержують при випробуванні на розтягнення, мають позначення, показані на **рис. 3.3**.

а). *Границя пропорційності* (умовна) σ_{mp} (МПа) – напруження при якому залежність $P - \Delta l$ (абсолютне видовження зразка) відповідає пропорційній залежності Гука;

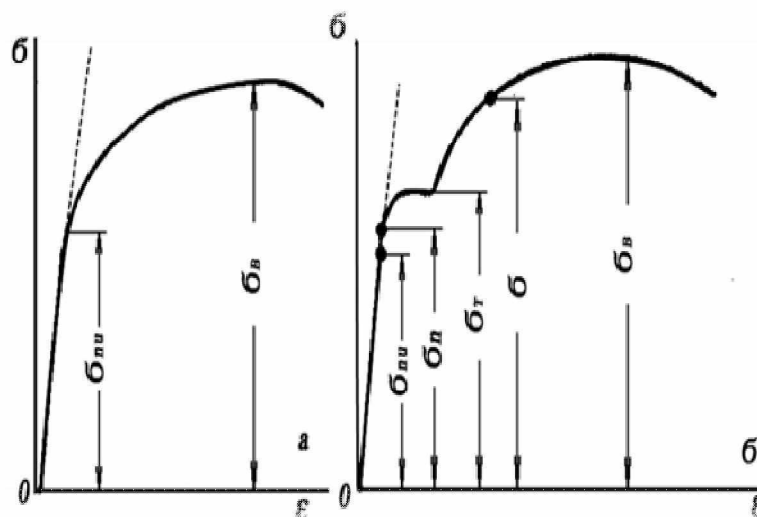


Рис. 3.3. Умовні діаграми розтягнення (σ - нормальне напруження; ε – відносна деформація):

а – без площадки текучості; *б* – з площадкою текучості;

б) *границя пружності* (умовна) $\sigma_{п}$ (МПа) – напруження, при якому залишкове видовження досягає 0,05% від довжини ділянки зразка, що дорівнює базі тензометра;

в) *границя текучості* (фізична) σ_{T} (МПа) – найменше напруження, при якому зразок деформується без помітного збільшення розтягуючого навантаження;

г) *границя текучості* (умовна) $\sigma_{0,2}$ (МПа) – напруження, при якому залишкове видовження досягає 0,2% від робочої довжини зразка;

д) *тимчасовий опір* $\sigma_{в}$ (МПа) – напруження, що відповідає найбільшому навантаженню P_{max} при руйнуванні зразка ;

е) *істинний опір розриву* S_k (МПа) – напруження, що визначається відношенням навантаження P_k у момент розриву до площі поперечною перерізу зразка у місці розриву F_k ;

є) *відносне видовження* після розриву $\delta, \%$ – відношення деформації робочої розрахункової довжини зразка після розриву (Δl) до її початкової величини (l_0);

ж) *відносне звуження* після розриву $\psi, \%$ – відношення зменшення площі поперечного перерізу зразка у місці розриву до початкової площі поперечного перерізу зразка F_0 .

Обладнання для випробування на розтяг. Випробувальні машини мають два основних механізми: механізм для здійснення деформації зразка і механізм для вимірювання сили, що деформує зразок. Крім того, випробувальні машини мають додаткові пристрої для запису діаграми випробування у координатах $P - \Delta l$. Навантажуючі механізми бувають механічні і гідравлічні, а силовимірювальні – маятникові, важільні, з пружними елементами. Швидкість випробування може змінюватись у широких межах, але звичайно становить 4,0... 6,0 мм/хв.

При визначенні малих деформацій зразка при визначенні модуля пружності або границі пропорційності $\sigma_{пц}$ можна також користуватися

тензометричними методами; при цьому давачі встановлюють безпосередньо на зразках.

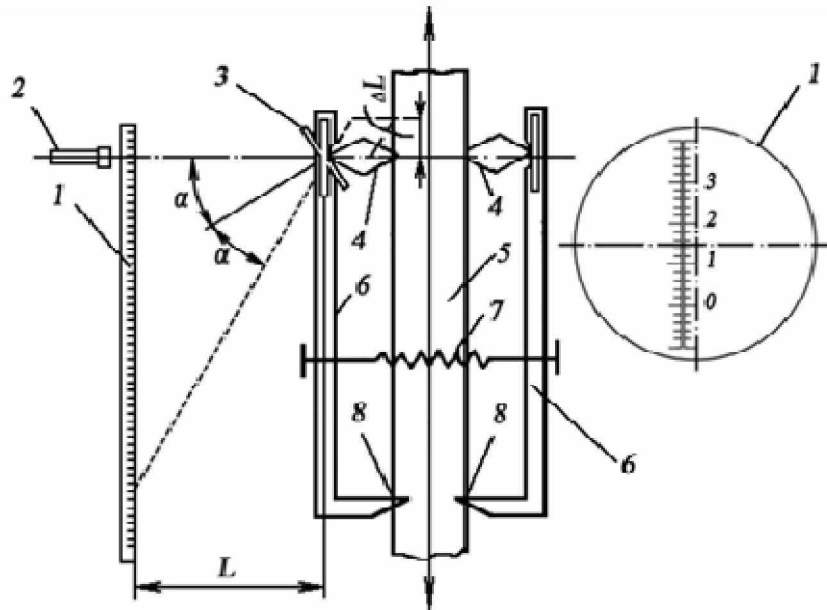


Рис. 3.4. Схема дзеркального тензометра Мартенса:

1 – шкала (рейка), 2 – візирна трубка; 3 – дзеркало; 4 – рухомі призми;
5 – зразок; 6 – планки; 7 – струбцина; 8 – нерухомі ножі

Найбільш поширеним є оптико-механічний тензометр Мартенса, показаний на **рис. 3.4.**

На зразок 5, що розтягують, за допомогою пружинної струбцини 7, закріплюють дві симетричних планки 6, які спираються на нерухомі ножі 8 і рухомі призми 4. На призмі закріплене дзеркало 3. На відстані 4 від дзеркала встановлена шкала 1 для визначення деформацій за допомогою візирної і труби 2. Якщо зразок деформується, то рухомі призми 4 повертаються на кут α . На такий же кут повертається і дзеркало 3. Видиме у візирі зображення шкали 1 повернеться на вдвічі більший кут 2α (кут падіння плюс кут відбивання).

Для визначення деформації Δl необхідно показ прилада n помножити на постійну приладу (як правило 0,002). Таким чином $\Delta l = n/500$. Загальне збільшення таких приладів може досягти 10 000.

Техніка проведення випробувань полягає у визначенні за діаграмою розтягування навантажень, що відповідають границі пропорційності, текучості і

міцності. Така діаграма у координатах навантаження (P) – абсолютне видовження (Δl) показана на **рис. 3.2**.

Для визначення навантаження границі пропорційності слід провести пряму OC , що співпадає з прямою ділянкою кривої розтягу. У тому місці (тобто при тому навантаженні), де крива розтягу відійде від прямої OC , тобто у точці a і буде зафіксоване найбільше навантаження границі пропорційності P_{nu} . Умовну границю пропорційності визначають за формулою:

$$\sigma_{nu} = P_{nu} / F_0(\text{МПа}).$$

До характеристик пружних властивостей відносять модуль Юнга E і коефіцієнта Пуассона μ .

Модуль Юнга E (інакше модуль поздовжньої пружності або модуль пружності I роду) є коефіцієнтом пропорційності між σ та ε у законі Гука ($\sigma = E\varepsilon$). З діаграми $\sigma - \varepsilon$ видно, що $E = \sigma/\varepsilon = \text{tg}\alpha$ (**рис.3.3**).

Коефіцієнт Пуассона μ характеризує поперечну деформацію металевого зразка при розтягуванні. Так, якщо круглий зразок мав до деформації діаметр d_0 , то після деформації (видовження) зразка цей розмір зменшиться і буде дорівнювати d . Відносне зменшення діаметра буде: $\varepsilon = (d - d_0) / d_0$. В межах області пружних деформацій метала відношення відносного змінювання лінійного поперечного розміру ε' до відносного видовження ε є характеристикою властивостей металу і називається коефіцієнтом Пуассона: $\mu = \varepsilon'/\varepsilon$.

Навантаження границі текучості визначають по ділянці текучості $P_{пт}$ (**рис. 3.2**). Границю текучості (фізичну) визначають за формулою:

$$\sigma_T = P_T / F_0(\text{МПа}).$$

У разі відсутності ділянки текучості визначають навантаження $P_{0,2}$ умовної границі текучості, для цього слід провести пряму OA (**рис. 3.5**).

Від точки O праворуч слід відкласти відрізок OE , який дорівнює 0,2% залишкового видовження зразка. Від точки E проводять пряму ED , паралельну прямій OA , до перетину з кривою розтягу у точці D ; ордината точки D визначає величину навантаження $P_{0,2}$ на умовній границі текучості. Умовну границю текучості визначають за формулою: $\sigma_{0,2} = P_{0,2} / F_0(\text{МПа})$.

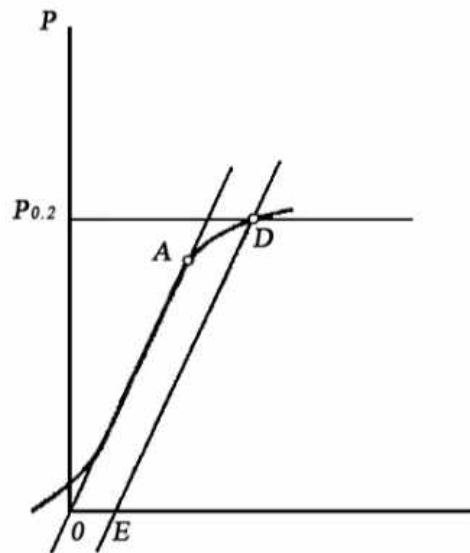


Рис. 3.5. Графічне визначення умовної границі текучості ($\sigma_{0,2}$)

Границю текучості ($\sigma_{т}, \sigma_{0,2}$) звичайно вибирають як основну характеристику міцності при розрахунках допустимих навантажень, оскільки вона характеризує опір незначним пластичним деформаціям.

Тимчасовий опір розриву (границю міцності) визначають за формулою:
 $\sigma_P = P_{max} / F_0$ (МПа), після якого відбувається руйнування металевого зразка.

Істинний опір розриву визначають за формулою $S = P_k / F_k$ де P_k – навантаження при руйнуванні; F_k – площа поперечного перерізу зразка після розриву.

Абсолютна залишкова деформація Δl , нанесена у масштабі на діаграму розтягу (**рис.3.2**), відповідає відрізьку ($O\varepsilon$). Ця залишкова деформація складається з рівномірного видовження Δl зразка на всій його робочій довжині (яка заміряється), та з видовження Δl_2 , що з'явилося після початку утворення шийки.

Ділянка agf показує пружну (зникаючу) деформацію у момент розриву зразка, і є дуже малою у порівнянні з залишковою деформацією Δl .

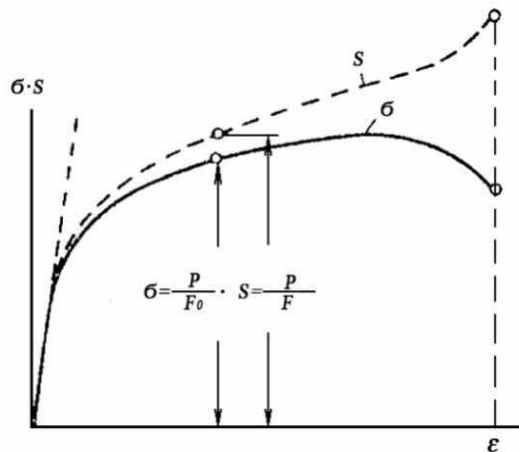


Рис. 3.6. Діаграма умовних та істинних напружень у залежності від умовного видовження

На **рис. 3.6** показана діаграма умовних та істинних напружень .

Істинне напруження $S = P / F_k$ буде більше умовного, оскільки реальна січна площа перетину $F_k < F_0$; ця різниця більша у пластичних матеріалів, ніж у крихких.

Крихкі матеріали при розтягу практично не мають пластичної деформації, тому опір крихкому руйнуванню (σ_B) практично здійснюється в області пружних деформацій.

Характеристики механічних властивостей металів і сплавів залежать від структури і термічної обробки і змінюються у широких межах, окрім модуля пружності E , який практично не залежить від мікроструктури сплавів і визначається силами міжатомних зв'язків, що не залежать від термообробки. При підвищенні температури металу міжатомні зв'язки і, відповідно, характеристики міцності знижуються.

3.3. Залежність видів деформації та руйнування конструкційних сталей від реальних умов навантаження

Завдання підвищення працездатності конструкційних матеріалів у виробках повинно вирішуватись з урахуванням реальних умов навантаження. Виникненню пікових напружень можуть сприяти технологічні дефекти поверхні, наявність місцевих концентраторів, динамічні навантаження та зниження температури експлуатації.

Загальновідомо, що один і той же металічний матеріал в залежності від виду напруженого стану може виявляти свої механічні властивості на різному рівні. Аналіз характеру руйнування різних деталей та елементів конструкцій свідчить, що навіть достатньо пластичні сталі (за даними стандартних випробувань) можуть руйнуватися як крихкі матеріали.

Мікротріщини при руйнуванні можуть утворюватись за механізмами мікрозсуву або мікровідриву. Зародження мікротріщин за механізмом мікрозсуву пов'язане з досягненням в площині ковзання критичної щільності дислокацій, а за механізмом відриву – з досягненням в гранично деформованому об'ємі – критичної щільності дисклинацій.

Вибір оптимального конструкційного матеріалу (сталі) для елементів конструкції та деталей машин потребує кількісної оцінки запасу міцності. Найбільш ймовірними показниками надійності є такі, які характеризують схильність сталі до крихкого руйнування. Критерій надійності також повинен включати показники припустимих напружень, що виникають в елементах конструкцій та деталях машин з урахуванням схеми напруженого стану та температури.

Під крихким руйнуванням розуміють спроможність матеріалу руйнуватися без помітної пластичної деформації. Однак відомо, що метал, крихкий при одно – і двоосному напруженому станах, може руйнуватися пластично в умовах триосного напруженого стану.

На **рис. 3.7** показана схема триосного напруженого стану, де σ_1 , σ_2 , та σ_3 – головні нормальні напруження, які характеризують напружений стан в будь-якій точці матеріалу.

В залежності від схеми напруженого стану схильність до пластичної деформації π можна визначити за формулою (3.1):

$$\pi = \sqrt{1 + \eta_2^2 + \eta_3^2 - \eta_2 \eta_3 - \eta_2 - \eta_3}, \quad (3.1)$$

де: $\eta_2 = \sigma_2/\sigma_1$ та $\eta_3 = \sigma_3/\sigma_1$.

Оскільки обидва співвідношення (η_2 та η_3) можуть змінюватись в межах від +1 до – 1, схильність до пластичної деформації для ймовірних варіантів

напруженого стану (π) знаходиться в межах $0 \dots 2$.

Аналізуючи напружений стан конкретної деталі, можна визначити певне співвідношення головних напружень, які несуть відповідальність за характер руйнування матеріалу. Таким співвідношенням є $\sigma_2 = 1/2(\sigma_1 + \sigma_3)$ та $\eta_2 = 1/2(1 + \eta_3)$.

Таким чином, при проведенні випробувань матеріалу в умовах, що відповідають співвідношенню $\sigma_2 = 1/2(\sigma_1 + \sigma_3)$, з'являється можливість більшвірогідної оцінки надійності, ніж при випробуванні звичайним розтягуванням. Для цього потрібно скласти діаграму залежності схильності до пластичної деформації π та напруження σ_1 .

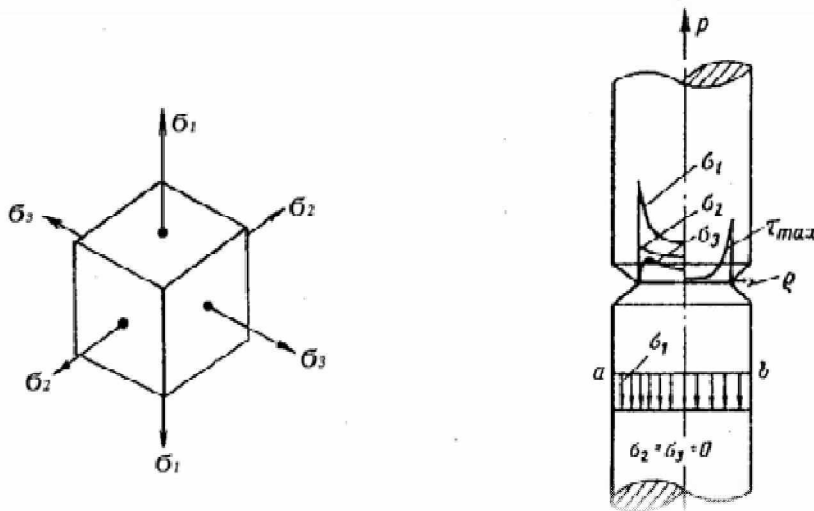


Рис. 3.7. Схема триосного напруженого стану

Рис. 3.8 (праворуч). Характер розподілу напружень у місці розташування виточки

У зразків, що мають кільцеву виточку (рис. 3.8) спостерігається значна нерівномірність розподілу напружень. За границями виточки по всьому перерізу діють рівномірно розподілені напруження $\sigma = \sigma_1$, а σ_2 і σ_3 відсутні (лінійний напружений стан).

Коефіцієнт концентрації напружень для зразків з круговою виточкою (рис. 3.8) буде:

$$a_\sigma = \sigma_1 / \sigma, \quad (3.2)$$

де: α_σ – коефіцієнт концентрації напруження σ_1 – найбільше по перерізу головне нормальне напруження; σ – номінальне напруження $\sigma = P/F$; F – площа перерізу стержня в місці кругової виточки.

При використанні концентраторів напружень (проточки, надрізи та ін.), як засобу моделювання видів напружених станів, з'являється можливість, при випробуванні на розтягування, отримати залежність зміни величини основного ефективного напруження (найбільшого головного – σ_1) при різних співвідношеннях (σ_2 та σ_3) напружень. Якщо механічні випробування зразків

досліджуваного матеріалу проводити при співвідношенні головних напружень, що відповідають або близькі до конкретних умов експлуатації деталі, з'являється можливість наблизити одержувані коефіцієнти запасу міцності до реальних умов.

Варіанти напруженого стану у зразках можна оцінювати величиною π в залежності від форми концентраторів.

Для побудови діаграми залежності π від σ_1 застосовують серію спеціальних зразків з надрізами, конфігурація яких дозволяє моделювати співвідношення головних напружень, які виникають у об'ємі, що деформуються.

