

В.О.Пчелінцев, А.І.Дегула

**МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА
КОНСТРУКЦІЙНА МІЦНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ**

Навчальний посібник

Рекомендовано Міністерством освіти і науки України

Суми
Сумський державний університет
2011

УДК 548/549(075.8)

ББК 30.3я73

П–92

Рецензенти:

О.Б.Гірін – доктор технічних наук, професор ВДНЗ «Український хіміко-технологічний університет», м. Дніпропетровськ;

В.Б.Тарельник – доктор технічних наук, професор Сумського національного аграрного університету;

О.Д.Погребняк – доктор фізико-математичних наук, професор Сумського інституту модифікації поверхні

*Рекомендовано Міністерством освіти і науки України
як навчальний посібник для студентів вищих навчальних закладів
(лист № від 2011р.)*

Пчелінцев В.О., Дегула А.І.

П–92 Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів:
навч. посіб. /В.О.Пчелінцев, А.І.Дегула. – Суми: Вид-во
СумДУ, 2011. – 246 с.
ISBN

У посібнику коротко розглянуті особливості будови поверхневих шарів, що формуються при різних технологічних процесах, і вплив поверхні на міцність матеріалу. Наведені класифікація механічних випробувань і особливості визначення характеристик міцності матеріалів під час розтягнень, ударного впливу і втомних досліджень при кімнатній та підвищеній температурах. Особливу увагу приділено вивченню питань конструкційної міцності та руйнування металів. Розглянуті питання підвищення експлуатаційних властивостей матеріалу деталей машин за рахунок використання прогресивних технологій термічної обробки і вибору матеріалів.

Посібник може бути корисним для студентів-матеріалознавців III – IV рівнів акредитації під час вивчення дисципліни «Механічні властивості і конструкційна міцність» та виконання комплексних, випускних кваліфікаційних і самостійних робіт з дисциплін навчального плану спеціальності 8.090101 «Прикладне матеріалознавство».

УДК 548/549(075.8)

ББК 30.3я73

ISBN

© В.О.Пчелінцев, А.І.Дегула, 2011

© Сумський державний університет, 2011

ЗМІСТ

	С.
Вступ.....	5
1 Основні поняття про будову, структуру і властивості металів.....	6
1.1 Теоретична і технічна міцність.....	6
1.2 Недосконалість кристалічних ґраток.....	10
1.3 Субмікроскопічні і мікроскопічні дефекти структури....	21
1.4 Макроскопічні дефекти.....	29
2 Особливості будови поверхні і приповерхневих шарів.....	39
2.1 Геометрія поверхні.....	39
2.2 Дія зовнішнього середовища на поверхневий шар.....	45
2.3 Вплив якості поверхні на міцність.....	60
3 Напруження і деформація.....	67
3.1 Метод перерізів.....	67
3.2 Схеми напруженого стану при механічних випробуваннях.....	75
3.3 Класифікація механічних випробувань.....	82
3.4 Умови подібності механічних випробувань.....	85
3.5 Вплив масштабного фактора.....	89
3.6 Поняття про діаграму механічного стану.....	92
4 Випробування на розтягування.....	96
4.1 Визначення характеристик міцності під час розтягування.....	96
4.2 Визначення характеристик пластичності.....	103
4.3 Випробування напруження і деформації при розтягуванні.....	107
4.4 Графічні способи визначення характеристик міцності...	109
5 Пружні властивості і неповна пружність металів.....	121
5.1 Константи пружних властивостей.....	121
5.2 Фактори, що впливають на пружні властивості.....	124
5.3 Непружність і внутрішнє тертя.....	128
6 Руйнування.....	133
6.1 Основні поняття.....	133
6.2 В'язке руйнування.....	136
6.3 Крихке руйнування.....	138
6.4 Роль концентраторів напружень у крихкому руйнуванні.....	142

7 Випробування на ударну в'язкість.....	150
7.1 Напружений стан під час випробування.....	150
7.2 Метод оцінки ударної в'язкості і холодноламкості.....	154
7.3 Способи визначення роботи зародження і розвитку тріщини.....	159
8 Випробування при високих температурах.....	165
8.1 Жароміцність.....	165
8.2 Повзучість.....	166
8.3 Тривала міцність.....	173
9 Механічні властивості, що визначаються при циклічному навантаженні.....	176
9.1 Характеристика навантажень і особливості руйнування при втомі.....	176
9.2 Вплив стану поверхні.....	183
10 Конструкційна міцність і методи її підвищення.....	187
10.1 Конструкційна міцність. Критерії її оцінки	187
10.2 Параметри, що обумовлюють довговічність сталі.....	192
10.3 Параметри надійності сталі і методи їх визначення.....	197
10.4 Розкриття тріщини і її роль в оцінці в'язкості руйнування пластичних матеріалів.....	208
10.5 Поняття про живучість металу.....	210
10.6 Методи підвищення конструкційної працездатності деталей машин.....	213
11 Випробування на твердість.....	221
11.1 Загальна характеристика.....	221
11.2 Твердість при вдавлюванні.....	224
11.3 Інші способи визначення твердості.....	233
11.4 Визначення мікротвердості.....	235
12 Тестовий контроль засвоєння лекційного матеріалу.....	237
Список літератури.....	245

ВСТУП

Із різноманітних властивостей металів – основних матеріалів, що використовуються у машинобудуванні, - найважливішими є механічні властивості: пружність, міцність, твердість, пластичність, опір втомі і повзучість, чутливість до концентраторів напружень, опір руйнуванню, які в більшості випадків є основними для вивчення і доцільності застосування того або іншого металу.

Знання механічних властивостей важливе як для конструкторів, так і для технологів. Дослідження природи властивостей металевих матеріалів показало, що найважливіші властивості, зокрема опір пластичній деформації і руйнуванню, залежать від особливостей структурного стану металу. При цьому в поняття структури металу входять не тільки загальні характеристики металографії – зерно, але також структурний стан самих зерен і частинок, а також дефекти кристалічної будови атомних ґраток металів. Енергетичні характеристики руйнування більш чутливі, ніж зміцнювальні, до різного роду окрихчувальних факторів і вони полегшують прогноз поведінки матеріалу в умовах експлуатації.

У технологічних і структурних діях на матеріал закладені великі можливості підвищення конструкційної міцності. Наприклад, збільшення здатності матеріалу до поглинання енергії шляхом прискорення і полегшення мікрореаксації напружень, а також зменшення внутрішніх розтягувальних напружень шляхом вимкнення джерел цих напружень.

Успішне розв'язання названих задач можливе тільки при узгодженій роботі фізиків, механіків, конструкторів, технологів і металознавців.

1 ОСНОВНІ ПОНЯТТЯ ПРО БУДОВУ, СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛІВ

1.1 Теоретична і технічна міцність

Широке використання металів у сучасній техніці пов'язане з тим, що вони мають комплекс механічних властивостей: хороші пластичність і в'язкість поєднуються у них з високою міцністю, пружністю і твердістю. Дослідження природи властивостей металевих матеріалів показало, що більшість найважливіших властивостей в різних умовах навантаження залежить від особливостей тонкої кристалічної будови.

Під технічною міцністю розуміють опір реальних тіл пружній і пластичній деформації та руйнуванню. Технічну міцність визначають експериментально. Теоретичну міцність визначають з умов деформації або руйнування в пружній області ідеальних ґраток монокристала, в якій дії зовнішнього навантаження протистоїть міжатомний зв'язок. Міцність міжатомного зв'язку в кристалах є основним фактором, що визначає опір деформації і руйнуванню металів.

Енергія міжатомного зв'язку в металах є роботою дисоціації металевого кристала при абсолютному нулі на газ позитивних іонів і електронів.

Загальна потенційна енергія U взаємодії іонів і електронів (енергія зв'язку) є функцією міжатомної відстані і для твердого стану може бути подана напівемпіричним виразом вигляду

$$U = \frac{A}{r} + \frac{B}{r^2},$$

де A і B – константи; r – атомний радіус.

У цьому рівнянні член A відповідає енергії електростатичного тяжіння між позитивними іонами та електронами,

а B/r^2 - кінетичної енергії електронів, що обумовлює дію сили відштовхування у кристалі.

Сила зв'язку σ , що характеризує чутливість загальної потенційної енергії системи атомів до зміни міжатомної відстані, дорівнює похідній енергії по міжатомній відстані:

$$\sigma = -(dU/dr)$$

Залежності потенційної енергії і сили зв'язку від міжатомної відстані подані на рис. 1.1 і 1.2.

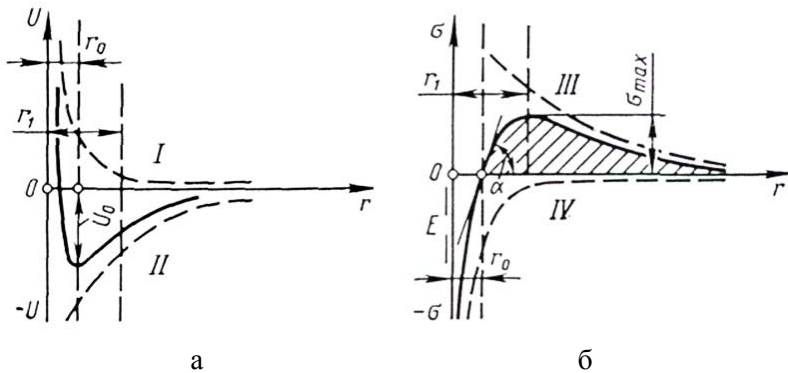


Рисунок 1.1 - Залежність потенційної енергії (а) і міжатомної сили зв'язку (б) від міжатомної відстані r :

I - енергія відштовхування; II - енергія тяжіння; III - сила тяжіння; IV - сила відштовхування

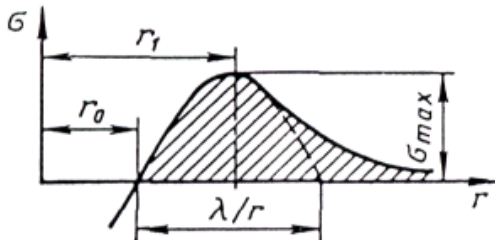


Рисунок 1.2 – Залежність міжатомної сили зв'язку від міжатомної відстані r

Максимальне значення міжатомної сили зв'язку σ_{\max} в точці r_1 і є теоретичною міцністю при розтягуванні, розрахунок якої на одиницю площі наведений нижче за Н.Петчем.

Початкову ділянку кривої на рис. 1.1б і 1.2 можна приблизно подати співвідношенням

$$\sigma = \sigma_{\max} \sin \frac{2\pi r}{\lambda}.$$

Роботу, витрачену при руйнуванні на розділення двох атомних площин і віднесено до одиниці поверхні (відповідає заштрихованій площі на рис. 1.1 б і 1.2), можна приблизно подати такою формулою:

$$\int_{r_0}^{\lambda/2} \sigma_{\max} \sin \frac{2\pi r}{\lambda} dr = \frac{\lambda}{\pi} \sigma_{\max}.$$

Ця робота дорівнює поверхневій енергії $2U$ в двох поверхнях, що знову утворилися. Таким чином,

$$\sigma_{\max} = 2\pi \frac{U_s}{\lambda}.$$

Із співвідношення σ випливає, що

$$\frac{d\sigma}{dr} = \sigma_{\max} \frac{2\pi}{\lambda} \cos \frac{2\pi r}{\lambda} \approx \frac{2\pi}{\lambda} \sigma_{\max},$$

оскільки в даній частині кривої $\cos \frac{2\pi r}{\lambda} \approx 1$.

Оскільки для початкової ділянки кривої за законом Гука

$$\sigma = E \frac{r}{r_0},$$

то

$$\frac{d\sigma}{dr} = \frac{E}{r_0}.$$

У той же час із раніше одержаних виразів маємо

$$\frac{2\pi}{\lambda} \sigma_{\max} = \frac{E}{r_0}.$$

Використовуючи дані співвідношення, можна записати, що теоретична міцність при розтягуванні

$$\sigma_{\max} = \left(\frac{EU_s}{r_0} \right)^{1/2}.$$

Теоретична міцність кристалічних тіл, обчислена за зазначеною формулою, як правило, в сотні разів перевершує значення міцності металів.

Однак вивчення міцності при розтягуванні ниткоподібних кристалів (вусів), проведене останнім часом, показує, що вони володіють міцністю, яка наближається до теоретичної, – від $7 \cdot 10^3$ до $14 \cdot 10^3$ МПа. Наприклад, міцність при розтягуванні ниткоподібних кристалів заліза становить 13360 МПа, міді – 3020 МПа, цинку – 2250 МПа, міцність тих самих металів, одержаних звичними методами, відповідно становить 302,2 і близько 180 МПа.

Теоретичні розрахунки опору зрушенню також показують величезну розбіжність із результатами експериментальних досліджень.

Невідповідність між теоретичною і фактичною міцністю кристалічних тіл є результатом того, що внутрішня будова реального металу відрізняється від ідеального.

Кристалічні ґратки реального твердого тіла мають багато дефектів, відхилень структурних елементів від правильного положення.

Для звичайних умов отримання металу дефектність і неоднорідність зерен – явища нормальні і практично немінучі. При розрахунку теоретичної міцності не враховуються структура металу зі всією її недосконалістю і пластична деформація, яка часто передуює руйнуванню.

Для кількісної оцінки енергії і сил міжатомного зв'язку в кристалічних тілах можуть бути використані енергія суб-

лімації, середня квадратична амплітуда теплових коливань, температура плавлення, характеристична температура (температура Дебая), параметри дифузії, пружні постійні й інші фізичні величини. Однак під час вирішення проблеми міцності не всі вони рівноцінні, оскільки по-різному пов'язані з механізмом пластичної деформації і руйнування металів.

Глибокий аналіз цих величин і можливості використання їх для оцінки міцності міжатомного зв'язку, проведений С.Т.Кишкіним, К.А.Осіповим, показує, що немає однозначної кількісної залежності між міцністю кристалічних тіл і якої-небудь із цих фізичних величин, прийнятої за міру міжатомного зв'язку. Це обумовлено тим, що міцність є структурно-чутливою властивістю матеріалу в пружній і пластичній областях.

Однак, незважаючи на те, що не спостерігається однозначної залежності між опором пластичної деформації, опором руйнуванню і величинами, що характеризують міжатомний зв'язок, все ж таки можна відзначити певну тенденцію збільшення міцності з підвищенням температури плавлення або енергії зв'язку.

1.2 Недосконалість кристалічних ґраток

Для того щоб мати правильне уявлення про властивості металу, необхідно ознайомитися з тими різноманітними порушеннями реального кристалічного тіла, що впливають на його міцність. Спотворення атомних ґраток залежно від їх геометрії підрозділяються на точкові, лінійні й поверхневі, іноді їх називають нульвимірними, одно- і двовимірними. Точкові дефекти – це порушення ґраток в ізольованих одна від одної точках ґраток (рис. 1.3). До таких дефектів належать **вакансії** (вузли ґраток, у яких немає атомів), **атоми проникнення** або **заміщення** сторон-

ньої речовини, які розміщені у вузлах або міжвузловинах основної речовини. Розміри цих дефектів приблизно дорівнюють атомному діаметру. Для вакансій характерні значна нестійкість і легкість зсуву під дією теплових флуктуацій. Вони можуть об'єднуватися в групи і колонії, створюючи зародок субмікроскопічної порожнини – тріщини. Вакансії можуть також утворювати «атмосфери» навколо дислокацій. Надлишок вакансій (для даної температури) можна створити різними методами: різким зниженням температури (гартуванням), сильною деформацією кристалічних ґраток, бомбардуванням твердого тіла атомами або частинками з високою енергією. Утворення і зникнення вакансій у твердому тілі викликають зміну його щільності.

При тепловій рівновазі в кристалах завжди є незаповнені вузли атомних ґраток (вакансії) (рис. 1.3 а); у деяких кристалах число вакансій при високих температурах доходить до 2% за об'ємом. Виникнення вакансій пояснюється тим, що частина атомів унаслідок випадкового надлишку енергії (флуктуації) покидає свої місця. Атом, що при цьому вискочив, може виявитися або в міжвузловинах або ж зовсім вийти за ґратки, на грань кристала. Чим вища температура, тим більше вакансій у ґратках і тим легше вони переміщуються.

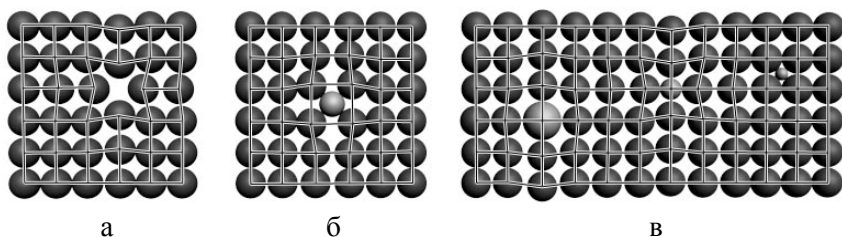


Рисунок 1.3 – Точкові дефекти в кристалічних ґратках:
 а – вакансії; б – міжвузловий атом; в – домішкові атоми заміщення та проникнення

Вакансії можуть змінювати своє положення в кристалі, під впливом несприятливих дій накопичуватися в деяких зонах, створюючи зародок субмікроскопічної порожнини – тріщини. Наявність вакансій порушує нормальну взаємодію між атомами.

Атоми проникнення. Шляхом дифузії у тверді тіла потрапляють атоми сторонніх речовин (рис. 1.3 б, в), дотичних з даним тілом. В основному це атоми газів з навколишнього середовища, але можлива і дифузія між твердими тілами при їх тісному контакті. У сплавах атоми домішок також потрапляють у ґратки основного металу.

Атом, що проникає шляхом дифузії в атомні ґратки кристала, порушує правильність останньої, оскільки його взаємодія з основними атомами відрізняється від взаємодії однорідних атомів; у ґратках виникає спотворення. Вплив домішок на міцність дуже великий. Атоми проникнення є точковими дефектами структури кристала.

Дислокації. Лінійні недосконалості, що мають малі розміри в двох вимірах і велику протяжність в третьому вимірі називаються дислокаціями.

Згідно із сучасним уявленням дислокації виконують вирішальну роль у деформації кристала.

Крайова дислокація являє собою локалізоване викривлення кристалічної ґратки, що викликане наявністю в ній «надлишкової» атомної напівплощини (рис. 1.4).

Тейлор уперше встановив функціональну залежність між прикладеною зсувною напругою зрушення і відстанню між крайовими дислокаціями з урахуванням їх знака і розподілу.

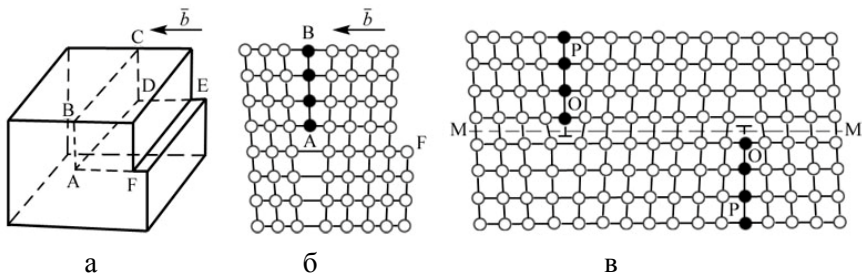


Рисунок 1.4 – Крайова дислокація: а – зміщення атомних площин під дією вектора Бюргерса; б – схема розташування атомів біля дислокації; в – розміщення дислокацій щодо площини ковзання М-М

Для випадку, коли всі дислокації в кристалі паралельні та розподілені у вигляді рядів дислокацій різних знаків, що рівномірно чергуються, рівняння має вигляд

$$S = G\lambda d^{-1} - F,$$

де G – модуль зсуву; λ – стала ґратки;

F – коефіцієнт, що характеризує розподіл дислокацій;

d – відстань між дислокаціями у рядах.

Згідно з рівнянням опір деформації монотонно зростає із зменшенням відстані між дислокаціями у рядах, тобто чим більше зближують дислокації, тим сильніша їх взаємодія і тим більший опір зрушенню кристала. Тейлор також вважав, що досконалий кристал здатний протистояти дуже великій напрузі.

Окрім крайових розрізняють ще і **гвинтові дислокації** (рис. 1.5). Це пряма EF навколо якої атомні площини зігнуті за гвинтовою поверхнею. В цьому випадку кристал можна розглядати як складений з однієї атомної площини, закручена в вигляді гвинтової поверхні.

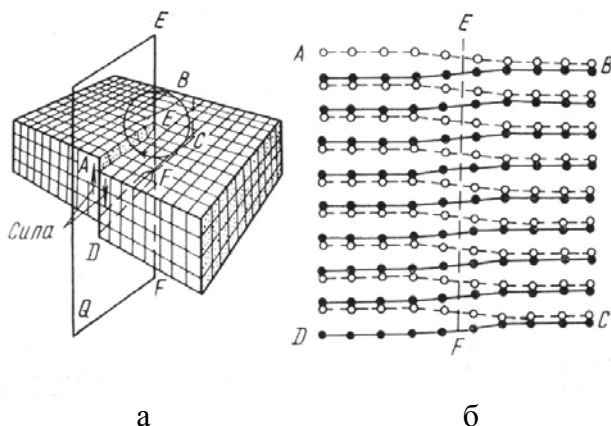


Рисунок 1.5 – Просторова модель утворення гвинтової дислокації

Ідея про залежність міцності від недосконалості будови кристала дістала свого подальшого розвитку у працях А.І.Одінга із співавторами. Ними запропоновані схеми залежності опорів деформації (міцності) від кількості спотворень у ґратках. Характер зміни кривої міцності від числа дефектів кристалічної будови схематично показаний на рис. 1.6. На цій кривій міцності можна виділити такі чотири ділянки. Початковій точці (а) відповідає міцність кристала без дефектів, так звану теоретичну міцність ідеальних кристалічних ґраток, у якій всі атоми одночасно сприймають дію навантаження ($\sigma_{\text{вусів}}$ – міцність монокристалічних вусів).

Ділянка кривої міцності (ab) відповідає знеміцненню металу і його сплавів у результаті виникнення обмеженого числа дефектів у їх кристалічній будові.

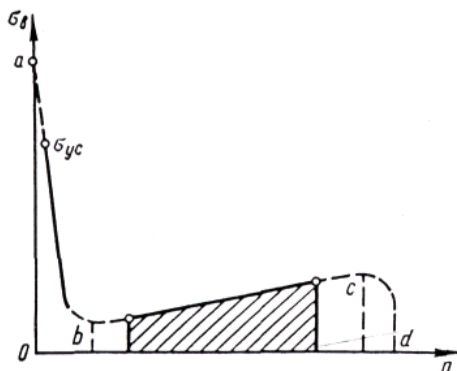


Рисунок 1.6 – Залежність міцності від числа недосконалості в кристалічних ґратках металів і сплавів

Ділянка (bc) становить зміцнення металів і сплавів унаслідок збільшення числа недосконалості в кристалічній структурі. Із збільшенням щільності дислокацій зменшується відстань між дислокаціями, а це призводить до посилення взаємодії дислокацій між собою і з іншими дефектами ґраток. При цьому опір руху дислокацій зростає, а отже, зростає і опір деформації (зміцнення), міцність металу збільшується.

Оскільки дислокаціям належить вирішальна роль у процесах пластичної деформації і руйнування, деякі дослідники вважають, що ділянка кривої (bc) лежить в інтервалі щільності дислокацій (приблизно) від 10^4 - 10^8 до 10^{12} см⁻².

Ділянка (cd) відповідає граничному насиченню дефектами кристалічних ґраток, при якому відбувається втрата несучої здатності матеріалу. Метал у цьому стані має, як правило, велику щільність дислокацій. Гранична щільність дислокацій, здатна викликати руйнування кристала, становить 10^{14} – 10^{15} см⁻² (при рівномірному розподілі по всьому об'єму). Вища середня щільність дислокацій у кристалах не спостерігається.

Основна ідея теорії дислокацій полягає у наступному - за колишніми уявленнями, дія зовнішніх сил приводить до рівномірного зсуву в атомних ґратках кристала: за напрямом найщільнішої «упаковки» всі атоми одного ряду одночасно зсуваються щодо атомів сусіднього ряду. За теорією ж дислокацій переміщення відбувається нерівномірно. Унаслідок цього в перерізі кристала, перпендикулярному до осі і до площини ковзання, виникає така картина: кількості атомів у двох рядах – з однієї і з іншої сторін площини ковзання – різняться на одиницю. Тому в області зрушення в якомусь місці атомних ґраток проти інтервалу одного ряду виявляється зайвий атом сусіднього ряду по той бік площини ковзання (рис. 1.4 б). Це ядро дислокації, що становить слід лінії дислокації (остання перпендикулярна до площини креслення – лінія AD). Біля дислокації деякі атоми зближуються між собою, а інші розсунені. Таким чином, найбільш характерне для дислокації те, що вона є місцевим порушенням правильного порядку атомів. Дислокації можуть розміщуватися щодо площини ковзання (М-М) у верхній частині кристала (рис. 1.4 в) і тоді вона вважається позитивною (\perp), або в нижній частині і тоді вона вважається негативною (\top).

Лінії дислокацій можуть закінчуватися виходом на межу (поверхню) кристала. Усередині кристала дислокація не може обірватися раптово – так, щоб далі тягнулася область правильної атомної структури; тому у внутрішніх зонах кінці ліній дислокацій повинні якось з'єднуватись, утворюючи замкнуті системи. Звідси випливає, що повинні існувати і складніші види дислокацій. Крім того, як припускають, існують і «великі дислокації», які можуть бути розкладені на ряд простих дислокацій; ці великі дислокації ще менш стійкі, ніж прості.

За сучасними уявленнями дислокації розглядаються як джерело виникнення пластичних ковзань. До припущення

про наявність якихось систематичних дефектів у кристалах фізиків привела різка розбіжність між теоретичною і фактичною міцністю металів. Згідно з теорією кристалічних ґраток Борна виходить, що в ідеальних ґратках напруга, необхідна для зрушення рядів атомів на одну міжатомну відстань, приблизно дорівнює величині модуля зрушення G (за найстрогішими підрахунками $\frac{1}{30}G$). Тим часом, за

дослідними даними, для виникнення ковзання достатня напруга всього від 10^{-4} до $10^{-5} G$.

Рухливість дислокації в площині ковзання – одна з її найважливіших властивостей. Вона тісно пов'язана з відносним зсувом шляхом ковзання однієї частини кристала по іншій. Звідси зрозуміло, яку велику роль виконують дислокації в теорії пластичних деформацій; цим дислокації особливо виділяються серед інших дефектів ґраток, наприклад вакансій, переміщення яких не спотворює форми кристала.

У зоні дислокації виникає поле пружних напруг, викликаних спотворенням атомних ґраток. Найбільша напруга – в центрі (ядрі).

Цікавою властивістю дислокацій є те, що вони ніби притягають у свою зону розчинені атоми; відбувається це тому, що такі атоми легше розміщуються в зонах з неправильною структурою; за наявності домішок (а вони, як правило, завжди є) в зоні дислокації утворюється атмосфера сторонніх атомів. Навіть при найбільшій теоретично можливій щільності дислокацій (10^{12} см^{-2}) домішка всього в 0,06-0,1% дає в середньому по одному чужому атому на кожній атомній площині кожної дислокації. При пластичній деформації такі атоми можуть під час зміщення дислокацій утримуватися на місці. У картині розвитку пластичної деформації це має істотне значення.

Особливе значення мають дислокації в граничних шарах кристалів, де правильність структури дуже порушена, перш за все в межах між блоками. Можна вважати, що сам розпад кристаліту на блоки, орієнтовані один до одного під дуже малими кутами, викликаний скупченням дислокацій, які утворюються у процесі кристалізації. Дійсно, дислокації одного знака прагнуть згрупуватися в деякі системи, що розділяють окремих кристал на малі блоки.