При проведенні випробувань визначаються такі характеристики механічних властивостей як σ_T (або $\sigma_{0,2}$), σ_B , ψ .

Для підготовки зразків величина π в залежності від варіанта концентраторів визначалась із нижченаведеного співвідношення:

$$\pi = 1 - 0,52 \frac{a_{k-1}^4}{a_{k+1}^4}, \quad (3.3)$$

$$\text{де: } a_k = \left(1 - 0,38 \frac{k}{k+1} \right) \sqrt{2k+1}; k = \frac{d}{2r}.$$

В формулах: d – робочий діаметр зразка в надрізі, мм, r – радіус надрізів, мм.

Одержані при випробуванні результати представлені у вигляді діаграми в координатах $\pi - \sigma_1$ на **рис. 3.9**. Ця діаграма дає наглядну уяву про поведінку металу в умовах різних схем напруженого стану, оскільки величина π відповідає співвідношенням трьох головних напружень.

Діаграма показує чітке розмежування областей пружних (I) та пластичних (II) деформацій, а також дає можливість встановити тип руйнування: в'язке, після попередньої пластичної деформації (III), крихке, безпосередньо після пружної (V), а також крихке, після пластичної деформації (IV). Точкам E та I_0 відповідають значення π_E та π_{I_0} , які обмежують відносну та абсолютну крихкість матеріалу. Зниження π нижче π_{I_0} супроводжується небезпекою раптового крихкого руйнування металу і абсолютно неприпустиме для деталей та конструкцій. Використовуючи теоретичне або експериментальне визначення напруженого стану деталей або конструкцій, як величини π та σ_T , за допомогою діаграми можна визначити рівень надійності матеріалу для конкретних умов, встановивши експлуатаційні координати матеріалів у конструкції.

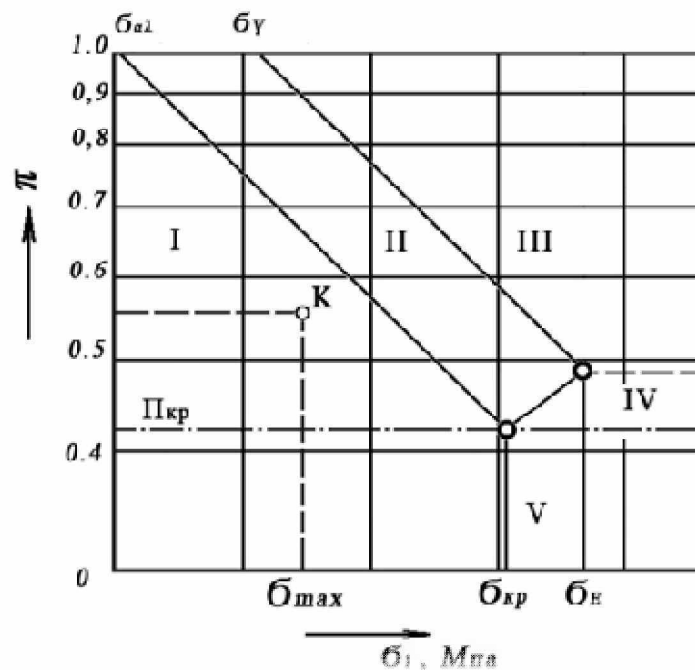


Рис. 3.9. Діаграма залежності схильності металічних матеріалів до пластичної деформації π від найбільшого розтягуючого напруження σ_1

На діаграмі (рис.3.9) також наведений приклад, який ілюструє визначення надійності сталі в конструкції. Точка крихкого руйнування I_0 сталі відповідає $\pi_{кр}$ та $\sigma_{кр}$, а координати сталі в конструкції відповідають $\pi_{констр.}$ та σ_{max} . Із зіставлення діаграми та експлуатаційної точки конструкції (деталі) можна визначити рівень надійності (коефіцієнти надійності) за двома показниками:

- а) відносно діючого силового навантаження (запас міцності $n_\sigma = \sigma_{кр} / \sigma_{max}$;

б) відносно граничного стану за пластичністю (*запас пластичності*)

$$n_{\pi} = \pi_{\text{констр.}} / \pi_{\text{кр.}}$$

Одержані характеристики можна розглядати як коефіцієнти запасу міцності та пластичності, які забезпечуються матеріалом у даній конструкції.

На **рис. 3.10** наведена діаграма надійності при температурах $+20^{\circ}$ та -60°C для сталі 40X в стані після нормалізації. Для побудови цієї діаграми були виготовлені спеціальні зразки з діаметром робочої частини $d = 4,0$ мм при робочій довжині $L = 56$ мм.

Зразки посередині розрахункової частини мали кільцеві виточки різного радіуса (0,1; 0,5, 1,0; 2,0; 4,0 мм та без виточки), що дало можливість одержати показники пластичності π в межах від 0,484 до 1,0 відповідно. Випробування проводились на пресі Гагаріна.

На діаграмі (**рис.3.10**) представлені зони пружної (I) та пластичної (II) деформації, а також зони в'язкого (III) та крихкого (IV, V) руйнування.

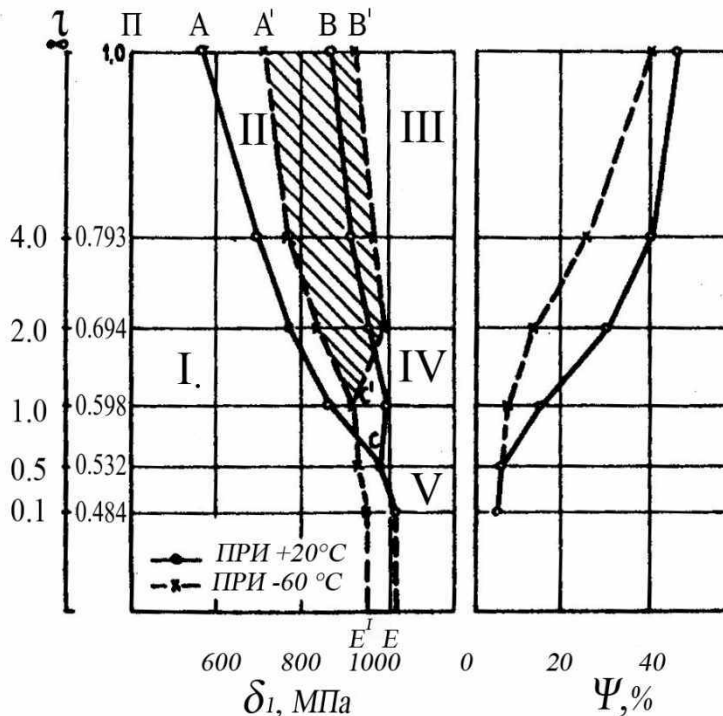


Рис. 3.10. Діаграма залежності $n_{\pi} - \sigma_I$ – (а) та $n_{\pi} - \psi$ – (б) для сталі 40X при температурах $+20^{\circ}$ та -60°C

Криві $A C E$ та $A' C' E'$ обмежують зони пружної деформації, а BC та $B' C'$ – зони пластичної деформації. При цьому криві $C E$ та $C' H'$ розділяють зони

пружної деформації та крихкого руйнування при $+20^\circ$ та -60° відповідно (**рис. 3.10, а**). Крихкий стан для сталі 40X при $+20^\circ\text{C}$ настає за менших значень π ($\pi_{кр} = 0,532$), ніж при -60°C ($\pi_{кр} = 0,598$), що свідчить про зниження надійності матеріалу (запасу пластичності). Зниження температури випробування приводить також до зменшення граничного напруження σ_k від 1020 до 950 МПа (тобто до зниження запасу міцності). Характер кривих відносного звуження шийки зразка (**рис. 3.10, б**) добре узгоджується з основною діаграмою (**рис. 3.10, а**) – точки крихкого руйнування C та C' відповідають найменшим значенням ψ для відповідних температур.

Визначивши величину σ_{max} при використанні сталі 40X, наприклад, для гідроциліндрів, яка дорівнює $0,85 \sigma_T$, та визначивши, що показник пластичності в циліндричній частині гідроциліндра π_e дорівнює 0,865 (без урахування залишкових напружень та можливих технологічних дефектів), можна розрахувати коефіцієнти запасу міцності та пластичності. Використавши діаграму (**рис. 3.10, а**), визначимо, що при 20°C $n_\sigma = \sigma_{кр} / (0,8 - \sigma_T) = 980 / (0,8 \cdot 570) = 2,15$ та $n_\kappa = \pi_e / \pi_{кр} = 0,865 / 0,532 = 1,62$; при -60°C відповідно $n_\sigma = 930 / 580 = 1,60$ та $n_\pi = 0,865 / 0,598 = 1,45$.

Одержані результати свідчать, що при зниженні температури до -60°C коефіцієнти запасу міцності та пластичності знижуються, відповідно, на 26 та 10%, але залишаються вище норми і забезпечують експлуатаційну надійність сталі 40X.

Методика оцінки надійності сталей з визначенням коефіцієнтів запасу міцності та пластичності дозволяє оцінювати ефективність використання конструкційних сталей для конкретного призначення при статичних умовах навантаження. Застосування зазначеного методу також дає змогу встановити та обґрунтувати норми, які забезпечують експлуатаційну надійність сталей конкретного призначення з метою зменшення матеріалоемності машин.

3.4. Статичні випробування на стиснення

Зразки для випробування виготовляють циліндричної форми діаметром від 10 до 25 мм. Висота зразків для випробування дорівнює діаметру; для більш точних випробувань з визначенням границі пружності, пропорційності та текучості висота зразків дорівнює трьом діаметрам. Розміри вимірюють з точністю до 0,01 мм.

Нижня і верхня сталеві загартовані опори в машині, між якими розміщується зразок, повинні мати малу шорсткість; верхня опора повинна мати шарову поверхню (рис. 3.11).

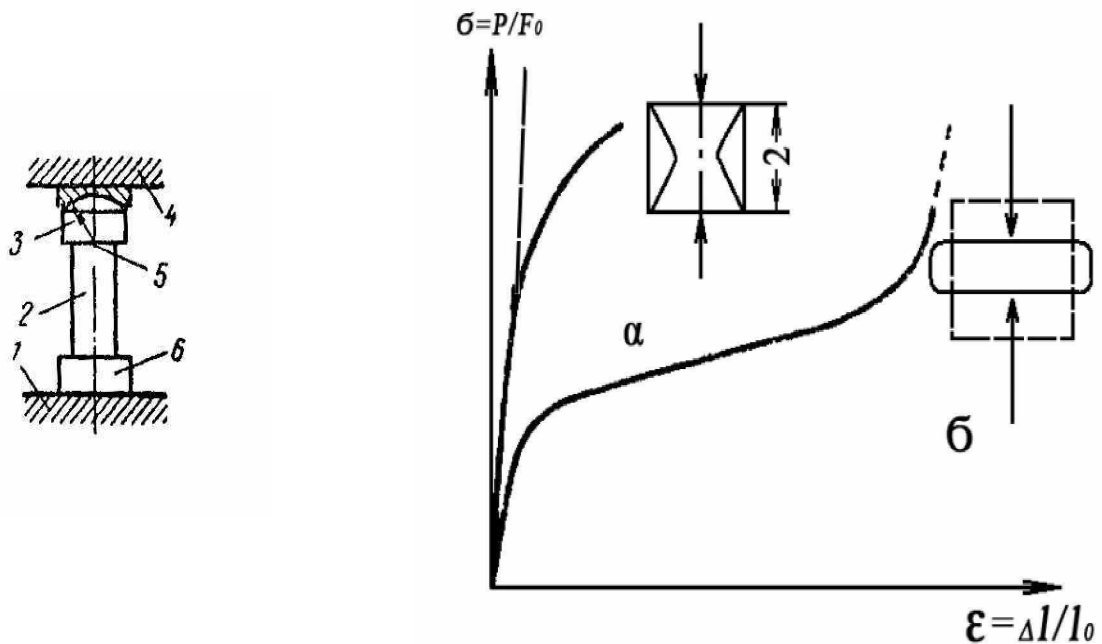


Рис. 3.11. Установлення зразка при випробуванні на стиснення:

- 1 –плита випробувальної машини; 2 – зразок;
- 3 – опора з кулястою поверхнею; 4 –голівка машини;
- 5 – центр з шаровою поверхнею; б – опорна подушка

Рис. 3.12 (праворуч). Діаграми стиснення металів:

- а – крихкого; б –пластичного

Випробування на стиснення проводять на універсальних машинах, а також на машинах, призначених для випробувань на розтяг, із застосуванням реверсора.

На основі випробувань на стиснення можна побудувати діаграму стиснення (рис. 3.12). По горизонтальній осі відкладають осадку зразка у відносних величинах $\varepsilon = \Delta h / h_0$, а по вертикальній – умовне напруження $\sigma = P / F_0$.

Для діаграм стиснення пластичних сплавів (рис. 3.12, б) характерна відсутність точки, що відповідає тимчасовому опору. Метал сплющується, але не руйнується. Малопластичні сплави дають руйнування, вид якого залежить від властивостей сплаву і умов випробування (рис. 3.12, а) Границі пропорційності, пружності, текучості та тимчасового опору визначають тими ж методами, що і при розтягненні.

При виробничих випробуваннях па стиснення (в основному непластичних матеріалів) визначають лише границю міцності при стисненні та умовну границю текучості, що відповідає напруженню у зразку при 0,2% відносного скорочення.

Границя міцності та текучості при стисненні визначається, відповідно, за формулами: $\sigma_{Вст} = P_{max} / F_0, \sigma_{02ст} = P_{02} / F_0$.

Відносне укорочення зразка при стисненні визначають за формулою: $\varepsilon = (h - h_0) / h_0$, де h_0 – початкова висота зразка в мм ; h – висота зразка після випробування в мм.

3.5. Статичні випробування на згин

Такі матеріали, як чавуни та високоміцні сталі є досить крихкими, тому випробування їх на розтягнення досить неточні. Більш показними в таких випадках є випробування на згин. Зразки для випробування на згин мають циліндричну або прямокутну форму. Зразок встановлюють на дві опори і навантажують зосередженими силами, в основному, в середині прогону (рис. 3.13).

При навантаженні зразка однією зосередженою силою (рис. 3.13) максимальний згинаючий момент визначається за формулою:

$$M_{max} = Pl/4, \quad (3.4)$$

де P – сила (H), l – робоча довжина зразка в мм.

Найбільше згинаюче напруження визначають за формулою:

$$\sigma_{z\bar{z}} = M_{max}/W, \quad (3.5)$$

де: W – момент опору поперечного перерізу зразка в $мм^3$ ($см^3$): для циліндричного зразка діаметром d – $W = \pi d^3 / 32$; для прямокутного зразка висотою h і шириною b – $W = (b \cdot h)^2 / 6$. Деформація при вигині визначається у виді прогину зразка, мірою якого є стріла прогину f .

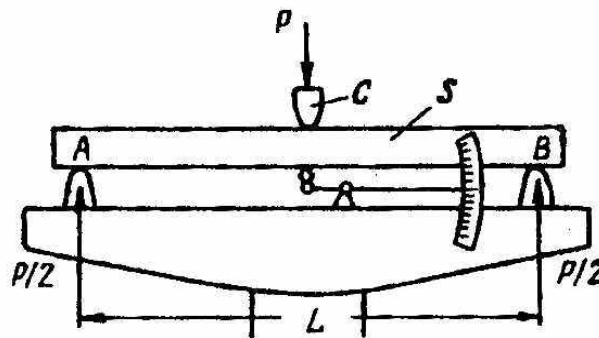


Рис. 3.13. Схема навантаження при випробуванні на згин зосередженим навантаженням в середині прогону з одночасовим заміром прогину: S – зразок; A, B – опори;

L – прогон; P – вигинаюча сила; C – передавач зусилля; F – прогиномір

Стрілу прогину відраховують за допомогою прогиноміру (рис. 3.13)

Напруження і стрілу прогину при згині визначають за діаграмою навантаження – стріла прогину.

На рис. 3.14 показана діаграма випробування на згин, що записана у координатах $P-f$.

За координатами P_{nc} , P_m , P_B можна визначити відповідні границі пропорційності, пружності, текучості та міцності при згині.

Величину стріли прогину (для однієї зосередженої сили) визначають за формулою:

$$f = (Ml^2) / 12 (El) = l^2 / 12\rho, \quad (3.6)$$

де: ρ – радіус кривини осі вигнутого зразка (при вигинаючому моменті M) в мм;
 l – відстань між опорами в мм; I – момент інерції перерізу зразка (міра інерції тіла відносно обертального руху).

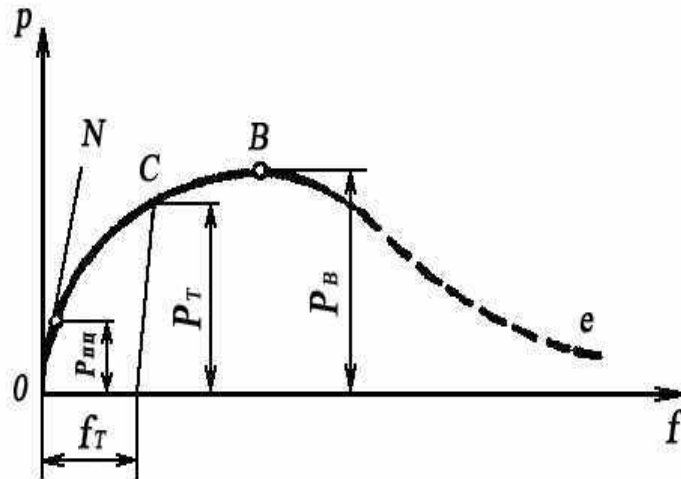


Рис.3.14. Діаграма випробування на згин

Границю текучості при згині визначають за формулою:

$$\sigma_{T32} = M_T / W, \quad (3.7)$$

де: W – момент опору, що залежить від геометричної форми поперечною перерізу зразка, що вигинається.

Границю міцності при згині визначають за формулою:

$$\sigma_{B32} = Pl / 4W = 8Pl / \pi d^3. \quad (3.8)$$

Якщо прийняти $8Pl / \pi d^3 = k$, то $\sigma_{B32} = kP$ (для чавунних зразків $d = 29 \dots 30$ мм при довжині $l = 300$ мм значення k буде в межах відповідно $0,030 \dots 0,026$).

Випробування на згин виконують на будь-якій машині. Відстань між опорами може бути 300 та 600 мм, відповідно зразки повинні мати довжину 340 та 650 мм та діаметр 30 мм.

3.6. Статичні випробування на зріз

Випробування сплавів на зріз відтворюють умови роботи дроту, болтів, заклепок та подібних елементів; характеристики зазначених випробувань застосовують при розрахунках на міцність таких деталей.

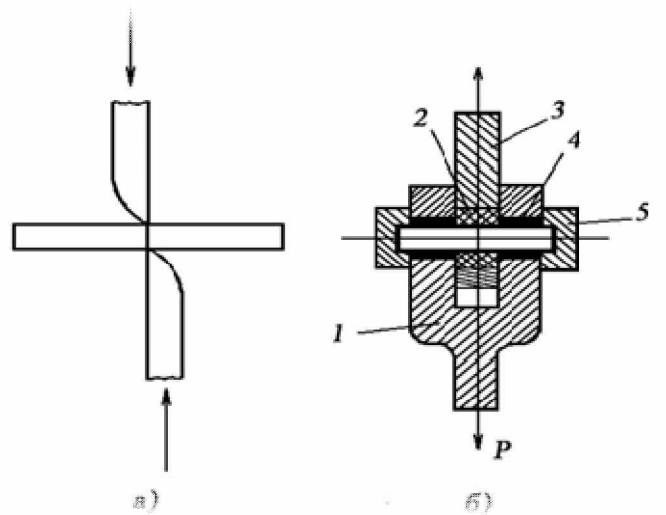


Рис. 3.15. Схема навантаження при випробуванні на зріз:

а – в одній площині; *б* – у двох площинах;

1 – вилка; 2 – загартована шайба; 3 – тяга; 4 – шайби; 5 – зажими

Випробування на зріз проводять за двома схемами: в одній площині (рис. 3.15, *а*) та у двох площинах (рис. 3.15, *б*). Явище чистого зсуву при зрізі ускладнюється вигином та зминанням зразка. Найбільш часто застосовують випробування на подвійний зріз. Цей вид випробувань, можна проводити на будь-якій розривній машині за допомогою спеціального пристрою (рис. 3.15, *б*). Круглі зразки, що випробовуються, встановлюють у отвори загартованих шайб 4, які розміщені у вилці 1 і в отворі загартованої шайби 2, яка розміщена у тязі 3. Шайби 4 при випробуванні піджимають зажимами 5. Вилку 1 і тягу 3 затискають у захвати розривної машини і випробування проводять аналогічно випробуванням на розрив.

Опір зрізу при випробуванні на подвійний зріз визначають за формулою $\tau_{Взр} = P_{max} / 2F_0$, де P_{max} – перерізуюча сила (Н), F_0 – площа поперечного перерізу зразка ($мм^2$).

3.7. Статичні випробування на кручення

Для визначення механічних характеристик металу при крученні (наприклад, у валах) застосовують випробування па кручення.

Для випробувань на кручення застосовують переважно горизонтальні машини з різними типами силовимірювачів (важільними, маятниковими, месдозними та ін.); які можуть розвивати крутні моменти до 200 000 *Нм*.

Кінематична схема машини МК-20 показана на рис. 3.16.

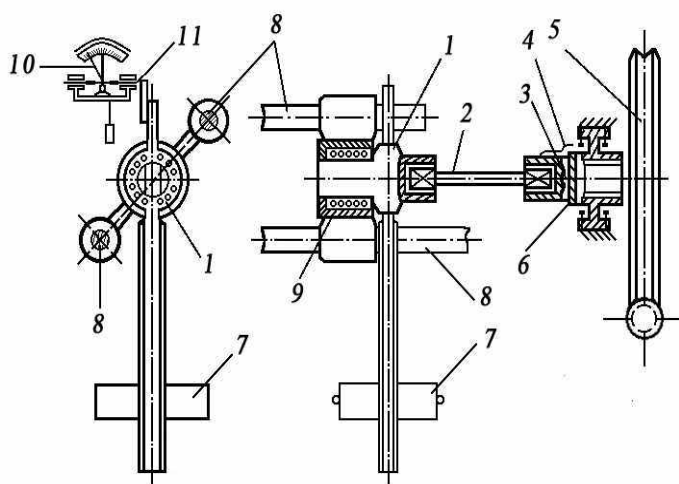


Рис. 3.16. Кінематична схема машини МК – 20:

- 1, 3 – захвати; 2 – зразок; 4 – покажчик; 5 – черв'ячна пара;
6 – шкала; 7 – маятник; 8 – напрямні; 9 – цапфа;
10 – стрілка; 11 – упор

Зразок 2 закріплюють у захватах 1 та 3. Навантаження зразка здійснюється за допомогою черв'ячної передачі від колеса 5, яке жорстко з'єднане з активним захватом 3. Кут повороту або число обертів визначається за допомогою покажчика 4 та шкали 6. Захват 1 з'єднаний з маятником 7 силовимірювального механізму, підвішеним на штанзі з гвинтовою нарізкою. Підшипник, в якому обертається маятник, розміщений на цапфі 9, що має змогу переміщуватись в напрямних 8 (при випробуванні зразків різної довжини). Обертаючись, маятник упором 11 переміщує стрілку 10. Відхилення маятника пропорційне крутному моменту та куту повороту стрілки. При випробуванні заміряють момент M та кут закручення φ незакріпленого кінця зразка. Тензометри для вимірювання кутових деформацій називають кутомірами, а прилади для вимірювання крутних моментів – торсіометрами.

При випробуваннях на кручення можна визначити такі характеристики

- a – модуль зсуву (модуль пружності II роду) G ;
- b – відносний максимальний зсув при крученні γ_{max} ;
- c – границю пропорційності при крученні $\tau_{пр.}$;
- d – умовну границю текучості при крученні $\tau_{0,3}$;
- e – умовну границю міцності при крученні τ_B ;
- e – характер руйнування при крученні.

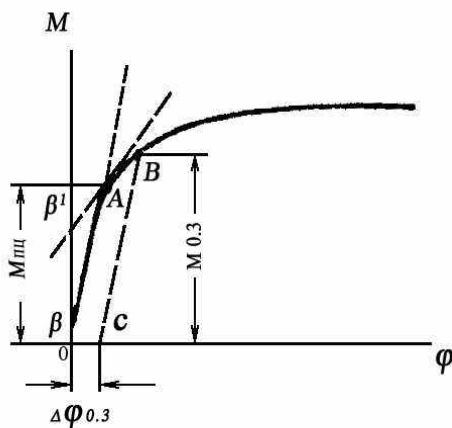


Рис. 3.17. Діаграма кручення у координатах $M - \varphi$

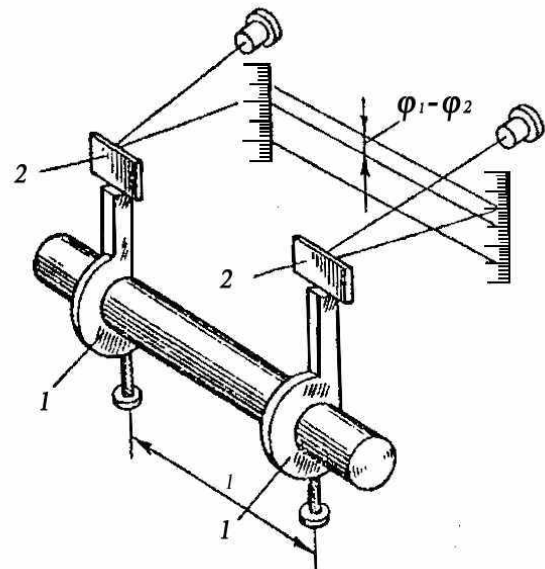


Рис. 3.18 (праворуч). Схема кутоміра Мартенса:

l – струбцина; 2 – дзеркала; φ_1 та φ_2 – кут закручування, град

На **рис. 3.17** показана діаграма кручення у координатах $M - \varphi$, з якої видно, що залежність між M та φ спочатку лінійна, а далі більш складна. Вимірювання показують, що поки деформація підкоряється лінійному закону – вона оборотна, тобто матеріал працює в стадії пружності. Після того, як лінійна залежність перейде у криволінійну, з'являються залишкові пластичні деформації.

На **рис. 3.18** показаний кутомір Мартенса, який складається з двох струбцин 1 , до яких прикріплені дзеркала 2 . Струбцини 1 зафіксовані по краях робочої частини зразка на відстані l ; ця відстань між струбцинами є базою кутоміра.

При деформації зразка дзеркала повертаються навколо його осі, причому на більший кут повернеться дзеркало з боку активного захвату.

Випробувач робить відлік за допомогою візирних труб, що направлені на дзеркало. У кожному дзеркалі видна відбита шкала, що встановлена на відстані L від дзеркала. Якщо різниця відліків по одному та другому дзеркалі дорівнює a , то при відстані L від зразка до труби кут поворота дзеркал відносно одне одного (вмежах 10°) може бути підраховано за наближеною формулою:

$$\varphi = a / 2L, \quad (3.9)$$

Максимальний відносний зсув визначається за формулою:

$$\gamma_{max} = (\varphi_{max} \cdot d_0 \cdot 100) / 2l_0, \% \quad (3.10)$$

де: φ – кут закручування на робочій довжині; d_0 – діаметр поперечного перерізу зразка; l_0 – робоча довжина зразка.

Границя пропорційності при крученні τ_{nu} є дотичне напруження, при якому $tg\beta = 1,5tg\beta$ (рис. 3.17). Після знаходження точки A визначають момент M_{nu} , що відповідає умовній границі пропорційності τ_{nu} . Умовну границю пропорційності визначають за формулою:

$$\tau = M_{nu} / W = 16 M_{nu} / \pi d^3, \quad (3.11)$$

де: W – момент опору в mm^3 (m^3); для круглого перерізу зразка $W = \pi d^3 / 16$.

Умовну границю текучості τ_{03} та умовну границю міцності τ_B визначають за формулами, подібними (3.11): $\tau_{03} = 16 M_{03} / \pi d^3$, $\tau_B = (16 M_B) / \pi d^3$ за відповідними значеннями моментів M_{03} та M_B (рис. 3.17).

При випробуванні на кручення можна одержати ще і якісну характеристику механічних властивостей метала, а саме форму руйнування.

Руйнування зразка проходить за тими напрямками, де метал має найменший опір. Якщо метал має низький опір зсуву, злам буде мати вид, показаний на рис. 3.19, а (перпендикулярний до осі зразка). Якщо метал має низький опір відриву, злам проходить по гвинтовій поверхні (рис. 3.19 б).

3.8. Технологічні проби

Технологічні проби використовують для виявлення спроможності металу втримувати значну деформацію, подібну тій, яку він повинен витримувати при роботі у певних умовах або при технологічній обробці.

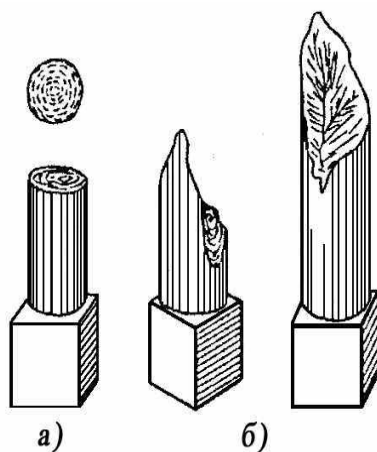


Рис. 3.19. Типи руйнування при крученні:

a – від зрізу, *б* – від відриву

До основних технологічних проб відносять такі: технологічні випробування на згин, на навивання дроту, на перегин дроту та листа, на видавлювання листового металу, на бортування, роздачу та сплющування труб та ін.

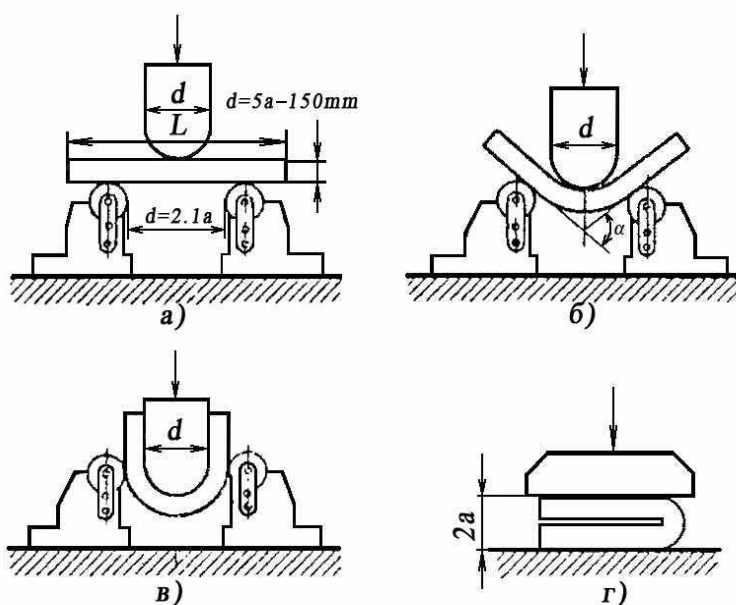


Рис. 3.20. Технологічна проба на згин:

a – вихідне положення; згини: *б* – на визначений кут;

в – до паралельності сторін; *г* – до стикання поверхонь.

Технологічні випробування на згин (рис. 3.20). У залежності від призначення і умов роботи випробування на згин виконують у холодному або

гарячому стані. Зразки після випробування не повинні мати дефектів (тріщин) на поверхні, що визначаються візуально.

Технологічна проба на навивання дроту (рис. 3.21) діаметром до 6 мм з різних сплавів. Навивання здійснюють на циліндр діаметром D , який встановлений за технічними умовами.

Якщо діаметр циліндра не вказаний, то навивання здійснюють на самий же дріт, для чого від дроту відрізають кінець довжиною 500 мм, який згинають V – подібно і затискають у лещатах. Число витків не повинно бути менше п'яти. Дріт навивають у холодному стані і за зовнішнім ознаками визначають, чи він витримав випробування (відсутність тріщин, надривів та ін.).

Технологічне випробування дроту і листа на перегин. Схема випробування дроту на перегин показана на рис. 3.22. Дріт перегинається рівномірною швидкістю (біля 60 перегинів у хвилину).

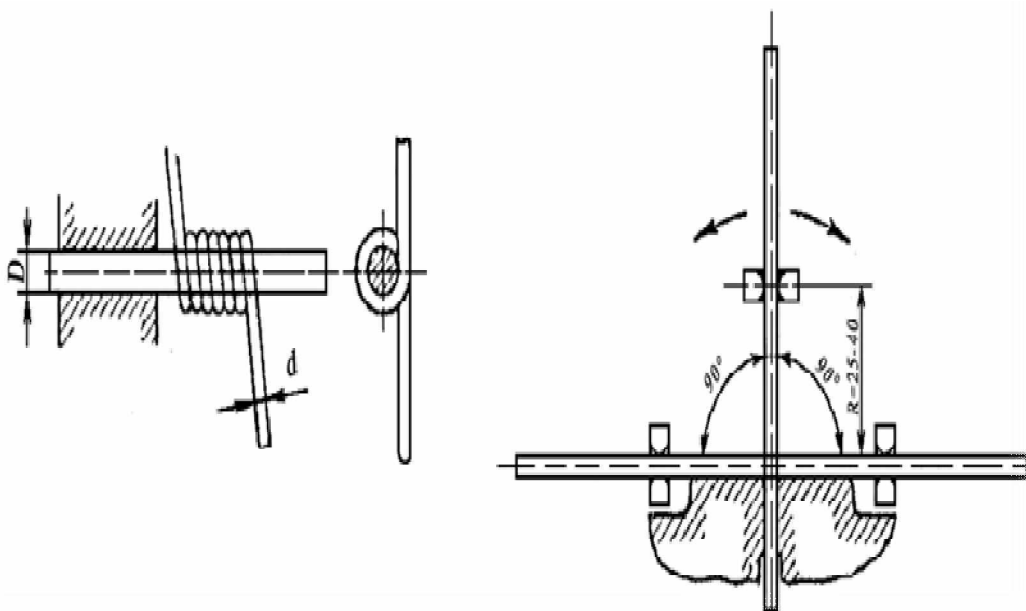


Рис. 3.21. Технологічна проба на навивання дроту

Рис. 3.22 (праворуч). Схема випробування дроту на перегин.

При цьому першим перегином вважається загин зразка на 90° праворуч (від вихідного положення), другим перегином – розгин зразка до вихідного положення і загин на 90° ліворуч; третім перегином – розгин зразка до вихідного положення; далі загин його знову на 90° праворуч і так далі до руйнування зразка.

Випробування на видавлювання листового матеріалу (за Еріксоном) визначає здатність листового матеріалу до штамповки; видавлювання сферичної лунки здійснюється за допомогою пуансона з напівсферичною поверхнею відповідно радіусу (рис. 3.23).

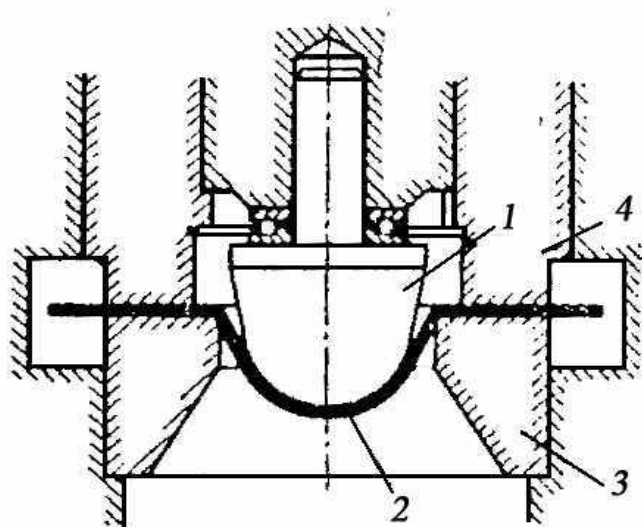


Рис. 3.23. Випробування листового металу на видавлювання

(здатність до штампування):

1 – пуансон; 2 – листовий метал; 3 – матриця;

4 – притискувач (вкладиш)

Характеристикою здатності до штампування (пластичності) металу є глибина видавленої лунки (до руйнування).

Технологічна проба на бортування полягає у відбортовці на 90° кінця труби або відрізка від неї зовнішнім діаметром d з утворенням фланця заданого діаметра D . Відбортування здійснюється за допомогою оправки. Величина відбортовки у відсотках (x) визначається за формулою:

$$x = \frac{(D-d) \cdot 100}{d}, \% \quad (3.12)$$

Технологічна проба на роздачу полягає у роздачі на конус кінця труби або відрізка від неї діаметром d до заданого зовнішнього діаметра D на торці.

Величина роздачі у відсотках (x) визначається за формулою аналогічною (3.12).

Для випробувань застосовують оправки з кутами конусності від 6 до 120°.

Випробування на сплющування полягає в сплющуванні кінця надрізаної труби або зразка від неї між паралельними площинами до заданої відстані H між цими площинами. При випробуванні зварних труб шов повинен бути розташований на однаковій відстані від сплющуваних боків. Ознакою того, що зразок витримав випробування, є відсутність па поверхні після сплющування тріщин або надривів.