Якщо при пластичному вигині скривлюються атомні ґратки кристала, це може бути приписано випадковому нестійкому розміщенню дислокацій, що знов утворилися (рис. 1.7 а). При відпалі такого кристала дислокації переміщуються, утворюючи висхідні шари, які розділяють тіло кристала на невеликі блоки. У цьому положенні дислокації стійкі; викривлення ґраток у межах блоку усувається, але самі блоки залишаються розміщеними один до одного під малими кутами (рис. 1.7 б). Така картина підтверджується дослідями. Це явище називається полігонізацією.

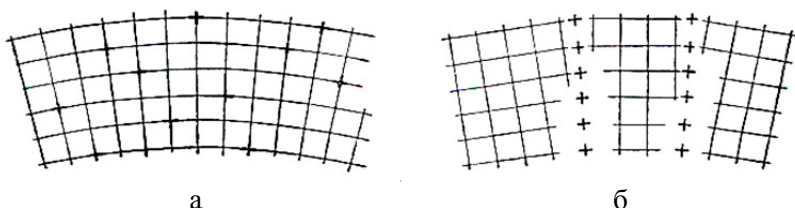


Рисунок 1.7 – Формування в нестійкій структурі (а) малокутових меж між блоками (б) за рахунок переміщення дислокацій

Теорія дислокацій може бути використана для пояснення механізму ковзання, що є основою пластичної деформації.

Якщо напруги від зовнішніх навантажень невеликі, то зв'язок дислокації з оточуючими її атомами проникнення не може бути зруйнований, тому можливе тільки сумісне переміщення, що відповідає законам дифузії. Виникає по-

вільне переміщення, що відповідає деформаціям тривалої повзучості.

При звичайному статичному випробуванні розвиваються великі зовнішні дії, достатні, щоб подолати зв'язок між дислокацією і атомами проникнення. Тому вона переміщається швидко, залишаючи за собою упроваджені атоми; звільнені дислокації переміщуються легко без необхідності дії значних сил, що нагадує явище текучості м'якої сталі. Котрелл показав, що числове значення сили, необхідної для відриву дислокації від атомів вуглецю в α -залізі, відповідає напрузі межі текучості.

Дуже важливим у теорії дислокацій є питання про їх зародження. З цієї точки зору дислокації можуть бути розділені на дві категорії: дислокації, що утворюються в процесі кристалізації, і дислокації, що виникають під час деформації. Для другої категорії є задовільна гіпотеза Франка-Ріда.

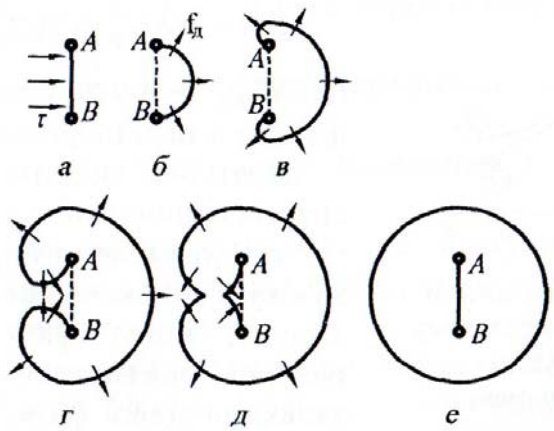


Рисунок 1.8 – Стадії роботи джерела Франка-Ріда

Під дією напруження τ (рис. 1.8 а) дислокація, що закріплена в точках А і В, вигинається (рис. 1.8 б). І зрештою настає момент, коли дві симетричні спіралеподібні части-

ни дислокації стискаються (рис. 1.8 д). Сформована петля (рис. 1.8 е) не закріплена і поширюється за всіма напрямками, а вихідна дислокація АВ повторює цикл.

Значно важче пояснити природу первинних дислокацій, хоча наявність їх обґрунтована теорією росту кристалів Франка і доведена спостереженнями. Теоретичного пояснення виникнення первинних дислокацій фізика ще не дала. Проте на основі спостережень можна припустити деякі джерела цього явища.

На кристалах йодиду кадмію та йодиду свинцю, що ростуть, спостерігається такий розвиток. Спочатку зародки у вигляді якнайтонших пластинок мають бездефектну будову й однорідну товщину. Потім раптово з'являються спіральні піднесення, що свідчать про утворення дислокацій. Франк пояснює це вигином зародкової пластинки через неоднорідний розподіл напружень: вигин, що супроводжує зрушення, не повністю знімає напруги, унаслідок чого виникають дислокації. Напруження, що спричиняють вигин, можуть з'явитися унаслідок неоднорідного розподілу домішок, тиску суміжних зародків, конвекційних струмів. Дослідами доведене виникнення спіралей росту одразу ж після натиску паличкою (кристали йодиду кадмію). Те, що ріст кристала призводить до порушення внутрішньої рівноваги, доводить виникнення зрушень у процесі росту (рис. 1.9).

Дендритна кристалізація також здатна породити дислокації, оскільки при правильному зростанні гілки дендриту зрощуються під дуже малими кутами, що сприяє утворенню дислокацій. Центри спірального росту знайдені при заростанні вхідних кутів дендритних кристалів.

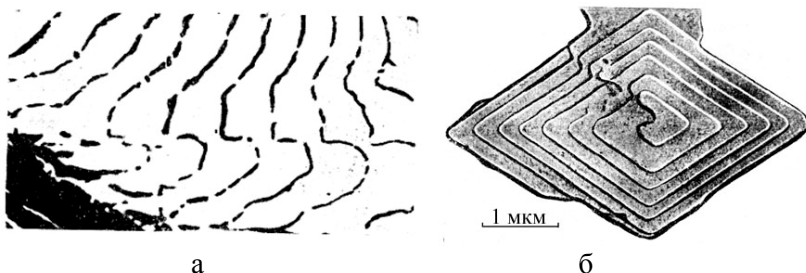


Рисунок 1.9 – Утворення зрушень (а) і центрів спірального росту (б) в процесі кристалізації

Причиною зародження дислокацій уже в самому зародку можуть бути нерівності підкладки поверхні, на якій росте кристал.

Така у загальних рисах теорія дислокацій, яка прийнята ученими як найчіткіше і правдоподібно пояснює цілий ряд різноманітних властивостей кристалів – таких, як зростання кристала, пластична деформація, явище текучості і зміцнення, утворення і властивості міжкристалітних прошарків, виникнення вакансій та ін.

Якщо раніше теорія дислокацій знаходила лише непрямі підтвердження, то тепер накопичено досить фактів, які прямо її підтверджують. Існування дислокацій можна вважати доведеним. Проте безперечне і те, що ця теорія ще дуже далека від досконалості й завершеності. У даному вигляді теорія є важливим етапом на шляху проникнення у фізичну суть процесу деформації кристалів.

1.3 Субмікроскопічні і мікроскопічні дефекти структури

Дуже важливим джерелом спотворення ідеальної структури кристала є неоднорідності, що охоплюють окремі його зони, – вони займають порівняно великі ділянки атомних ґраток, але в той самий час дуже малі для спосте-

реження неозброєним оком. На даний час, коли завдяки успіхам електронної мікроскопії ми маємо нагоду безпосереднього спостереження окремих атомів, розділення величин на мікроскопічні і субмікроскопічні стає досить умовним. Ця умовність підтверджується ще і тим, що деякі дефекти, наприклад включення, пори, тріщини, можуть бути будь-якого порядку – як мікроскопічного, так і макроскопічного. Проте категорія мікроскопічних дефектів повинна бути виділена, оскільки інакше незрозумілий зв'язок між порушеннями макроскопічними і неправильностями атомного порядку. З відомою умовністю розглядаються мікроскопічні дефекти, які є спотвореннями ґраток, що охоплюють значні її зони, а тому спостерігаються в оптичні прилади:

- а) мікропори і мікротріщини;
- б) мозаїчність структури кристала;
- в) міжкристалітні граничні прошарки.

Мікропори і мікротріщини. Вони можуть розглядатися у двох аспектах:

1) як зменшення до нехтуваних розмірів порожнини мікроскопічного характеру, що мають технологічне походження (наприклад, усадкові раковини зливка, газові бульбашки, температурні тріщини);

2) як скупчення дефектів ґраток, що є результатом неправильностей атомної будови. Саме з такої точки зору ми тут розглядатимемо дефекти ґраток.

Одним із найважливіших джерел утворення субмікроскопічних і мікроскопічних тріщин (порожнин) є вакансії, які легко переміщаються. За теорією Франка вакансії групуються усередині кристала, головним чином біля дислокацій або інших порушень ґраток, що створюють концентрацію напружень: за відомих умов вакансії скупчуються і мимовільно утворюють мінімальних розмірів порожнини або пори; наприклад, групування вакансій в одному шарі

може породити так звану «сидячу» (тобто малорухливу) дислокацію (рис. 1.10), яка сама по собі вже становить стійкий зародок мікропори.

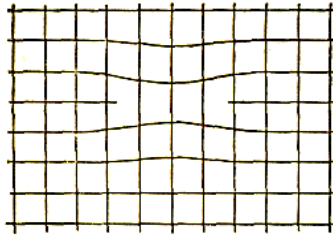


Рисунок 1.10 – Утворення «сидячої» дислокації скупченням вакансій

Інше характерне місце скупчення вакансій, що відзначається Грінвудом, - це межі зерен, головним чином у зонах розтягувальних напружень. Згідно з орієнтовним теоретичним підрахунком, зробленим І.Я.Дегтярем, кількість вакансій у граничних шарах у багато разів перевищує число їх, необхідне для утворення первинних мікропор товщиною в три атомні шари.

Теорія дислокацій висунула ряд інших можливих механізмів утворення найдрібніших пор в атомних ґратках – потенційних осередків розвитку мікротріщин. Порожнина в ґратках може виникнути у тому випадку, коли при деформації кристала починають рухатися групи дислокацій різних знаків; при зустрічі можуть об'єднатися зони розрідження ґраток у дислокаціях позитивною і негативною.

У місцях скупчення дислокацій у пластично деформованому металі створюється концентрація напружень, особливо в місцях, що розмежовують зони пружних і пластичних деформацій. Дуже ймовірно, що саме тут і виникає зародкова тріщина. Особливо велика небезпека розтріскування у тому випадку, коли дислокації скупчуються перед настільки жорсткою перешкодою, що не можуть її подола-

ти. Такою перешкодою може з'явитися стороннє включення в ґратках.

Згідно з дослідженням Зейтца і Мотта ще одним можливим джерелом зародження первинної тріщини є перехресний рух ряду гвинтових дислокацій. Якщо вони послідовно проходять через одну і ту саму зону, то там накопичується досить вакансій, щоб утворити тріщину.

На специфічні умови, що сприяють виникненню розривів на межах між зернами, вказав Зінер. Крім скупчення вакансій у цих місцях, у суміжних зернах у наявності досить складна картина розподілу залишкових напружень, що охоплюють окремі зони зерна або цілі зерна. Під впливом цих напружень відбувається повільна перебудова в спотворених ґратках, виникають ковзання по межах, змінюється і картина напружень. При цьому цілком можливе утворення складових, що викликають розриви на стиках між зернами (рис. 1.10); така тріщина може розвиватися швидко і мимовільно. Один з ранніх дослідників у галузі фізики твердого тіла, Гріффітс, висунув теорію, згідно з якою у твердих тілах ще до їх деформації під навантаженням існують розподілені по всій масі найдрібніші пори; Гріффітс приписував їм форму витягнутих, гострих еліпсів. Подальші дослідження показали, що якщо ця теорія і придатна для крихких аморфних тіл, наприклад для скла, то теоретичні розрахунки не виправдовують її для пластичних конструкційних металів. Я.І.Френкель висунув іншу гіпотезу – що тріщин у первинній, незайманій, структурі немає, вони з'являються в процесі деформації.

Усадкові раковини, газові бульбашки, тріщини від фазових перетворень і нерівномірного охолодження за деяких умов розподіляються в значному об'ємі металу у вигляді найдрібніших пор, невидимих неозброєним оком, проте істотно впливаючих на якість. Сучасні методи плавлення, спрямовані на підвищення фізичної чистоти металу, дозво-

ляють усунути відмічені в них дефекти і їх негативний вплив на якість металу.

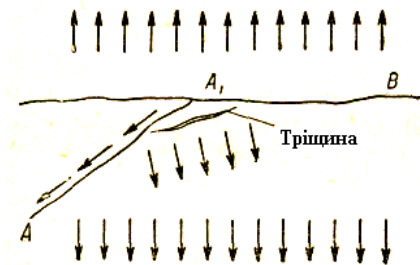


Рисунок 1.11 – Утворення розривів (тріщин) на стиках між зернами

До таких методів належать вакуумне плавлення, плавлення електронним променем; позитивні результати дав розроблений в Інституті електрозварювання ім. Є.О.Патона метод електрошлакової переплавки, яка дозволяє різко знизити наявність неметалічних включень.

При циклічних навантаженнях розмір і кількість пор істотно впливають на умови руйнування: якщо є незначна кількість порівняно великих пор, тріщина руйнування виникає легше, але розвиток її надалі відбувається нешвидко і може загальмуватися; навпаки, при значній кількості дрібних пор первинне пошкодження настає при напруженнях вище за межу втоми, але, з'явившись, росте швидко, і процес руйнування прискорюється.

Мозаїчна структура. Вивчення структури металу субмікроскопічними методами виявило, що колишні уявлення про ідеальну геометричну правильність будови кристала, форму його граней, кутів не відповідають дійсності. Зовнішні грані кристала – далеко не ідеальні площини: вони покриті виступами, западинами. Наявність цих дефектів – не випадкова, вона є закономірністю розвитку кристалів. Тепер встановлено, що і весь об'єм кристала теж не має ідеально однорідної будови, як це вважалося раніше. З'я-

сувалося, що кристал ніби складений із численних блоків, осі яких не строго паралельні, а утворюють дуже малі кути – порядку 1° . Оскільки грати сусідніх блоків не збігаються за орієнтацією, то стулення їх зв'язане з порушенням правильності ґраток (рис. 1.12). Блоки мають лінійні розміри близько 10^{-4} см (близько 10000 атомних відстаней).

Б.М.Ровінський винайшов, що в поперечнику кристаліту дрібнозернистої сталі близько 10 блоків, у крупнозернистій сталі, алюмінію, вольфрамі – від 70 до 200 блоків.

Кристал, розділений на блоки, має своєрідну структуру, яка одержала назву **мозаїчної**.

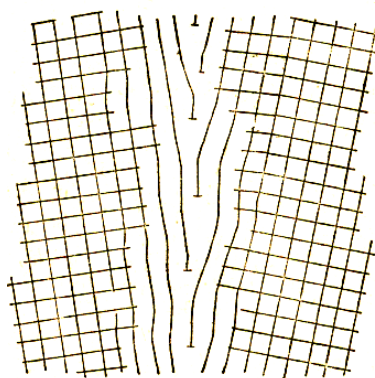


Рисунок 1.12 – Схема сполучення сусідніх блоків (зерен) у кристалах

Мозаїчність структури кристала стосовно розподілу напружень має сама по собі не особливо велике значення, оскільки кути між кристалографічними осями блоків дуже малі. Але суттєве значення має виникнення між блоками граничних шарів порушеної структури. Це відображається на деформативності кристала.

У міжблокових перехідних шарах інтенсивніше, ніж у товщі блока, проходить процес дифузії, тому тут збирається більше сторонніх атомів. Тут же скупчується велика кількість дислокацій. Як вже наголошувалося, вони рухомі;

переміщаючись по атомних рядах, легко досягають межі блока, де і затримуються через значні деформації ґраток. Виникають структури, що нагадують міжкристалітні шари. Для міжблокових граничних шарів характерною межею є утворення їх ланцюжком дислокацій; така будова типова для кристалів, дезорієнтованих на дуже малий кут.

Міжкристалітні граничні шари. Особливості граничних шарів найцікавіші там, де вони найбільш розвинені, - саме між кристалітами. Граничні шари між блоками одного кристала є не надто важливими, де аномалія правильної будови ґраток позначається головним чином лише на її викривленні і в скупченні дислокацій. У міжкристалітних примежових шарах відхилення від нормальної структури значно сильніше; тут певною мірою в наявності деякі з тих особливостей, які визначають різку своєрідність зовнішніх шарів металевго стрижня як монокристала, так і полікристала. Характерні відмінності будови зовнішніх шарів вимагають окремого розгляду; тут же необхідно відзначити ті особливості, які властиві міжкристалітним граничним шарам.

Граничні шари характеризуються різкими порушеннями будови атомних ґраток: при кристалізації виникають великі розбіжності в орієнтації осей сусідніх кристалів. Унаслідок цього сусідні кристали можуть сполучатися різноманітними кристалографічними осями; причому через нерівномірний і обмежений ріст граней суміжних кристалів межі зіткнення спотворені. Стикаються грані з дуже різкою відмінністю величини енергетичної активності. Все це призводить до того, що примежові шари атомів мають безладну структуру. Тут вже вважається неможливою структура у вигляді ланцюжка дислокацій, характерна для міжблокових меж.

Межі між кристалітами характеризуються ще і тим, що тут дифузія упродовжених атомів йде значно легше, ніж в товщі кристала: прошарки мають розпушену будову, атоми

розміщені неправильно; сили зчеплення незначні, а енергія атомів збільшена. Для переміщення атома в нове положення потрібна набагато менша енергія. У результаті, як показують досліди, коефіцієнт дифузії в примежових шарах у багато разів вищий, ніж у самих кристалічних ґратках монокристала. Завдяки цьому атоми домішок особливо інтенсивно накопичуються на межах зерен, утворюючи міжкристалітний прошарок. Це одна з найхарактерніших особливостей граничних шарів.

Бейльбі припускав, що ці прошарки мають аморфну структуру, хоча і побудовані з атомів металів. Різниця між кристалічною і аморфною структурами, як відомо, полягає у тому, що при кристалічній будові існує і ближній і дальній порядок у розміщенні атомів; у аморфній же структурі можливий тільки ближній порядок. Найправильніше вважати, що в граничних прошарках вплив сусідніх кристалів, наявність дислокацій і значних домішок сторонніх атомів настільки спотворюють правильність кристалічних ґраток, що будова їх стає близькою до аморфної. У цих зонах є найдрібніші уламки правильних кристалів (субкристали) з об'ємом по декілька тисяч атомів. Безпосереднє спостереження граничних шарів ще дуже важке унаслідок безладності їх будови, забруднення домішками, склад яких найчастіше відомий тільки приблизно. Це не дає можливості застосовувати такий ефективний метод, як рентгенографічний. Товщина міжзернових шарів оцінюється в 5-20 міжатомних відстаней, тобто близько 100 Å.

Міжзернові прошарки виділяються не тільки своїм складом і будовою ґраток. За даними Мотта, в металі, що сильно наклепується, у прошарків імовірно скупчення значної кількості зародкових тріщин завдовжки близько одного мікрона; внаслідок цього граничні шари набувають особливого значення в процесі деформації і руйнування полікристала.

Звідси бачимо, наскільки велика щодо міцності роль такого, здавалося б, незначного за протяжністю елемента структури, як примежова міжкристалітна плівка.

1.4 Макроскопічні дефекти

До цієї категорії належать з певною умовністю такі дефекти, які не пов'язані безпосередньо із структурою атомних ґраток. До макроскопічних дефектів належать:

а) дефекти, що виникають при відливанні металу: пористість структури, сторонні включення;

б) дефекти в результаті прокатування: розтріскування і розшарування різного роду, текстура металу як порушення ізоτροпії;

в) дефекти термічної обробки (гартування).

Пористість. Пористість структури отримується у литому металі як результат процесу його охолодження і кристалізації.

Ріст кристалів відбувається у всі боки, гілкоподібно (дендритна структура); у кінці процесу охолодження залишаються ще невеликі не застигли об'єми металу, затиснуті між гілками кристалів, що розрослися. При подальшому твердінні, кристалізації й охолодженні цих незначних мас метал скорочується в об'ємі, а надходження додаткових кількостей рідкого металу з тих зон, де він є, дуже затруднене в капілярних ходах, що залишилися між кристалами, або зовсім відрізане. Виходять усадкові мікрораковини, що роблять дуже шкідливий вплив на механічні властивості металу, тому що вони є різкими концентраторами напружень. Існування таких дефектів, що надають кристалу пористої структуру, іноді навіть впливає на об'ємну вагу металу.

Виникнення мікротріщин необов'язкове і залежить від умов. Чисті метали цим дефектом не страждають; але в те-

хніці вони практично не застосовуються. Замість дрібних раковин у них може утворитися, як правило, велика усадкова порожнина в центральній частині зливка.

Утворення дрібних раковин найімовірніше не біля поверхні зливка, а в середній його частині. Чим більший інтервал температур затвердіння, тим більша небезпека появи мікропор, тим їх кількість більша і ширша зона зливка, охоплена ними.

Виникнення мікротріщин супроводжується виділенням у ці порожнини газів, розчинених у металі. Якщо це відбувається у рідкому металі, що ще має низьку в'язкість, гази утворюють кулясті порожнини – бульбашки, порівняно нешкідливі, оскільки навколо них помітної концентрації напружень не виходить. Якщо ж гази заповнюють ті мікропори, які виникають уже в останній стадії твердіння через явища усадки, то щілиноподібна форма пор зберігається зі всіма її шкідливими наслідками.

При кристалізації чавуну після утворення мікрораковин у них може виділитися графіт. Проте і при цьому шкідлива роль раковин як концентраторів напружень зберігається.

Дуже небезпечна мікропористість може бути усунена низкою заходів, з яких найважливішими є такі:

- а) прискорене охолодження зливка;
- б) порушення кристалізації струшуванням (вібрацією);
- в) лиття під підвищеним тиском.

З цих трьох заходів найважливіші перший і третій. Але якщо лиття під тиском не чинить впливу на механічну міцність, то рекомендоване ливарниками прискорене охолодження злиwkів є шкідливим з погляду міцності, тому що призводить до збільшення градієнта залишкових температурних напружень. Бронзові, алюмінієві і магнієві сплави мають особливо значну схильність до утворення усадкових мікропор.

При розгляді тріщин і порожнин макроскопічного характеру виникає питання про їх вплив на міцність і деформативність при розтягуванні і стисненні. Прийнято вважати, що для пластичних матеріалів опір розтягуванню і стисненню однаковий. Не можна, проте, забувати, що випробування на чисте стиснення практично нездійсненне, досліди на стиснення завжди дуже спотворюються побічними факторами, які тяжко прогнозувати.

Теоретичні дослідження і досліди вказують на те, що не тільки великі тріщини, але і мікропори мають після обробки металу контур, витягнутий в одному або двох напрямках, тоді як третє вимірювання – незрівнянно менше.

Розглянемо, який може бути вплив порожнини, по різному орієнтованої щодо розтягуючих або стискуючих сил. За наявності стиснення в зоні біля щілини, перпендикулярної до напрямку сил, виникає тенденція закриття порожнини, отже, у міру зростання деформації опір повинен зростати; тут не зрозуміло, чи концентрація напружень біля вершин тріщини сприятиме розвитку руйнувань. Якщо тріщина паралельна стисним силам, то для шарів атомних ґраток, близьких до поверхні порожнини, виникає небезпека своєрідної втрати стійкості – викривлення у бік порожнини поверхневих шарів ґраток через дію зовнішніх сил, що передається вздовж атомного ряду. Навпаки, при розтягуванні подовжня тріщина не повинна впливати на міцність, тому що вона не створює концентрації напружень, у той же час поперечна тріщина повинна бути надто небезпечною. При безладному розміщенні тріщин (литий метал) їх вплив усереднюється. У металі з орієнтованою текстурою (прокат) наявність тріщин повинна була б позначитися помітним чином; відмінність у показниках міцності вздовж і поперек прокатування, крім інших причин, пояснюється також і цим фактором.

Механізм ковзання, що є основою пластичної деформації, учені поки що не пов'язують з виходом на вільні поверхні внутрішніх порожнин – тріщин. Якою мірою полегшується таким шляхом процес пластичного руйнування і знижується теоретична фізична міцність кристала, ще не досліджено. Що стосується крихкого руйнування відривом, то негативний вплив тріщин безперечний. В цьому відношенні великий інтерес становить одне з досліджень Я.Б.Фрідмана, якому вдалося встановити, що мікротріщини чинять значний вплив на опір відриву, знижуючи його, і дещо відображаються на опорі зрізу.

Сторонні включення. Сторонні включення належать до випадкових дефектів, як правило, макроскопічного характеру, що виникають при розливанні рідкого металу. Найчастіше як такі включення трапляються уламки футерівки печей, яка неминуче поступово руйнується, шматочки шлаку, іноді зола, що відноситься гарячими газами з топкового простору, дрібні частинки силікатів. Якщо метал забруднений шлаком, то при заливанні його у виливницю частина шлаку встигає спливати, частина – у процесі заливання відтісняється до стінок виливниці й залишається у зовнішніх шарах зливка.

Дослідниками встановлено, що розподілені в металі неметалічні включення різко знижують деякі показники міцності, наприклад у 2-3 рази знижуються циклічна міцність на вигин, контактна втомна міцність. Як уже наголошувалося, великим досягненням нашої науки є метод електрошлакової переплавки, розроблений Інститутом електрозварювання ім. Є.О.Патона і який дозволяє одержати метал, великою мірою позбавлений таких включень.

Дефекти у прокатному металі. У прокатаному металі з'являються дефекти як у результаті вад відливання зливку, так і виниклі в самому процесі прокатування. Дефекти останнього роду дуже різноманітні. Ми розглянемо тільки ті їх види, які можуть вплинути на міцність металу; це в

основному порожнини, а також внутрішні й зовнішні тріщини і розшарування різного роду, що одержали в металургії характерні найменування.

Дефекти металургійного походження мають велике практичне значення, тому що саме вони найчастіше є джерелом статичного або динамічного руйнування конструкцій.

Волосовини. Так називаються дрібні тріщини волосної товщини завдовжки, як правило, 20-30 мм, але іноді і 100-150 мм. Причина виникнення волосовин – газові бульбашки, усадкові мікрораковини, дрібні включення (зерна шлаку). В процесі прокатування метал у гарячому стані багато разів обтискається, витягується; внаслідок цього дефекти набирають зазначеної вище форми. Волосовини дуже знижують механічні властивості металу – настільки, що роблять його непридатним для застосування.

Розшарування. Розшарування відрізняються від тріщин тим, що останні виникають з поверхні, а розшарування – усередині прокату. У розшарованому місці дві поверхні металу при прокатуванні тісно стикаються, але не злипаються (не заварюються).

Частіше за все розшарування виникають від великих газових бульбашок; якщо порожнина бульбашки не забруднена, то у процесі прокатування при високих температурах і великому обтисканні вона ще може зникнути безслідно; забруднені шлаковими виділеннями, окислені поверхні порожнини не заварюються, розкочуючись іноді на велику довжину (спостерігалися площі розшарування порядку квадратного метра). Нерідко розшарування виходить в результаті розкочування в тонку плівку шлакового включення. Розшарування з погляду механічної міцності рівносьильне дуже гострому і небезпечному надрізу.

Інша причина внутрішніх розшарувань – неповна відрізка усадкової раковини зливка перед прокатуванням. Усадкова раковина – джерело різкого місцевого погіршен-

ня якості металу. Це добре відомо. На перший погляд питання розв'язується дуже просто: потрібно відрізувати від зливка частину, що містить раковину зі всіма її дефектами. Проте для того, щоб зробити це, необхідно було б відрізувати від прокатуваної болванки 10-15% довжини для звичайних сталей і до 20-30% для високоякісних або для випадків особливо відповідального прокату. Практично це не вдається виконати повністю, частина усадкової раковини залишається в прокатуваному зливку. Щоправда, за хороших умов прокатування усадкова раковина може заваритися частково або повністю.

Щодо здатності усадкової раковини до зникнення існують різні думки. Деякі фахівці вважають, що, як правило, раковина зникнути не може, тому що її поверхня покрита виділеннями шлаків, оксидами, сульфідами, силікатами. За даними деяких заводських досліджень, за сприятливих умов заварювання раковин при прокатуванні все ж таки відбувається. Проте є й інші дані: якщо раковина і заварилася нібито повністю, це не означає, що вона зникла безслідно.