3.9. Методи визначення твердості

Твердістю називається здатність матеріалу чинити опір локальній деформації, яка виникає при вдавлюванні у його поверхню більш твердого тіла (індентора) під певним навантаженням.

Показники твердості дають змогу визначити рівень загальних механічних властивостей матеріалів та їх придатність для роботи в умов експлуатації.

Залежно від твердості конкретного сплаву і розміру зразків застосовують різні методи визначення твердості. Більшість методів визначення твердості засновано на вдавлюванні в поверхню матеріалу загартованих сталевих кульок або твердих конусів та пірамід (алмазних або твердосплавних). Найбільш поширеними стандартними методами прямого визначення твердості є методи Брінелля, Роквелла, Віккерса, а також Майєра та Кнупа. Крім прямих методів вдавлювання застосовують непрямі методи: дряпання (за Мартенсом та Моосом), відскоку (за Шором), коливань з'ємного маятника (за Менделєєвим та Гербертом) та ін. Крім того, застосовують методи визначення мікротвердості, які дають змогу вимірювати твердість окремих структурних складових, а також тонких поверхневих шарів деталей в результаті хіміко-термічної обробки та ін.

Метод Брінелля. За методом Брінелля твердість металів (HV) визначають вдавлюванням у поверхню зразка або виробу загартованої і сталеві кульки діаметром D (10; 5,0; 2,5 мм) з навантаженням P від 30 000 до 1560 Н. Число твердості за Брінеллем HV відповідає відношенню навантаження P , Н до площини поверхні сферичного відбитка кульки F_0 , мм³.

$$HB = \frac{P}{F_0}, \frac{H}{m^2}, (\text{МПа}). \quad (3.13)$$

Поверхня сферичного відбитка $F_0 = \pi Dh$ (mm^2), де: D – діаметр кульки (mm); h – глибина відбитка (mm). Оскільки глибину відбитка h заміряти досить складно, а діаметр відбитка d – легко, то для визначення твердості заміряють діаметр відбитка – d за допомогою спеціального мікроскопа-лупи і розраховують значення h через діаметр кульки D та відбитка

$$d-h = (D - \sqrt{D^2 - d^2})/2 (mm).$$

Звичайно твердість визначають не розрахунком, а за значенням діаметру відбитка за таблицями. Діаметр кульки при визначенні твердості обирають залежно від товщини зразка матеріалу, а навантаження від діаметра кульки D та групи твердості металів, враховуючи умови подібності $P = KD^2$, де: K – стала величина для конкретного матеріалу, яка дорівнює 30, 10 або 2,5 відповідно для чорних, кольорових та м'яких металів.

Метод Брінелля не рекомендується використовувати для металевих сплавів, які мають твердість понад HB 4500 МПа, оскільки інакше можлива деформація самої кульки. Між числом твердості за Брінеллем і границею міцності існує чітка залежність.

У таблицях число твердості HB часто має розмірність kg/mm^2 , щодорівнює $HB \cdot 10 \text{ Мн}/mm^2$ або МПа.

Спроби удосконалити метод Брінелля були зроблені Е.Майером; він вважав, що силу слід відносити не до величини дійсної поверхні відбитка, а до площі проекції цієї поверхні. Твердість по Майєру визначається за формулою $HM = P / F_{np} = 4P / \pi d^2$. Слід зазначити, що метод значного поширення не набув.

Метод Роквелла. За методом Роквелла на приладі ТК-2 твердість металів (HR) визначають вдавленням у зразок або виріб, щодосліджується, алмазного конуса з кутом $\alpha = 120^\circ$ або сталевий кульки діаметром $1/16$ (1,588 мм) під дією двох послідовно прикладених навантажень: попереднього P_0 — 100 Н та загального P — 1500, 1000 або 600 Н у відповідності зі шкалами C, B, A .

Число твердості є величина, зворотна глибині вдавлювання h , яка визначається за шкалою індикаторного приладу; ціна поділки циферблата відповідає заглибленню індентора на 0,002 мм, що дорівнює одиниці твердості HR . На циферблаті нанесено дві шкали: червона (B) та чорна (C або A), які мають по 100 поділок кожна. Шкала B зміщена відносно нуля шкали C на 30 поділок.

Характеристики HRB застосовують у разі випробування металів, які мають твердість меншу, ніж $HB 400$, а HRC у разі випробування сталей, зміцнених термічною обробкою ($>HB400$). Для дуже твердих матеріалів понад ($HB700$) та тонких зміцнених шарів користуються характеристиками HRA .

Границі вимірювання твердості за шкалами A , B та C встановлені такі (в одиницях): шкала A –70...85; шкала C – 22. ..68, шкала B – 25.., 100. Для вимірювання твердості за шкалою C Роквелла застосовують шкалу спеціального державного еталону, яка позначається HRC і може бути переведена в числа HRC у відповідності з ГОСТ 8064 – 79.

Для більш точного визначення твердості за Роквеллом деталей та їх поверхневих шарів застосовують прилади "Супер-Роквел". Від звичайних вони відрізняються тим, що попереднє навантаження в них зменшено з 100 до 30 H , а основне –до 150, 300 та 450 H . До таких приладів належить прилад TKC – 2. Дані вимірювання на таких приладах позначаються шифром HRN – для алмазного конуса і HRT – для сталевий кульки діаметром 1,588 мм.

Характеристики, одержані за шкалами A , B та C перераховують у стандартні числа або Бринелля, або Віккерса.

Метод Віккерса. За методом Віккерса твердість металів (HV) визначають вдавлюванням у поверхню (шліфовану або поліровану) чотиригранної піраміди (з кутом α між протилежними гранями 136°) при різних навантаженнях (рис. 3.25). Число твердості $HV = P/F$ одержують як відношення навантаження P на площу бокової поверхні відбитка $F = d^2 / (2 \sin \alpha / 2)$.

$$HV = \frac{(1,8544P)}{d^2}, \frac{MH}{m^2} \text{ або } MPa, (3.14)$$

де P – навантаження у H ; d – середнє арифметичне обох діагоналей відбитка в $мм$.

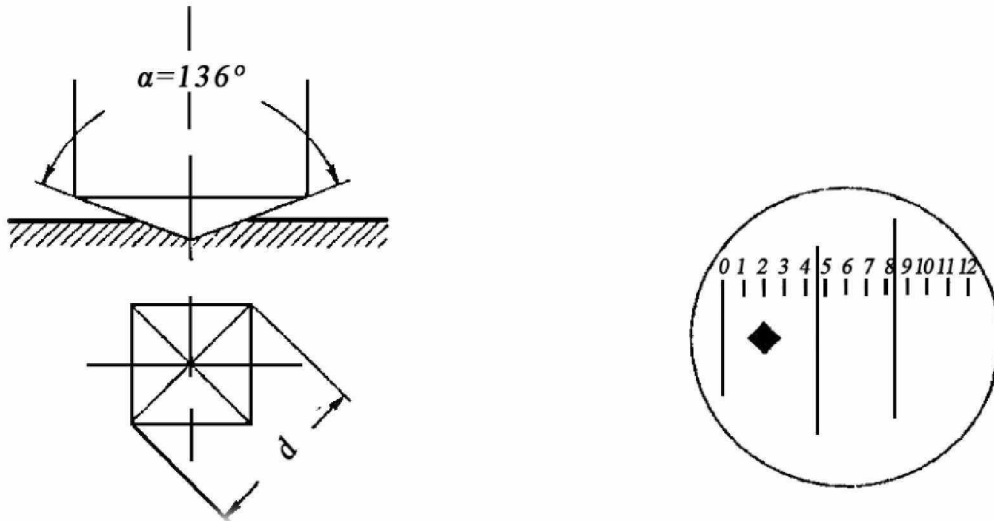


Рис. 3.24. Схема випробування за Віккерсом

Рис. 3.25 (праворуч). Схема вимірювання відбитка при випробуванні за Віккерсом

В таблицях число твердості HV часто має розмірність $кг/мм^2$ і дорівнює $HV \cdot 10$ МПа. Як правило, показник розмірності опускається.

Твердість за Віккерсом визначають на приладі ТП –2 після вимірювання довжини діагоналі d відбитка (рис. 3.25). Відбиток проектується на поверхню екрану і вимірюється за допомогою шкали окуляр-мікрометра, яка також проектується на поверхню екрану. По середній довжині діагоналі відбитка d твердість HV визначається по таблицях для навантажень від 50 до 1200 H .

Цей метод, звичайно, використовують для визначення твердості деталей з високою твердістю та виробів малої товщини. Метод має велику перевагу в порівнянні з вищезгаданими тому, що дає змогу визначити твердість у широких межах від найбільш м'яких до найбільш твердих сплавів та сполук, але у зв'язку з відносною складністю метода він використовується переважно у лабораторних дослідженнях. Навантаження на піраміду вибирають залежно від

твердості і товщини виробу (або зміцненого шару). Числа твердості за Віккерсом та Брінеллем мають однакову розмірність та близькі значення.

У практиці застосовують універсальні прилади типу *VIT*, які дозволяють проводити випробування за Брінеллем, Роквеллом та Віккерсом.

Слід зазначити, що метод Віккерса не дає змоги заміряти твердість дуже тонких шарів. Для таких випадків зручно застосовувати несиметричну алмазну піраміду Кнупа, яка має ромбічний переріз з кутами міжпротилежними гранями $172^{\circ}30'$ та 130° (рис. 3.26), Твердість за Кнупом (*HK*) розраховують як відношення сили, що діє на індентор до величини поверхні відбитка.

$$HK = \frac{100P}{7,028 \times d^2}, \quad (3.15)$$

де: *d* – довжина діагоналі, мм; *P* – навантаження, Н.

Глибина відбитка відповідає приблизно 1/30 від довжини більшої діагоналі відбитка.

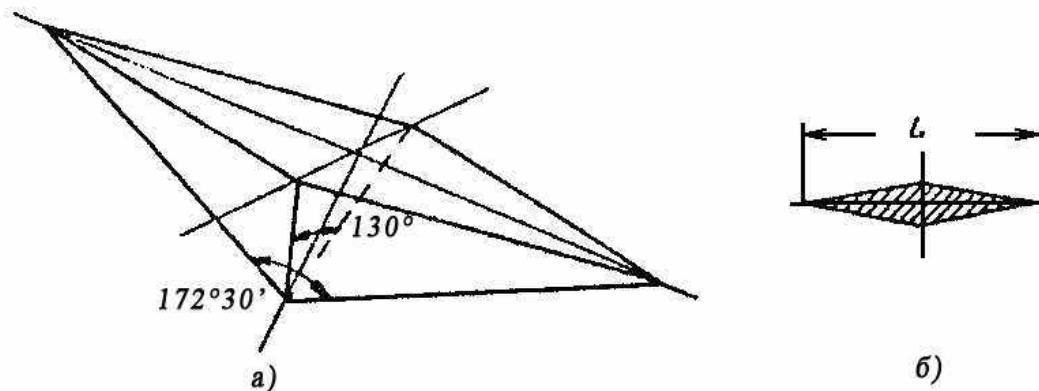


Рис. 3.26. Схема індентора (піраміди) і відбитка при визначенні твердості за Кнупом

До недоліків методу слід віднести те, що значення твердості *HK* не співпадають зі значеннями твердості *HV*.

3.10. Метод визначення мікротвердості

Вищезгадані методи визначення твердості (*HB*, *HR*, *HV*) характеризують середню твердість сплавів. Для визначення твердості окремих структурних складових сплавів хімічних сполук, евтектичних складових, різних фаз та тонких поверхневих шарів використовують метод визначення мікротвердості.

Суть метода полягає у вдавлюванні алмазної піраміди подібної до піраміди Віккерса під малими навантаженнями (від 0,05 до 5Н) у наперед зафіксовану під мікроскопом ділянку мікрошліфа з наступним вимірюванням під мікроскопом діагоналей одержаного відбитка. Число мікротвердості H_{μ} визначається за формулою, аналогічною (3.14).

Для прискорення визначення мікротвердості користуються спеціальними таблицями для навантажень від 0,05 до 5Н.

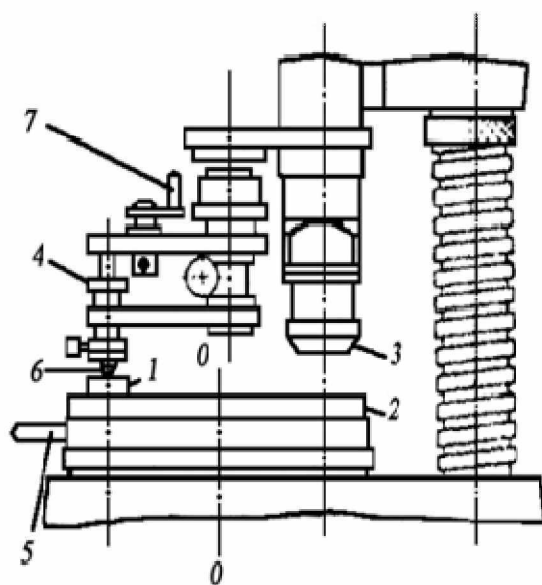


Рис. 3.27. Схема вимірювання мікротвердості на приладі ПМТ-3:

1 – зразок (шліф); 2 – предметний столик; 3 – об'єктив; 4 – вага; 5 – рукоятка предметного столика; 6 – алмазна піраміда; 7 – рукоятка аретира

Схема приладу ПМТ-3 для визначення мікротвердості показана на **рис.3.27**. Прилад являє собою вертикальний мікроскоп з нижнім положенням столика – 2. Мікроскоп передбачає загальне збільшення 487 та 130 разів; для досліджень використовують збільшення 487 та мікрометричний окуляр для вимірювання діагоналі відбитків. Обертанням столика 2 місце обране на шліфі 1 (у перехресті окуляра) підводять під індентор-піраміду 6. На шток накладають

вагу 4 (від 0,05 до 5 н) і поворотом аретира 7 опускають і піднімають піраміду 6 (рис. 3.27).

Вибір ваги залежить від характеру вимірювання. Центр відбитку повинен бути віддалений від края шліфа або від края сусіднього відбитку не менше, ніж на дві діагоналі відбитку (при порушенні цих вимог у першому випадку характеристика твердості буде знижена, а в другому – завищена за рахунок наклепу). Для визначення мікротвердості зміцненого шару бажано ваги 1,0 або 2,0 Н.

Після зняття навантаження рукояткою 5 обертають столик до вихідного положення і фіксують його. Після цього за допомогою мікрометричного окуляра вимірюють діагональ одержаного відбитку (рис. 3.28) у поділках лімба барабана окулярного мікрометра. Для визначення довжини діагоналі в мікрометрах необхідно довжину у поділках окуляр-мікрометра помножити на ціну поділки у мікрометрах. Далі з таблиці чисел мікротвердості посередній діагоналі відбитку знаходять значення мікротвердості.

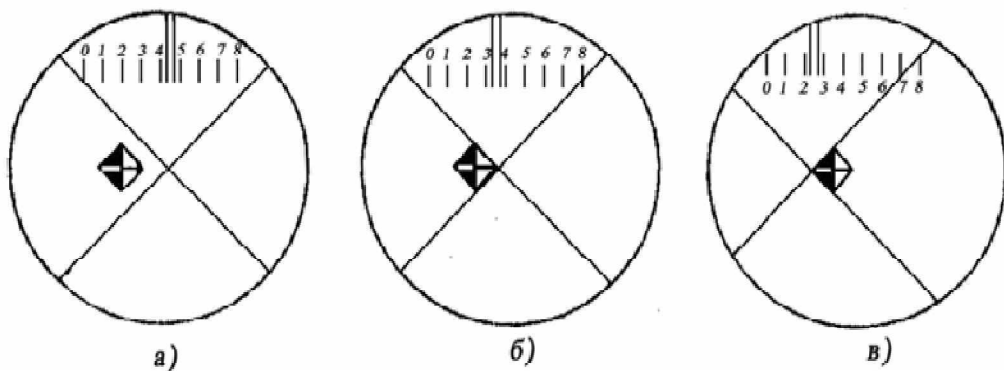


Рис. 3.28. Визначення довжини діагоналі відбитка окулярмікрометром

Середнє значення мікротвердості визначають із залежності:

$$\overline{H}_\mu = \sum_{i=1}^n H_i / n , \quad (3.16)$$

де: H_i – одиничний вимір мікротвердості; n - число вимірів.

Середнє квадратичне відхилення визначають із залежності:

$$\sigma_H = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\bar{H} - H_i)^2}{n-1}} \quad (3.17)$$

Дисперсію D можна визначити із залежності:

$$\sigma_H = \sqrt{D} \quad (3.18)$$

Середнє значення мікротвердості \bar{H} характеризує центр угруповання одержаних експериментальних значень H_i ; дисперсія D та середнє квадратичне відхилення σ_H характеризують розсіювання одержаних значень мікротвердості навкруги їх середнього значення.

Слід зазначити, що при визначенні мікротвердості дужетонких поверхневих шарів та структурних елементів значної довжини, доцільним може бути застосування піраміди Кнупа (**рис. 3.26**)

Останнім часом для дослідження мікротвердості поверхневих шарів використовується мікротвердомір «Шімадзу» типу M (Японія). Цей прилад, крім отримання прецизійних результатів, відзначається своєю швидкодією. Прилад використовується для визначення мікротвердості тонкого дроту і тонких пластин, частин приладів, металевих структур, загартованих поверхонь, різців із надтвердих матеріалів, гальванічних та інших подібних покриттів та мікротвердості інших матеріалів.

Для навантаження використовується важіль, що діє за допомогою електронної автоматичної системи. Навантаження на алмазну піраміду Віккерса здійснюється з ряду 5; 25; 50; 100; 200; 300; 500 та 1000 г. У приладі є мікроскопи зі збільшенням 100 для спостереження та 400 – для вимірювання. При цьому використовуються об'єктиви для спостереження зі збільшенням 10 і для вимірювання – 40. Окуляр мікрометра оснащено максимальною шкалою 200 мкм при стандартній ціні однієї поділки – 20 мкм і ціні однієї поділки 0,5 мкм шкали вимірювання.

Розміри вимірювального зразка 60 мм (на столику) і 180 мм за його межами. Розміри приладу «Шімадзу» наступні: 280x450x450 мм, а його вага складає 30 кг. Серед додаткового устаткування є фотоапаратура і піраміда Кнупа, а також таблиця твердості за Кнупом.

Прилад слід установлювати у місці, де немає вібрацій, оскільки у протилежному випадку виміри будуть мати недопустимі помилки. У тому випадку, коли прилад розміщується у приміщенні, де є певна вібрація, отримані величини слід порівнювати з величинами, отриманими вночі, коли вібрація менша або її немає зовсім. Крім того, у приміщенні не повинно бути будь-яких речовин, що викликають корозію і значних коливань температури.

3.11. Непрямі методи визначення твердості

Такі методи застосовують, коли є утруднення при застосовуванні поширених методів, коли досить наближених значень твердості і при масовому контролі. Непрямі методи визначення твердості характеризують не саму твердість, а фізичні характеристики, пов'язані з твердістю визначеними на досліді залежностями. Характеристики, одержані за цими методами, перераховують у стандартні числа Брінелля та Віккерса за спеціальними таблицями та номограмами.

Серед непрямих методів слід назвати такі:

a – динамічно-пластичний метод *Польді* (має багато загального з методом Брінелля); в результаті нанесення короткого удару одержують відбиток кульки одночасно на деталі та еталоні і твердість розраховують за формулою:

$$HB_p = \frac{HB \left(D - \sqrt{D^2 - d_1^2} \right)}{D - \sqrt{D^2 - d_2^2}}, \quad (3.19)$$

де: D – діаметр кульки; d_1 – діаметр відбитка на еталоні; d_2 – діаметр відбитка на зразку;

б – динамічно-пружний метод *Шора* або метод пружної віддачі при ударному вдавлюванні, заснований на вимірюванні висоти відсотку стандартного бойка, що падає з постійної висоти; боек виготовлений зі сталі, має постійну вагу і алмаз на кінці;

в – метод визначення твердості дряпанням полягає у визначенні зусилля, яке прикладається до алмазного конуса з кутом при вершині 90° ,

що переміщується по поверхні зразка і залишає подряпину, за діагоналю якої визначають твердість;

г – метод визначення твердості на маятникових приладах (запропонований Д. Менделєєвим). Маятник Менделєєва має форму підкови і опирається алмазною або сталеву призмою на зразок, що випробовується. Замість призми також використовують сталеву або рубінову кульку: метод заснований на тому, що при коливаннях маятника кулька розкатує лунку. Чим менша твердість, тим більша лунка і менший період коливання маятника (має обмежене застосування);

д – електромагнітний метод, заснований на залежності коерцитивної сили від твердості; зразок спочатку намагнічується, а потім при подачі розмагнічуючого струму фіксується його величина, достатня для розмагнічування; при цьому визначається не число твердості у якихось одиницях, а те, що твердість знаходиться в межах, заданих технічними умовами; градування здійснюється по двох контрольних деталях; метод досить поширений при масовому контролі.

3.12. Динамічні випробування

Особливості динамічних випробувань. Статичні випробування металів часто не відповідають реальним умовам навантаження деталей. В багатьох випадках робота деталей у машинах та механізмах пов'язана з динамічними умовами навантаження.

Для визначення механічних характеристик металів при динамічному навантаженні проводять динамічні (ударні) випробування. Ударні випробування класифікують за видом деформації на ударний згин, ударний розрив та ударне стиснення. Останні випробування часто застосовують як якісні копрові проби; їх використовують для готових реальних деталей.

Для проведення ударних випробувань, застосовують спеціальні машини – копри. За видом накопиченої енергії копри бувають *маятникові* (для

випробувань на ударний згин та ударний розрив), *вертикальні* з падаючими бабами (для випробувань на ударний розрив та ударне стиснення) та *ротаційні* (для випробувань на ударний розрив).

Схема ротаційного копра з нерухомих зразком показана **на рис. 3.29**.

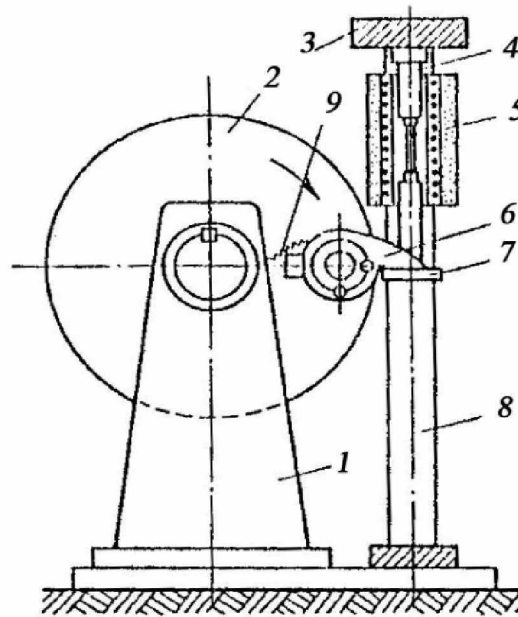


Рис. 3.29. Схема ротаційного копра з нерухомих зразком.

Копер має маховик 2, що обертається, який встановлено на станині 1. На колонах 8 за траверсу 3 підвішений зразок 5, закріплений у тримачах, до нижнього з яких закріплено ковадло 7. При досягненні зазначеної швидкості з маховика за допомогою спеціального пристрою 9 викидаються два бивні 6, які здійснюють удар по ковадлу 7.

Найбільш поширеним, завдяки простоті виконання і точності результатів, є випробування динамічним навантаженням на згин.

Динамічні випробування на згин. При динамічних випробуваннях навантаження на зразок прикладають з великою швидкістю і при цьому визначають характеристику опору матеріалу крихкому руйнуванню (або ступінь надійності матеріалу за динамічними умовами).

Основний метод динамічного випробування – це метод випробування на ударний вигин і визначенням ударної в'язкості матеріалу (ГОСТ 9454 – 78).

Стандартний зразок, розташований на двох опорах руйнується ударом маятникового копра, закріпленого у підшипниках (рис. 3.30).

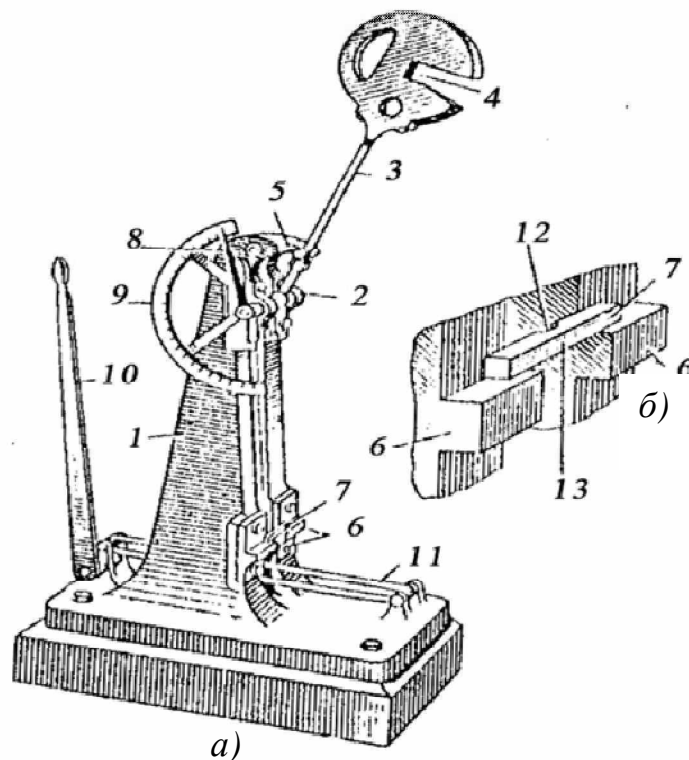


Рис. 3.30. Маятниковий копер:

a – загальний вигляд; *б* – положення зразка при випробуванні;

1 – станина; 2 – горизонтальна вісь; 3 – маятник; 4 – ніж;

5 – фіксатор; 6 – опори; 7 – зразок; 8 – стрілка; 9 – шкала;

10 – важіль; 11 – гальмовий ремінь; 12 – місце надрізу;

13 – місце удару.

Перед випробуванням маятник піднімають на заданий кут α і фіксують. Після встановлення зразка маятник звільняють, він падає і після руйнування зразка піднімається на кут β . Робота K_n , яка витрачена на руйнування зразка дорівнює $K = Pg(H - h)$, де P – вага маятника; g – прискорення вільного падіння; H та h – висота підйому маятника до і після руйнування зразка.

Ударна в'язкість KC (a_n) визначається як відношення роботи (K) до площі поперечного перерізу зразка у місці надрізу F_0 : $KC = K/F_0, \text{МДж/м}^2$.

Випробування здійснюють на стандартних зразках (рис. 3.31) з різними типами концентраторів напруження, але однакою "живим" поперечним

перерізом $F_0 = 8 \times 10$ мм. Концентратори напруження можуть мати радіус 1,0; 0,25 мм, а також ініційовану тріщину (рис. 3.31) і позначаються літерами U, V, T .

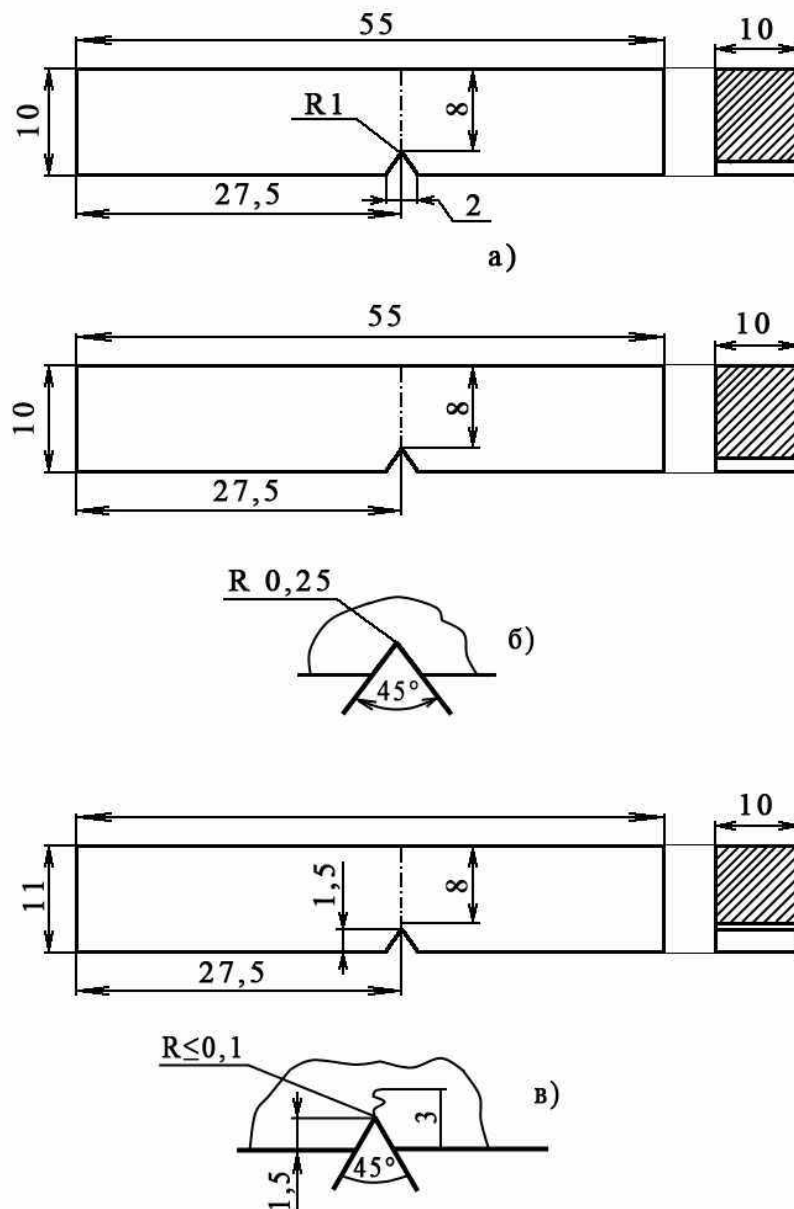


Рис. 3.31. Основні види зразків для випробування на ударний згин.

Чим гостріший надріз, тим більша жорсткість випробування. Роботу руйнування позначають, відповідно, KU, KV, KT , а ударну в'язкість – KCU, KCV, KCT (де літери KC означають символ ударної в'язкості, а літери U, V, T – тип концентратора напруження).

Робота руйнування складається з двох складових роботи – зародження тріщини та роботи її поширення; при цьому опір крихкому руйнуванню (або ступінь надійності), в основному, визначається роботою поширення тріщини.

Багато металів та сплавів можуть руйнуватися як в'язко, так і крихко, залежно від температури.

Зниження температури, звичайно, викликає перехід металу від в'язкого до крихкого руйнування (так званої холодноламкості). Температура переходу металу від в'язкого до крихкого руйнування називається температурним порогом холодноламкості. Для визначення порога холодноламкості проводять випробування серії зразків у діапазоні знижених температур.

Нарис. 3.32 показані криві залежності ударної в'язкості від температури випробування для двох сплавів, які мають при температурі 20° однакову ударну в'язкість. Але перехід у крихкий стан для одного сплаву відбувається при температурі – 40°, а для другого – при температурі 0° С. Перший сплав забезпечує більшу надійність у роботі, тому що допускає зниження температури до – 35° без суттєвої втрати в'язкості, тоді як другий сплав втрачає в'язкість і руйнується крихко при 0°С.

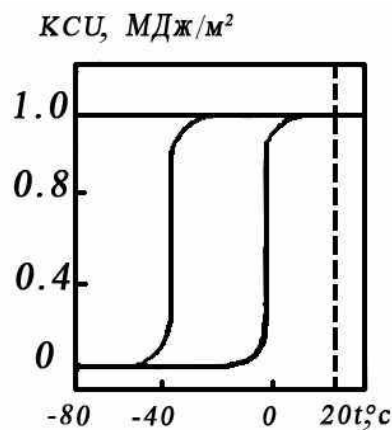


Рис. 3.32. Залежність ударної в'язкості від температури випробування

3.13. Випробування при циклічних навантаженнях

Вали, шатуни, ресори, пружини, рейки, балки та інші деталі і вироби у процесі роботи зазнають багатократних змін навантаження, як за величиною, так і за напрямком. Така схема навантаження деталей сприяє тому, що в них утворюються і розвиваються тріщини, які і спричиняють руйнування деталей. При цьому наявність різних вад у металі сприяє утворенню і розповсюдженню тріщин.

У разі циклічних навантажень руйнування може виникати раптово при

напруженнях, менших за границю міцності. *Процес поступового руйнування внаслідок розвитку тріщин з раптовим долом називаються утомленістю.* Він є наслідком поступового нагромадження дефектів у деталі, які приводять до виникнення і розповсюдження утомленісних тріщин. *Властивість металу витримувати значну кількість циклів знакозмінних навантажень, тобто протистояти утомленості називається витривалістю.*

Опір металів циклічному навантаженню характеризується границею витривалості (σ_R , МПа) або значенням найбільшою напруження, яке метал спроможний витримати без руйнування при заданому числі циклів N (звичайно в межах $5 \cdot 10^6 \dots 2 \cdot 10^7$ і більше).

Цикли можуть бути симетричними та асиметричними. *Симетричним називається такий цикл, в якому максимальні напруження однакові за величиною та протилежні за знаками (рис. 3.33).* Асиметричним називається такий цикл, в якому величини напруження у верхніх і нижніх границях не однакові.

Коефіцієнтом асиметрії циклу R називається відношення нижнього граничного напруження до верхнього $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ (для симетричного циклу $R = -1$).

Границя витривалості найчастіше визначається на зразках, що обертаються з прикладенням вигинаючого навантаження P , яке викликає знакозмінні напруження (розтяг – стиск) за симетричним синусоїдальним циклом $\sigma_{max} = -\sigma_{min}$ (рис. 3.33). Випробування у режимі асиметричних циклів виконуються значно рідше.

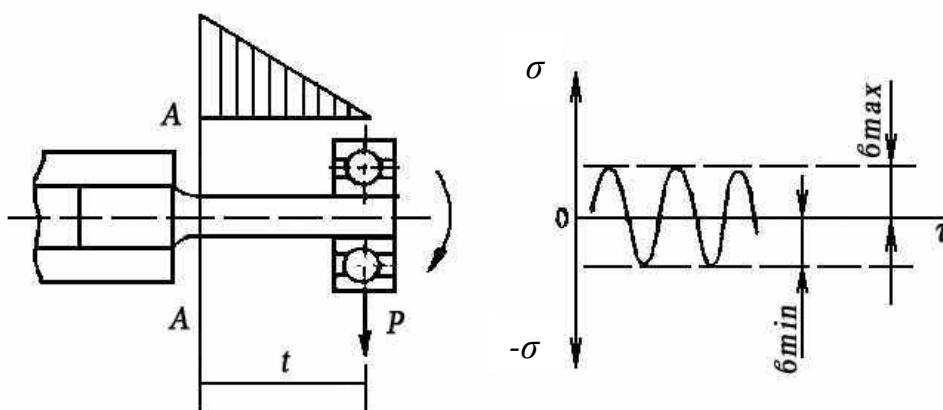


Рис. 3.33. Схеми випробувань на утомленість

Для визначення границі витривалості σ_{-1} проводять випробування до руйнування серії стандартних зразків при напруженнях σ , що зменшуються. За результатами випробувань будують діаграму у координатах напруження σ – число циклів N (рис. 3.34). Найбільше напруження σ , яке викликає руйнування після заданого числа циклів (горизонтальна ділянка), відповідає границі витривалості σ_{-1} , МПа. Спосіб побудови таких діаграм, методи і умови випробування на витривалість регламентуються ГОСТ 2860 – 84.

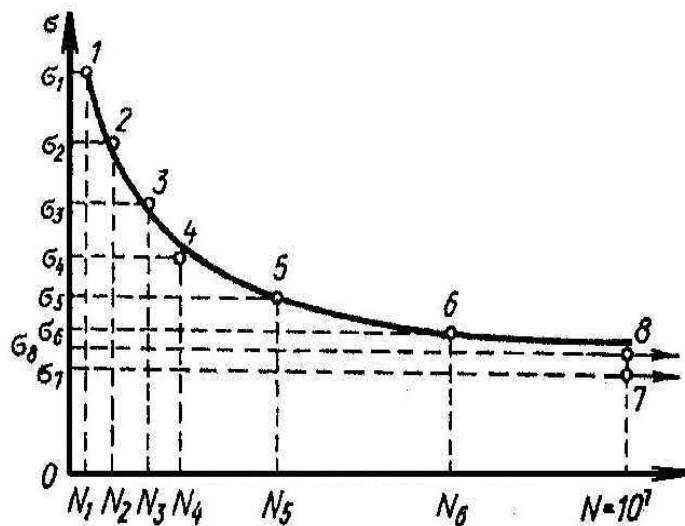


Рис. 3.34. Крива витривалості (утомленості).

Встановлено, що границя витривалості σ_{-1} має значно менші значення, ніж границя міцності σ_B . Орієнтовна залежність цих характеристик встановлена експериментально: $\sigma_{-1} = (0,3...0,6) \sigma_B$.

Для більш точного визначення границі витривалості деталей необхідно проводити натурні випробування, тобто випробувати всі відповідальні деталі на стендах. При стендових випробуваннях сталевих деталей базовим числом циклів є $N=10^7$.