Внутрішні розриви. Такі розриви можливі як наслідки умов прокатування: якщо в зливку є частково ліквіційна частина – зона, де особливо концентруються забруднення і включення, то при прокатуванні вона, як менш пластична, ніж чистий метал, гірше піддаватиметься деформації і, відстаючи від доброякісного металу, може відірватися від нього. Можливе також відшаровування в результаті недостатнього нагрівання і малої пластичності зливка при перших пропусках: зовнішні, більш нагріті і сильніше обтискні шари витягуються набагато більше, ніж внутрішні, внаслідок чого між ними може бути розрив. Такі внутрішні розриви механічного характеру трапляються у великих профілях, у товстих листах. Іноді вони встигають заваритися, при подальших стадіях прокатування, але якщо вони зберігаються, то, як правило, залишаються непоміченими;

абсолютно очевидно, що наявність їх у виробі дуже небезпечна.

Флокени. Флокени – внутрішні тріщини дуже малої товщини (долі міліметра) з блискучою великокристалічною поверхнею. Виділяються у вигляді круглих або овальних плям блискучого сріблясто-білого забарвлення. У подовжньому розрізі флокени мають вигляд прямої або звивистої лінії; довжина флокенів може бути від десятих часток міліметра до 5-10 мм, іноді й більше.

Флокени зустрічаються, як правило, в легованих сталях з хромом, нікелем, іноді у звичайних вуглецевих сталях із вмістом марганцю близько 1%. Їх не буває у високопластичних сталях.

Флокени утворюються при охолодженні після прокатування при температурах 100-250°. Можливе виникнення їх і значно пізніше (через 3-5 діб після охолодження) при звичайних температурах.

Природа виникнення флокенів ще точно не встановлена. З'ясовано, що головними факторами є такі:

а) наявність у металі розчиненого водню, який дуже знижує пластичність металу;

б) структурні напруження викликані різночасністю фазових перетворень, а також пов'язані з ними об'ємні зміни; відіграють роль й інші напруження – температурні, механічні;

в) охолодження металу в інтервалі 250-100°.

Для утворення флокенів важлива сукупність цих факторів; при малому вмісті водню навіть великі напруження не призводять до утворення флокенів, тому що метал зберігає високу пластичність.

У сталях, схильних до утворення флокенів, заходи, що запобігають появі цього серйозного дефекту, занадто складні: потрібні нагрівання в печах або колодязях до 1100-1150°, витримка 20-25 год і подальше охолодження в печі до 100°.

Перепад сталі. Особливий вид дефекту сталі, що виникає в процесі прокатування, становить так званий перепад. Якщо під час операцій нагрівання, пов'язаних з прокатуванням, допущена дуже висока температура (наприклад, більше 1200° при вмісті вуглецю 1%), то на межах зерен починається окиснення і часткове оплавлення. Перегрівання металу і перепад можуть бути загальними і частковими: останній найлегше виходить біля кутів, на кромках, на кінцях смуги. Перепадений при прокатуванні метал має тріщини, задири, іноді навіть розпадається на шматки. Перепадений метал є безумовним браком.

Зміна ступеня наклепу. Температура в кінцевій стадії прокатування, а також швидкість охолодження після прокатування дуже позначаються на механічних властивостях металу, тому що від температурного фактора залежить величина наклепу при пластичній деформації. Якщо при закінченні прокатування температура виявиться нижче нормальної, то необхідна для отримання заданого профілю пластична деформація може бути одержана за рахунок підвищення напружень у прокатуваній смузі: матеріал стає більш наклепаним, тобто характеризується підвищенням межі міцності й текучості й пониженням деформативності.

Температура у кінці процесу має вплив і при прокатуванні листового металу різної товщини: чим тонший лист, тим швидше він охолоджується і тим нижча його температура у кінці операції; тому тонші листи більше наклепуються, мають вищі показники міцності і нижчі показники деформованості. Так, наприклад, в одній і тій самій партії металу в листах завтовшки 5 і 8 мм – листи завтовшки 5 мм мали межу пружності на 26% вище, межу міцності на 11% вище і відносне подовження на 16% нижче, ніж листи завтовшки 8 мм. На величину залишкового наклепу впливає також і швидкість охолодження. Так, для сталі з великим вмістом легуючих добавок зміна швидкості охолодження позначилася таким чином (табл.1.1):

Таблиця 1.1 Вплив швидкості охолодження при прокатуванні на властивості листа з високолегованої сталі

Охолодження	Межа міцності, МПа	Межа текучості, МПа	Відносне подовження, %	Ударна в'язкість, Дж/см ²
Швидке охолодження	780	540	16	4
Повільне охолодження (у штабелі)	620	380	19	10

Як бачимо з цього прикладу, зміни в одному тільки режимі охолодження можуть настільки вплинути на найважливіші механічні характеристики металу, що результати, що належать до однієї і тієї самої плавки, можна прийняти за показники зовсім різних марок сталі.

Причина такого різкого ефекту швидкого охолодження полягає перш за все в температурному наклепі, що виникає в результаті різночасного охолодження зовнішніх і внутрішніх шарів. Цей вплив позначається тим різкіше, чим менш пластичний метал. Тому даний чинник (швидкість охолодження) має особливо велике значення для високолегованих сталей; для сталей з малим вмістом легуючих домішок роль цього фактора несуттєва.

Тріщини від гартування. Особливо потрібно відзначити гартівні тріщини, що виникають унаслідок нерівномірного охолодження виробів і фазових перетворень у металі. Типові види тріщин цього походження показані на рис. 1.13. Гартівні тріщини можуть бути дуже різноманітними - від одиничних великих тріщин, що руйнують виріб, до найдрібніших, розсіяних по всій загартованій товщі і пронизуючих всю структуру металу; в останньому випадку може вийти помітний вплив на його пластичність.

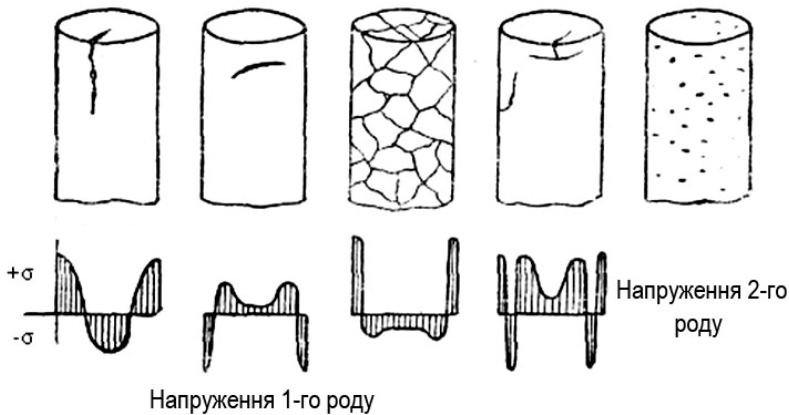


Рисунок 1.13 – Типові види тріщин (а) і характер розподілу залишкових напружень у зразках при гартуванні

Так, В.А.Павлов і М.В.Якутович спостерігали на шліфах загартованої сталі в середньому 120-130 мікротріщин на 1 мм^2 ; переважаюча довжина тріщин була 2-3 мкм (і до 25 мкм); при правильній тепловій обробці (знижена температура відпуску) така сталь різко знижує здатність до пластичної деформації. Достатньо висока температура відпуску ($650-700^\circ\text{C}$), ймовірно, призводить до заліковування таких дрібних тріщин, усуваючи їх шкідливу дію.

2 ОСОБЛИВОСТІ БУДОВИ ПОВЕРХНІ ТА ПРИПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ

2.1 Геометрія поверхні

Останнім часом усе більше значення надається поверхні й поверхневому шару твердих тіл. Цілий ряд досліджень виявив великий вплив геометричних і фізико-хімічних особливостей зовнішніх шарів на багато важливих показників міцності й довговічності. Минув той час, коли вважали, що обробка поверхні виробу потрібна тільки для надання йому необхідних розмірів і форми. Виявилося, що характер обробки дуже сильно позначається на втомній міцності, на деяких інших показниках міцності, на зносостійкості, силі тертя, на опорі корозії та ін.

Чисто геометричне уявлення про поверхню фізичного тіла надто вузьке і недостатнє, тому що поверхневі шари металевих виробів значно відрізняються від основної маси металу своєю структурою, хімічним складом, напруженим станом.

Ідеально правильна геометрія поверхні існує тільки в нашій уяві. Насправді поверхня фізичного тіла, не виключаючи і природних кристалів, недосконала; твердження про ступінь недосконалості залежить від масштабу розгляду. Поверхня найгладкішого за нашими уявленнями тіла – вимірювальної плитки – має западини і підвищення порядку не менше декількох сотень атомних рядів.

Можна говорити про порушення геометричної правильності поверхні макрогеометричного порядку, мікроскопічного порядку і субмікроскопічного порядку.

Автори перших капітальних монографій з якості поверхні проф. Шмальц, Шлезінгер пропонують відносити до мікрогеометрії структури ділянки поверхні розміром в 1 мм і менше – до розміру 10^{-3} мм (1 мкм). До субмікро-

скопічної структури належать вимірювання від 10^{-3} мм (1 мкм) до 10^{-6} мм (1 нм, або 10 Å). Що стосується розмірів порядку 10^{-6} мм, то тут вже не можна говорити про суцільність поверхні, тому що величини порядку 10^{-7} мм (1 Å) відповідають інтервалам між атомами.

Радянські дослідники П.Е.Дьяченко та А.І.Ісаєв пропонують іншу систему класифікації (рис. 2.1):

а) макроскопічні відхилення – одиничні випадкові відхилення з малою висотою і великим кроком ($L : h \sim 1000$);

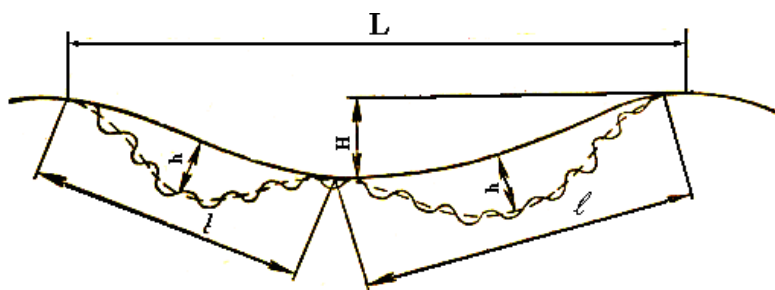


Рисунок 2.1 – Схема будови поверхні, що відображає макроскопічні відхилення і хвилястість

б) хвилястість – відхилення (наприклад, від нерівномірності різання, від вібрацій системи і т. д.), що одноманітно повторюються, відношення $l : h$ від 50 до 1000;

в) шорсткість, що належить до мікрогеометрії ($l : h$ до 50).

Природні поверхні. За теорією Франка ріст кристалів відбувається спіралеподібно; отже, для поверхні кристала характерна ступінчаста структура. Висота сходинок змінюється в різних речовинах у дуже широких межах: від одного атомного шару до сотень.

Крім таких нерівностей, природній поверхні кристалів і аморфних тіл властива, як передбачає ряд дослідників,

природна тріщинуватість – наявність сітки найдрібніших, що не віднаходять мікроскопами, тріщин, що йдуть у товщу тіла.

Походження цих тріщин може бути двояке:

1) вихід на поверхню субмікроскопічних порожнин і пор, що пронизують весь об'єм тіла;

2) тріщини чисто поверхневого характеру, що виникають у результаті особливостей взаємодії поверхневого шару атомів.

Передбачають такі причини виникнення тріщин. Природна «упаковка» атомів в об'ємі, як показують теоретичні розрахунки, приблизно на 5% менш щільна, ніж природна упаковка в зовнішньому шарі. При утворенні «свіжої» поверхні у твердому тілі атоми, що раніше знаходилися всередині при менш щільній упаковці, переходитимуть до щільнішого розміщення, характерного для поверхонь; при цьому повинні виникнути в поверхневому шарі значні напруження, а також і тріщини. Таким чином, поверхня повинна бути покрита сіткою найдрібніших тріщин з устями біля поверхні; в глибині тріщини сходять нанівець.

Дія міжатомних сил за наявності тріщини шириною більше величини міжатомної відстані сприяє подальшому збільшенню дефекту. У цих тріщин виникає концентрація напружень значно різкіша, ніж у нерівностей поверхні; тут зароджуються скупчення дефектів, що можуть охопити макроскопічні об'єми і призвести до руйнування. Унаслідок тріщинуватості роль поверхневого шару тіла в міцності може бути виключно велика. Широку популярність має класичний досвід академіка А.Ф.Іоффе, який показав на кристалах кам'яної солі вплив тріщинуватості поверхневого шару на міцність: тоді як у звичних зразках солі межа міцності на розтягування становить на повітрі 5 МПа, такі самі зразки, перевірені у воді, після розчинення зовнішньо-

го тріщинуватого шару показали межу міцності 1700 МПа, тобто в 340 разів більше.

Свої досліді академік Іоффе проводив під водою, щоб дослідити свіжу поверхню без дефектів у момент її утворення, тому що нові тріщини утворюються, як правило, легко. Мабуть, це властиво цілому ряду речовин. Так, наприклад, В.Л.Індебом зазначає, що тріщини на поверхні скла, видалені розчиненням або травленням, одразу виникали знову від простого дотику руки.

Тріщини мають клиноподібну, лезоподібну форму з устям на поверхні й вершиною, що сходить нанівець, у товщині поверхневого шару. На рис. 2.2 показані можливі види таких тріщин (тут а – дно щілини; б – межа речовини, що проникла у глибину щілини). Вони настільки малі, що тільки іноді виявляються при збільшеннях порядку 12-15 тис. Біля вершини тріщини стінки настільки зближуються, що при виникненні в поверхневому шарі напружень стиснення або розтягування (за відсутності забруднень) відбувається часткове заліковування – з двох боків атоми настільки зближуються, що зв'язки між ними відновлюються. Термічна і механічна обробка за наявності природної тріщинуватості може породити цілу сітку найдрібніших поверхневих надривів більшого порядку; межі розділу окремих кристалітів і окремих блоків мозаїчної структури можуть також розглядатися як тріщини, що йдуть у глибинні шари. По цих площинах розділу особливо інтенсивно проходить дифузія із зовнішнього середовища. За відомих умов (наприклад, при високому тиску) дифузія по гранях розділу між кристалітами проходить настільки інтенсивно, що тут утворюються мікроскопічні канали, доступні проникненню рідин.

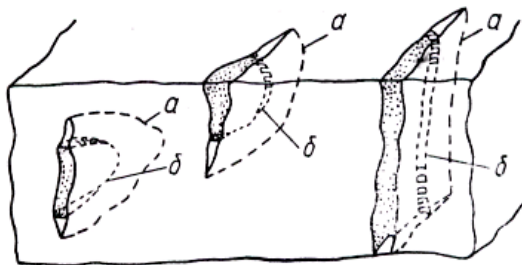


Рисунок 2.2 – Можливі види мікротріщин у приповерхневому шарі

Оброблені поверхні. Оброблені поверхні в порівнянні з природними мають нерівності надзвичайно великі за величиною. Форма нерівностей повторює контур оброблювального інструмента тільки у загальних рисах. Наприклад, якщо розглянути контур канавки від проходження токарного різця, то видно, що її правильний увігнутий контур спотворений виступами, задирами і т.д. Це пояснюється тим, що оброблювальний інструмент повинен зруйнувати на своєму шляху різноманітно розміщені кристали металу; для деяких із них завдяки орієнтації створюються умови зрізу, для інших – умови руйнування відривів, з утворенням найдрібніших тріщин і т.д.

Таким чином, при достатньому збільшенні можна спостерігати після обробки металу неправильну його поверхню, геометрія якої тісно пов'язана з фізико-механічними процесами руйнування металу в зоні обробки.

Ступінь шорсткості обробленої поверхні металів залежить від умов обробки: режиму різання, геометрії матеріалу і стану різального інструменту, матеріалу виробу, охолоджуючого середовища, методу обробки.

Вибором умов обробки можна одержати виріб, поверхня якого відповідатиме заданим вимогам. На великих заводах, як правило, розроблені типові технологічні процеси,

що забезпечують шорсткість, яка вимагається для конкретних деталей.

Крім дрібних шорсткостей, що спричинюються механічною дією різального інструменту, на поверхні виробів часто утворюється хвилястість, що походить від пружних коливань ланок верстатної системи.

Мікрогеометрія поверхні обробки чинить суттєвий вплив на міцність деталей машин, що особливо піддаються повторно змінним навантаженням.

Проте вплив мікрогеометрії поверхні на зміцнювальні характеристики повинні розглядатися не ізольовано, а у зв'язку з фізичним станом поверхневого шару, тобто ступенем і глибиною зміцнення, мікроструктурою, залишковими напруженнями.

Вивчаючи поверхневий шар, потрібно розрізняти його зовнішню поверхню, в якій відбувається контакт із зовнішнім середовищем, і внутрішню товщину шару. Остання становить основний матеріал деталі, що піддався сильним змінам; на зовнішній же поверхні виникають такі своєрідні хімічні, фізичні й енергетичні умови, які різко виділяють цю область у загальній товщі деталі. Для спрощення термінології надалі говоритимемо про «поверхню» і про «товщину» граничного шару.

З погляду фізики поверхня твердого тіла, що розглядається поза зв'язком з яким-небудь середовищем, має такі особливості в порівнянні з внутрішньою будовою того самого тіла.

В ідеально правильній атомній структурі всередині тіла кожен атом знаходиться в стані рухомої стійкої рівноваги, оскільки для нього за всіма напрямками інтенсивність силового поля однакова. Інакше з частинками у поверхні; вони мають тільки односторонні зв'язки – всередині металу, тому стан їх невірноважений, нестійкий; атоми тут більш активні. У рідинах частинки мають порівняно вели-

ку рухливість. У них поверхневий шар товщиною в 1-2 молекули знаходиться у постійному русі. У твердих тілах зміщень, пов'язаних із коливаннями, набагато менше, що і забезпечує макроскопічну незмінність тіла. Внаслідок цього у твердому тілі атоми залишаються на поверхні там, де були у момент її утворення; окремі групи атомів або молекул, одержавши дуже різні взаємні положення у момент твердіння, мають неоднакові сили взаємодії, не рівнопотенційні, мають різну активність; у твердому тілі зберігаються западини і підвищення; спостерігаються тільки надто повільна дифузія і деякі інші явища переміщення атомів.

Вважають, що у твердих тілах поверхнева енергія граничного шару створюється приблизно у двох шарах атома, тобто на товщині порядку 10^{-6} - 10^{-7} мм.

2.2 Дія зовнішнього середовища на поверхневий шар

Говорячи про властивості зовнішнього поверхневого шару, не можна розглядати тверде тіло поза реальними умовами його існування. Поверхня твердого тіла неминуче адсорбує елементи навколишнього середовища. Це викликано підвищеною активністю поверхні. Як правило, вона буває покрита шарами адсорбованих газів, пари води і жирів. При виникненні «свіжої» чистої поверхні (наприклад, при зламі) вже короткочасне зіткнення із звичною атмосферою (година і навіть менше) призводить до утворення на поверхні забруднень і жирної плівки, що часто осідає прямо на повітрі. Подібне явище спостерігається взагалі у твердих тіл. Наприклад, запотівання скла у вологому приміщенні – не що інше, як осад найдрібніших часточок води на жирній плівці, що покриває скло; на абсолютно чистому склі конденсація створила б невидимий шар води. Молекули рідини, що випадає на поверхні тіла, мають велику ене-

ргію, тому рідкий шар дуже рухливий, швидко поширюється по поверхні. У нормальних умовах технічні тіла покриті шаром жирів до декількох сотень мікронів. Плівка водяної пари становить 50-100 шарів молекул.

Жирові плівки міцно пов'язані з поверхнею металу і не видаляються звичайними механічними і хімічними засобами. Про величину зчеплення шару жирів із металом можна робити висновок з того, що саме за наявності тонкої плівки жирів зібрані разом вимірювальні плитки не розпадаються від власної ваги.

Товщина найтоншого шару адсорбованих жирів дорівнює товщині однієї молекули жирної кислоти – або 0,002-0,004 мк (20-40 Å). Достатньо 1 см³ мастила, щоб покрити 500 м² металу шаром молекул щільного укладання. Товщина адсорбованої водяної пари, згідно з рядом досліджень, становить 50-100 молекулярних шарів.

Поверхні твердих тіл більшою мірою адсорбують також гази. Ця адсорбція може бути двох видів:

а) конденсація молекул; цей вид адсорбції легко усувається нагріванням, розрідженням;

б) хімічна сорбція, що дає дуже міцні зв'язки; товщина шару газів – порядку 10⁻⁷-10⁻⁸ см. Молекули цього шару міцно зв'язані з поверхнею металів.

Адсорбовані шари змащування, особливо поверхнево-активного, чинять значний вплив на процес пластичної деформації, на диспергування поверхневих шарів і міцність металів.

У неблагородних металах, крім шару адсорбованих газів, утворюється ще плівка окиснення, часто завтовшки всього 10-20 шарів молекул.

Хіміко-фізична взаємодія кристалічного тіла з навколишнім середовищем на окремих ділянках поверхні дуже нерівномірна. Пояснюється це цілим рядом причин, з яких найважливіші такі:

а) різні елементи поверхні кристала (ребра, западини, площини) відрізняються за своєю адсорбційною активністю;

б) поверхня полікристалічних тіл утворена безліччю зерен, що виходять назовні різними кристалографічними площинами, мають неоднакові фізико-хімічні властивості;

в) сам склад зерен неоднаковий (зерна різних фазових станів);

г) значно позначаються на мірі фізико-хімічної активності окремих поверхневих кристалів величина їх залишкових напружень (2-го роду), ступінь пластичної деформації і т. д.; особливо важливі ці обставини для поверхонь, підданих механічній обробці;

д) велику роль відіграють субмікроскопічні тріщини на поверхні, описані вище.

Академіком П.А.Рєбіндером був відкритий і вивчений механізм розклинювальної дії адсорбованих плівок рідин у поверхневих тріщинах. Молекули деяких адсорбованих на поверхні речовин мають високу активність; вони дуже рухливі й прагнуть розтектися щонайтоншим шаром – подібно нафті на поверхні води. Поширюючись по поверхні, ці молекули проникають у мікротріщини. У глибині, там, де через недостатню ширину щілини молекули не можуть проникнути далі, вони чинять сильну розпираючу дію (рис. 2.3), яка рівноцінна дії докладених до тіла додаткових розтягувальних зусиль.

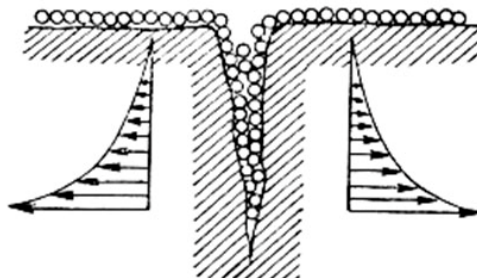


Рисунок 2.3 – Ефект розклинювальної дії адсорбованих плівок

Чим вужча щілина, тим сильніша розклинювальна дія; помітний ефект виходить при ширині не більше 0,1 мкм ($1 \cdot 10^{-3}$ мм). При ширині, що дорівнює $1 \cdot 10^{-3}$ мм тиск становить близько 0,15 МПа, а при ширині близько $1 \cdot 10^{-5}$ мм (що відповідає мономолекулярному шару на обох поверхнях щілини) він зростає до 150 МПа.

Завдяки такій додатковій дії легше виникають пачки ковзання, характерні для пластичних деформацій; разом з тим помітно знижується номінальна напруга, що відповідає виникненню текучості (наприклад, для олова – майже вдвічі).

Безперечний вплив ефекту П.А.Ребіндера – розклинювальної дії рідини в найдрібніших тріщинах поверхні – ілюструватимуть такі дані: плівка води на поверхні розтягнутого сталевого дроту знижує міцність останнього на 14%; платинові нитки після змочування водою подовжуються без зовнішнього навантаження.

За даними дослідів Бобильова, мокрі зразки латуні, знаходячись в аміачній атмосфері, розтріскуються у декілька разів швидше, ніж у тих самих умовах сухі. Скло, поміщене у вакуум і позбавлене звичайної плівки адсорбованих газів з повітря, має межу міцності вдвічі вищу, ніж на повітрі.

Як доводять досліді академіка П.А.Ребіндера, адсорбовані речовини проникають по мікрощілинах, що йдуть уздовж площин ковзання в окремих зернах, створюючи справжнє внутрішнє змащування, що полегшує деформацію; ця властивість раціонально використовується в даний час при різанні металів.

При змінних навантаженнях чергуються розкриття і стулювання щілин, причому адсорбовані шари видавлюються, але все таки не повністю; залишки адсорбованої речовини заважають повному стулюванню мікротріщин. По-

слідовні розмикання і стулювання призводять до росту тріщин і до розпушування поверхневого шару.

Дослідження Г.В.Карпенка показали, що за наявності поверхнево-активних середовищ межа втоми металу знижується до 40%; це явище він назвав - адсорбційною втомою. Ним запропонований новий механізм корозійної втоми, який передбачає два процеси:

а) первинний – полягає в адсорбційному полегшенні утворень мікротріщин під впливом циклічного навантаження;

б) вторинний – власне корозійний процес (електрохімічна корозія) усередині мікротріщин, що вже утворилися, який сприяє їх подальшому росту. Процес названий ним адсорбційно-електрохімічним.

Погляди на суттєвість питання про дію поверхнево-активних речовин останніми роками зазнали значної еволюції, відкриті нові сторони цього цікавого явища. Безсумнівно, що ще не весь механізм його пояснений і розкритий, і потрібне подальше поглиблене вивчення.

Роль сторонніх плівок, що покривають поверхню, особливо видно під час вивчення своєрідних властивостей абсолютно чистих поверхонь. Останні виходять або як свіжі, тільки-но виниклі при руйнуванні поверхні (наприклад, розколювання кристала, свіжий злам, механічна обробка), або шляхом спеціального очищення звичайних поверхонь (наприклад, прожарювання під вакуумом або в середовищі інертних газів). Такі чисті поверхні мають властивість з'єднуватися при достатньо тісному зіткненні. Можливі два види взаємного з'єднання: злипання (холодне зварювання) і схоплювання.

Характерною особливістю злипання є те, що воно відбувається при одному тільки контакті двох чистих поверхонь при самому незначному тиску, отже, за відсутності деформації. Атоми двох поверхонь зближуються настіль-

ки, що починають взаємодіяти, тобто об'єднуватися в одні ґратки. Між монокристаллами злипання можливе тоді, коли вони стикаються однойменними кристалографічними площинами. При цьому з'єднання відбувається у небагатьох точках контакту, що є наслідком нерівності будь-якої зовнішньої грані. Ряд авторів спостерігали злипання металевих порошків при кімнатній температурі під вакуумом. Тут розвиток зв'язків йде за рахунок дифузії.

Для так званого «схоплювання» характерними є значні пластичні деформації в зоні контакту і відповідні їм великі спотворення ґраток; наявність останніх полегшує виникнення зв'язаних між атомами двох контактуючих поверхонь. Схоплювання можливе при звичайних температурах; найважливішою умовою його виникнення є чистота дотичних поверхонь (відсутність плівок жирів, оксидів і т. д.). Схоплювання може бути як дуже шкідливим (тертя чистих поверхонь з ретельною обробкою; утворення наросту на різці під час різання), так і корисним фактором, навмисно використовуваним: холодне пластичне зварювання в стиках, отримання біметалів плющенням.