Наявність на деталях (зразках) концентраторів напружень у вигляді виточок різких переходів, надрізів та ін., значно знижує границі витривалості. Чим менші показники шорсткості деталі або зразка, тим вище її границі витривалості. Наприклад, поліровані зразки мають границю витривалості на

15% вище, ніж шліфовані. Поверхнєве зміцнення деталей і машин підвищує границю витривалості і зменшує вплив концентраторів напружень.

Вплив концентрації напружень на величину границі витривалості визначається коефіцієнтом концентрації напружень K ; для симетричних циклів $K = \sigma_{-1} / \sigma_{-1K}$, де σ_{-1} та σ_{-1K} відповідно границя витривалості для гладкого зразка та зразка з концентратором напружень.

3.14. Випробування металів при понижених та підвищених температурах

Випробування при низьких температурах При знижені температури механічних випробувань спостерігається перехід від в'язких руйнувань до крихких (перехід від волокнистих зламів до кристалічних). Таку тенденцію мають вуглецеві та низьколеговані сталі; тому необхідно враховувати можливість переходу деталей машин у крихкий стан внаслідок експлуатації їх при низьких температурах.

Механічні *випробування* при низьких температурах застосовують в основному для динамічних методів, в основному при ударних випробуваннях на згин. Практична оцінка холодноламкості здійснюється шляхом випробувань серії зразків з послідуною побудовою кривих ударна в'язкість – температура випробування (див. рис. 3.32). Як правило ударна в'язкість визначається при таких мінусових температурах 0; 20; 40; 60; 80, 100°C.

Для заморожування зразків найчастіше застосовують суміш твердої вуглекислоти з бензином або спиртом (до – 75°C). Більш низькі температури одержують при застосуванні суміші спирта із скрапленим азотом або пропану та рідкого азоту. Температура скраплення пропану приблизно –40°C. Тому спочатку проводять охолодження пропану у твердій вуглекислоті, а далі до рідкого пропану додають рідкий азот і від співвідношення пропан – азот одержують необхідні температури.

Для визначення температури застосовують термометри та термопари з гальванометрами.

Для динамічних випробувань зразки заморожують у автоматичних ємкостях (не менше 1 л), температура у яких повинна бути нижча ніж завдана на величину втрат при перносі зразків (3...6, °C).

Статичні випробування при понижених температурах проводять із застосуванням невеликих ємностей з охолоджуючим середовищем, які встановлюють безпосередньо на випробувальних машинах; під час випробування зразок перебуває у охолоджуючому середовищі при завданій температурі.

Статичні випробування при підвищених температурах. Способи нагрівання зразків – в електричних трубчастих печах, а також безпосередньо при пропусканні електричного струму. Контроль регулювання температури здійснюється, в основному, за допомогою термопар. Зразки для випробування на гарячий розрив на кінцях мають нарізку, за допомогою якої вони з'єднуються із здовжувачами, які закріплюють у затискачах машини. Також проводять випробування на кручення, згин, втомленість, повзучість чи гарячу твердість.

Визначення гарячої твердості, в основному, проводять за методами Бринелля, Віккерса та Роквелла. Індентори виготовляють із легованих сталей, твердих сплавів, алмазу, сапфіру та ін.

Випробування на тривалу міцність та повзучість. Властивість металів та сплавів повільно і безперервно пластично деформуватися при постійному навантаженні (вище границі пружності) за певними підвищеними температурами називається *повзучістю*. Характеристиками повзучості є границя тривалої міцності та границя повзучості.

При випробуванні на повзучість визначаються механічні властивості сплавів при тривалих навантаженнях і підвищених температурах. Металеві вироби в таких умовах дають залишкову деформацію при напруженнях, значно менших за границю текучості.

При випробуванні зразки нагріваються до певних температур, після чого до них прикладається постійне навантаження і заміряється деформація зразка. Криві тривалої міцності (**рис. 3.35, а**) будуються в координатах «напруження –

час» (до руйнування зразків), а повзучості (рис. 3.35,б) – в координатах «видовження – час».

Границею тривалої міцності (наприклад, $\sigma_{1000}^{600} = 400 \text{ МПа}$) називається напруження, яке викликає руйнування зразка за певний час при конкретній температурі (у наведеному прикладі границя витривалості металу при 600°C протягом 1000 годин дорівнює 400 МПа).

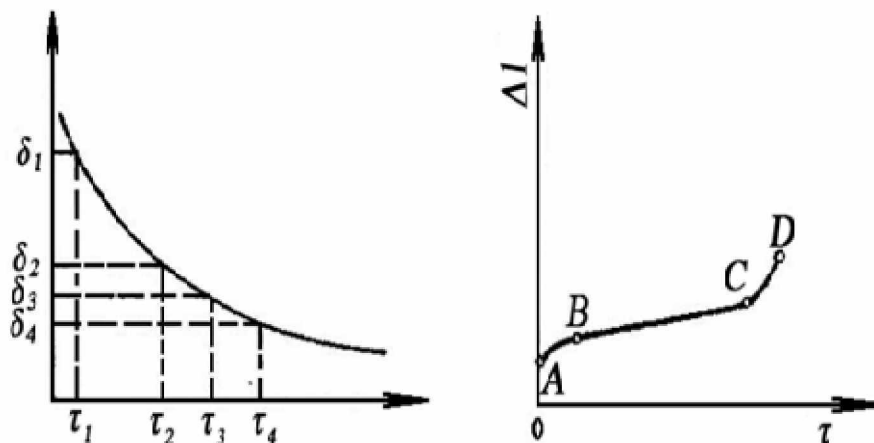


Рис. 3.35. Криві тривалої міцності (а) і повзучості (б).

На кривій повзучості (рис. 3.35, б) відрізок OA відповідає пружній та пластичній деформації, AB – початковій повзучості, BC – стабільній повзучості та CD – прискореному руйнуванню.

Границею повзучості (наприклад $\sigma_{1/1000}^{600} = 500 \text{ МПа}$) називається напруження, яке викликає визначену сумарну деформацію за певний час при конкретній підвищеній температурі (у наведеному прикладі границя повзучості металу при 600°C і сумарному видовженню 1% за 1000 годин дорівнює 500 МПа).

Повзучість при підвищених температурах відбувається внаслідок розвитку сплавів двох протилежних процесів: зміцнення за рахунок наклепу під час пластичної деформації та відновлення пластичності внаслідок нагріву.

Характеристики тривалої міцності та повзучості необхідні, коли вибирають матеріали для роботи при підвищених температурах під навантаженням протягом тривалого часу.

Контрольні питання до теми 3

1. Що таке конструкційна міцність?
2. Назвіть і охарактеризуйте три групи випробувань механічних властивостей металів.
3. Статичні випробування на розтяг – види зразків.
4. Як визначається умовне та істинне напруження ?
5. Основні характеристики міцності (умовні та істинні) при випробуванні на розтяг і їх визначення.
6. Основні характеристики пластичності при випробуванні на розтяг і їх визначення.
7. Застосування тензометрів для визначення малих деформацій.
8. Визначення умовної границі текучості σ_{02} .
9. Визначення умовної фізичної границі текучості σ_T .
10. Залежність пластичності сплавів від схеми напруженого стану.
11. Моделювання схеми напруженого стану при розтягненні за допомогою виточок.
12. Побудова діаграм залежності схильності металічних матеріалів до пластичної деформації.
13. Розрахування запасу міцності та запасу пластичності у конструкціях за діаграмами надійності.
14. Статичні випробування на стиснення; види зразків.
15. Особливості діаграм стиснення для крихких і пластичних матеріалів; основні характеристики.
16. Статичні випробування на згин; схема навантаження; види зразків.
17. Визначення згинаючого напруження для циліндричних зразків.
18. Визначення згинаючого напруження для плоских (прямокутних) зразків.

19. Особливості діаграми випробування на згин.
20. Як визначити величину стріли прогину для однієї зосередженої сили?
21. Спрощений метод визначення характеристик міцності.
22. Схема статичного випробування на зріз; визначення опору при подвійному зрізі.
23. Статичне випробування на кручення; особливість діаграми кручення.
24. Які характеристики металів можна визначати при випробуванні на кручення?
25. Як визначається максимальний відносний зсув при крученні?
26. Назвіть і охарактеризуйте основні технологічні проби.
27. Прямі методи визначення твердості; схеми випробування, характеристики.
28. Непрямі методи визначення твердості, схеми випробування, характеристики.
29. Схема випробування на мікротвердість; обладнання; можливості методу.
30. Статистична обробка результатів визначення мікротвердості.
31. Динамічні (ударні) випробування; застосування ротаційних і маятникових копрів.
32. Основні характеристики при ударних випробуваннях; види зразків і жорсткість випробування.
33. Залежність ударної в'язкості від температури випробування; механізм залежності.
34. Охарактеризуйте випробування при циклічних навантаженнях; схеми, характеристики металів – границя витривалості.
35. Випробування сплавів при понижених температурах; методика випробувань і регулювання температур.
36. Випробування при підвищених температурах; тривала міцність і повзучість.

IV. ЗАЛИШКОВІ НАПРУЖЕННЯ

4.1. Класифікація залишкових напружень

На експлуатаційні властивості деталей машин разом з геометричними параметрами сильно впливає фізико-механічний стан поверхневого шару, зокрема залишкові напруження (технологічні залишкові напруження). Технологічні залишкові напруження можуть впливати на точність обробки, статичну і динамічну міцність, а також корозійну стійкість деталей. Початкова точність машин при експлуатації також у значному ступені залежить від технологічних залишкових напружень. Відомі випадки, коли виготовлені з високою точністю колінчасті вали двигунів, зубчасті колеса, диски турбін та інші подібні деталі втрачали свою початкову точність через перерозподіл залишкових напружень під час роботи. Це приводило до посиленого зношування поверхонь тертя, розбалансування роторів та інших дефектів. Розтягуючі напруження біля поверхні разом з робочими напруженнями у перші ж години роботи можуть викликати з'явлення тріщин. Ці явища іноді прискорюються від дії середовища, у якому працює деталь.

Виникнення залишкових напружень пов'язано з умовами виготовлення деталей, головним чином з термообробкою та обробкою різанням, у тому числі абразивною.

Загальноприйнятою вважається класифікація залишкових напружень за протяжністю силового поля. Напруження першого роду – це макронапруження, що охоплюють області, співрозмірні з розмірами деталі. Ці напруження мають орієнтацію, яка пов'язана з формою деталі. Напруження 2-го роду – це мікронапруження, що розповсюджується на окремі зерна або на групу зерен (блоки). Напруження 3-го роду – це субмікроскопічні напруження, які

відносяться до спотворень атомної ґратки. Орієнтація останніх пов'язана зі структурою цієї ґратки.

Залишкові напруження 1-го роду виникають у результаті дії різних факторів при виготовленні деталі.

Величина цих напружень визначається густиною дислокацій, а знак залежить від характеру розміщення однорідних дислокацій по відношенню до поверхні деталі. Стискуючі напруження виникають у випадку переважаючого розміщення біля поверхні великої кількості позитивних дислокацій на паралельних площинах ковзання. Переважаюче розміщення біля поверхні негативних дислокацій сприяє виникненню напружень розтягу.

Наявність надміру дислокацій одного знаку визначається не тільки схемою деформування, але і температурою, при якій відбувається деформація, а також хімічним складом оброблюваного матеріалу.

Фізичною моделлю механізму утворення технологічних напружень стосовно деталей, поверхневий шар яких деформувався при механічній обробці, є дислокаційна модель.

Технологічні фактори (методи та режими обробки, стан інструменту, вид мастильно-охолоджувального середовища тощо) сильно впливають на величину і знак залишкових напружень 1-го роду. Точіння, як правило, призводить до виникнення розтягуючих напружень величиною до 700 МПа при глибині розповсюджень в межах $0,05 - 0,2 \text{ мм}$ у залежності від умов обробки. При фрезеруванні виникають як розтягуючі, так і стискуючі напруження; останні більш характерні для попутного фрезерування деталей із жароміцних сплавів. Фрезерування деталей з титанових сплавів супроводжується утворенням стискуючих напружень. При шліфуванні виникають розтягуючі напруження. Деформуюче протягування твердосплавним інструментом, особливо деталей з кінцевою товщиною стінки, призводить до утворення стискуючих напружень до 500 МПа у поверхневому шарі товщиною до 1 мм . Різальне протягування наводить незначні розтягуючі напруження, а його комбінація з наскрізним

деформуючим протягуванням призводить до складання епюр напружень, причому на користь останнього процесу.

Склад мастильно-охолоджувальних рідин (*МОР*) та способи їх підведення у зону різання також впливають на величину і знак макронапружень, що виникають у поверхневих шарах деталей після обробки різанням.

Застосування *МОР* вносить зміни у фізико-хімічні процеси у зоні контакту різального інструменту з поверхнею, що обробляється. Ці процеси визначаються напружений стан поверхневих шарів. Відомо, що одні і ті ж середовища у залежності від методу та умов обробки неоднаково впливають на величину і знак залишкових напружень. Застосування *МОР* може сприяти як збільшенню, так і зменшенню залишкових напружень порівняно з обробкою без них. Характер впливу *МОР* на напруження 1-го роду значно залежить від кількості тепла, що виділяється у зоні різання. Це тепло визначає розвиток процесів розміцнення у поверхневому шарі, а значить, впливає на його напруженість.

Мікронапруження (напруження 2-го роду) та субмікроскопічні (напруження 3-го роду) далі нами не розглядаються, оскільки ці напруження практично не мають технологічного значення.

4.2. Вплив залишкових напружень на зносостійкість, опір корозії та точність деталей

Стійкість залишкових напружень у процесі зношування залежить в основному, від величини залишкової деформації у поверхневих шарах пари тертя, яка визначає пружний, пружно-пластичний або пластичний контакти пар тертя.

При пружному контакті напруження у виступах не перевищують межі пружності. Це стосується випадку контакту відносно гладеньких або слабонавантажених поверхонь деталей, що працюють в умовах напіврідинного тертя.

Незначне зниження залишкових напружень вже спостерігається при навантаженнях до межі пружності (із залишковою деформацією до 0,005%).

При навантаженнях до межі текучості залишкові напруження зменшуються до 60%. При подальшому навантаженні із залишковою деформацією до 0,5 – 1% напруження знімаються практично повністю. Проте, після розвантаження у цьому випадку виникають вторинні макронапруження, які обумовлюються неоднорідністю пластичної деформації по глибині поверхневого шару.

Первинні макронапруження у парах тертя зберігаються доти, поки спільна дія залишкових напружень і напружень від зовнішнього навантаження не виходить за межу пружного опору, обумовленого дуже малою величиною залишкової деформації. Початок з'явлення пластичної деформації у поверхневих шарах спряжених деталей залежить від характеру розподілу первинних залишкових напружень і величини номінальних напружень. Якщо результуюча епюра напружень при накладанні залишкових напружень на напруження від зовнішнього навантаження буде характеризуватись зменшенням максимальних напружень, то у цьому випадку залишкові макронапруження, збільшуючи запас міцності у пружній області, підвищують зносостійкість пари тертя. Навпаки, збільшення результуючих максимальних напружень порівняно з величиною напружень тільки від зовнішнього навантаження викличе негативний вплив залишкових напружень.

Таким чином, в умовах напіврідкого тертя, коли напруження у виступах не перевищують межу пружності (пружний контакт поверхонь) , залишкові напруження можуть впливати на зносостійкість деталей.

Залишкові напруження стиску підвищують зносостійкість деталей, а напруження розтягу – знижують її. При пружно-пластичному контакті пар тертя, коли у поверхневих шарах виникає пластична деформація, інтенсивність і характер зношування деталей не залежать ні від величини, ні від знаку первинних залишкових напружень.

В умовах пластичного контакту пар тертя первинні залишкові напруження не впливають на зносостійкість поверхневого шару деталей. Первинні залишкові напруження уже у початковий момент зношування деталей ліквідуються пластичною деформацією і у поверхневому шарі пари тертя

виникають нові, вторинні напруження. Величина, знак і характер розподілу вторинних залишкових напружень визначається умовами зношування і властивостями матеріалів пар тертя незалежно від початкового стану поверхні.

Залишкові напруження прискорюють процеси корозії. Проте, стискуючі напруження знижують інтенсивність корозії. Однак шорсткість поверхні і деформаційне зміцнення металу поверхневого шару є більш суттєвими факторами, що впливають на інтенсивність процесів корозії. Корозійна стійкість різко знижується зі збільшенням шорсткості поверхні та наклепу.

Однією з основних причин передчасної втрати деталями машин початкової точності є короблення, що викликається релаксацією технологічних залишкових напружень. Ці напруження, що виникли в деталі, не залишаються постійними з часом. Пружні деформації, що викликаються цими напруженнями, поступово переходять у пластичні, що супроводжуються частковою або повною ліквідацією первинних макронапружень.

Нерівномірність проходження релаксації напружень через різну величину залишкових напружень на різних ділянках деталей змінює співвідношення між макронапруженнями, приводячи до пружної деформації деталі та зміни її геометричної форми і розмірів. Зовнішні навантаження та нагрівання деталей в умовах експлуатації прискорюють процеси релаксації напружень і можуть викликати також додаткові деформації.

Отже, надійна стабілізація геометричної форми деталі може бути забезпечена виключенням деформації як від залишкових макронапружень, так і від напружень, що викликаються зовнішніми навантаженнями. У практиці машинобудування для цієї мети використовуються різні технологічні процеси: природне та штучне старіння, вібраційне старіння та ін.

Релаксація макронапружень супроводжується загальною деформацією деталі нерідко настільки значною, що вона спостерігається візуально або викликає руйнування (появу тріщин).

Для боротьби із залишковими напруженнями застосовують термічну обробку або холодну пластичну деформацію.

Термообробка дає сприятливі результати: знижується максимальна твердість, поліпшується структура поверхневого шару, знижуються або зовсім знімаються залишкові мікронапруження. Останнє пояснюється тим, що межа текучості при високих температурах різко знижується. При цьому починається пластична течія, і залишкові напруження знижуються до межі текучості металу, що відповідає високій температурі. Щоб запобігти можливому коробленню та спотворенню форми деталей складного профілю типу лопаток газотурбінних двигунів через наявність перепадів температур у процесі переходу від нагрівання до охолодження, необхідно забезпечити малі швидкості охолодження.

Метод зняття залишкових напружень холодною пластичною деформацією полягає у навантаженні деталі додатковим навантаженням, що викликає у останній пластичну течію. Наприклад, у багатьох випадках цю роль виконує гідростатичне навантаження, в результаті чого залишкові напруження суттєво знижуються.

4.3. Методи визначення та дослідження залишкових напружень

Основними методами визначення залишкових напружень є механічні і рентгенівські. Перспективними для промислового застосування є також електрофізичні методи, при яких залишкові напруження визначаються за зміною електромагнітних властивостей поверхневого шару. Для оптично активних прозорих матеріалів або покриттів можна застосовувати поляризаційно-оптичні методи фотопружності та фотопластичності.

Механічні методи отримали найбільше розповсюдження внаслідок того, що у них використовуються такі самі уявлення про напруження і деформації механіки твердого тіла, як і при розрахунках деталей на міцність, жорсткість та стійкість. Це полегшує практичне застосування результатів досліджень для деталей з різних матеріалів (металів, кераміки, пластмас тощо).

Механічні методи засновані на припущенні, що розрізання та видалення частини деталі із залишковими напруженнями еквівалентні прикладенню до

частини деталі, що залишилась, на нових поверхнях напружень, зворотніх залишковим. Ці зворотні напруження викликають деформацію деталі або зусилля у пристроях, що перешкоджають деформації. Вимірюючи деформації, що виникли, деформаційними методами або сили реакцій силовими методами, можна вичислити залишкові напруження.

Відмінність механічних методів полягає: у формі зразків (або деталей, коли зразки не вирізаються); у припущеннях щодо закону розподілу залишкових напружень, що витікають із теоретичного аналізу деформації при виготовленні; у способі вимірювання деформації зразка або реакції опору, здатних усунути ці деформації.

У зв'язку з ростом номенклатури деталей, у яких вивчаються залишкові напруження, зростає число методик, у яких застосовуються різні метрологічні схеми вимірювання деформації зразків і формули розрахунку залишкових напружень.

Однак, ці нові способи базуються на тих самих положеннях механіки, що раніше докладно обґрунтовані Біргером. Тому для зручності практичного застосування механіки методи визначення залишкових напружень слід подавати у вигляді робочих методів. Основну увагу при цьому слід приділяти дослідженню напружень у поверхневих шарах, фізико-механічний стан яких сильно впливає на експлуатаційні характеристики деталей машин.

Рентгенівські методи. Наявність залишкових напружень у полікристалічних тілах, якими є метали, викликає різні інтерфераційні ефекти рентгенівських променів, відбитих від поверхні зразків, у залежності від розмірів зони, у якій ці напруження врівноважуються. На цьому ґрунтується класифікація М.М. Давиденкова залишкових напружень.

Напруження 1-го роду (макронапруження) мають постійну орієнтацію на усій досліджувальній ділянці поверхні деталі, внаслідок чого вони певним чином змінюють на цій ділянці міжатомну відстань. Це викликає кутове відхилення променів, відбитих від поверхні. У результаті з'являються зміщення ліній на рентгенограмах або дифрактограмах, за якими і вираховують

залишкові напруження 1-го роду. При обмеженнях використовують ті ж уявлення про напруження і деформації твердого тіла, що і при механічних методах. Проте, між значеннями напружень отриманих цими методами, все ж є різниця. По-перше, при даному куті до поверхні і напрямом рентгенівських променів відбивання відбувається тільки від кристалографічних площин, що мають кут Бреґґіа з напрямом променів, що подають:

$$V = \arcsin \frac{n\lambda l}{2d}, \quad (4.1)$$

де d – відстань між відбиваючими кристалографічними поверхнями, λ – довжина хвилі рентгенівських променів, n – порядковий номер інтерференційної лінії на рентгенопрямі або дифрактопрямі.

Таким чином, фактично у відбитті беруть участь тільки кристали поверхневого шару, які орієнтовані певним чином.

Другою особливістю рентгенівських методів є те, що промені проникають у метал на глибину від 3 до 50 мкм. Тому на рентгенограмах або дифрактограмах відбивається середній розподіл залишкових напружень.

Слід відзначити, що товщина шару, що бере участь в утворенні інтерференційної картини, залежить від довжини хвилі випромінювання та кутів падіння і відбиття променів. Внаслідок вказаних особливостей між напруженнями 1-го роду, які отримано при різних параметрах рентгеноструктурного аналізу і знайденими механічними методами, будуть кількісні розходження. Це підкреслює виключну важливість врахування методики визначення залишкових напружень при співставленні результатів досліджень.

Напруження 2-го роду врівноважуються у об'ємах окремих кристалів або блоків. Внаслідок цього вони не можуть бути знайдені механічними методами, навіть якщо орієнтовані відносно напрямку пластичних деформацій, що викликали ці напруження. Напруження 2-го роду визначають по збільшенню ширини інтерференційних ліній на рентгенограмах і дифрактограмах, відділяючи їх від ефектів, що дає зменшення блоків.

Методи оцінки залишкових напружень за зміною електромагнітних властивостей поверхневого шару. Простота цих методів, висока продуктивність, можливість визначення залишкових напружень у поверхневих шарах без руйнування деталі, роблять методи зручними для масового застосування у заводських умовах. Проте, для побудови повної епюри напружень потрібне послідовне зтравлювання шарів металу. Метод не забезпечує роздільне визначення складових залишкових напружень. Тому при проведенні дослідницьких робіт його слід поєднувати з механічними або рентгенівськими методами. Метод можна виконувати, наприклад, за допомогою вихрових струмів з використанням випробувача електропровідності.

Точність методу досить низька (відносна похибка до 15%), оскільки електромагнітні властивості матеріалу залежать не тільки від залишкових напружень, а самі епюри можуть змінюватись за різними законами в межах досліджуваного шару.

Поляризаційно-оптичні методи використовуються у деталях або покриттях із прозорих або напівпрозорих оптично активних матеріалів (епоксидних смол, полікарбонату, бакеліту, скла, плексигласу, целулоїду, гуми товщиною до 10 мм тощо). У цих матеріалах швидкість поляризованого світла залежить від орієнтації і величини головних напружень, що дозволяє знайти напруження за інтерференційною картиною.

У деталях із непрозорих матеріалів вивчення процесу формування залишкових напружень можна замінити дослідженням моделі із оптично активного матеріалу, якщо забезпечити геометричну, теплову і механічну подібність. За допомогою вимірювання монтажних залишкових напружень у прозорих моделях, що склеєні з елементів, можна моделювати структурні напруження у деталях складної форми.

Важливим достоїнством поляризаційно-оптичних методів є можливість вивчення на прозорих моделях взаємодії залишкових напружень з

напруженнями від експлуатаційних навантажень. Найбільш просто за допомогою цього методу вивчати плоскі тіла, коли напруження не змінюється по товщині. Проте, можна досліджувати і просторовий розподіл напружень, застосовуючи метод «заморожування напружень» у моделях і розрізаючи їх на тонкі шари у трьох різних напрямках.

Недоліком поляризаційно-оптичних методів є складність та дороговизна апаратури і необхідність виділення для неї окремого приміщення.

Таким чином, усі розглянуті методи доповнюють один одного.

4.4. Дослідження залишкових напружень

Дослідження залишкових напружень починається із вирізки зразків з деталей. Вирізка з деталей малих і середніх розмірів зразків впливає на точність дослідження.

Найбільш широке застосування для вирізки зразків знайшли методи електроерозійної прошивки. Для деталей з жароміцних та титанових сплавів ці методи найбільш бажані, оскільки не вносять додаткових залишкових напружень. Для вирізки зразків з великих деталей або деталей із пластмас застосовують механічне розрізання на чистових режимах із сильним охолодженням. Після механічного вирізання металічних зразків потрібно стравлювати з нових поверхонь шар товщиною до 0,2 мм для видалення напружень, виникли при вирізанні.

Для вирізання зразків з твердих та крихких неелектропровідних матеріалів (кварцу, алмазу, скла, кераміки тощо) рекомендуються методи ультразвукової прошивки чи розрізання.

На рис. 4.1. показано запропонований нами метод вирізання зразка для визначення залишкових напружень 1-го роду за допомогою алмазно-абразивного відрізного круга з використання кутової дрелі. Метод використовувався при вивченні напружень у гільзах гідроциліндрів діаметром 40 – 180 мм, які обробляють комбінованим деформує – різальним

протягуванням. Після вирізання зразки стравлювались для видалення шару товщиною до 0,2 мм для усунення напружень від вирізання. Метод відзначається продуктивністю та мобільністю.



Рис. 4.1. Вирізання та розрізання зразка для визначення розподілу залишкових напружень у гільзі гідроциліндру алмазно-абразивним кругом.

Методи видалення напружених шарів. Найбільш розповсюдженими методами видалення напружених шарів металу при дослідженнях залишкових напружень є електролітичне та хімічне травлення. У табл. 4.1. наведено склади травників та електролітів для різних матеріалів.

Таблиця 4.1.

Розчини для хімічного та електрохімічного травлення при дослідженні залишкових напружень

| Матеріал зразка | Склад електроліту або травника | Температура травлення, °C | Метод травлення |
|---|---|------------------------------|--------------------|
| 1 | 2 | 3 | 4 |
| Вуглецеві та низьколеговані конструкційні сталі | 1. 850 см ³ ортофосфорної кислоти (густина 1,56 г/ см ³), 150 см ³ сірчаної кислоти (густина 1,89 г/см ³) і 50 г/л суміші хромового ангідриду | 20 | електрохімічний |
| | 2. 80% ортофосфорної кислоти, 6% хромового ангідриду, решта вода | 50 | |
| | 3. 18 – 20% сірчаної кислоти, решта вода | 20 | |
| | 4. 20% азотної кислоти, решта вода | 20 | |

| | | | |
|--|---|---------------|-----------------|
| Високолеговані сталі, неіржавіючі, хромисті та хромонікелеві сталі, жароміцні сплави на нікелевій основі | 1. 45% ортофосфорної кислоти, 45% сірчаної кислоти, решта вода 2.60 – 65% ортофосфорної кислоти, 15 –20% - сірчаної кислоти, 0,5% – сірчаноокислого заліза, решта вода. | 20 20 | електрохімічний |
| 1 | 2 | 3 | 4 |
| | 3. 67% – ортофосфорної кислоти, 33% – сірчаної кислоти, 50г/л – хромового ангідриду, 4.15 – 20% азотної кислоти, | 20 15 – 25 | |
| | 20 – 25% лужного натрію, решта вода 5. 30% азотної кислоти, решта вода 6. 750 см ³ соляної кислоти, 250 см ³ азотної кислоти («царська горілка») | 20 20 | хімічний |
| Чавун | 1. 35–40% бісульфату натрію, решта вода 2. 8 –10% соляної кислоти, решта вода | 20 – 40 | електрохімічний |

| | | | |
|---|--|------------------------|-----------------|
| Титан та його сплави | 1. 30% азотної кислоти, 2% –плавикової кислоти, решта вода 2. Водні розчини азотної, хромової і плавикової кислот; для кожного сплаву підбирається експериментально | 40 20 | хімічний |
| 1 | 2 | 3 | 4 |
| Алюмінієвокремнієві сплави, цинковисті силуміни, кремністі бронзи | 55% фосфорної кислоти, 40% сірчаної кислоти, 5% плавикової кислоти | 15 – 25 | електрохімічний |
| Мідь, латунь, бронза | 1. 100% ортофосфорної кислоти 2. 91% ортофосфорної кислоти, 9% хромового агідриду | 15 – 25 25 – 30 | електрохімічний |
| Олово, свинець, бабіти, сплави мідні і залізо | 5% хлорної кислоти, 94% льодяної оцтової кислоти, решта вода | 15 – 25 | електрохімічний |
| Срібло | 3 – 4, 5% ціаністого срібла, 3– 4% ціаністого калію, решта вода | 18 – 25 | електрохімічний |

| | | | |
|----------|--|---------|-----------------|
| Нікель | 70% сірчаної кислоти, 2% хромового ангідриду, 1% гліцерину, решта вода | 20 – 35 | електрохімічний |
| Ніобій | 175 см ³ 40% – ної плавикової кислоти, 175 см ³ азотної кислоти і 650 см ³ води | 20 | електрохімічний |
| Молібден | 50см ³ соляної кислоти, 20 см ³ сірчаної кислоти, 150 см ³ метилового спирту | 50 | електрохімічний |

Основні вимоги до травників і електролітів наступні: зняття металу повинно відбуватися рівномірно по усій поверхні, що досліджується; при травленні не повинні виникати додаткові напруження у результаті дифузії водню. Рекомендується перед початком травлення на відпалених зразках підібрати і перевірити травник і режим з травлювання. Електролітичне травлення при інших рівних умовах є переважним, оскільки змінюючи щільність струму, можна у відносно широких межах змінювати швидкість зняття металу, у відносно широких межах змінювати швидкість зняття металу та досягати її стабільності. Поверхні зразків, що не повинні стравлюватись і деталі підвіски захищаються стійкими покриттями. При температурах до 30° С можна використовувати парафін і віск. Лаки *ХВЛ – 21 Е1* слід використовувати при більш високих температурах.

Травлення слід проводити у витяжній шафі. Необхідно дотримуватися відповідних правил техніки безпеки. Внутрішнє облицювання ванни для фосфорнокислих і сірчанонокислих травників – вініпласт, оргскло, скло, фарфор та кераміка; для азотнонокислих і хлорнокислих (холодних) – скло, фарфор і кераміка; для лугів – вуглецева сталь, гума кераміка та емаль. Матеріали підвісок для деталей (анод) – латунь, неіржавіюча сталь та освинцьована сталь; матеріал катоду – свинець.

Для видалення великих кількостей матеріалу при дослідженні розподілу

залишкових напружень по осьовому перерізу товстостінних деталей із жаростійких, жароміцних сталей, з титанових сплавів та інших матеріалів, наприклад, після штамповки, лиття, термічної обробки, перспективним є застосування методів розмірної електрохімічної обробки поверхностей і розрізання. При цьому можуть бути використані універсальні верстати для електрохімічної обробки. Спеціальною оснасткою є тільки електроди і камери для установки і підведення електроліту до деталі.

Для матеріалів, що задовільно обробляються, у тому числі і не-електропровідних (наприклад, пластмас), для дослідження розподілу залишкових напружень по усьому перерізу деталі можуть застосовуватися методи чистової обробки поверхонь лезовими інструментами при наявності сильного охолодження. Для крихких та неелектропровідних матеріалів (кварц, кераміка тощо) для зняття напружених шарів можна використовувати ультразвукову обробку.

4.5. Приклади застосування технологій, де генерується залишкові напруження

Обробка отворів, у тому числі глибоких, за допомогою деформуючого протягування набула останнім часом великого розповсюдження у зв'язку із застосуванням для виготовлення робочих елементів металокерамічних твердих сплавів, що мають високу зносостійкість. Виробниче застосування цього процесу показує, що твердосплавний деформуючий елемент може працювати без втрати розміру до 10 км загальної довжини оброблених деталей.

Найбільший інтерес із позиції предмету нашого навчально-наукового видання являють наскрізні пластичні деформації, при котрих діаметр отвору збільшується на 10 – 20 %. У цьому випадку пластичні деформації розповсюджуються на всю товщину стінки деталі і змінюють поряд з діаметром отвору довжину деталі та її зовнішній діаметр. У зоні контакту деформуючого інструменту з оброблюваним металом виникають також деформації зсуву, величина котрих може обчислюватися сотнями процентів. Якраз саме ці деформації формують поверхневий шар, який визначає якість обробленої

поверхні, зокрема залишкові напруження 1-го роду. За даними обох найбільш потужних шкіл проф. Розенберга О.М. та проф. Проскураюла Ю.Г. ці напруження у поверхневому шарі великої товщини (до 1 – 2 мм) є стискуючими і можуть досягати 300 – 500 МПа.

У тих випадках, коли для виготовлення деталей з пластичних матеріалів використовується трубний прокат та інші заготовки звичайної точності, деформуюче протягування доцільно застосовувати як чорнову (формууючу) операцію. Це дозволяє у десятки разів (від 1 – 5 до 0,05 – 0,15 мм) знизити початкову некруглість і нециліндричність отвору «чорної» заготовки, за рахунок чого припуск на наступну обробку різанням значно зменшується.

Нами запропонована комбінована протяжка, яка поєднує деформуючі і різальні елементи (зубці), що знаходить широке застосування у промисловості як високопродуктивний інструмент, що дозволяє підвищити якість обробленої поверхні глибоких отворів, зокрема гільз гідроциліндрів.

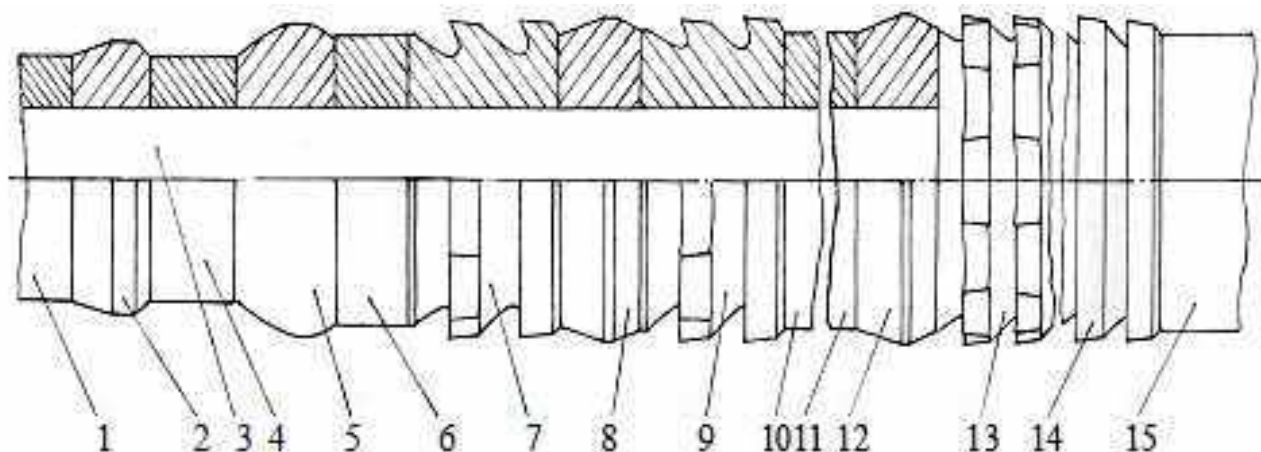


Рисунок 4.2. – Фізична модель деформуюче-різальної протяжки:

- 1 – передній хвостовик;
- 2 – правлячий ДЕ;
- 3 – стрижень (оправка);
- 4, 6, 10, 11 – демпфуючі втулки;
- 5 – основний ДЕ;
- 7, 9 – чорнові різальні секції;

- 8, 12 – зміцнюючі ДЕ;
- 13 – чистова різальна секція;
- 14 – калібруюча різальна секція;
- 15 – задній хвостовик

Слід відзначити, що поєднання деформуючих та різальних елементів ставить питання щодо сумарних залишкових напружень у поверхневому шарі деталей, оскільки різальне протягування за даними більшості авторів генерує несприятливі розтягуючі напруження.