Дифузія у твердих тілах порівняно утруднена. Якщо прийняти швидкість дифузії в газах в середньому за одиницю, то вона становитиме для рідин приблизно $1 \cdot 10^{-5}$, а для твердих тіл - $1 \cdot 10^{-9}$. Проте дифузія через поверхню має дуже великий вплив на властивості твердих тіл взагалі і їх поверхневих шарів зокрема. Навіть такі речовини, як скло, фарфор, гума, проникні для газів шляхом дифузії. У момент виділення водень проникає в залізо і нікель вже при кімнатній температурі. Дифундують і атоми інших металів: наприклад, молібден, вольфрам, кремній та інші, проникаючи в залізо, утворюють на його поверхні оболонки відповідних сполук (FeMoO_2 ; Fe_2W ; Fe_2Si). Інтенсивність проникнення сторонніх атомів з глибиною різко знижується; наприклад, при нагріванні сталі в атмосфері окислу

вуглецю концентрація її на поверхні більше 1%, на глибині 1 мм – 0,6%, на глибині 2 мм – 0,4%. Видалення атомів, що проникли шляхом дифузії у поверхневий шар вдається тяжко. Так, зневуглецювання сталі виникає тільки після тривалого нагрівання в печах; для видалення водню, що проник у сталь при електролітичному цинкуванні, потрібна витримка близько двох годин у вакуумній печі при температурі 200°C.

Одним із прикладів широкого використання явища поверхневої дифузії є цементация низьковуглецевих сталей (хіміко-термічна обробка).

Товщина металу під поверхнею має певні властивості, які обумовлюються впливом геометрії поверхні, явищами дифузії адсорбованих атомів з навколишнього середовища і, крім того, умовами росту кристалів. На оброблених поверхнях позначаються наслідки механічної дії інструмента у вигляді шару пластично деформованого матеріалу із структурою, що дуже відрізняється від решти маси стержня. У результаті дифузії в товщі поверхневого шару утворюються характерні хімічні та інші сполуки основного матеріалу з проникаючими ззовні речовинами.

У природному стані кристалічного тіла поверхня утворена зовнішніми гранями кристалів, з яких складається тіло. Граничні шари, що розділяють кристаліти, виділяються своєрідністю будови: сильно спотворені атомні ґратки, особливо сильна концентрація атомів домішок, що відтісняються при кристалізації.

Дія навколишнього середовища призводить до виникнення на поверхні різних сполук. Найтипівішим видом хімічної дії середовища на поверхню є утворення різних оксидів, що створюють на металевому тілі декілька шарів.

Оксиди виникають у результаті впливу атмосферного кисню й утворюються дуже швидко. Так, наприклад, на сталі можна спостерігати послідовно шари таких оксидів

заліза в напрямі від поверхні: Fe_2O_3 ; Fe_3O_4 ; $\text{FeO} + \text{Fe}_3\text{O}_4$; FeO (рис. 2.4).

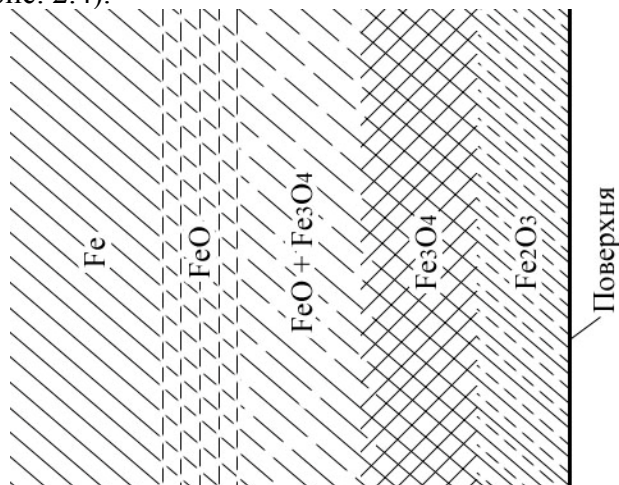


Рисунок 2.4 – Послідовності розміщення оксидів заліза від поверхні

Загальна товщина зовнішньої плівки становить у металах, що окислюються, приблизно 20-100 Å. Зокрема: у залізі – 15-25 Å і до 50 Å; у сталі – 10-20 Å; у цинку – 5-6 Å; у алюмінію -100 -150 Å.

У міді й мідних сплавах у результаті окислення внутрішніх шарів поверхні утворюються окисел міді й мідянисті оксиди – залежно від процента вмісту міді у сплаві.

У сплавах, якщо додатковий компонент окислюється легше за основу, товща поверхневого шару характеризується таким чином:

а) оксиди домішкового металу виділяються у вигляді окремих частинок у ґратках основи; такий розподіл оксидів спостерігається при високих температурах і дуже невеликій кількості домішок;

б) оксиди домішок виділяються тонкими шарами по межах зерен основного металу; цей вид виділення спосте-

рігається при нижчих температурах, незалежно від проценту вмісту домішок;

в) частинки основного металу оповиті в матриці шаром оксиду легуючого елемента.

Очевидно, ці сполуки мають інші механічні властивості, ніж основний метал.

Тут не йде мова про окалину, яка утворюється під час обробки при порівняно високих температурах; окалина складається з тих самих оксидів, але проникає на велику глибину (декілька міліметрів, а при тривалому нагріванні – до 10-15 мм); вона має пористу структуру, слабо пов'язана з основним металом і легко опадає, створюючи великі місцеві дефекти на поверхні.

Одним із видів дії навколишнього середовища на метал є знеуглецювання граничного шару. Воно виникає при термічних операціях, наприклад, пов'язаних з прокатуванням. Під впливом значних температур вуглець може вигорати повністю в зовнішній частині граничного шару, а глибше – частково; у першій зоні, таким чином, відсутні карбіди заліза, що відіграють таку велику роль у міцності сталі і, зокрема, в її зміцненні при пластичних деформаціях. Сутність процесу знеуглецювання полягає у тому, що при нагріванні одночасно відбуваються проникнення атмосферного кисню в поверхневий шар сталі й дифузія вуглецю зсередини назовні; якщо з більшою швидкістю відбувається дифузія, то виникає знеуглецювання; якщо більша швидкість окислення, то утворюється окалина без втрати вуглецю. Знеуглецювання починається при температурах вище 800-850°C; при цих температурах повністю уникнути його неможливо. ГОСТ допускає знеуглецювання в різних видах прокату на глибину від декількох сотих міліметра до кількох міліметрів; проте на металургійних заводах прокат часто має знеуглецьований шар значно глибший, ніж допускається ГОСТом.

Наявність шару сталі, позбавленого вуглецю, іноді не чинить впливу на міцність, але в інших випадках впливає настільки шкідливо, що змушує вважати даний метал браком. При подальшій термічній обробці виникає небезпека розтріскування, тому що знеуглецьований шар має коефіцієнт температурного розширення відмінний від коефіцієнту термічного розширення серцевини. Ця ж обставина спричинює виникнення внутрішніх температурних напружень – розтягальних у зовнішньому шарі; вони несприятливі для міцності при змінних навантаженнях.

Прокатування. Прокатні метали мають дуже широке застосування в промисловості.

Дефекти від прокатки детально висвітлені в монографії В.Д.Трофимчука.

Хоча процес прокатки і відбувається при значних температурах, що розм'якшують метал, усе ж таки прокатуваний профіль зазнає великих силових дій; відбуваються значні пластичні деформації. Як показує аналіз процесу проходження смуги через прокатні валки, при захопленні деформуються головним чином поверхневі шари, у середній зоні операції прокатування деформація майже припиняється і до моменту виходу з валів знову різко зростає. Серцевинні ж частини деформуються в основному тільки у середній зоні, а при захопленні валками і при виході практично не деформуються.

У результаті, незважаючи на підвищену температуру операції, неминучі залишкові напруження. Іноді вони сягають недопустимих значень, і тоді виникає явний брак. Якщо його наслідки і не перевищують меж, що допускаються ГОСТами, все одно зберігається значний вплив на стан усього металу і, зокрема, поверхні.

При цьому необхідно відзначити, що позначаються не тільки операції власне прокатування на стані, але й інші технологічні процеси, що передують, або подальші (розіг-

рівання, охолодження і т. д.). Поверхневі пошкодження є найчастішим дефектом прокатки; до них належать: рябизна, тріщини, задири, розшарування, зморшки, а також загорнені складки, по яких метал залишається не звареним.

Рябизною називають шорсткість поверхні від наявності дуже дрібних, а іноді і досить помітних поглиблень протяжністю до декількох міліметрів, завглибшки від 0,01-0,1 до 0,5-1,0 мм; дно цих шорсткостей нерівне, горбисте.

Рябизна типова для тонких листів. Причиною її можуть бути газові бульбашки в металі і деякі види окалини.

Значення рябизни для міцності металу таке саме, як й інших видів порушення геометричної правильності поверхні. До цього слід додати звичну хімічну активність поверхонь рябизни.

Тріщини на поверхні бувають від найдрібніших, невидимих оком (і тому залишаються непоміченими на виробі, що випускається) до помітних, завглибшки 1-2 мм і більше, і далі до великих, глибоких тріщин, що поширюються по довжині іноді на декілька метрів. Часто тріщини настільки вузькі, що виявляються тільки після протравлення або зачистки поверхні. Причини утворення цих тріщин численні й різноманітні. Суттєвішими є такі.

1 Виступаючі кути профілю охолоджуються швидше за масивні частини і знижують пластичність.

2 При проході через валки частинки біля поверхні захоплюються вперед, а усередині переміщення металу сповільнене й навіть на початку захоплення може мати зворотний напрям. Виникає велика невідповідність між деформацією поверхні і внутрішніх шарів.

3 При деяких системах валків є різка нерівномірність обтиснення по ширині профілю.

4 Для високошвидкісних станів небезпечно швидке або нерівномірне охолодження - наприклад: затримка перед прокатною кліттю болванок, вийнятих із нагрівальних

колодязів; охолодження профілю, затиснутого у валках і т.д.

5 Швидке охолодження після прокатування (так звані холодні тріщини). Цих тріщин не буває у м'яких сталях; але у більш твердих сталей вони виникають дуже часто і викликають значний брак. За звичайних умов охолодження прокатаних профілів у цеху різниця в температурі внутрішнього і зовнішнього шарів може бути велика (до 150°). Це викликає великі залишкові напруження і подальше розтріскування. Нерідко тріщини, пов'язані з умовами охолодження, з'являються через декілька днів після прокатування, вони можуть бути дуже великі за протяжністю. Для запобігання розтріскуванню необхідні дорогі пристрої для повільного охолодження великих партій якісної сталі, що практично нездійсненно.

6 Можливі тріщини, що лежать близько від поверхні, виниклі через наявність підкіркових газових бульбашок у зливку. У ці бульбашки дифундують пічні гази, окисляючи внутрішню поверхню бульбашки; під час прокатки бульбашки стискаються, і тиск газів може прорвати оболонку, утворюючи тріщину або «волосовину» - дрібну замкнуту витягнуту порожнину із стінками, що не зварилися.

7 Різного роду неметалічні вclusions, що є причиною внутрішніх дефектів, можуть бути причиною і поверхневих тріщин: шматочок шлаку, золи або піщинка можуть бути втиснуті у розм'якшений метал і приховані невеликим його шаром; у майбутньому – це осередок руйнування.

8 До категорії тріщин можна віднести і такий дефект, як рвані кромки профілю; він виникає найчастіше тому, що під час прокатки смуг, листів і т.д. профіль розплющується у валках на велику ширину, і частинки металу біля кромки витягуються сильніше, ніж в середині (рис. 2.5).

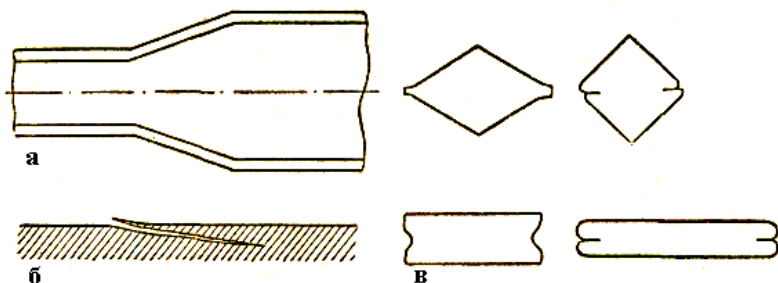


Рисунок 2.5 – Розплющування краю стрічки, у валках стану (а); утворення плівок (б); і заходів (в) під час прокатки

Іншим видом порушення поверхні під час прокатки є так звані плівки. Вони є, як правило, порівняно тонким плоским відшаровуванням, товстий кінець якого пов'язаний з основним металом (рис. 2.5 б); по ширині й довжині плівки бувають від ледь помітних до довгих – 100 мм і більше; товщина - від 0,1 до 3-5 мм і більше. Причини таких плівок досить різноманітні; вони становлять для міцності серйозний місцевий дефект, що часто залишається непоміченим.

При швидкому нагріванні перед прокаткою виникає дефект, що називається «заходом». Захід являє собою складку, що не заварилася, втиснуту всередину металу в процесі прокатки (рис. 2.5 в). Цей дефект виникає при швидкому нагріванні перед прокатуванням: кромки нагріваються сильніше і, будучи пластичнішими, більше деформуються при перших проходах; при подальших проходах утворюється внутрішня складка, що рівноцінна гострому надрізу і може стати осередком розвитку тріщини.

Мікротвердість поверхневого шару характеризує ступінь його пластичної деформації в процесі обробки. Твердість поверхневого шару відрізняється від твердості основного металу. Ступінь зміцнення може бути оцінений за коефіцієнтом

$$K = \frac{H_{D_{\max}} - H_{D_0}}{H_{D_0}},$$

де $H_{D_{\max}}$ – максимальна твердість шару;

H_{D_0} – твердість основного металу.

Важливим показником фізичного стану поверхневого шару деталей машин є його структура. Поверхневий шар обточеного зразка нормалізованої середньовуглецевої сталі своєю будовою відрізняється від основного металу (рис. 2.6). Кристаліти тут більш витягнуті, деформовані. Біля поверхні зосереджена велика кількість твердих складових цієї сталі (перліт); ферит, як м'якша складова, витиснений. Необхідно зазначити, що аналогічна картина виявляється на поверхні тертя ковзання для цих сталей.

У роботі Б.Д.Грозіна і його колег, які всебічно досліджували механізм формування структур поверхневих шарів деталей машин під час їх виготовлення, було показано, що при шліфуванні загартованих сталей відбувається аустенітно-мартенситне перетворення, а також швидко



Рисунок 2.6 – Структура поверхні низьковуглецевої сталі після обточування

перебігаючий відпуск. Відмінність у питомих об'ємах структурних складових викликає високі структурні напру-

ження. Ці напруження можуть призвести до утворення тріщин; при шліфуванні в різних марках сталей спостерігалися розтягуючі напруження на глибину 0,1-0,3 мм, що досягають на поверхні величин порядку 25-40 кг/мм². Виниклі тріщини проходять, як правило, по зоні відпуску або ж по межі між нею і зоною вторинного гартування.

Механізм зміни стану і властивостей поверхневого шару визначається ефектом одночасної дії тиску і температури.

Для металів стабільної структури цей ефект виражається у співвідношенні процесів зміцнення і відпочинку; структурні зміни практично не виявляються. Для сталей метастабільної структури основний ефект виражається у вторинних структурних перетвореннях. Глибина зони структурних змін становить від 5 до 500 мкм.

Важливою особливістю структурних змін під час механічної обробки металів є також ступінь рівномірності вторинних змін по поверхні. Якщо після точіння при високих швидкостях різання шар вторинного гартування відносно рівномірно розподілений по поверхні, то при шліфуванні цієї рівномірності немає. Опіки гартування і відпуску на поверхні чергуються. Великий вплив на властивості поверхні чинить макрогеометрія. Якщо виріб, що підлягає шліфуванню, має перед цією операцією хвилястість (що може бути результатом вібрацій під час точіння), то під час шліфування тепловий ефект на гребенях буде значно сильніший, ніж на западинах; на гребенях може вийти вторинне гартування з високою твердістю, а в западинах – вторинний відпуск. Потрібно, крім того, врахувати, що тепловий ефект проникає глибше, ніж товщина шару, що, як правило, знімається. Таким чином, попередня підготовка виробу до шліфування набуває великого практичного значення: якщо була в наявності хвилястість заготовки, то поверхня геометрично правильно відшліфованої деталі при-

ховуватиме твердіші й слабкіші ділянки, що чергуються. У зонах, де відбувся вторинний відпуск, можливе зародження тріщин від циклічних навантажень. Ступінь нерівномірності структури поверхневого шару дуже впливає на експлуатаційні показники деталей машин.

На сьогоднішній день у результаті численних досліджень можна вже науково обґрунтувати вибір раціонального режиму і послідовності обробки деталей машин, спрямований на отримання поверхневого шару, оптимального за експлуатаційними показниками.

Основний принцип полягає в наступному: попередні операції не повинні створювати зон нерівномірних структур, а подальші мають видаляти ці зони, якщо вони виникли, і не створювати нових. В цьому відношенні важливо, щоб полірування деталі, що має на меті підвищити чистоту поверхні, не створювало зон відпуску зниженої твердості.

2.3 Вплив якості поверхні на міцність

Резюмуємо коротко особливості поверхні й приповерхневих шарів металу:

1) поверхня не є геометрично правильною, вона містить виступи і западини більшої або меншої величини залежно від характеру обробки;

2) субмікроскопічні тріщини поверхні обґрунтовуються теоретичними міркуваннями й у ряді випадків достовірно підтверджуються дослідями;

3) хіміко-фізичний вплив навколишнього середовища створює умови, що сприяють зародженню осередків руйнувань на поверхні;

4) технологічна обробка – прокатка, обробка тиском, різні види різання і обробки поверхні – призводить до сильних змін у структурі поверхневих шарів. Унаслідок цього вони дуже часто сильно наклепуються, мають підвище-

ну твердість; у них від поєднання дії різних перелічених вище факторів створюється складна картина напружень, в яких переважаючу роль виконують напруження 1-го роду й орієнтовані 2-го роду. У ряді випадків числові значення напружень набагато перевершують ті, що допускаються для даного металу. Залежно від поєднання технологічних факторів ці напруження можуть виявитися як розтягуючими, так і стискними.

Зі всього зазначеного зрозуміло, яке велике значення має якість поверхні в питаннях міцності, а тому вивченню цього питання останнім часом надається значна увага. Вже, безумовно, встановлений сильний вплив якості поверхні на динамічну й ударну міцність, на знос, на хімічну стійкість. Подальше вивчення повинне ще більше висвітлити роль поверхні при статичних навантаженнях.

Механічні властивості при статичному навантаженні. У поверхневих шарах спотворення структури атомами домішок особливо великі; тут дуже часто спостерігається наклеп. Тому на поверхні метал найчастіше твердіший і крихкіший, ніж у глибині. Дифузійне насичення поверхневих шарів деякими металами породжує крихкість; така, наприклад, дія сполук заліза з молібденом, вольфрамом, берилієм, кремнієм. Аналогічна дія оксидної плівки, що значно підвищує опір деформації, особливо у м'яких металів.

Наскільки сильно може вплинути стан поверхневого шару на окремі механічні показники, свідчить такий факт: досліджувалося загасання коливань у сталевих стержнях з перерізом близько $0,8 \text{ см}^2$, не хромованих і хромованих; виявилося, що при товщині покриття $0,05 \text{ мм}$ декремент загасання (внутрішнє тертя) підвищувався приблизно в чотири рази, а при товщині $0,15 \text{ мм}$ – приблизно до 12 разів. Скоріш за все, це пояснюється спотвореннями ґраток через насичення воднем.

Велика жорсткість зовнішніх шарів перешкоджає розвитку пластичних деформацій. Ф.П.Рибалко і М.В.Якутович наносили систему рисок глибиною всього в 1 мкм на поверхню полірованих зразків і виявили, що зразки із шорсткою поверхнею давали зрушення в 14 разів менші, ніж зразки поліровані; міцність виявилась однаковою. Цікаві дані одержані І.І.Морозом. За результатами його дослідів ряд операцій, пов'язаних із процесом електролітичного цинкування, відчутно впливає на механічні властивості сталей, особливо високовуглецевих: позначається не тільки сам процес цинкування, але і травлення в кислоті, катодна обробка в лугах; тривале цинкування мало відображається на показниках міцності, але дуже різко знижує пластичність. Так, при тривалості цинкування 1-1,5 год межа текучості і межа міцності знижуються всього на 4-6% в порівнянні з вихідним матеріалом, а подовження в 3-4 рази, поперечне звуження – в 5-10 разів. Низька технічна міцність крихких матеріалів, порівняно з теоретичною, пояснюється тим, що розрив відбувається не відразу, а розвивається у вигляді послідовного поширення тріщини, що виникла у дефектному місці; тут вирішальну роль відіграє поверхня, що доведена рядом дослідів, починаючи з класичних дослідів Іюффе. Як приклад можна навести результати дослідів Б.Я.Льовіна. Досліджуючи вплив обробки поверхні на міцність скла, він виявив, що дряпання скла й аналогічне за дією шліфування знижують нормальну міцність скла не менше ніж в 3 рази, тоді як усунення дефектів поверхні травленням підвищує її в 2-2,5 раза. Особливо посилюється ефект руйнування адсорбцією ззовні, яка знижує сили зчеплення на поверхні, зменшує поверхневу енергію і цим полегшує виникнення тут осередків руйнування.

Втома металу. Впливу якості поверхні на міцність деталей, що працюють при змінних напруженнях, присвяче-

но дуже багато робіт. Необхідно зупинитися на загальних висновках, які можна зробити з цього питання.

Втомне руйнування найчастіше виникає на поверхні. Це викликано поєднанням ряду несприятливих умов:

1) у складних напружених станах, які характерні для рухомих частин машин, найбільші розрахункові напруження, як правило, виходять на поверхні;

2) на поверхні якнайбільше є концентраторів напруження або у вигляді різких змін у контурах деталі, або у вигляді недосконалості обробки;

3) крім загальних дефектів структури, поверхневим шарам властива специфічна недосконалість, така як тріщинуватість, сліди корозії, пошкодження від зносу, знижена пластичність через наклеп;

4) у поверхневих шарах дуже часто виникають великі залишкові напруження – іноді сприятливі, іноді – шкідливі.

Вплив ретельності обробки поверхні дуже великий. Чим тонший характер обробки, тим вища межа втоми.

За даними дослідження С.В.Серенсена, чим вища міцність сталі, тим більшу роль відіграє обробка поверхні; залежно від неї межа втоми може знизитися в 2-3 рази, як це бачимо з табл. 2.1.

Дані численних дослідів, наведені в роботі Л.Лава, показують, що для різних марок сталі межа втоми при грубій шорсткій поверхні становить 65-90% від міцності полірованих зразків, при штампуванні – 46-80%; катастрофічне зниження межі втоми спостерігається у високоміцних хромонікелевих сталей з межею міцності порядку 2000 МПа.

Така велика роль рельєфу пояснюється впливом нерівностей і тріщин, по-перше, на адсорбційні явища і, по-друге, на концентрацію напружень.

Таблиця 2.1 – Вплив обробки поверхні на зниження межі втоми маловуглецевої сталі

Характер обробки	Межа втоми, МПа		
	47	93	140
Чисте полірування	10,0	10,0	10,0
Грубе полірування	9,5	9,3	9,0
Тонке шліфування	9,3	9,0	8,8
Грубе шліфування	9,0	8,0	7,0
Фрезерування	7,0	5,0	3,5

Концентрація напружень залежно від знака може виявитися дуже небезпечною в поверхневих шарах, тому що там і без того особливо великі залишкові напруження. Значення рельєфу у втомному руйнуванні було виявлене в роботах І.В.Кудрявцева.

За його дослідями поверхневі надрізи сильно знижують втомну міцність. Якщо ж ці надрізи штучно закриті з поверхні, то ніякого суттєвого впливу на межу втоми вони не чинять; це між іншими факторами відображає вплив ефекту Ребіндера.

Такий самий і вплив заходів кромки під час прокатки, волосовин, корозійних виразок і подряпин.

Що стосується нерівностей рельєфу субмікроскопічного порядку, то вони не викликають концентрації напружень, але, як вважають, сприяють виникненню зрушень і дуже впливають на явища адсорбції.

Роботи Г.В.Карпенка, як показано раніше, розкрили механізм адсорбційної і корозійної втоми металів. Адсорбційна втома металів базується на ефекті П.А.Ребіндера, який полягає в зниженні міцності матеріалів під впливом поверхнево-активних середовищ.

З інших явищ, що впливають на втомну міцність, відзначимо знеуглецювання. Чим вища міцність сталі, тим

сильніше знижується межа втоми від знеуглецювання; за рядом дослідів зниження межі втоми досягає 20% у звичайних сталях і до 77% у високоміцних.

За останні десятиліття у вивченні втомної міцності досягнуті великі успіхи. У цій галузі вже дуже плідно позначилося поглиблене наукове розуміння фізичних факторів міцності й насамперед поверхневих явищ. З'ясована роль рельєфу, тріщинуватості, залишкових напружень 1-го роду. В результаті виявилися дуже ефективні прийоми підвищення втомної міцності. Розкриття фізичної картини поверхневих явищ дозволило швидко піти вперед в цій галузі. Був запропонований ряд дуже ефективних прийомів, що сильно підвищують міцність при змінних напруженнях.

Зі всіх сучасних технологічних прийомів, що підвищують міцність металів при змінних напруженнях, у яких враховано вплив фізичного стану поверхневого шару на механізм втомного руйнування, можна відзначити такі.

1 Зниження концентрації напружень шляхом підвищення якості обробки поверхні.

2 Усунення окремих зон концентрації напружень біля вирізів, отворів і т.д. Прийомом, що знижує або знімає концентрацію, є плавні пом'якшені вирізки біля зон концентрації, що мають на своїй меті вимкнути ці зони.

3 Створення на поверхні сприятливих залишкових напружень. Розтягуючі напруження знижують втомну міцність при повторному вигині; стискаючі залишкові напруження підвищують втомну міцність, зменшують шкідливий вплив розкриття усть субмікроскопічних тріщин.

З прийомів, що створюють наклеп стискування в поверхневих шарах, особливе поширення набули обкатка загартованим роликком і обдування сталевим дробом. Використання цих прийомів підвищує межу втоми, за даними І.В.Кудрявцева, в межах більше 20%. Застосовується також місцеве пластичне обтискання поверхні в зонах високої

концентрації напружень. Глибина шару, що наклепується, коливається в межах 0,1-0,4 мм; накладені напруження стискування досягають 400-1150 МПа.

4 Як показують дослідження, при азотуванні досягається підвищення втомної міцності до 50%, при цьому спостерігаються високі стискаючі залишкові напруження в азотованому шарі. Така картина відповідає проникнення в основні грати «великого» атома, що пов'язане з виникненням стискаючих напружень.

Вивчення дифузії газів у товщину металів показує, що у ряді випадків вона супроводжується збільшенням параметра ґраток; це і повинно призвести до її спотворення і до виникнення своєрідного наклепу.

5 Вивчення залишкових напружень у різних видах металевих покриттів допомогло з'ясувати, чому в більшості випадків захисні покриття, що облагороджують поверхню, негативно позначаються на межі втоми; у металевих покриттях виникають, як правило, напруження розтягнення, тобто дуже шкідливі з погляду втоми. І дійсно, встановлено, що нікелювання може понизити межу втоми на 50%, хромування - на 40%, цинкування - на 10%; помітне зниження виходить при лудінні; деякий негативний вплив спостерігається і при покриттях кадмієм, алюмінієм, свинцем (зниження 7-10%).

Для опірності удару дуже велике значення має концентрація напружень. Тому чим ретельніше оброблена поверхня, тим вищий опір удару. Так, зниження висоти виступів рельєфу на 30% збільшує ударну довговічність на 60-65%. Ще давні дослідники показали, що при тонкому травленні латуні цей показник зростав на 20-45%; це пояснюється тим, що при такій обробці зменшується кривизна рисок, гострі западини згладжуються і цим знижується ступінь концентрації напружень.

3 НАПРУЖЕННЯ І ДЕФОРМАЦІЯ

3.1 Метод перерізів

Більшість механічних властивостей виражається через величину напружень. Поняття «напруження» запроваджене для оцінки величини навантаження, що не залежить від розмірів тіла, що деформується. Напруження є, таким чином, питомою величиною і визначається як відношення внутрішніх сил пружності, віднесені до одиниці площі поперечного перерізу, тобто $\sigma = \frac{P}{F}$; де P – діюча сила; F – площа, перпендикулярна до осі зразка (рис. 3.2).