Залишкові напруження визначались за методом кільця і полосок, який є різновидом методу М.М. Давиденкова. Тангенційні та осьові залишкові напруження визначають наступним чином. Кільце шириною 10мм, яке вирізалось із середини деталі, що оброблялась деформуючим, різальним або комбінованим протягуванням, розрізалось по твірній. Після розрізання вимірювались внутрішній та зовнішній діаметр та фіксувалась їх змінювання δ_p , що виникло в результаті розрізання. Зміна зовнішнього діаметру та товщини стінки кільця визначались мікрометрами з ціною поділки 0,01мм, а внутрішнього діаметру – нутроміром з індикаторною голівкою. Мікрометр для вимірювання товщини стінки мав одну сферичну голівку. Кільце покривалось лаком ОК – 20 з усіх боків за винятком внутрішньої поверхні, закріплювалось одним кінцем у зразкотримачі і опускалось у ванночку з електролітом. Для стравлювання внутрішніх шарів застосовувалась установка конструкції Б.О. Кравченка, яка була оснащена додатково пристроєм для перемішування електроліту.

Змінювання діаметру δ_p , після розрізання кільця визначалось із виразу $\delta_p = D_1 - D_0$ або $\delta_p = d_1 - d_2$, а змінювання діаметру у процесі δ_a фіксувались за допомогою техnodатчика та приладу «Motor –Kompensator», яким записувались ці змінювання. Тензодатчик наклеювався на балочку, яку одним кінцем жорстко кріпилась на зразкотримачі, а другим торкалась другого кінця досліджуваного кільця. Тарування переміщень вільного кінця балочки виконувалось у спеціальному пристрої за допомогою мікронної індикаторної

голівки. Швидкість руху паперу при запису складала 40 мм/год, вертикальне збільшення – 1250 раз.

Як електроліт для травлення вуглецевих сталей застосовувався соляний розчин сірчаноокислого цинку ($ZnSO_4$ – 100 г/л) та кухонної солі (NaCl – 50 г/л).

Осьові залишкові напруження δ_z визначались на полосках шириною 8 мм, вирізаних із втулок довжиною 75мм. Травлення внутрішньої поверхні полоски та вимірювання прогину полоски виконувалось на тій же установці і за допомогою тих самих приладів. Тарування здійснювалось у спеціальному пристрої, який було виготовлено для полосок. Тангенційні та осьові залишкові напруження розраховувались за формулою І. О. Біргера.

На рис. 4.3 подані епюри розподілу тангенційних залишкових напружень у поверхневому шарі деталі із сталей 10,45, У8А, і 12Х18Н10Т, які оброблено різними способами. Перед обробкою деталі мали наступні розміри: зовнішній діаметр 43 – 45 мм; діаметр отвору 30 – 32 мм; довжину 60 мм.

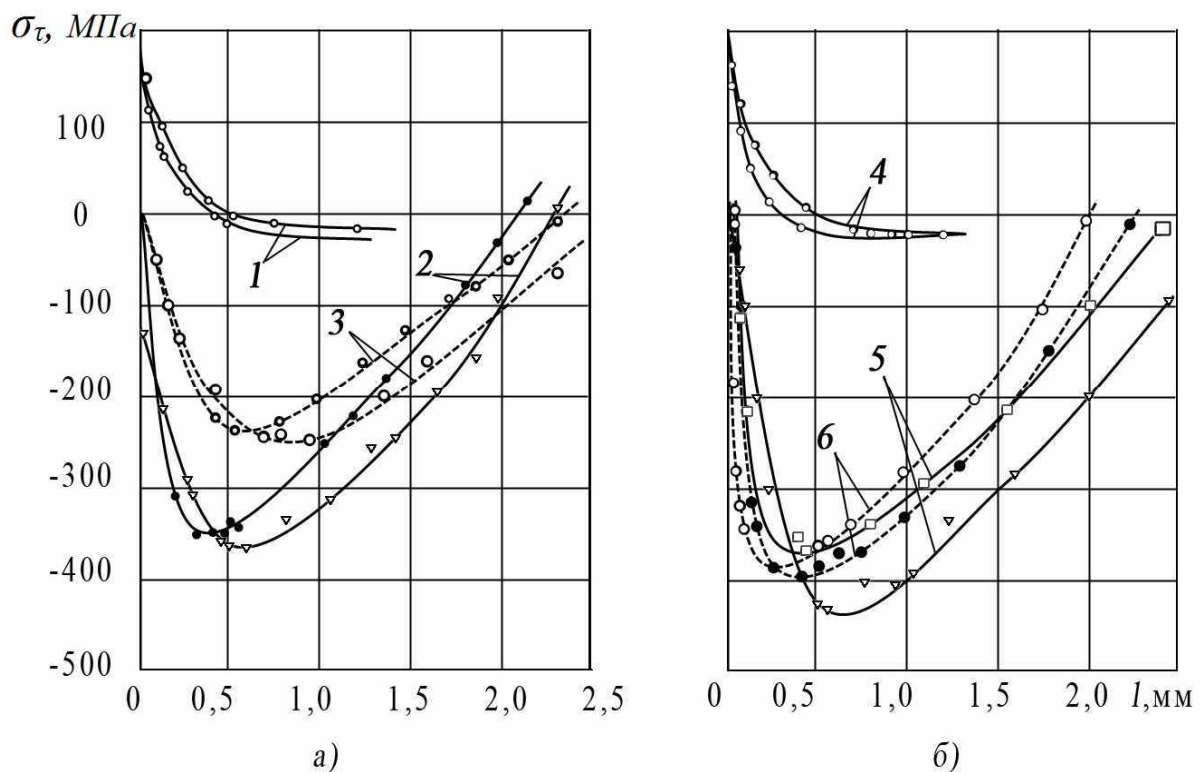


Рис. 4.3. Розподіл тангенціальних залишкових напружень σ_τ у поверхневому шарі деталей типу втулок із сталей 10, У8А (штрихові криві) із сталей 45,12Х18Н10Т (суцільні криві), оброблених різальним (1,4),

деформуючим (2,5) і деформуюче – різальним (3,6) протягуванням ($a=0,2\text{мм}$; $\sum\varepsilon=2,1\text{мм}$; припуск 0,2 мм) : a – криві розподілу для сталей 10 і 45; b – для сталей У8А та 12ХН10Т.

Досліди показали, що у процесі розточки, різального протягування, розвертання та шліфування незміцнених сталей досліджуваних марок з режимами обробки, які рекомендуються нормативами, у поверхневих шарах металу виникають залишкові напруження розтягу.

Однак, як відзначалось вище, у процесі наскрізного деформуючого протягування, як правило, виникають сприятливі залишкові напруження стиску. Епюри розподілу цих напружень є характерними кривими з максимумом, який розміщується на певній відстанні від поверхні отвору.

На **рис. 4.3** показані такі епюри, які отримано авторами при деформуючому протягуванні досліджуваних сталей з натягами 0,2 мм та сумарною пластичною деформацією 2,1 мм. Із дослідів витікає, що залишкові напруження, які виникають при деформуючому протягуванні, значні за величиною і розповсюджуються на глибину до 2 – 2,5 мм. Тому їх величина і характер розподілу сильно впливають на величину і характер розподілу сумарних залишкових напружень при комбінованій деформуюче – різальній обробці.

Сказане підтверджується даними **рис. 4.4**, аналіз котрих показує, що епюри залишкових напружень, які отримані при деформуючому протягуванні і комбінованій обробці з використанням у ролі чистової операції різального протягування, розвертання і шліфування, подібні між собою. Проте, у випадку комбінованої обробки максимумами кривих залишкових напружень розміщені ближче до поверхні отвору, а величина цих напружень дещо менша, ніж при деформуючому протягуванні. Зменшення величини припуску, що видаляється різанням, приводить до зближення кривих (**рис. 4.4**). При припусках порядку 0,05 мм і менше ці криві практично співпадають незалежно від виду обробки різанням.

Подана на рис. 4.5 залежність величини тангенціальних залишкових напружень біля поверхні отвору після обробки останнього деформуючим протягуванням з наступним розточуванням від глибини різання при розточуванні свідчить про те, що деформуюча – різальна обробка забезпечує у поверхневому шарі залишкові стискуючі напруження навіть при значній величині припуску, що видаляється.

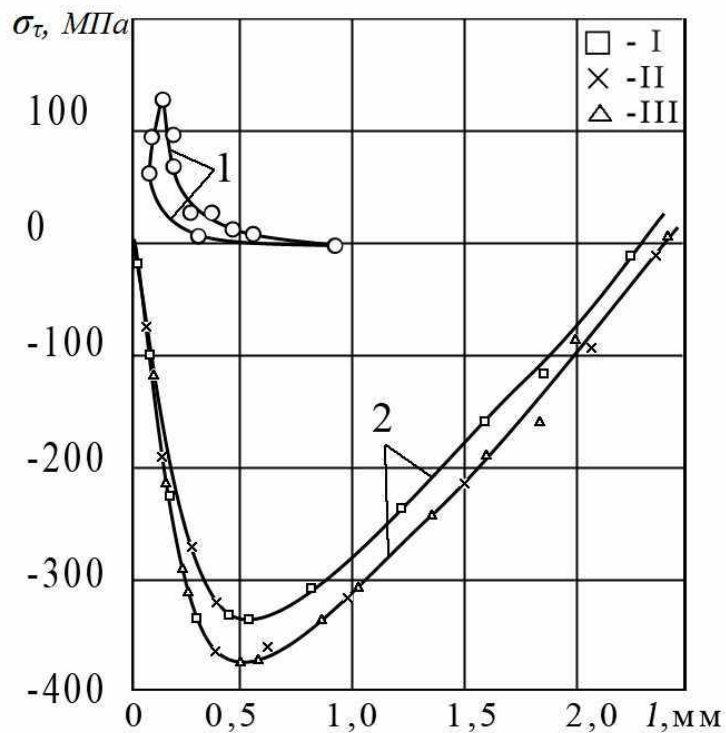


Рис. 4.4. Розподіл тангенціальних залишкових напружень σ_{τ} у поверхневому шарі деталей типу втулок із сталі 45, оброблених розвертанням (I), шліфуванням (II) і деформуючим протягуванням (III) ($a = 0,2 \text{ мм}$, $\sum \varepsilon = 2,1 \text{ мм}$) : 1 і 2 – розвертання і шліфування до і після деформуючого протягування з припусками відповідно 0,1 і 0,05 мм.

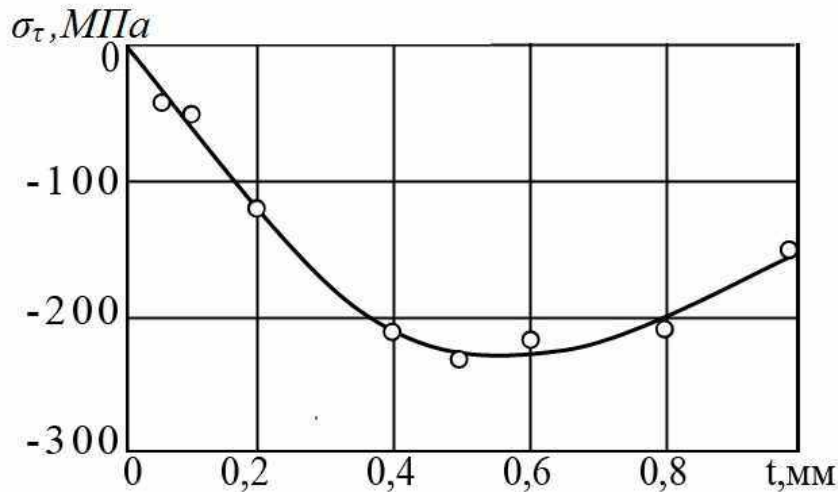


Рис. 4.5. Залежність тангенціальних залишкових напружень σ_τ у поверхневому шарі та глибині $0,05$ мм від глибини різання t при розточуванні попередньо зміцненої деформуючим протягуванням ($a=0,2$ мм; $\sum \varepsilon = 2,1$ мм) сталі 45 ($v = 270$ м/хв.; $S=0,17$ мм/об) різцем (Т15К6; $\gamma=15^\circ$; $\alpha = \alpha_1 = 10^\circ$; $\gamma = 60^\circ$ $\gamma_1=15^\circ$; $r = 0,1$ мм).

Таким чином, комбіноване деформуюча – різальна обробка сприятливо впливає на фізико-механічні властивості поверхнього шару отворів. Величину, знак і характер розподілу тангенціальних залишкових напружень у цьому шарі можна задавати, змінюючи умови комбінованої обробки.

Контрольні запитання до теми 4

1. На що впливають технологічні залишкові напруження?
2. Класифікація технологічних залишкових напружень.
3. Що є фізичною моделлю механізму утворення залишкових напружень 1- го роду?
4. Які технологічні фактори впливають на величину і знак залишкових напружень 1- го роду?
5. Вплив залишкових напружень на зносостійкість деталей.
6. Вплив залишкових напружень на опір корозії деталей.
7. Вплив залишкових напружень на точність деталей.
8. Релаксація залишкових напружень.

9. Методи зняття залишкових напружень.
10. Механічні методи визначення залишкових напружень.
11. Рентгенівські методи визначення залишкових напружень.
12. Методи оцінки залишкових напружень за зміною електромагнітних властивостей поверхневого шару.
13. Поляризаційно-оптичні методи визначення залишкових напружень.
14. Вирізання зразків для дослідження залишкових напружень.
15. Технологія видалення напружених шарів.
16. Основні вимоги до травників і електролітів.
17. Техніка безпеки при хімічному і електрохімічному травленні зразків.
18. Особливості вибору травників для видалення напружених шарів з деталей із різних металів та сплавів.
19. Назвіть характерні приклади застосування технологій, де генеруються залишкові напруження 1-го роду.
20. Вплив поєднання холодного пластичного деформування і обробки різанням на формування залишкових напружень, їх величину і знак.

Література

1. Бабичев М. А. Методы определения внутренних напряжений в деталях машин / М. А. Бабичев. – М. : Из-во АН СССР, – 1955. – 132 с.
2. Биргер И.А. Остаточные напряжения / И.А. Биргер. – М.: Машгиз, 1963. – 232 с.
3. Давиденков Н.Н. Об измерении остаточных напряжений / Н.Н. Давиденков. – Заводская лаборатория, 1950, №2. – С.1452 – 1454.
4. Дурягина З. А. Сплавы з особливими властивостями : навч. посібник / З. А. Дурягина, О. Я. Лизун, В. Л. Пілюшенко. – Львів : Вид-во Нац. ун-ту «Львівська політехніка», 2007. – 236 с.
5. Инструменты из сверхтвёрдых материалов / под. ред. Н. Н. Новикова и С. А. Клименко. – М.: Машиностроение, 2014. – 608 с.

6. Інженерія поверхні: підручник / [К. А. Ющенко, Ю. С. Борисов, В. Д. Кузнецов, В. М. Корж]. – К. : Наук. думка, 2007. – 559 с.
7. Канарчук В.Є. Методи дослідження металів: навчальний посібник/ В. Є. Канарчук, В.І. Шевченко . – К. : Національний транспортний університет. – 2001. – 98с.
8. Качество машин : справочник, в 2 т. / А. Г. Суслов [и др.]. – М. : Машиностроение, 1995. – Т 1.– 256 с.
9. Качество поверхности, обработанной деформирующим протягиванием/ А.М. Розенберг, О.А. Розенберг, Э. И. Гриценко, Э. К. Посвятенко. – К. : Наукова думка. – 188с.
10. Кацев П.Г. Справочник протяжника / П.Г. Кацев, Н.П. Елифанов М.: Машгиз, 1963. – 256с.
11. Кравченко Б.А. Силы, остаточные напряжения при резании металлов/ Б.А. Кравченко. – Куйбшев: Куйбышевское книжное изд-во, 1962. – 179с.
12. Маргулис Д.К. Протяжки переменного резания / Д.К. Маргулис. – Москва – Свердловск: Машгиз, 1962. – 269с.
13. Матеріалознавство : підручник / С. С. Дяченко, І. В. Дощечкіна, А. О. Мовлян, Е. І. Плешаков. – Харків : ХНАДУ, 2007. – 440 с.
14. Надійність сільськогосподарської техніки : підручник / М. І. Черновол, [та ін.]; заг. ред. М. І. Черновола; [2-е видан.]. – Кіровоград : КОД, 2010. – 320 с.
15. Неорганическое материаловедение. В 2-х томах: Т.1. Основы науки о материалах / под. ред. Г. Г. Гнесина, В.В. Скорохода. – К. : Наукова думка, 2008. – 1152 с.
16. Основы теории резания материалов: підручник / М. П. Мазур [та ін.]; під ред. М. П. Мазура. – Львів : Новий Світ. – 2000, 2010. – 422 с.
17. Патент на винахід 89326 Україна, МПК (2014.01) В23Р 15/00. Комбінована деформуєча – різальна протяжка / Посвятенко Е.К., Паладійчук Ю. Б., Посвятенко Н.І., Будяк Р.В.; власник Вінницький національний аграрний університет.

18. Підвищення надійності деталей машин поверхневим пластичним деформуванням / І. С. Афтаназів [та ін.]. – Житомир. : ЖІТІ, 2001. – 516 с.

19.Посвятенко Е. К. Особливості механіки різання матеріалів, зміцнених холодною деформацією/ Е. К. Посвятенко, Н.І. Посвятенко, Р. В. Будяк// Резание и инструмент в технологических системах. – 2012. Вип. 81. – С. 238 – 248.

20.Проскуряков Ю.Г. Распределение остаточных напряжений при дорновании деталей / Ю.Г. Проскуряков. – Известия вузов, Машиностроение, 1961, №2. С. 149 – 137.

21.Справочник машиностроителя: в 6 т. / Д. М. Берман [и др.]; под ред. Э. А. Сатель. – М. : Машиностроение, 1964. – Т. 5, кн. II. – 920 с.

22. Теория и практика нанесения защитных покрытий / П. А. Витязь [и др.]. – Минск : Беларуская наука, 1998. – 583 с.

23. Технологические остаточные напряжения / А.В. Подзей, А.М. Сулима, М. И. Евстигнеев, Г. З. Серебренников. – М.: Машиностроение, 1973 – 216с.університет; – № и2013 14974; заявл. 20.12.2013, опубл. 10.04.2014, Бюл. №7.

24. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов / Я. Б. Фридман. – М.: Обронгиз, 1952 – 556с.

25. Харламов Ю. А. Физика, химия и механика поверхности твёрдого тела / Ю. А. Харламов, Н. А. Будагьянц. – Луганск : вид-во СУДУ, 2000. – 624 с.