Для визначення величини напружень в якомусь перерізі тіла останнє уявно розтинають на дві частини, потім одну частину тіла відкидають, а її дію на частину, що залишилася, замінюють внутрішніми силами (рис. 3.1).

У загальному випадку сила P не перпендикулярна до площини, на яку вона діє. Тоді, як і будь-який вектор, її можна розкласти на дві складові: нормальну (перпендикулярну до площини), що створює нормальне напруження і дотичну, діючу в площині, що викликає дотичні напруження (рис.3.2).

На практиці часто використовують розмірність напружень $\text{кгс/мм}^2 = 9,8 \text{ МПа} \approx 10 \text{ МН/м}^2$.

Розкладання повного зусилля (напруження) на нормальну і дотичну складові широко використовується. У механічних випробуваннях визначають саме ці напруження. Їх же використовують у розрахунках на міцність. Це пов'язано з тим, що одні процеси при деформації і руйнуванні визначаються дотичними напруженнями (пластична деформація, руйнування шляхом зрізу), а інші – нормальними (руйнування відривом).

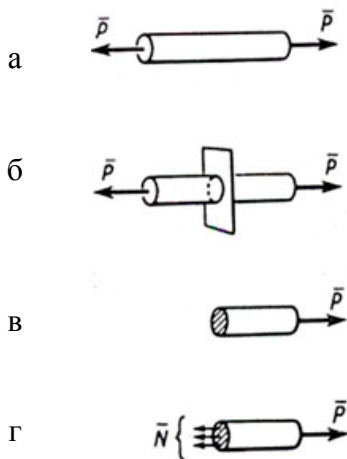


Рисунок 3.1 – Визначення внутрішніх сил методом перерізів



Рисунок 3.2 – Схема розкладання напруження на дотичну і нормальну складові

Нормальні напруження ділять на розтягуючі (позитивні) і стискні (негативні).

Напруження, якими оперують у механічних випробуваннях, можуть бути *істинними* й *умовними*. Відомо, що в процесі деформації величина площини, на якій діють напруження (площа перерізу зразка), змінюється. Якщо ці зміни не враховують і напруження розглядають як відношення навантаження в даний момент до вихідної площі перерізу (F_0), то такі напруження називають **умовними**. Якщо ж відносять силу до величини фактичного перерізу в даний момент деформації, то одержують **істинне** напруження. Фізичний сенс мають тільки істинні напруження, проте на практиці часто буває зручніше користуватися умовними. Це особливо виправдано при малому ступені деформації, коли зміни площі перерізу зразка невеликі. Істинні напруження позначаються символами S (нормальні) і t (дотичні), а умовні – σ і τ відповідно.

Під час розв'язання реальних задач не можна обмежуватися знанням величини напружень в якомусь певному перерізі. Для оцінки напруження діючого в будь-якому перерізі тіла використовують положення про тензор напружень.

Деформація. Під дією напружень усі матеріали деформуються, тобто змінюють форму і розміри.

Деформації, що зникають після зняття навантаження, називають **пружними**.

Деформації, що залишаються після зняття навантаження, називають **пластичними** (залишковими).

Процес деформації під дією поступово зростаючого навантаження складається з трьох стадій, що послідовно накладаються одна на одну (рис. 3.3).

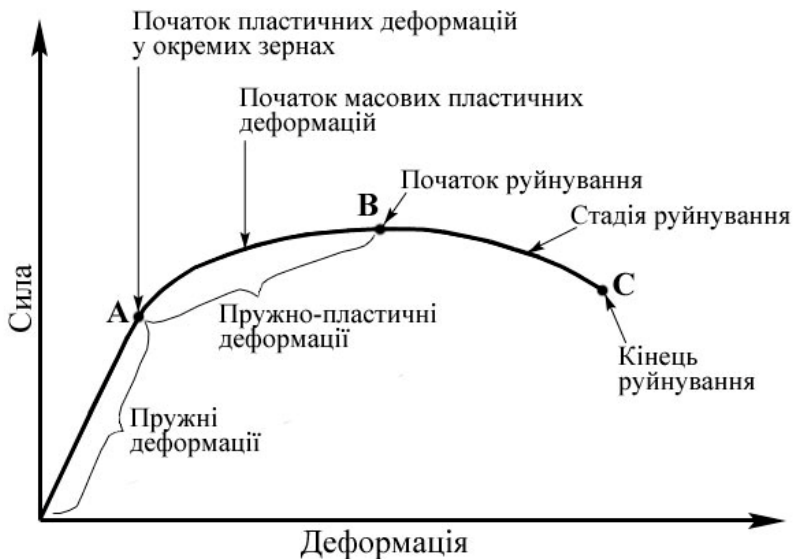


Рисунок 3.3 – Схема процесу деформації металу

Навіть незначне прикладене напруження викликає пружну деформацію і в чистому вигляді спостерігається тільки при напруженнях до точки А. Пружна деформація характеризується прямо пропорційною залежністю від напруження і пружною зміною розмірів міжатомних відстаней.

Вплив пружної деформації на форму, структуру і властивості тіла повністю усувається після припинення дії сил (навантажень), що викликали її, оскільки під дією прикладених сил відбувається тільки незначне зміщення атомів або поворот блоків кристала. При зсуві атомів з положення рівноваги порушується баланс сил тяжіння й електростатичного відштовхування. Тому після зняття навантаження зміщені атоми під дією сил тяжіння або відштовхування повертаються у початковий рівноважний стан і кристали набирають свою первинну форму і розміри.

При деяких значеннях напружень (вище за точку А рис. 3.3) починається пластична деформація в окремих зернах металу. Подальше збільшення напруження викликає збільшення пружної і пластичної (залишкової) деформацій (ділянка АВ пружно-пластичних деформацій).

При досягненні напруженнями так званої межі або порога пружності (біля точки А) деформація стає необоротною. При знятті навантаження усувається лише пружна складова деформації. Пластична частина деформації залишається.

Пластична (залишкова, необоротна) деформація, що залишається після зняття навантаження, пов'язана з переміщенням атомів усередині кристалів на відносно великій відстані й викликає залишкові зміни форми, структури і властивостей без макроскопічних порушень суцільності металу. Пластична деформація в кристалах може здійснюватися ковзанням і двійниками.

Ковзання – це зміщення окремих частин кристала (однієї частини щодо іншої) під дією дотичних напружень,

коли ці напруження в площині і напрямі ковзання досягають певної критичної величини τ (рис. 3.4 а).

Двійникування – Поворот однієї частини кристала в положення симетричне другій його частині. Площиною симетрії є площина двійникування М-М (рис. 3.4 б і 3.5).

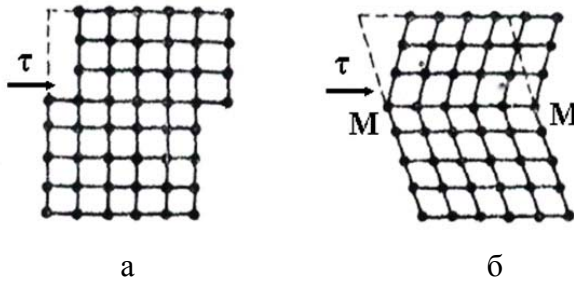


Рисунок 3.4 – Схеми деформації:

а – ковзанням; б – двійникуванням

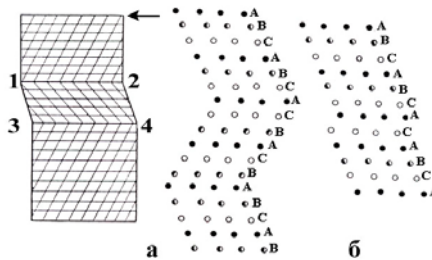


Рисунок 3.5 – Схеми розміщення атомів при двійникуванні (а) (1, 2, 3, 4 – смуга двійникування) під час утворення дефектів укладання (б) і структура сплаву з двійниками (в)

В обох випадках пластична деформація відбувається по певних площинах і напрямках у кристалічних ґратках.

Ковзання (зрушення) в кристалічних ґратках проходить по найщільніше усяяних атомами кристалічних площинах і кристалографічних напрямках, де величина опору зрушенню τ найменша (рис. 3.6). Це пояснюється тим, що відстань між сусідніми атомними площинами найбільша, а зв'язок між ними найменший.

Чим більше в металі можливих площин і напрямів ковзання, тим вища його здатність до пластичної деформації.

За результатами механічних випробувань оцінюють різні характеристики пружної, а частіше – залишкової деформації. Найбільш широко використовують такі характеристики деформації: подовження, зсув, звуження (розширення) зразків.

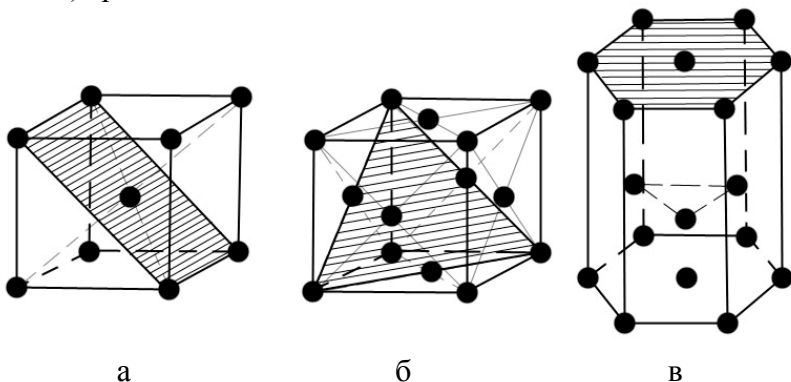


Рисунок 3.6 – Кристалографічні площини, по яких відбувається зсув: а – об'ємно центрований куб (ОЦК); б – граніцентований куб (ГЦК); в – гексагональна щільно упакована ґратка (ГЦУ)

Збільшення довжини зразка в результаті деформації, як правило, характеризують відносним подовженням:

$$\delta = \frac{\ell_k - \ell_o}{\ell_o} \cdot 100\% = \frac{\Delta \ell}{\ell_o} \cdot 100\%,$$

де ℓ_o – початкова довжина;

ℓ_k – кінцева довжина;

$\Delta \ell$ – абсолютний приріст подовження (рис. 3.7 а).

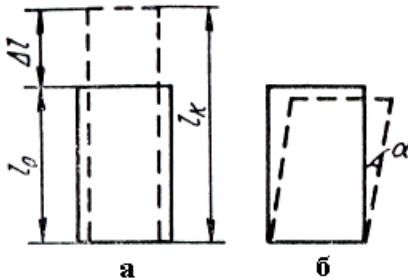


Рисунок 3.7 – Подовження (а) і зрушення (б) при деформації

Величина δ є умовною характеристикою, оскільки деформація із самого початку розвивається на довжині, що безперервно змінюється, і відношення $\Delta \ell / \ell_o$ позбавлене фізичного значення.

Припустимо, що зразок довжиною $\ell_o = 10$ мм подовжили на 1 мм, а потім з 11 до 12 мм, тоді в першому випадку $\delta = ((11-10)/10) \cdot 100 = 10\%$, а в другому при тому самому $\Delta \ell = 1$ мм $\delta = ((12-11)/11) \cdot 100 = 9,1\%$. Очевидно, сумарне істинне подовження $(1/10 + 1/11 + 1/12 + \dots) \cdot 100$ менше за умовне. Це істинне відносне подовження.

$$\epsilon = \int_{\ell_o}^{\ell_k} \frac{d\ell}{\ell} = \ln \frac{\ell_k}{\ell_o}.$$

Подовження та укорочення зразка як правило, відбуваються під дією нормальних напружень. Дотичні напруження викликають зсувні деформації, які оцінюють за кутом зсуву α (у радіанах) або за величиною відносного зсуву $g = \tan \delta$ (рис. 3.7 б).

Відносні подовження і зсув (δ і g) – фундаментальні характеристики деформації, які використовуються в теорії-

ях пружності й пластичності. Сукупність подовжень і зсувів – **тензор деформації** – за аналогією з тензором напружень характеризує будь-який деформований стан у даній точці і дозволяє визначати δ в будь-якому напрямі і g в будь-якій площині. У випадку, якщо три головні напрями деформації (у яких зсуви дорівнюють нулю) наперед відомі і їх можна сумістити з координатними осями, тензор деформації характеризується сукупністю трьох подовжень:

$$(g) = \begin{pmatrix} e_1 & 0 & 0 \\ 0 & e_2 & 0 \\ 0 & 0 & e_3 \end{pmatrix},$$

де e_1 – найбільше подовження;

e_3 – найменше подовження.

Третьою широко використовуваною характеристикою деформації є відносне звуження

$$\psi = \frac{F_0 - F_\kappa}{F_0} \cdot 100\%,$$

де F_0 – початкова площа поперечного перерізу зразка;

F_κ – кінцева площа поперечного перерізу зразка.

Як і δ , це умовна характеристика деформації, оскільки площа перерізу безперервно змінюється в процесі випробування.

Між e , δ і ψ існує функціональний зв'язок у області рівномірної деформації, тобто поки величина відносних змін форми і розмірів в усіх точках робочої частини зразка однакова. Цей зв'язок виходить з умови постійності об'єму при пластичній деформації:

$$F_0 l_0 = F_\kappa l_\kappa \text{ або } \frac{l_\kappa}{l_0} = \frac{F_0}{F_\kappa}$$

Відносне звуження

$$\psi = \frac{F_0 - F_{\dot{\epsilon}}}{F_0} = 1 - \frac{F_{\dot{\epsilon}}}{F_i},$$

отже,

$$\frac{F_0}{F_{\kappa}} = \frac{1}{1 - \psi} \quad \text{і} \quad \frac{l_{\kappa}}{l_0} = \frac{1}{1 - \psi}.$$

Звідси

$$e = l_n \frac{l_{\kappa}}{l_0} = l_n \frac{1}{1 - \psi} = l_n(1 + \delta).$$

Крім трьох описаних характеристик деформації, використовують й інші, більш часткові. Наприклад, величину деформації при випробуванні на вигин можна оцінювати за стрілою прогинання, а на кручення – за кутом скручування і т.д.

3.2 Схеми напруженого стану при механічних випробуваннях

Залежно від характеру дії зовнішніх сил матеріал виробу (зразків) піддаватиметься різним видам напружень (рис. 3.8). Схема дії навантажень використовується для класифікації механічних випробувань.

Результати механічних випробувань значною мірою визначаються схемою напруженого стану, яка задається в зразку умовами його навантаження. Один і той самий матеріал може проявляти різко різні характеристики міцності й пластичності, якщо його випробовувати при різних схемах напруженого стану.

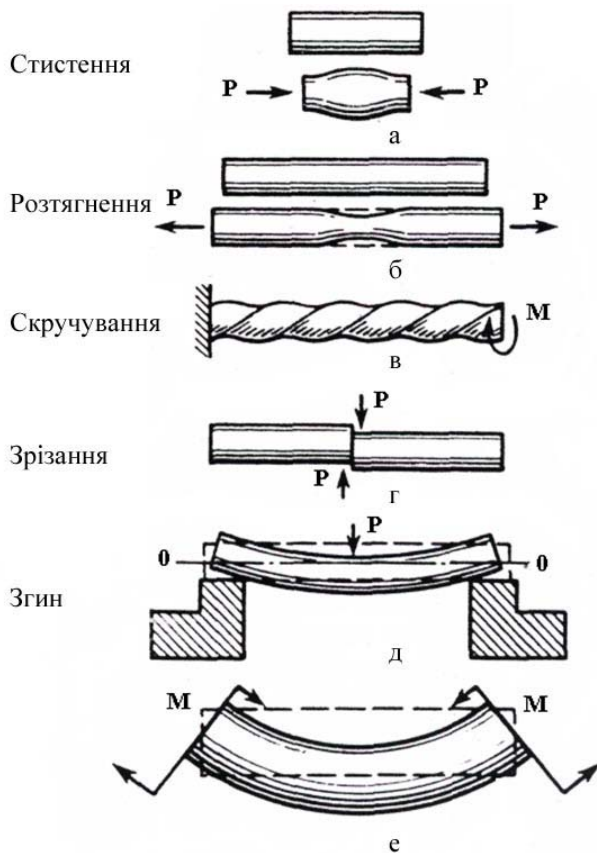
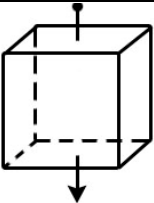
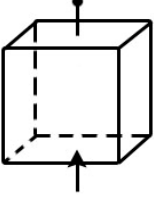
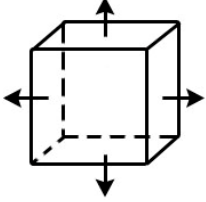


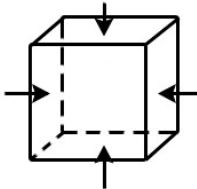
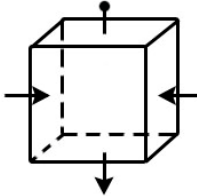
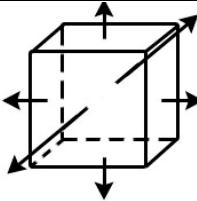
Рисунок 3.8 – Схема дії стискаючих (а), розтягуючих (б), скручувальних (в), зрізувальних (г) і згинальних (д, е) навантажень.

Всього таких схем існує вісім. Вони наведені в табл. 3.1 разом із відповідними тензорами напружень і прикладами реалізації в різних випробуваннях і умовах експлуатації.

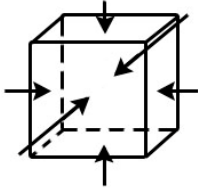
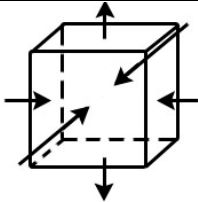
Таблиця 3.1 – Схеми напружених станів (за Я.Б.Фрідманом)

Напружений стан		Схема напруженого стану	Тензор напружень	Приклади реалізації
1	2	3	4	5
Лінійний	Одновісне розтягування		$(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & S_1 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0$	Випробування на розтягування зразків без надрізу (до утворення шийки)
	Одновісне стискування		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_3 < 0$	Випробування на стискування (за відсутності тертя на поверхнях торців)
Плоский	Двовісне розтягування		$(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_1 & 0 \\ 0 & 0 & S_2 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0; S_2 > 0$	Вигин широкого зразка ($S_1 \approx 4S_2$). Тонкостінний циліндр, що піддається внутрішньому тиску й осьовому розтягуванню

Продовження табл. 3.1

1	2	3	4	5
Плоский	Двовісне стискування		$(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_2 < 0; S_3 < 0$	Кільцеве стискування зразків по боковій поверхні ($S_3 = S_2$)
	Різнойменний плоский напружений стан		$(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_3 & 0 \\ 0 & 0 & S_1 \end{pmatrix}$ $S_2 > 0; S_3 > 0$	Кручення циліндрового стрижня ($S_1 = -S_3$)
Об'ємний	Тривісне розтягування		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0; S_2 > 0; S_3 > 0$	Гідростатичне розтягування в центрі кулі, що нагрівається ($S_1 = S_2 = S_3$). Розтягування циліндрового зразка з надрізом (у центральних зонах, де $S_1 > S_2$, $S_2 \approx S_3$)

Продовження табл. 3.1

1	2	3	4	5
Об'ємний	Тривісне стискування		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 < 0; S_2 < 0; S_3 < 0$	Гідростатичне стискування. Випробування на твердість вдавлуванням індентора
	Різнойменний об'ємний напружений стан		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0; S_2 < 0; S_3 < 0$	Розтягування зразка з шийкою під гідростатичним тиском

Наведені в табл. 3.1 схеми можна застосувати лише в області пружної і рівномірної деформації. У процесі реальних випробувань, особливо після початку зосередженої пластичної деформації, ці схеми можуть значно змінитися.

Схема напруженого стану впливає на механічні властивості й особливо на характеристики деформації (пластичності) через співвідношення стискаючих і розтягуючих напружень. Стискаючі напруження більшою мірою сприяють прояву пластичності, ніж розтягуючі (в умовах гідростатичного стискування руйнування взагалі не відбувається). Тому чим більша роль стискаючих напружень у схемі напруженого стану, тим вона вважається «м'якшою», оскільки при її реалізації деформаційна здатність матеріалу більша.

Для кількісної оцінки «м'якості» схеми напруженого стану Фрідман запропонував розраховувати спеціальний коефіцієнт м'якості

$$\alpha = \frac{t_{\max}}{S_{\max}^n},$$

де t_{\max} – максимальне дотичне напруження;

S_{\max}^n – найбільше приведене головне нормальне напруження.

За другою теорією міцності

$$S_{\max}^n = S_1 - \nu(S_2 + S_3),$$

де ν - коефіцієнт Пуассона.

Тоді
$$\alpha = \frac{S_1 - S_3}{2S_1 - 2\nu(S_2 + S_3)}.$$

У багатьох металів коефіцієнт Пуассона приблизно однаковий – $\nu \approx 0,25$, і величину α можна розраховувати за рівнянням

$$\alpha = \frac{S_1 - S_3}{2S_1 - 0,5(S_2 + S_3)}.$$

Значення того, чому відношення t_{\max} / S_{\max}^n повинне характеризувати «м'якість» схеми напруженого стану, зводиться до наступного. Величина t_{\max} визначає легкість початку пластичної деформації, а S_{\max}^n - крихкого відриву. Якщо, $t_{\max} \succ S_{\max}^n$, то при навантаженні зразка, перш ніж відбудеться крихке руйнування, почнеться пластична деформація яка завадить крихкому відриву. Якщо ж $t_{\max} \prec S_{\max}^n$, то руйнування може відбутися до появи пластичної деформації. Тому чим більше t_{\max} і менше S_{\max}^n (тобто більше α), тим більше сприятливі умови для розвитку пластичної деформації.

У той же час величина α визначається співвідношенням стискаючих і розтягуючих напружень. У табл. 3.2 наведені значення коефіцієнта м'якості для випробувань декількох видів з різними схемами напруженого стану.

Таблиця 3.2 - Коефіцієнт «м'якості» α при випробуваннях різних видів

Вид випробування	Головні нормальні напруження			α
	S_1	S_2	S_3	
Тривісне розтягування	S	S	S	0
Одновісне розтягування	S	0	0	0,5
Кручення	S	0	- S	0,8
Одновісне стискування	0	0	- S	2
Тривісне стискування	- S	-(7/3) S	-(7/3) S	4

В умовах тривісного розтягування, коли стискаючих напружень у схемі напруженого стану немає ($\alpha = 0$), ця схема відрізняється максимальною «жорсткістю», тобто здатність матеріалу деформуватися в таких умовах мінімальна. Навпаки, при гідростатичному стискуванні матеріал повинен проявити максимальну пластичність — тут $\alpha = 4$.

Тому деякі метали і сплави, що відрізняються крихкістю при малих значеннях α (наприклад, сірий чавун, загартована сталь, інтерметаліди), можуть деформуватися і безпечно служити в умовах м'якших схем напруженого стану.

Необхідно підкреслити, що абсолютні значення «коефіцієнта м'якості» не дозволяють кількісно оцінювати характеристики деформації (δ , ψ і др). Величина α може і повинна застосовуватися лише для порівняльної оцінки «м'якості» різних випробувань.

3.3 Класифікація механічних випробувань

Крім схем напруженого стану, механічні випробування розрізняються за способом навантаження і характером його зміни в часі.

Використовують два способи навантаження зразка:

- 1) шляхом його деформації із заданою швидкістю і вимірюванням сил опору зразка цієї деформації;
- 2) подачею постійного навантаження на зразок з вимірюванням виникаючої при цьому деформації.

Найбільш поширений перший спосіб, що забезпечує можливість безперервного вимірювання і запису сили опору зразка деформації. Він використовується практично у всіх різновидах статичних випробувань.

Найважливіші приклади застосування другого способу навантаження – випробування на повзучість і тривалу міцність.

За характером зміни в часі навантаження підрозділяють на *статичні*, *динамічні* й *циклічні*. Статичні навантаження характеризуються відносно повільним зростанням від нуля до деякої максимальної величини. При динамічному навантаженні це зростання відбувається за дуже короткий проміжок часу. Циклічні навантаження характеризуються багатократними змінами за напрямом і величиною.

Відповідно до характеру діючих навантажень розрізняють статичні, динамічні й втомні випробування.

Статичні випробування відрізняються плавною, відносно повільною зміною навантаження зразка і малою швидкістю його деформації, а також такою малою величиною прискорення рухомих частин машини, що виникаючими в них силами інерції можна знехтувати. Під час статичних випробувань можна методом простої статичної рівноваги з достатньою точністю визначати зусилля і деформації, а також величини роботи деформації у будь-який момент випробування.

Найбільш важливі такі різновиди статичних випробувань, що відрізняються схемою прикладення навантажень до зразка (тобто схемою напруженого стану): одновісне розтягування, одновісне стискування (надалі – просте розтягування, стискування), згинання, кручення, розтягування і згинання зразків з надрізом і тріщиною (плоскі та об'ємні схеми напруженого стану).

Динамічні випробування характеризуються прикладенням до зразка навантажень з різкою зміною їх величини і великою швидкістю деформації. Тривалість усього випробування не перевищує сотих часток секунди. Динамічне навантаження створюють ударом вільно падаючої важкої маси. У результаті в окремих частинах зразка і випробувальної машини виникають значні сили інерції. Тому для вимірювання зусиль метод статичної рівноваги тут використовувати неможна. У результаті динамічних випробувань визначають величину повної або питомої роботи динамічної деформації, а також величину залишкової деформації зразка (абсолютної або відносної). Даних про величину напружень і деформацій у процесі цих випробувань, як правило, не одержують, хоча у принципі це можливо. Динамічні випробування найчастіше проводять за схемою вигину.

Для випробувань на втому характерне багатократне прикладення до зразка навантажень, що змінюються. Такі випробування, як правило, дуже тривалі (години – сотні годин). За наслідками втомних випробувань визначають число циклів до руйнування при різних значеннях напружень, а зрештою – те граничне напруження, яке зразок витримує без руйнування протягом певного числа циклів навантаження. При втомних випробуваннях використовують різні схеми прикладення навантажень до зразка: згинання, розтягування – стискування, кручення.

Крім розглянутих статичних, динамічних і втомних, розрізняють ще дві великі специфічні групи випробувань. Перша з них – це випробування на твердість, в яких оцінюють різні характеристики опору деформації або, рідше, руйнуванню поверхневих шарів зразка при взаємодії їх з іншим тілом – індентором (від англійського *indentation* – вдавлування). Більшість різновидів випробувань на твердість – статична.

Друга група – випробування на повзучість і тривалу міцність. Їх, як правило, проводять при підвищених температурах для оцінки характеристик жароміцності. Зразки тут протягом всього випробування знаходяться під постійним навантаженням. При випробуванні на повзучість вимірюють величину деформації у функції часу при різних напруженнях на зразку, а в результаті випробувань на тривалу міцність оцінюють час до руйнування під дією різних напружень.

Існує ще ряд методів і різновидів механічних випробувань, які використовують на практиці в більш обмежених масштабах.

Як видно, методи проведення випробувань дуже різноманітні. До того ж вони проводяться при різних температурах, починаючи від дуже низьких негативних і кінчаючи температурами в інтервалі плавлення, в різних середовищах і т.д. Все це цілком природно, оскільки відобра-

жає різноманітність умов експлуатації та обробки металів і сплавів, які зрештою намагаються моделювати випробуваннями.

Механічні випробування – це визначення механічних властивостей матеріалів і виробів різними способами.

Механічні випробування металів необхідні для отримання характеристик їх механічних властивостей, які можна було б використовувати не тільки при розрахунках на міцність деталей машин і споруд, але і при оцінці якості продукції металургійних заводів.

У зв'язку з тим, що умови роботи металу різні, створені відповідно різноманітні види і методи випробувань.

Як правило, при механічних випробуваннях металів усі спостереження і розрахунки напруженого стану здійснюються у макроскопічних об'ємах. Як виняток, вдаються іноді і до спостережень у мікроскопічних об'ємах (спостереження за деформаціями в межах окремих кристалів).

Для оцінки напруженого стану допустиме застосування тих самих гіпотез про будову і властивості металів, які вивчаються в курсі «Опір металів».

При всіх видах механічних випробувань відтворюють по можливості на зразках металу такі зовнішні дії, яким він піддається в умовах експлуатації. Одержувані при цьому характеристики механічних властивостей умовні, залежать від умов випробувань. Це викликає прагнення до уніфікації методів механічних випробувань з метою отримання порівнювальних даних. Уніфікація методів випробувань виконана й удосконалюється в рамках державних стандартів і міжнародних рекомендацій.

3.4 Умови подібності механічних випробувань

Більшість характеристик механічних властивостей металів і сплавів не є їх фізичними константами. Вони великою мірою залежать від умов проведення випробування.

Тому не можна робити висновки про властивості металевих матеріалів за даними механічних випробувань, які проводяться різними дослідниками за різними методиками. Необхідне виконання певних умов проведення випробувань, які б забезпечили сталість результатів при багатократному повторенні випробувань, так, щоб ці результати в максимальному ступені відображали властивості матеріалу, а не вплив умов випробування. Крім того, дотримання цих правил повинне гарантувати порівнянність результатів випробувань, проведених у різний час, у різних лабораторіях, на різному устаткуванні, зразках і т.д. Умови, що забезпечують таку сталість і порівнянність результатів, називаються умовами подібності механічних випробувань.

Для дотримання умов подібності зразки необхідно піддавати випробуванням при однаковій схемі напруженого стану і в однакових фізичних умовах. Звідси виникає необхідність дотримання трьох видів подібності:

- 1) геометричної (форма і розміри зразка);
- 2) механічної (схема і швидкість прикладення навантажень);
- 3) фізичної (зовнішні фізичні умови).

Умова геометричної подібності зводиться до того, що випробовувані зразки повинні мати геометрично подібну форму. Наприклад, два зразки геометрично подібні, якщо вони мають якісно однакову конфігурацію, а відношення будь-яких двох відповідних розмірів кожного з них дорівнюють

$$\left(\frac{d_1}{D_1} = \frac{d_2}{D_2}, \frac{l_1}{d_1} = \frac{l_2}{d_2} \right) \text{ і т.д.}$$

Форма і розміри зразка впливають на результати випробування через схему напруженого стану, яка залежить від форми тіла і певного розміщення точок прикладення навантажень.

Природно, що ще більший вплив на напружений стан у зразку робить схема прикладення навантажень. У загаль-

ному вигляді механічна подібність полягає в тому, щоб у подібних перерізах робочої частини зразків виникали тожний напружений стан і однакова відносна деформація. Якщо можна нехтувати впливом швидкості деформації, то умова механічної подібності зведеться до того, що всі прикладені до зразка зовнішні сили повинні бути подібно напрямлені й прикладені у відповідних його точках. При великих швидкостях деформації дотримання механічної подібності в різних за розміром зразках ускладнюється. Необхідно зазначити, що сформульовані умови геометричної і механічної подібності забезпечують тотожність напружених станів і відносних деформацій не у всіх випадках. Відхилення спостерігаються, зокрема, при крихкому руйнуванні, при дуже великих відмінностях в абсолютних розмірах зразків («масштабний фактор») і ряді інших випадків, кожний з яких має своє пояснення. Наприклад, вплив масштабного фактора можна пояснити на основі статистичних теорій міцності. Зниження механічних властивостей при збільшенні розмірів зразків пов'язують із збільшенням ймовірності існування небезпечних поверхневих і внутрішніх дефектів – концентраторів напружень, що викликають передчасну деформацію і руйнування.

Необхідність фізичної подібності для отримання відтворювальних і порівняльних результатів випробувань абсолютно очевидна і не вимагає спеціальних роз'яснень.

Коли необхідне отримання порівнянних даних за властивостями різних матеріалів, дотримання фізичної подібності ускладнюється. Наприклад, порівняння механічних властивостей різних металів і сплавів при одній температурі може бути при розв'язанні певних задач позбавлене фізичного значення. Механічні властивості, зокрема зміцнювальні, пов'язані з температурою початку плавлення металу або сплаву за інших рівних умов. Чим вища ця температура, тим вищі зміцнювальні характеристики при заданій температурі випробування. Тому зіставлення властивостей

різних металевих матеріалів правильніше проводити при однакових гомологічних температурах, тобто однакових відношеннях абсолютних температур випробування і плавлення $T_{\text{випр}}/T_{\text{пл}}$.

Гомологічною температурою для кожного металу називається температура, що виражається у процентах від абсолютної температури його плавлення, яка приймається за 100%. На рис. 3.8 подана схема, запропонована Фрідманом, на якій по осі абсцис відкладені в масштабі температури стоградусної (верхня) та абсолютної (нижня) шкал, а по осі ординат – відсотки від 0 до 100. Прямі, проведені з початку координат до значення температур плавлення різних металів (Hg, Pb, Cu, Fe), на стоградусній шкалі дозволяють легко переходити від однієї шкали до іншої. Рівність гомологічних температур при фізико-хімічному аналізі сплавів дозволяє встановлювати загальні закони зміни їх властивостей.

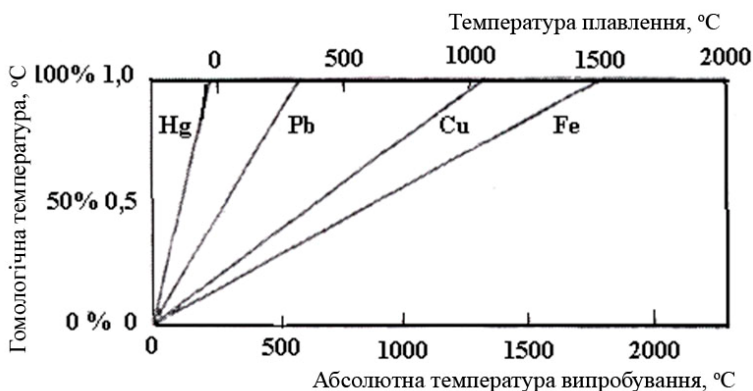


Рисунок 3.8 - Гомологічні температури

Для отримання порівняльних результатів і правильного аналізу, крім дотримання трьох перелічених умов подібності, велике значення має методика виготовлення зразків для випробувань. У кожному випадку вона повинна бути чітко обумовлена. Один і той самий матеріал залежно від

умов його отримання (швидкості кристалізації під час лиття, ступеня обтискання під час прокатування і т. д.) може мати різко різні властивості. Тому для отримання порівняльних даних завжди необхідно дотримувати ідентичність режимів (а не тільки методів) отримання та обробки заготовок для зразків, виготовляти їх (наприклад, на верстатах) за однією технологією.

Спосіб виготовлення зразка повинен бути таким, щоб в останньому створювалася структура, ідентична структурі відповідної деталі. При виготовленні зразків заданої форми потрібно використовувати такі методи обробки, які не міняють властивостей металу, властивих йому в заготовці або виробі. Тому зразки в процесі виготовлення не можна нагрівати значно вище за кімнатну температуру, піддавати значним пластичним деформаціям (наклеп) і т.д.

Велике значення має якість поверхні зразків. Поверхневі дефекти (подряпини, риски) служать концентраторами напружень і знижують характеристики міцності і пластичності.

Важливість дотримання умов подібності під час проведення механічних випробувань наочно демонструється стандартизацією їх методики в державному, а деяких випробувань і в міжнародному масштабі. Є ГОСТи на більшість найпоширеніших випробувань. У них з урахуванням усіх умов подібності уніфіковані форми і розміри зразків, якість їх виготовлення, основні методичні прийоми випробування, а також вимоги до застосовуваної апаратури, точності виміру напружень і деформацій, температури і т.д.

3.5 Вплив «масштабного фактора»

Структура реальних металів і сплавів та розподіл її дефектів неоднакові навіть у межах одного зразка. Тому механічні властивості, визначувані цією структурою і дефектами, строго кажучи, різні для різних об'ємів одного зраз-

ка. У результаті ті характеристики механічних властивостей, які ми повинні оцінювати під час випробувань, є середньостатистичними величинами, що дають сумарну, математично найбільш імовірну характеристику всього об'єму зразка, який бере участь у випробуванні. Навіть при абсолютно точному вимірі механічних властивостей вони будуть неоднакові у різних зразків з одного і того самого матеріалу. Інструментальні (систематичні й випадкові) помилки визначення характеристик властивостей, пов'язані з вимірюванням навантажень, деформацій, розмірів і т. д., ще більше збільшують розкид експериментальних результатів. Тому необхідна статистична обробка результатів механічних випробувань для оцінки середнього значення властивості й помилки у визначенні цього середнього, а також визначити вибір мінімально необхідного числа зразків (або вимірів) для оцінки середнього із заданою точністю.

Ці задачі є стандартними для статистичної обробки результатів будь-яких вимірювань і детально розглянуті в різних посібниках.

Особливо потрібно зазначити дію «масштабного фактора», що має суттєвий вплив на втомну міцність металів.

У табл. 3.3 наведені дані випробування на знакозмінний згин гладких зразків геометрично подібної форми з вуглецевої сталі (Хорджер і Ньюферт). Дані показують, що при зміні діаметра зразка від 7,6 до 149,2 мм, тобто приблизно в 20 разів, межа витривалості σ_1 змінюється від 232 до 122 МПа, тобто зменшується приблизно удвічі.

Подібні явища при знакозмінному згині привели до узагальнення даних у вигляді графіків, подібних до тих, що є в літературі, рис. 3.9.

Таблиця 3.3 - Вплив масштабного фактора при втомі вуглецевої сталі 0,4% С

Матеріал зразка	Діаметр зразка, мм	Межа витривалості σ_{-1} , МПа
Сталь 40	7,6	232
	38,1	197
	149,2	122

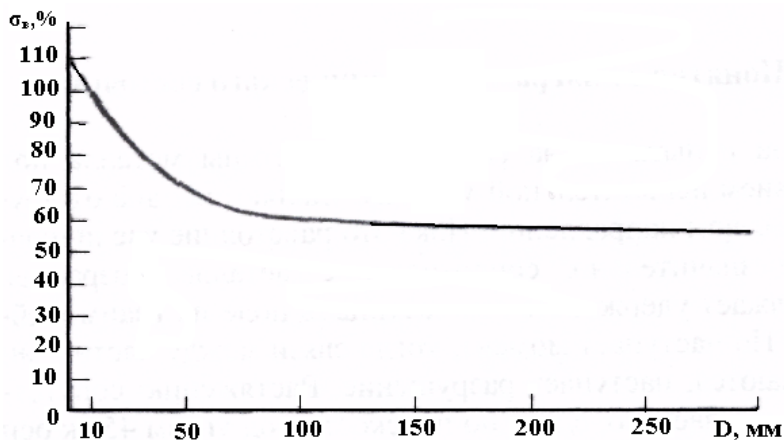


Рисунок 3.9 – Вплив масштабного фактора на амплітуду циклів витривалості

Вплив масштабного фактора показаний на рисунку у вигляді відносної зміни амплітуди σ_b граничних циклів витривалості при згині прямих валів з осьової сталі діаметром до 300 мм. Амплітуда витривалості граничного циклу зразків лабораторного типу з перерізом діаметра $D=10 \text{ мм}$ прийнята за 100%. Графік показує, що із збільшенням діаметра D циклічна міцність металу падає приблизно на 40%, коли величина діаметра досягає значення $D = 100 \text{ мм}$. Подальше збільшення розмірів уже не чинить суттєвого впливу на циклічну міцність.

Вплив масштабного фактора пояснюють по-різному – переважно у зв'язку зі станом поверхневого шару металу і розподілом напружень по перерізах під навантаженням. Проте найбільш обґрунтоване теоретичне пояснення цьому явищу можна знайти в статистичній теорії міцності полікристалічних матеріалів, розвиненій вітчизняними ученими, стосовно втомної міцності, здебільшого працями М.М.Афанасьєва. Це пояснення загалом зводиться до того, що було дане за тією самою теорією при розгляді властивостей крихкої міцності. Зі збільшенням розмірів зразка або виробу збільшується його поверхня, що знаходиться під дією найбільших напружень при згинанні. Завдяки цьому збільшується і ймовірність появи на ній руйнування від втоми при нижчих напруженнях. Розрахунки співвідношень величини меж витривалості зразків різних перерізів при згинанні на основі статистичної теорії втоми дають задовільний збіг з результатами випробувань на знакозмінний згин.

3.6 Поняття про діаграму механічного стану

Під час випробування на розтягування частинки металу під дією випробувальної машини віддаляються одна від одної в осьовому напрямі. Поки ця відстань збільшується трішки, опір металу продовжує утримувати ці частинки в полі їх взаємодії. Але настає момент, коли зв'язки між частинками порушуються, відбувається руйнування. Розтягування супроводжує зсувом по площині під кутом 45° до осі зразка під впливом дотичних напружень.

Характер руйнування зразка при розтягуванні залежатиме від того, який опір здатний метал надати зсуву частинок по площині під кутом 45° і їх віддаленню один від одного в подовжньому напрямі. Якщо метал слабо чинить опір зрушенню, то руйнування відбудеться під кутом 45° від дотичних напружень. Якщо ж метал добре чинить опір

зсуву, то руйнування відбудеться від відриву по поверхні, перпендикулярній до осі зразка.

При стискуванні напруження, в площині нормального поперечного перерізу не зможуть викликати руйнування. Проте дотичні напруження в похилих площинах можуть призвести до руйнування. Руйнування від дотичних напружень називають, як правило, зрізом.

При крученні нормальні напруження діють по поверхнях, нахилених під кутом 45° до осі зразка, а дотичні напруження – по площині нормального поперечного перерізу круглого зразка і по його діаметральних площинах.

При крученні руйнування відбувається по поверхні розміщеній під кутом 45° до осі зразка, або по поверхні перпендикулярній до його осі, чи по повздовжній радіальній площині. У першому випадку буде руйнування від відриву через нормальні напруження. У другому випадку відбудеться зріз через дотичні напруження.

Той або інший вид руйнування залежить від опору металу відриву або зрізу.

Я.Д.Фрідман, розвиваючи теорію академіка М.М.Давиденкова, запропонував схему, що пояснює можливість отримання крихкого або в'язкого зламу при випробуванні металів. Розуміючи під крихким зломом руйнування без помітної пластичної деформації під дією нормальних напружень, а під в'язким зломом – руйнування в основному за рахунок дотичних напружень, з попередньою пластичною деформацією, були введені поняття - «опір металу відриву» і «опір металу зрізу».

При створенні в металі просторового напруженого стану можна затримати розвиток дотичних напружень аж до повного їх придушення при рівномірному тривісному стискуванні або розтягуванні. В останньому випадку злам виходить крихким. Якщо ж дотичні напруження залишаються, то вид зламу залежатиме від властивостей металу. При

низькому опорі металу зрізу, в порівнянні з опором відриву, злам вийде в'язким, з попередньою пластичною деформацією. При високому опорі зрізу, в порівнянні з опором відриву, злам вийде крихким.

Я.Д.Фрідман зобразив це схемно у вигляді так званої діаграми механічного стану (рис. 3.10) для сталі з різною величиною зерна.

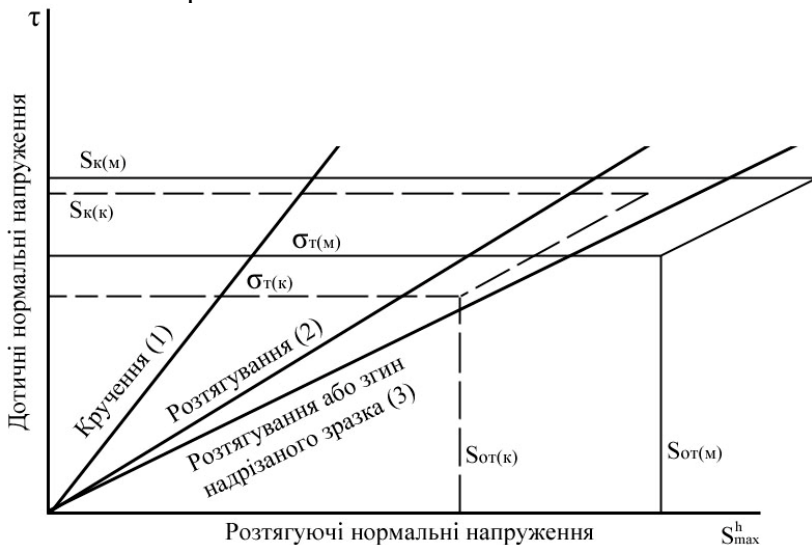


Рисунок 3.10 – Схема діаграми механічного стану сталі (для крупнозернистої – пунктирні лінії; для дрібнозернистої – суцільні лінії) за Я.Б.Фрідманом: $S_{\kappa(K)}$, - опір в'язкому руйнуванню крупнозернистої $S_{\kappa(M)}$ дрібнозернистої сталі; $\sigma_{\text{т}(M)}$, $\sigma_{\text{т}(K)}$ – межі текучості цих сталей; $S_{\text{от}(K)}$, $S_{\text{от}(M)}$ – опір відриву цих сталей

По осі ординат відкладене найбільше дотичне напруження (τ), а по осі абсцис – нормальні напруження при розтягуванні (S_{\max}^h). Діаграма стану дозволяє визначити, що при розтягуванні надрізаних зразків зразок з дрібнозернистої сталі після досягнення межі текучості $\sigma_{\text{т}}(M)$ деформуватиметься і по досягненні напруження $S_{\kappa}(M)$ руйнувати-

меться шляхом зрізу. З діаграми Фрідмана Я.Б. також випливає, що крупнозернистий матеріал відрізняється від дрібнозернистого в основному величиною опору крихкому руйнуванню.

Діаграма механічного стану описує схемно перехід від крихкого руйнування до в'язкого (або навпаки) і наведена щоб пояснити вплив просторового напруженого стану на характер руйнування сталі.

4 ВИПРОБУВАННЯ НА РОЗТЯГУВАННЯ

4.1 Визначення характеристик міцності під час розтягування

Найбільшу кількість інформації про механічні властивості металів дає випробування на розтягування. Для цього випробування з досліджуваного металу виготовляють зразки спеціальної форми (рис. 4.1).

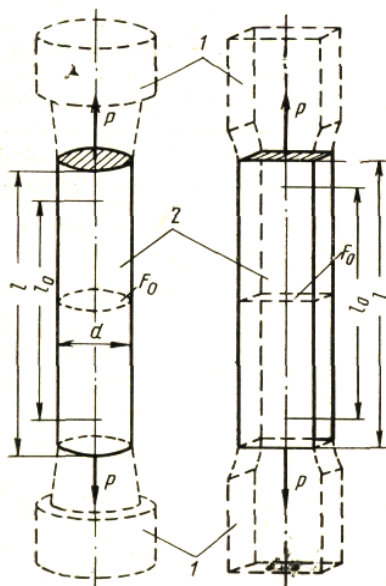


Рисунок 4.1 – Зразки для випробування розтягування: 1- головки; 2 - робоча частина

Зразок закріплюють у захватах випробувальної машини. Робоча частина зразка (l_0) – довжина зразка між головками для захвату. Випробувальна машина простої конструкції подана на рис. 4.2. Нижній захват машини переміщується вниз під дією робочого гвинта машини, захоплюючи за собою нижній кінець зразка. Верхній захват, прямиуючи за зразком, також переміщується вниз. При цьому

важіль A вагової системи, на якому є пересувний вантаж Q , прямує угору. Пересуваючи вантаж Q вліво, можна примусити важіль A зберегти горизонтальне положення і вся вагова система збереже при цьому своє початкове положення. Елементи вагової системи, як правило, роблять досить потужними і їх деформації будуть незначними.

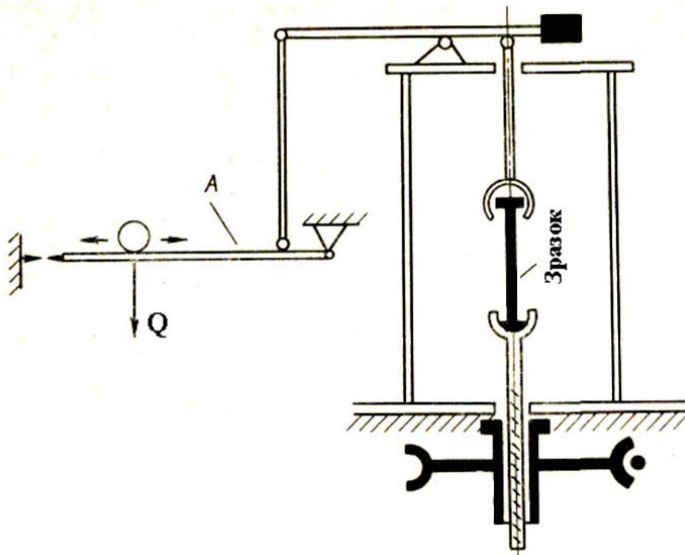


Рисунок 4.2 - Схема будови машини з механічним приводом і важільним силовимірником

Тому деформаціями решти елементів випробувальної машини (колон, поперечин, робочого гвинта та ін.) можна знехтувати. У зв'язку з цим положення верхнього захвату залишиться незмінним у процесі випробування зразка на розтягування. Нижній захват, переміщаючись вниз під дією робочого гвинта, деформує зразок, подовжуючи його. Метал надає цьому подовженню тим більший опір, чим більша створена деформація. Як правило, спочатку опір металу пропорційний подовженню, але потім ця залежність стає складнішою і становить предмет особливого

розгляду. У деяких металів ця залежність із самого початку деформації нелінійна. Вантаж Q (див. рис. 4.2), переміщуючись вліво у міру збільшення опору зразка, весь час підтримує важіль A в горизонтальному положенні. Із співвідношення плечей вагової системи і положення вантажу Q на важелі A можна визначити силу опору зразка, створену в ньому деформацією.

Таким чином, випробувальна машина деформує зразок і заміряє попутно силу опору металу створеної деформації. Залежність між деформацією і опором зразка дуже зручно подавати графічно у вигляді діаграми розтягування (рис. 4.3). По осі абсцис, як правило, відкладають створену деформацію Δl (подовження зразка), а по осі ординат – відповідну їй силу P опору металу. Деформацію Δl вимірюють в одиницях довжини, а опір металу P - в одиницях сили. Форма діаграми залежить від властивостей випробовуваного металу.

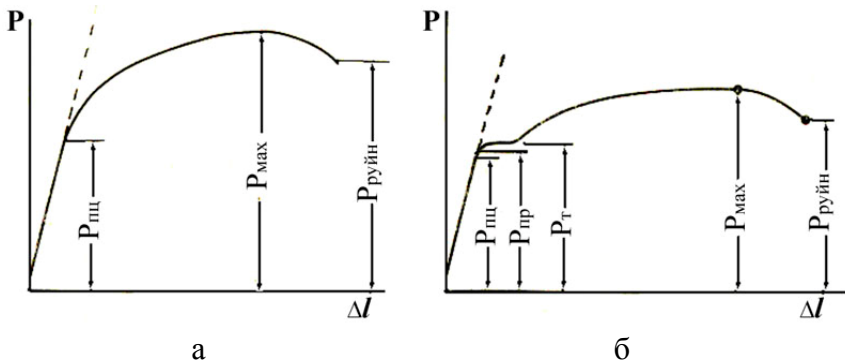


Рисунок 4.3 - Діаграми розтягування: а – без полички текучості; б – з поличкою текучості

Характеристики опору металу деформації, його міцність і здатність витримувати деформацію, що задається, можна встановити за допомогою діаграми розтягування. Більшість металів і сплавів на першій стадії деформації

знаходить прямо пропорційну залежність між опором металу і його деформацією:

$$P = k\Delta l,$$

де k – коефіцієнт пропорційності.

Коефіцієнт k залежить від довжини, площі поперечного перерізу зразка і від властивостей металу. Позначимо:

l – довжина зразка сталого перерізу;

P – площа поперечного перерізу;

E – коефіцієнт, залежний від властивостей випробовуваного металу.

Залежність, відому під назвою закону Гука, можна подати у вигляді

$$\Delta l = \frac{Pl}{EF}.$$

Якщо $\frac{P}{F} = \sigma$ і $\frac{\Delta l}{l} = \varepsilon$, то закон Гука можна написати в такому вигляді:

$$\sigma = E\varepsilon,$$

де σ – нормальне напруження;

ε – відносне подовження.

Коефіцієнт пропорційності E між напруженням σ і відносним подовженням ε , називають модулем нормальної пружності, або модулем Юнга. Оскільки $\varepsilon = \frac{\Delta l}{l}$ безрозмірна величина, то модуль пружності E повинен мати ту саму розмірність, що і σ , тобто одиниця сили.

Як бачимо з діаграми розтягування, пропорційність між P і Δl зберігається лише до деякої межі. Силу $P_{\text{пл}}$, до якої зберігається пряма пропорційність між P і Δl , називають межею пропорційності. Після цього залежність між P і Δl стає криволінійною і не піддається опису єдиним математичним рівнянням. У процесі випробування на розтягування сила P опору металу досягає максимуму $P_{\text{мах}}$. В цей час у пластичних металів з'являється місцеве звуження –

шийка. Завдяки звуженню в шийці опір P при подальшій деформації падає і зразок руйнується при $P_{\text{руйн}} < P_{\text{max}}$. У крихких металів шийка не утворюється і руйнування відбувається при $P_{\text{руйн}} = P_{\text{max}}$.

Дуже часто залежність між P і Δl подають у вигляді діаграми, зображеної на рис. 4.3 б. Характерна на цій діаграмі поява горизонтальної ділянки після відхилення від закону Гука. Це свідчить про те, що у металу перестає збільшуватися опір деформації, незважаючи на наростання подовження. Описуючи це явище, застосовують вираз «метал тече». Силу, при якій відбувається подовження металу, називають межею текучості.

Точці початку текучості на діаграмі передують ще дві характерні точки. Одна з них, вже зазначена, відповідає відхиленню від закону Гука, - $P_{\text{пц}}$.

Інша характерна точка на діаграмі визначається силою $P_{\text{пр}}$ - межа пружності. Обидві сили $P_{\text{пц}}$ і $P_{\text{пр}}$ визначають умовно із зазначенням допуску на їх величину деформації. Для визначення $P_{\text{пц}}$ указують умовно прийняту величину відхилення від закону Гука. Для визначення $P_{\text{пр}}$ указують умовно прийняту величину залишкового подовження, яке виявляється після розвантаження зразка. Практично для металів значення $P_{\text{пц}}$ і $P_{\text{пр}}$ з урахуванням допуску при їх визначенні дуже близькі між собою. На цій підставі їх часто ототожнюють, що є лише спрощенням.

Дуже часто по осях координат відкладають відносну деформацію і напруження:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_0}{l_0}; \quad \sigma = \frac{P}{F_0},$$

де l_0 – первинна довжина зразка;

F_0 – початкова площа поперечного перерізу зразка.

Вигляд діаграми не змінюється, оскільки l_0 і F_0 – сталі величини. На рис. 4.4 дані діаграми розтягування в координатах $\sigma - \varepsilon$. Ці діаграми прийнято називати умовними

діаграмами розтягування. На відміну від них діаграми, побудовані в координатах $P - \Delta l$, можна назвати початковими діаграмами розтягування. Їх називають іноді машинними діаграмами розтягування, коли вони записуються автоматично самописним приладом, яким часто забезпечують випробувальну машину.

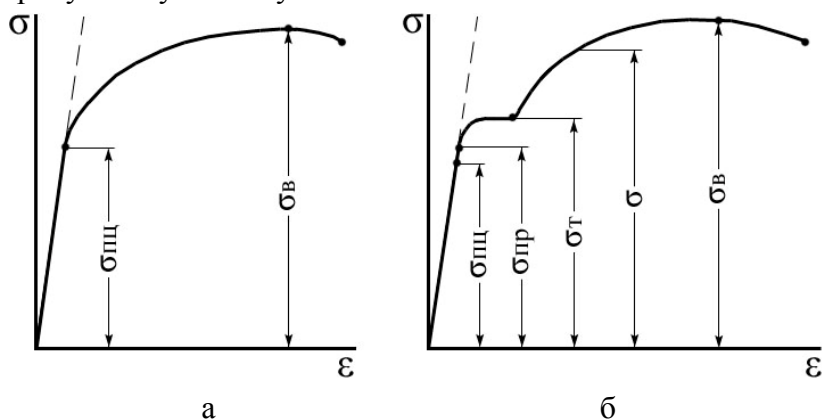


Рисунок 4.4 - Умовні діаграми розтягування: а – без полички текучості; б – з поличкою текучості

На умовних діаграмах розтягування, як правило, фіксуються такі характеристики міцності металу: межа пропорційності $\sigma_{пц} = R_{пц} / F_0$, межа пружності $\sigma_{пр} = R_{пр} / F_0$, межа текучості $\sigma_{т} = R_{т} / F_0$, тимчасовий опір $\sigma_{в} = R_{в} / F_0$.

У разі, коли на діаграмі розтягування немає явно вираженої межі текучості, визначають так звану умовну межу текучості. Під умовною межею текучості розуміють напруження, при якому залишкове подовження досягає умовної величини, що задається. Як правило, цей допуск беруть 0,2% від довжини зразка. Умовну межу текучості позначають $\sigma_{0,2}$, де індекс 0,2 означає зазначений допуск на залишкову деформацію. Таке саме позначення беруть і для межі пружності. Наприклад, $\sigma_{0,01}$ – це межа пружності,

визначена за допуском на залишкову деформацію 0,01% від довжини зразка.

При визначенні межі пропорційності $\sigma_{\text{пц}}$ необхідно зазначити допуск, при якому одержують цю характеристику. Як допуск беруть відхилення тангенса кута нахилу дотичної до кривої $\sigma - \varepsilon$ від тангенса кута нахилу початкової прямолінійної ділянки діаграми розтягування до осі напруження (рис. 4.5). За ГОСТом це відхилення повинне становити 50% від первинного значення тангенса:

$$\operatorname{tg}\beta' = 1,5\operatorname{tg}\beta.$$

Якщо в стандартах або технічних умовах на металопродукцію зазначається інший допуск на відхилення $\operatorname{tg}\beta$, то він повинен бути даний у вигляді індексу при позначенні межі пропорційності (наприклад, $\sigma_{\text{пц}25}$ або $\sigma_{\text{пц}10}$).

Крім характеристик, що оцінюють опір металу деформації, визначають характеристики пружних властивостей при розтягуванні й пластичних властивостей металу. До характеристик пружних властивостей належать модуль Юнга E і коефіцієнт Пуассона (μ). Модуль Юнга E (інакше модуль подовжньої пружності, або модуль пружності I роду) є коефіцієнтом пропорційності між σ і ε в законі Гука:

$$\sigma = E\varepsilon.$$

З діаграми $\sigma - \varepsilon$ (див. рис. 4.5) бачимо, що

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \operatorname{tg}\alpha.$$

Коефіцієнт Пуассона μ характеризує поперечну деформацію зразка металу при розтягуванні. Так, якщо круглий зразок мав до деформації діаметр d_0 , то після подовження зразка цей розмір скоротиться і дорівнюватиме d'_0 .

Відносне зменшення діаметра буде

$$\varepsilon' = \frac{d_0 - d'_0}{d_0}$$

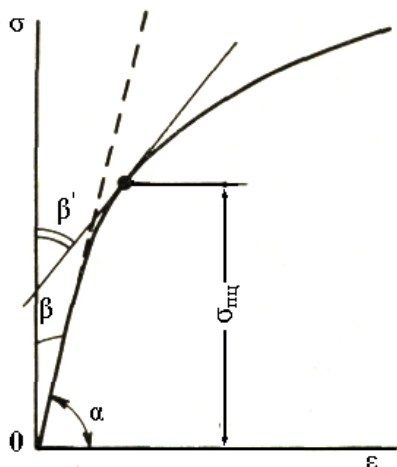


Рисунок 4.5 - Визначення межі пропорційності

У межах області пружних деформацій металу відношення відносної зміни лінійного поперечного розміру до відносного подовжнього подовження є характеристикою властивостей металу і називається коефіцієнтом Пуассона:

$$\mu = \frac{\varepsilon'}{\varepsilon}.$$

4.2 Визначення характеристик пластичності

Пластичні властивості металу оцінюються двома характеристиками: подовженням після розриву δ , % і звуженням у шийці ψ , %.

Характеристика ψ не залежить від співвідношення між довжиною зразка і його діаметром:

$$\psi = \frac{\Delta F_0}{F_0} \cdot 100\%.$$

Відносне подовження після розриву залежить від наступного співвідношення:

$$\delta = \frac{\Delta l_0}{l_0} \cdot 100\%.$$

З рис. 4.6 виходить, що подовження Δl_0 складається з подовження, зосередженого в зоні шийки, $\Delta l_{0\text{зосер.}}$ і з подовження, розподіленого рівномірно по решті частини зразка, - $\Delta l_{0\text{рівн.}}$

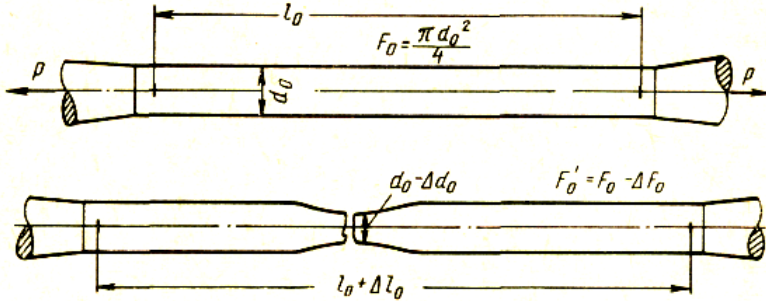


Рисунок 4.6 - Визначення характеристик пластичних властивостей металу

Таким чином, повне подовження

$$\Delta l_0 = \Delta l_{0\text{рівн.}} + \Delta l_{0\text{зосер.}}$$

Дослідним шляхом Баушингер встановив, що

$$\Delta l_{0\text{рівн.}} = \beta l_0;$$

$$l_{0\text{зосер.}} = \gamma \sqrt{F_0},$$

де F_0 – початкова площа перерізу зразка;

σ і γ – коефіцієнти, характерні для кожного металу.

Отже,

$$\Delta l_0 = \beta l_0 + \gamma \sqrt{F_0}.$$

Розділивши обидві частини рівняння на l_0 , одержимо відносне подовження після розриву:

$$\frac{\Delta l_0}{l_0} = \delta = \beta + \gamma \frac{\sqrt{F_0}}{l_0}.$$

З рівняння виходить, що характеристика пластичності δ залежить від співвідношення $\sqrt{F_0} : l_0$.

Якщо взяти два зразки одного й того самого металу, але різних розмірів і витримати умову

$$\frac{\sqrt{F_0^I}}{l_0^I} = \frac{\sqrt{F_0^{II}}}{l_0^{II}},$$

то числові значення δ , одержані після розриву цих зразків, будуть однаковими, оскільки β і γ є сталими для даного металу:

$$\delta_I = \beta + \gamma \frac{\sqrt{F_0^I}}{l_0^I} = \beta + \gamma \frac{\sqrt{F_0^{II}}}{l_0^{II}} = \delta_{II}.$$

У цьому виявляється закон подібності, сформульований Барба і Киком. Цими авторами дослідним шляхом встановлено, що тільки в геометрично подібних зразках з одного і того самого металу при одних і тих самих напруженнях виходять геометрично подібні абсолютні деформації. Справедливий і протилежний висновок: тільки при геометричній подібності деформацій напруження, що їх викликають, однакові.

Із цього випливає, що результати випробувань металів на розтягування, виконані в різних лабораторіях, братимуться для зіставлення, якщо умови випробувань були однаковими, тобто одержані на геометрично подібних зразках ($l = 10d$; $l = 5d$; $l = 2,5d$).

Решта характеристик механічних властивостей металів ($\sigma_{\text{пл}}$; $\sigma_{\text{т}}$ або $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{в}}$ і ψ) не залежить від співвідношення розмірів зразка. Проте досвід показує, що навіть геометрично подібні зразки (які дуже різняться за своїми розмірами) дають помітну відмінність у характеристиках механічних властивостей, визначуваних за результатами випробування металу на розтягування.

У табл. 4.1 наведені результати випробування зразків зі сталі марки Ст.3 на розтягування. Зразки були взяті з однієї і тієї самої штанги. Малий зразок мав діаметр $d = 10$ мм і розрахункову довжину $l = 100$ мм, а великий $d = 100$ мм і довжину $l = 1000$ мм.

Таблиця 4.1 - Характеристики механічних властивостей сталі у малих і великих зразках

Зразок	σ_B	σ_T	δ	ψ
	МПа (кг/мм ²)	МПа (кг/мм ²)	%	
Малий	420 (43)	284 (29)	35	61
Великий	470 (48)	230 (24)	24	32

Порівняння характеристик механічних властивостей одного і того самого металу показує, що на результати випробування впливають абсолютні розміри зразків. Це явище спостерігається і при інших видах випробувань і відоме під назвою масштабного ефекту. За невеликої різниці розмірів зразків одного й того самого металу, наприклад від 5 до 25 мм, масштабний ефект при випробуванні на розтягування мало позначається.

З розгляду механізму різної текучості виходить, що величина фізичної межі текучості визначається тими самими основними факторами, що й значення умовної межі текучості: опором переміщенню дислокацій, розміром зерен і легкістю передачі деформації через їх межі.

Залежність межі текучості від розміру зерна є найважливішою в теорії межі текучості полікристалів. Межі зерен служать ефективним бар'єром для рухомих дислокацій. Чим дрібніше зерно, тим частіше трапляються ці бар'єри на шляху ковзаючих дислокацій, і великі напруження потрібні для продовження пластичної деформації вже на початкових її стадіях. У результаті подрібнення зерна межа те-

кучості зростає. Численні експерименти показали, що нижня межа текучості

$$\sigma_{\tau}^H = \sigma_i + K_y \cdot d^{-1/2},$$

де σ_i і K_y – константи матеріалу при певній температурі випробування і швидкості деформації; d – розмір зерна.

Це рівняння Петча-Холу добре описує вплив розміру зерна на будь-яке напруження течії в області рівномірної деформації.

Константа σ_i розглядається як напруження, необхідне для переміщення дислокацій усередині зерна, а доданок $K_y \cdot d^{-1/2}$ – як напруження, потрібне для приведення в дію джерел дислокацій у сусідніх зернах. Таким чином, K_y визначає трудність передачі деформації від зерна до зерна і залежить від типу кристалічних ґраток металу.

4.3 Випробування напруження і деформації при розтягуванні

Діаграма розтягування, побудована в координатах $\sigma - \varepsilon$ (рис. 4.7), названа умовною діаграмою, оскільки при визначенні напруження і подовження зусилля та абсолютну деформацію відносили відповідно до початкової площі поперечного перерізу зразка F_0 і до початкової розрахункової довжини зразка l_0 .

$$\sigma = \frac{P}{F_0} \text{ і } \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}.$$

Фактично переріз і розрахункова довжина зразка під час випробування безперервно змінюються.

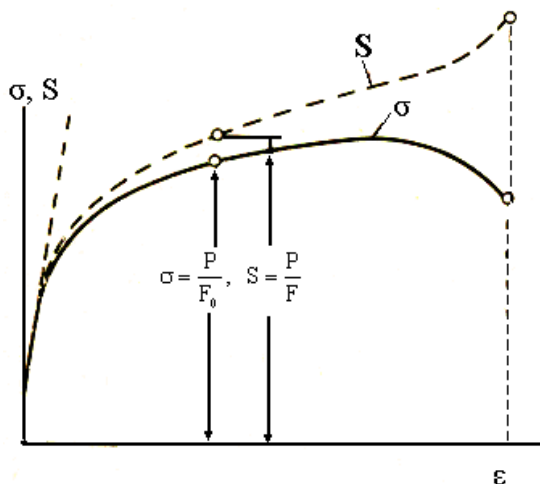


Рисунок 4.7 – Діаграма умовних та істинних напружень залежно від умовного подовження

Якщо відносити зусилля і абсолютне подовження в кожен момент випробування відповідно до істинної площі перерізу і до довжини зразка у цей момент, то діаграма залежності істинних напружень від істинних деформацій набере іншої форми в порівнянні з умовною діаграмою розтягування.

Істинні напруження $\sigma = \frac{P}{F}$ будуть більші за умовні, оскільки істинна площа перерізу $F < F_0$ (рис. 4.8). Умове відносне подовження визначають за виразом

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}.$$

Це справедливо доти, поки подовження розподіляється рівномірно по всій розрахунковій довжині зразка. Коли у зразка з'являється шийка, то деформація зосереджується у районі шийки.

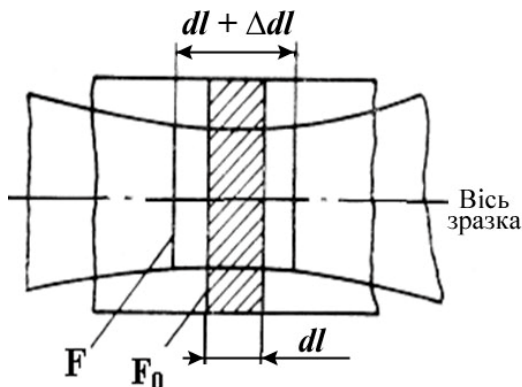


Рисунок 4.8 - Зміна форми елемента об'єму зразка

Певний інтерес становить визначення відносного подовження у районі шийки, яке, очевидно, буде більше, ніж у решті частини зразка. Цю задачу розв'язують, виходячи з допущення, що об'єм металу, що бере участь у деформації, залишається сталим, а змінюється тільки його форма, тобто приймається умова сталості об'єму.

На рис. 4.8 подана шийка зразка в процесі її розвитку. Якщо узяти нескінченно короткий елемент зразка завдовжки dl , то після деформації довжина цього елемента збільшиться на Δdl , а початковий переріз PO зменшиться на ΔF_0 .

Об'єм елемента зразка буде

$$dW = F_0 dl,$$

а після деформації

$$dW = (F_0 - \Delta F_0) (dl + \Delta dl).$$

З умови сталості об'єму

$$F_0 dl = (F_0 - \Delta F_0) (dl + \Delta dl).$$

Розділивши ліву і праву частини рівняння на $F_0 dl$, одержимо

$$1 = (1 - \psi)(1 + \lambda);$$

$$\lambda = \frac{\Delta dl}{dl},$$

де λ – відносне подовження нескінченно короткого елемента зразка.

Розв'язуючи рівняння щодо λ , одержимо

$$\lambda = \frac{\psi}{1 - \psi}.$$

4.4 Графічні способи визначення характеристик міцності

На практиці найбільший інтерес становить методика визначення окремих механічних властивостей при розтягуванні: межа пропорційності, межа текучості й межа міцності, тобто технічне руйнування. Ці властивості можуть бути розділені на дві основні групи – міцнісні й пластичні.

Властивості міцності – це характеристики опору матеріалу зразка деформації або руйнуванню. Більшість стандартних характеристик міцності розраховують за положенням певних точок на діаграмі розтягування, у вигляді умовних розтягуючих напружень. У попередньому параграфі аналізувалися діаграми в координатах *істинне напруження – істинна деформація*, які найточніше характеризують деформаційне зміцнення. На практиці ж механічні властивості, як правило, визначають за первинними кривими розтягування в координатах *навантаження - абсолютне подовження*, які автоматично записуються на діаграмній стрічці випробувальної машини. Для полікристалів різних металів і сплавів уся різноманітність цих кривих можна звести в першому наближенні до трьох типів – рис.4.9.

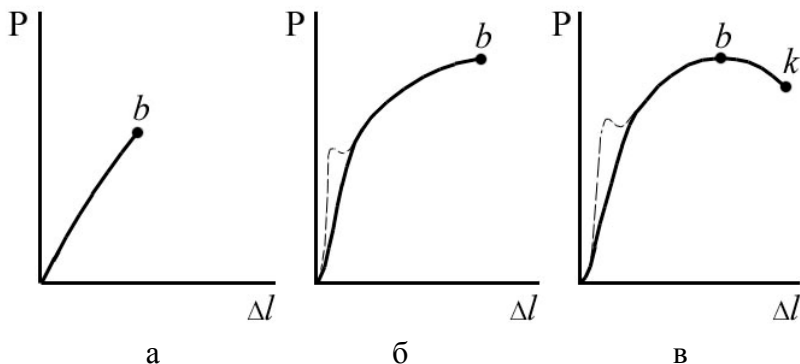


Рисунок 4.9 – Різновиди первинних діаграм розтягування: а – крихке руйнування; б – руйнування після рівномірної деформації; в — руйнування після утворення шийки

Діаграма розтягування I типу характерна для зразків, що руйнуються крихко, без помітної пластичної деформації. Діаграма II типу виходить при розтягуванні зразків, що рівномірно деформуються аж до руйнування. Нарешті, діаграма III типу характерна для зразків, що руйнуються після утворення шийки в результаті зосередженої деформації. Така діаграма може вийти і без утворення шийки в зразку – при високотемпературному розтягуванні; ділянка bk тут може бути сильно розтягнута і майже паралельна осі деформації. Зростання навантаження до моменту руйнування (див. рис. 4.9 б) або до максимуму (див. рис. 4.9 в) може бути або плавним (суцільні лінії), або переривчастим. В останньому випадку на діаграмі можуть, зокрема, з'явитися «зуб» і поличка текучості (пунктир на рис. 4.9 б, в).

Залежно від типу діаграми змінюється набір характеристик, які за нею можна розрахувати, а також їх фізичне значення. На рис. 4.10 (діаграма III типу) нанесені характерні точки, за ординатами яких розраховують характерис-

тики міцності $\left(\sigma_i = \frac{P_i}{F_0} \right)$. Як видно, на діаграмах двох інших типів (див. рис. 4.9 а, б) можуть бути нанесені не всі ці точки.

Межа пропорційності

Перша характерна точка на діаграмі розтягування – точка P (див. рис. 4.10).

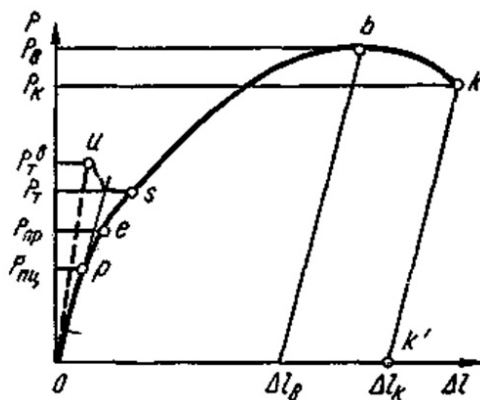


Рисунок 4.10 – Характерні точки на діаграмі розтягування, за якими розраховують характеристики міцності

Зусилля $P_{\text{пц}}$ визначає величину *межі пропорційності* – напруження, яке матеріал зразка витримує без відхилення від закону Гука. Приблизно величину $P_{\text{пц}}$ можна визначити за точкою, де починається розбіжність кривої розтягування і продовження прямолінійної ділянки (див. рис. 4.11).

Для того щоб уніфікувати методику і підвищити точність розрахунку межі пропорційності, його оцінюють як умовне напруження ($\sigma_{\text{пц}}$), при якому відступ від лінійної залежності між навантаженням і подовженням досягає певної величини. Як правило, допуск при визначенні $\sigma_{\text{пц}}$ задають за зменшенням тангенса кута нахилу, утвореного дотичною і кривою розтягування в точці P з віссю дефор-

мацій, порівняно з тангенсом на початковій пружній ділянці. Стандартна величина допуску 50%, можливе також використання 10 і 25% іншого допуску. Його величина повинна вказуватися в позначенні межі пропорційності - $\sigma_{пц50}$, $\sigma_{пц25}$, $\sigma_{пц10}$.

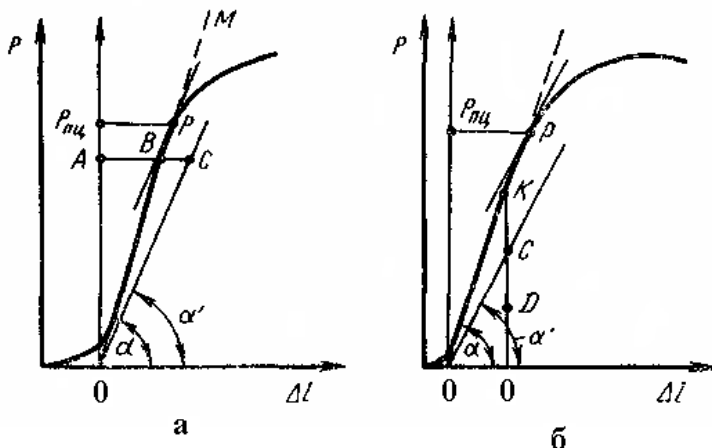


Рисунок 4.11 – Графічні способи визначення межі пропорційності

При достатньо великому масштабі первинної діаграми розтягування величину межі пропорційності можна визначити графічно прямо на цій діаграмі (рис. 4.11). У першу чергу продовжують прямолінійну ділянку до перетину з віссю деформацій у точці O , яку й беруть за новий початок координат, виключаючи таким чином спотворену через недостатню жорсткість машини початкову ділянку діаграми. Далі можна користуватися двома способами. За першим із них на довільній висоті в межах пружної області відкладають перпендикуляр до осі навантажень AB (див. рис. 4.11 а), відкладають уздовж нього відрізок $BC=1/2 AB$ і проводять лінію OC . При цьому $\text{tg} \alpha' = \text{tg} \alpha / 1,5$. Якщо тепер провести дотичну до кривої розтягування паралельно OC , то точка дотику P визначить шукане навантаження $P_{пц}$ (див. рис. 4.11 а).

При другому способі з довільної точки прямолінійної ділянки діаграми опускають перпендикуляр КО (див. рис. 4.11 б) на вісь абсцис і ділять його на три рівні частини. Через точку С і початок координат проводять пряму, а паралель їй – дотичну до кривої розтягування. Точка дотику Р (див. рис. 4.11 б) відповідає зусиллю $P_{\text{пц}}$ ($\text{tg}\alpha' = \text{tg}\alpha / 1,5$).

Точніше, визначення межі пропорційності можливе при використанні спеціальних приладів – тензометрів – для вимірювання малих деформацій.

Межа пружності

Наступна характерна точка на первинній діаграмі розтягування (див. рис. 4.10) – точка *e*. Їй відповідає навантаження, за яким розраховують *умовну межу пружності – напруження, при якому залишкове подовження досягає заданої величини*, як правило, 0,05 %, іноді менше – аж до 0,005%. Використаний при розрахунку допуск указується в позначенні умовної межі пружності: $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,01}$ і т.д.

Таким чином, межа пружності характеризує напруження, при якому з'являються перші ознаки макропластичної деформації. У зв'язку з малим допуском по залишковому подовженню навіть $\sigma_{0,05}$ важко з достатньою точністю визначити за первинною діаграмою розтягування. Тому в тих випадках, коли високої точності не вимагається, межу пружності беруть такою, що дорівнює межі пропорційності. Якщо ж необхідна точна кількісна оцінка $\sigma_{0,05}$, то використовують тензометри.

Межа текучості

За відсутності на діаграмі розтягування зуба і полички текучості, визначає *умовну межу текучості – напруження, при якому залишкове подовження досягає заданої величини*, як правило, 0,2%, іноді 0,1 або 0,3% і більше. Відповідно умовна межа текучості позначається $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,1}$ або $\sigma_{0,3}$. Як

бачимо, ця характеристика відрізняється від умовної межі пружності тільки величиною допуску. Межа текучості характеризує напруження, при якому відбувається повніший перехід до пластичної деформації.

Найточніша оцінка величини ($\sigma_{0,2}$) може бути виконана при використанні тензометрів. Методика тут повністю аналогічна тій, яка застосовується при визначенні $\sigma_{0,05}$. Оскільки допуск по подовженню для розрахунку умовної межі текучості відносно великий, його часто визначають графічно за діаграмою розтягування, якщо остання записана в достатньо великому масштабі (не менше 10:1 по осі деформацій). Для цього по осі подовжень від початку координат відкладають відрізок $OK = 0,2 \frac{l_0}{100}$ і через точку K проводять пряму, паралельну прямолінійній ділянці діаграми (рис. 4.12).

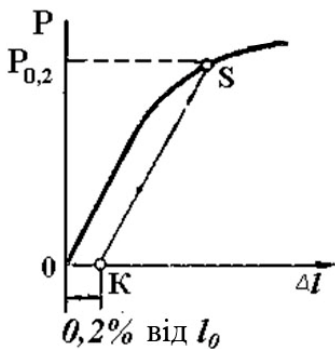


Рисунок 4.12 - Визначення умовної межі текучості за діаграмою розтягування

Ордината точки S відповідатиме величині навантаження $P_{0,2}$, що визначає умовну межу текучості:

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_0.$$

Умовні межі пропорційності, пружності й текучості характеризують опір матеріалу малим деформаціям. Величина їх дещо відрізняється від істинних напружень, що

відповідають відповідним допускам із деформації. Технічне значення цих меж зводиться до того, щоб оцінити ті рівні напружень, під дією яких та чи інша деталь може працювати, зовсім не піддаючись залишковій деформації (межа пропорційності) або деформуючись на якусь невелику величину, що допускається, визначену умовами експлуатації ($\sigma_{0,01}$, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,2}$ і т. д.). Враховуючи, що у сучасній техніці залишкова зміна розмірів деталей і конструкцій лімітується все більш жорстко, стає зрозумілою, що постає необхідність точного знання меж пропорційності, пружності й текучості, які широко використовуються в конструкторських розрахунках. Фізичне значення межі пропорційності будь-якого матеріалу настільки очевидне, що не потребує спеціального обговорення. Дійсно, $\sigma_{\text{пл}}$ для моно- і полікристала, гомогенного металу і гетерофазного сплаву – це завжди максимальне напруження, при якому під час розтягування виконується закон Гука і макропластична деформація не спостерігається. Потрібно, однак, пам'ятати, що до досягнення $\sigma_{\text{пл}}$ в окремих зернах полікристалічного зразка (при їх сприятливому орієнтуванні, наявності концентраторів напружень) може початися пластична деформація, яка, не приведе до подовження всього зразка, поки деформацією не виявиться охопленим більшість зерен. Самим початковим стадіям цього макроподовження зразка відповідає межа пружності. Для сприятливо орієнтованого монокристала вона повинна бути близькою до критичного сколюючого напруження, як правило, після переведення дотичного напруження в еквівалентне йому нормальне. Природно, що при різних кристалографічних орієнтуваннях монокристала межа пружності буде різною. У достатньо дрібнозернистого полікристала за відсутності текстури межа пружності ізотропна – однакова за всіма напрямками.

Природа умовної межі текучості полікристала загалом аналогічна природі межі пружності. Однак межа текучості є найпоширенішою і важливішою характеристикою опору металів і сплавів малої пластичної деформації. Тому фізичне значення межі текучості і його залежність від різних чинників необхідно проаналізувати докладніше.

Плавний перехід від пружної до пластичної деформації (без зуба і полицки текучості) спостерігається при розтягуванні таких металів і сплавів, у яких є достатньо велика кількість рухомих, незакріплених дислокацій; у вихідному стані (до початку випробування). Напруження, необхідне для початку пластичної деформації полікристалів цих матеріалів, оцінюване через умовну межу текучості, визначається силами опору руху дислокацій усередині зерен, легкістю передачі деформації через їх межі й розміром зерен.

Ці самі фактори визначають і величину *фізичної межі текучості* σ_T – напруження, при якому зразок деформується під дією практично незмінного розтягуючого навантаження P_T (поличка текучості на пунктирній кривій – рис. 4.10). Фізичну межу текучості часто називають *нижньою* на відміну від *верхньої* межі текучості, що розраховується за навантаженням, що відповідає вершині зуба текучості *и* на рис. 4.10:

$$\sigma_T^B = P_T^B / F_0.$$

Процес утворення зуба і полицки текучості (так зване явище різкої текучості) зовні виглядає таким чином. Пружне розтягування призводить до плавного підйому опору деформування аж до σ_T^B , потім відбувається відносно різкий спад напружень до σ_T^H і подальша деформація (як правило, на 0,1-1%) йде при незмінному зовнішньому зусиллі – утворюється полицка текучості. Під час подовження, відповідного цій полицці, зразок на робочій довжині покривається характерними смугами Чернова-Людерса, в яких

локалізується деформація. Тому величину подовження на поличці текучості (0,1-1%) часто називають деформацією Чернова-Людерса.

Явище різкої текучості спостерігається у багатьох технічно важливих матеріалів і тому має велике практичне значення. Воно становить також загальний теоретичний інтерес з погляду розуміння природи початкових стадій пластичної деформації металевих матеріалів.

Останніми десятиліттями показано, що зуб і поличку текучості можна одержати при розтягуванні моно- і полікристалів металів та сплавів з різними ґратками і мікроструктурою. Однак найчастіше фіксується різка текучість при випробуванні металів з о. ц. к. ґратками і сплавів на їх основі. Природно, практичне значення різкої текучості для цих металів особливо велике, і більшість теорій також розроблялася стосовно особливостей цих матеріалів. Використання положень дислокацій для пояснення різкої текучості було одним із перших і дуже ефективних додатків теорії дислокацій.

Спочатку утворення зуба і полички текучості в О. Ц. К. металах пов'язували з ефективним блокуванням дислокацій домішками. Відомо, що в О. Ц. К. ґратках атоми домішок проникнення утворюють поля пружних напружень, що не мають кульової симетрії і взаємодіють з дислокаціями всіх типів, у тому числі з чисто гвинтовими. Вже при малих концентраціях [10^{-1} - $10^{-2}\%$ (ат.)] домішки (наприклад, азот і вуглець у залізі) здатні блокувати всі дислокації, що є в металі до деформації. Тоді, за Коттреллом, для початку руху дислокацій і, отже, для початку пластичної течії необхідно прикласти напруження, набагато більше, ніж це потрібно для переміщення дислокацій, вільних від домішкових атмосфер. Отже, аж до моменту досягнення верхньої межі текучості заблоковані дислокації не можуть почати рухатись і деформація йде пружно. Після досягнення межі частина цих дислокацій (розміщена в

площинах дії максимальних дотичних напружень) відривається від своїх атмосфер і починає переміщатися, виробляючи пластичну деформацію. Подальший спад напружень – утворення зуба текучості – відбувається тому, що вільні від домішкових атмосфер і рухоміші дислокації можуть ковзати якийсь час під дією менших напружень, поки їх гальмування не викличе початку звичайного деформаційного зміцнення.

Підтвердженням правильності теорії Котрелла служать результати таких простих дослідів. Якщо продеформувати залізний зразок, наприклад, до точки *A* (рис. 4.13) розвантажити його і тут же знову розтягнути, то зуб і полицка текучості не виникне, тому що після попереднього розтягування у новому вихідному стані зразок містив безліч рухомих, вільних від домішкових атмосфер дислокацій. Якщо тепер після розвантаження від точки *A* зразок витримати якийсь час при кімнатній або злегка підвищеній температурі, тобто дати час для конденсації домішок на дислокаціях, то при новому розтягуванні на діаграмі знову з'являється зуб і полицка текучості.

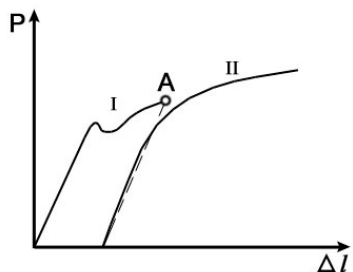


Рисунок 4.13 – Усунення різкої текучості попередньою пластичною деформацією

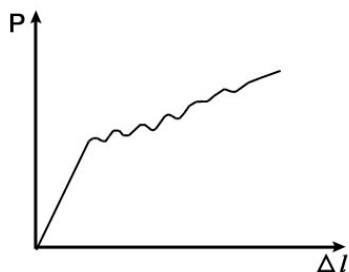


Рисунок 4.14 – Крива розтягування, під час якого йде динамічне деформаційне старіння

Таким чином, теорія Котрелла пов'язує різку текучість із *деформаційним старінням* – *закріпленням дислокацій*

домішками. Якщо деформаційне старіння встигає проходити в процесі деформації (динамічне деформаційне старіння), то на кривій розтягування може з'явитися декілька зубів – плавність деформаційного зміцнення порушується (рис. 4.14). Така стрибкоподібна зміна опору деформації пояснюється періодичною затримкою дислокацій біля різних бар'єрів, під час яких домішкові атоми встигають продифундувати до дислокацій, сприяючи їх додатковому закріпленню. Для продовження деформації необхідно суттєво підвищувати напруження (до вершини чергового зуба), а коли воно виявиться достатнім для розблокування дислокацій, останні можуть рухатися під дією нижчих напружень (черговий мінімум на кривій розтягування). Потім рухомі дислокації знову гальмуються, блокуються, і ситуація повторюється.

5 ПРУЖНІ ВЛАСТИВОСТІ І НЕПОВНА ПРУЖНІСТЬ МЕТАЛІВ

5.1 Константи пружних властивостей

Поведінка металів при пружній деформації описується відомим законом Гука, який визначає пряму пропорційність між напруженням і пружною деформацією. На рис. 5.1 показані початкові (пружні) ділянки кривих **напруження – деформація** при одновісному розтягуванні, крученні (зсуві) і гідростатичному стискуванні. Нахил кожної з цих трьох кривих, тобто коефіцієнт пропорційності, що зв'язує напруження і деформацію, характеризує модуль пружності:

$$E = S/\epsilon; G = t/g; K = P/\alpha.$$

Модуль E , визначається при розтягуванні і називається модулем нормальної пружності, або модулем Юнга, модуль G – модулем зсуву (дотичної пружності) і K – модулем об'ємної пружності (P – гідростатичний тиск, α – зменшення об'єму). Модулі пружності визначають жорсткість матеріалу, тобто інтенсивність збільшення напруження у міру пружної деформації.

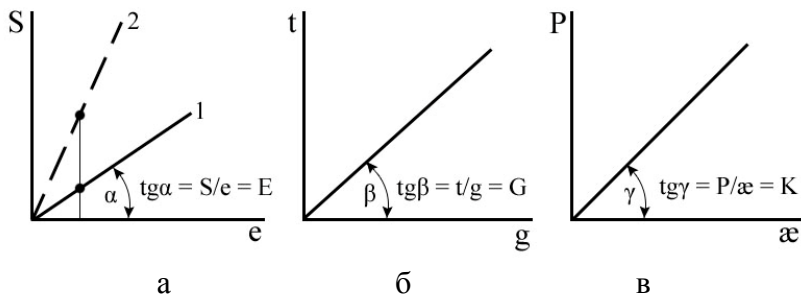


Рисунок 5.1 – Пружні ділянки кривих напруження – деформація при одновісному розтягуванні (а), крученні (б) і гідростатичному стискуванні (в)

Механізм пружної деформації металів полягає в оборотних зміщеннях атомів з положень рівноваги в кристалічних ґратках. Чим більша величина зміщення кожного атома, тим більша пружна макродеформація всього зразка. Величина цієї пружної деформації в металах не може бути великою (відносне подовження в пружній області, як правило, менше 1%), оскільки атоми в кристалічних ґратках здатні пружно зміщуватися лише на невелику частку міжатомної відстані. Фізичне значення модулів пружності якраз і полягає у тому, що вони характеризують опір металів пружній деформації, тобто зміщення атомів з положень рівноваги в ґратках. Якщо порівнювати два метали, наприклад, з різними E (рис. 5.1 а, прямі 1 і 2), то для однакового зміщення атомів (рівної пружної деформації) при більшому E потрібне більше навантаження (пряма 2).

Вирази характеризують взаємозв'язок між напруженнями і деформаціями в одному і тому самому напрямі. Проте при складних схемах напруженого стану деформація може не збігатися за напрямом з напруженням. Тоді описаний елементарний закон Гука повинен бути замінений узагальненим, який встановлює лінійний зв'язок між напруженнями і деформаціями у будь-яких напрямках, тобто між компонентами тензора напружень і тензора деформацій.

Для ізотропного тіла він має вигляд:

$$e_x = \frac{1}{E} [S_x - \nu(S_y + S_z)];$$

$$e_y = \frac{1}{E} [S_y - \nu(S_x + S_z)];$$

$$e_z = \frac{1}{E} [S_z - \nu(S_x + S_y)];$$

$$g_{xy} = \frac{t_{xy}}{G};$$

$$g_{xz} = \frac{t_{xz}}{G};$$

$$g_{yz} = \frac{t_{yz}}{G}.$$

Тут ν – коефіцієнт Пуассона при однобічному розтягуванні (стискуванні), що характеризує відношення поперечної відносної деформації до подовжньої.

Якщо початковий радіус зразка r_0 , а довжина l_0 , то після деякої деформації вони зміняться відповідно до $r_1 < r_0$ і $l_1 > l_0$. Тоді

$$\nu = \frac{(r_1 - r_0)/r}{(l_1 - l_0)/l_0} = \frac{\Delta r / r_0}{\Delta l / l_0}.$$

Звідси

$$e_y = e_z = -\nu e_x.$$

Коефіцієнт Пуассона ν - четверта найважливіша константа пружних властивостей після модулів пружності. Ці чотири константи зв'язані між собою:

$$E = 2G (1 + \nu);$$

$$E = 3K (1 - 2\nu).$$

Знаючи дві з них, можна розрахувати інші.

Узагальнений закон Гука записується відносно просто для ізотропного тіла. Проте метали мають кристалічну структуру і є тілами анізотропними. Зокрема, їх пружні властивості в різних кристалографічних напрямках неоднакові. Це легко зрозуміти, якщо врахувати хоча б різну відстань між сусідніми атомами в різних кристалографічних напрямках. Чим менша ця відстань, тим більший у даному напрямі повинен бути модуль пружності.

Анізотропія пружних властивостей експериментально просто виявляється при дослідженні монокристалів. На-

приклад, модуль нормальної пружності монокристалів міді може коливатися залежно від напрямку їх деформації від 68000 до 196000 МПа. Для полікристалічних зразків, що складаються з великого числа різно орієнтованих зерен, визначувані середньостатистичні значення пружних констант приблизно сталі і не залежать від напрямку (у міді, наприклад, $E = 121000$ МПа).

Для анізотропного тіла узагальнений закон Гука суттєво ускладнюється: він відображає пряму пропорційність між кожним компонентом тензора деформацій і всіма шістьма незалежними компонентами тензора напружень.

Модулі пружності є найважливішими характеристиками міцності міжатомного зв'язку. Їх величина залежить від усіх факторів, що визначають сили міжатомної взаємодії. З підвищенням температури модулі пружності знижуються, але залежність ця, як правило, відносно слабка. При легуванні металів елементами, що створюють тверді розчини, модулі пружності змінюються лінійно, причому можуть і збільшуватися, і зменшуватися. Підвищення модуля пружності під впливом легування спостерігається у тих випадках, коли сили зв'язку розчинених атомів і атомів основного металу більші, ніж у чистому металі. Якщо при легуванні утворюється друга фаза з власним модулем пружності, більшим, ніж у основи, то в цьому випадку модуль пружності сплаву також підвищується.

5.2 Фактори, що впливають на пружні властивості

Модуль пружності E є мірою жорсткості. Оскільки сила пов'язана з напруженням, а зміна відстані з деформацією, то модуль пружності даного матеріалу може бути знайдений за нахилом кривої, що виражає залежність діючої сили від відстані. Значення модуля пружності безпосередньо пов'язані з енергією міжатомних зв'язків, і різні ма-

теріали мають модулі пружності, що різко різняться (табл. 5.1).

Таблиця 5.1 – Зв'язок середнього модуля пружності (E) з температурою плавлення (T_s) матеріалу

Матеріал	$E, 10^3 \text{ МПа}$	$T_s, ^\circ\text{C}$
Карбід титану	315	3140
Вольфрам	400	2996
Карбід кремнію	355	2800
Периклаз (MgO)	246	2800
Корунд (Al_2O_3)	372	2050
Залізо (Fe)	211	1539
Мідь	112	1083
Кам'яна сіль	36	801
Алюміній (Al)	70	660
Магній (Mg)	41	650
Свинець (Pb)	15	327

При підвищенні температури модулі пружності, як правило, зменшуються (рис. 5.2) у зв'язку з тим, що теплова енергія сприяє подоланню міжатомних сил.

В основному всі кристали анізотропні й їх пружні константи залежать від орієнтування. Прикладом можуть служити монокристали металів (табл. 5.2). Зміна напряму діючого одиничного напруження (рис. 5.3) приведе до зміни деформації, тому що змінюється величина міжатомної відстані.

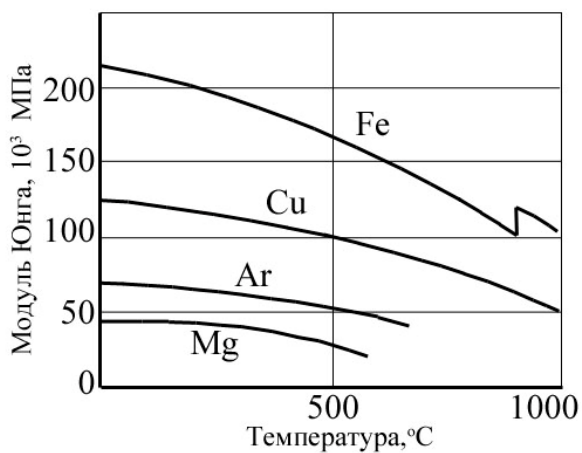


Рисунок 5.2 – Залежність модуля Юнга від температури

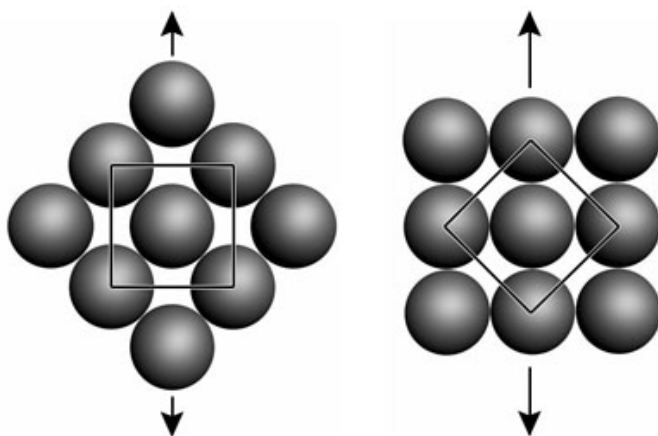


Рисунок 5.3 – Залежність напруження від орієнтування кристала

Таблиця 5.2 – Анізотропія модуля Юнга

Метал	Модуль Юнга E , 10^3 МПа		
	максимальний по напрямку [111]	мінімальний по напрямку [100]	при хаотичному орієнтуванні монокристалів
Свинець Pb	28	7	14
Алюміній Al	77	63	70
Золото Au	112	42	84
Мідь Cu	196	70	112
Залізо (о. ц. к.) Fe	287	133	210
Вольфрам W	400	400	400

Анізотропія пружних властивостей важлива у двох відношеннях.

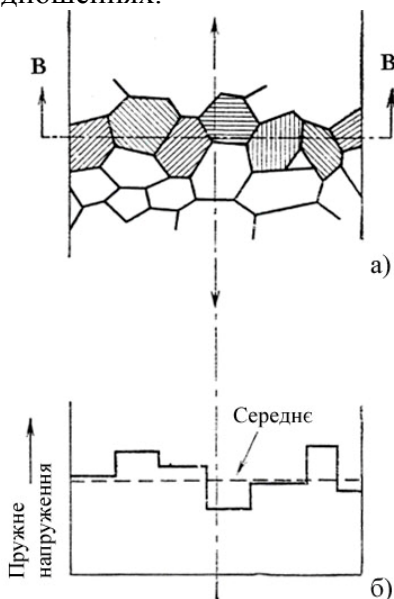


Рисунок 5.4 – Схема нерівномірності напружень

По-перше, при використанні матеріалу з переважним орієнтуванням, наприклад листової міді, одержаної холодним прокатуванням, стають неправильними середні значення модуля Юнга з табл. 5.2. Ця обставина може мати суттєве значення. Наприклад, у холоднотягнутого сталевго дроту з переважним орієнтуванням у подовжньому напрямі модуль Юнга досягає 246000 МПа, тоді як у ізотропної сталі він дорівнює всього 210000 МПа. Проте наведені в табл. 5.2 середні значення модуля Юнга

широко використовуються при інженерних розрахунках, тому що більшість полікристалічних матеріалів має практично неврегульоване орієнтування зерен.

По-друге, анізотропія інших властивостей може привести до наслідків, зображених на рис. 5.4. Відповідно до їх орієнтування суміжні зерна міді можуть мати модуль Юнга від 196000 МПа у напрямі $[111]$ до 70000 МПа у напрямі $[100]$. У такому разі, якщо середнє напруження в поперечному перерізі дроту 224 МПа, то в першому наближенні всі зерна в полікристалічному матеріалі деформуються однаково (а). Насправді при строгішому розгляді виявляється, що унаслідок анізотропії модуля пружності напруження в зернах різні (б).

У деяких зернах напруження досягає 390 МПа, тоді як в інших воно дорівнюватиме лише 140 МПа. Цей простий розрахунок показує джерело нерівномірності напруження у матеріалі. Інші джерела такої нерівномірності пов'язані з анізотропією теплового розширення або локальними фазовими перетвореннями.

5.3 Непружність і внутрішнє тертя

В області пружної деформації, де діє закон Гука, у металів і сплавів спостерігається ряд відхилень від чисто пружної поведінки. Деякі з цих відхилень відомі вже дуже давно, однак природа неповної пружності металів розкрита лише останніми десятиліттями.

Одним із відомих проявів неповної пружності металів є ефект Баушингера. Він полягає у тому, що при повторному навантаженні пластично слабodeформованого зразка у зворотному напрямі його опір малим пластичним деформаціям знижується. Припустимо, ми розтягнули зразок на 1-2% (до точки α на рис. 5.5). Тепер знімемо навантаження і надаватимемо його стискуванню. Крива напруження – дефо-

рмація (о`ес) лежатиме нижче відповідної кривої, яку ми одержали б при повторному розтягуванні. Якщо точка b відповідає тут початку пластичної деформації, то відрізок $bc-\delta_B$ становить так звану баушингівську деформацію, яка є однією з основних кількісних характеристик ефекту Баушингера. Процес, що визначає цей ефект, полягає у зворотному русі дислокацій, породжених різними джерелами при первинному розтягуванні. На початкових стадіях деформації число петель генерувальних дислокацій, що поступово зростає, рухається відносно легко і на значні відстані аж до зупинки біля яких-небудь бар'єрів. Виникла структура дислокації достатньо стабільна і мало змінюється у результаті розвантаження. Тому при повторному розтягуванні опір деформації або дещо зростає, або практично не змінюється в порівнянні з первинним. При зміні ж знака напруження дислокації вимушені рухатися назад у напрямку до джерел. У результаті переміщення дислокацій з'являється додаткова баушингівська деформація.



Рисунок 5.5 – Схема ефекту Баушингера



Рисунок 5.6 – Схема пружного результату післядії

Після значної попередньої пластичної деформації перерозподіл дислокацій при зворотному навантаженні утруднюється і баушингівська деформація наближається до нуля.

Особливо велике практичне значення має ефект Баушингера під час експлуатації і випробувань в умовах циклічного навантаження.

До важливих проявів неповної пружності металів належить пружна післядія. Вона свідчить про те, що не вся зворотна деформація металу є чисто пружною. Візьмемо зразок і створимо в ньому напруження в межах пружної ділянки кривої напруження - деформація. Після розвантаження такий зразок матиме ті самі розміри, що і до навантаження. Простежимо як змінюватиметься його подовження в часі під дією прикладеного напруження і після розвантаження. Відповідна діаграма подана на рис. 5.6. Виявляється, що наш зразок деформується чисто пружно, тобто зі швидкістю, близькою до швидкості звуку, лише на величину ОС, а потім подовжується набагато повільніше, згідно із законом, близьким до параболічного. Після розвантаження в точці відбувається дуже швидке зняття чисто пружної К деформації ($KM \approx OC$), а потім – відносно повільне – решти деформації. Врешті $\delta = 0$ (у точці N), зразок має вихідні розміри, однак зрозуміло, що далеко не вся зворотна деформація є чисто пружною.

Механізм пружної післядії може бути пов'язаний з переміщенням точкових дефектів, наприклад, у металах з О.Ц.К. ґратками – атомів домішок проникнення. До навантаження ці атоми розміщуються у міжвузловинах, наприклад на середині ребер кубічних ґраток, статистично рівномірно (рис. 5.7 а). Під дією напруження відбувається поступовий перерозподіл домішкових атомів – вони прагнуть зайняти міжвузловини на ребрах уздовж осі навантаження (рис. 5.7 б), де вони викликають найменші спотворення ґраток. У результаті ґратки і весь зразок залишково подовжуються уздовж напрямку дії навантаження. Причому відбувається це не миттєво. Оскільки перехід домішкових атомів у нове положення вимагає дифузійних перескоків,

він триває достатньо довгий час. Після розвантаження відбувається зворотний перерозподіл домішкових атомів, і зразок набирає вихідних розмірів (ділянка MN, рис. 5.6).

Швидкість пружної післядії, а також його величина залежать від структури матеріалу та умов його випробування. Збільшення гетерогенності структури, неоднорідність пластичної деформації, полегшення її під впливом різних факторів підсилюють ефект пружної післядії. Наприклад, підвищення температури різко збільшує швидкість післядії (у цинку – на 50% при підвищенні температури на 15°C).

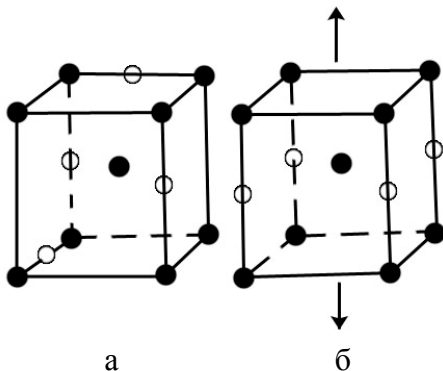


Рисунок 5.7 – Перерозподіл атомів домішки проникнення в о. ц. к. металу під дією напруження до навантаження (а) і після навантаження (б)

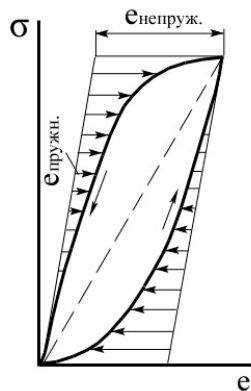


Рисунок 5.8 – Утворення петлі гістерезису в результаті непружних явищ

Таким чином, у металах ще до початку макропластичної деформації, на пружній ділянці кривої напруження – деформація можливі непружні явища, такі як рух дислокацій, точкових дефектів, переміщення атомів у області меж зерен і т.д. Ці явища, що супроводжуються місцевими пластичними деформаціями, спостерігаються при

дуже низьких напруженнях і мають важливе практичне значення.

Непружні ефекти служать причинами внутрішнього тертя, що характеризує необоротні втрати енергії усередині металу. Лінії діаграми напруження – деформація при навантаженні й розвантаженні через неповну пружність металів не збігаються (рис. 5.8), а утворюють петлю гістерезису. Її площа і характеризує енергію, розсіяну за один цикл навантаження.

Внутрішньому тертю останніми роками надається велика увага. Це пов'язано з великим практичним значенням здатності металевих матеріалів до розсіювання енергії при навантаженні в пружній області. Знання величини внутрішнього тертя необхідне для грамотного вибору матеріалу, що працює в певних умовах. Наприклад, демпфірувальні матеріали для різного роду амортизацій, здатні швидко гасити коливання, повинні володіти високим внутрішнім тертям. Навпаки, багато деталей вимірювальних приладів не повинно розсіювати пружну енергію, щоб забезпечити малу інерційність і високу точність вимірювань. Такі деталі повинні виготовлятися з матеріалів з малим внутрішнім тертям.

Не менший інтерес становить внутрішнє тертя як метод дослідження тонкої структури металів і сплавів. Особливо цінну інформацію цей метод дає про концентрацію і рухливість точкових дефектів, структуру дислокації, кінетику початкових стадій старіння, зокрема деформаційного і т.д.

Для експериментальної оцінки величини внутрішнього тертя необхідно знати зв'язок між напруженням і деформацією при навантаженні і розвантаженні (див. рис. 5.8).

6 РУЙНУВАННЯ

6.1 Основні поняття

Повне руйнування твердих тіл, як правило, визначають як розділення тіла на частини під впливом механічних навантажень або напружень, іноді в різних поєднаннях з термічними, корозійними або іншими діями.

При урахуванні структурної неоднорідності матеріалу субмікро-, мікро- або макроруйнування може розглядатися як порушення суцільності, співрозмірне з прийнятим масштабом структурної неоднорідності. У механіці суцільних середовищ тверді тіла розглядаються як суцільні, як правило, квазіоднорідні й відповідно, руйнування визначають як порушення суцільності тіла.

Необхідно розрізняти міцність і опір руйнуванню. Визначення міцності як опору розриву, є неповним, оскільки може належати і до опору пружної та непружної деформації, і до опору руйнуванню. Другий термін стосується тільки руйнування і тому є більш частковим. Порівняно з видами деформацій руйнування є набагато локальнішим і тому більш структурно чутливішим процесом. Це обумовлено тим, що розвиток тріщини визначається перш за все явищами спереду і поблизу її вершини, тобто в об'ємах, які дуже малі порівняно з розмірами макроскопічного тіла.

Процес руйнування, як правило, визначає поведінку твердих тіл при достатніх за величиною напруженнях і часом їх дії і може викликатися, крім механічних, термічними, електротермічними, магнітними, фізико-хімічними та іншими напруженнями. Руйнування є завершальною стадією майже будь-якої деформації, що розвивається.

Проектування, конструювання, технологія виготовлення та експлуатація виробу тісно пов'язані з характеристиками матеріалу – опором деформації, пластичністю, а також з їх здатністю гальмувати руйнування, як початкове – неповне, так і повне. Неповне руйнування, тобто руйну-

вання макроскопічного елемента об'єму – це процес утворення і розвитку крихких або в'язких тріщин під час обробки тиском, правки, запресування, шліфування, тривалого зберігання в напруженому стані, під час термічної обробки, лиття, зварювання, паяння та інших технологічних процесів обробки або випробуваннях. Повне руйнування тіла – це крихкі або пластичні руйнування при короткочасному, тривалому статичному або втомному навантаженні.

Класифікація руйнування проводиться за найрізноманітнішими ознаками (рис. 6.1). Найбільш поширена за ознаками відповідно до характеру силової дії – статичне короткочасне, тривале, повторне; втомне, ударне; відповідно до орієнтування макроповерхні руйнування відриву або зрізу; за величиною пластичної деформації, що передує руйнуванню; крихке або в'язке; за характером розвитку тріщини – транскристалітне, інтеркристалітне.

Будь-який процес деформації після досягнення досить високих напружень закінчується руйнуванням. Процес руйнування починається з утворення тріщин субмікроскопічних розмірів і закінчується макроскопічним розділенням зразка на окремі частини. Як показує практика, тривала і надійна робота деталей, вузлів і виробу в цілому залежить перш за все від опору руйнуванню матеріалу деталей за різних експериментальних умов роботи.

Існує три можливі підходи до вирішення проблеми руйнування.

Перший – вивчення макроскопічних закономірностей руйнування. Основоположне значення мають роботи А.Ф.Іоффе, М.М.Давиденкова та їхніх учнів. За багатством узагальненого фактичного матеріалу про макроскопічну природу руйнування радянська та українська школи дослідників займають провідне місце у світовій науці.

Другий шлях – феноменологічний опис мікрокартини руйнування (спостережуваної при оптичних збільшеннях) і пошуки зв'язку між характером процесу руйнування, фазовим складом і мікроструктурою матеріалу.

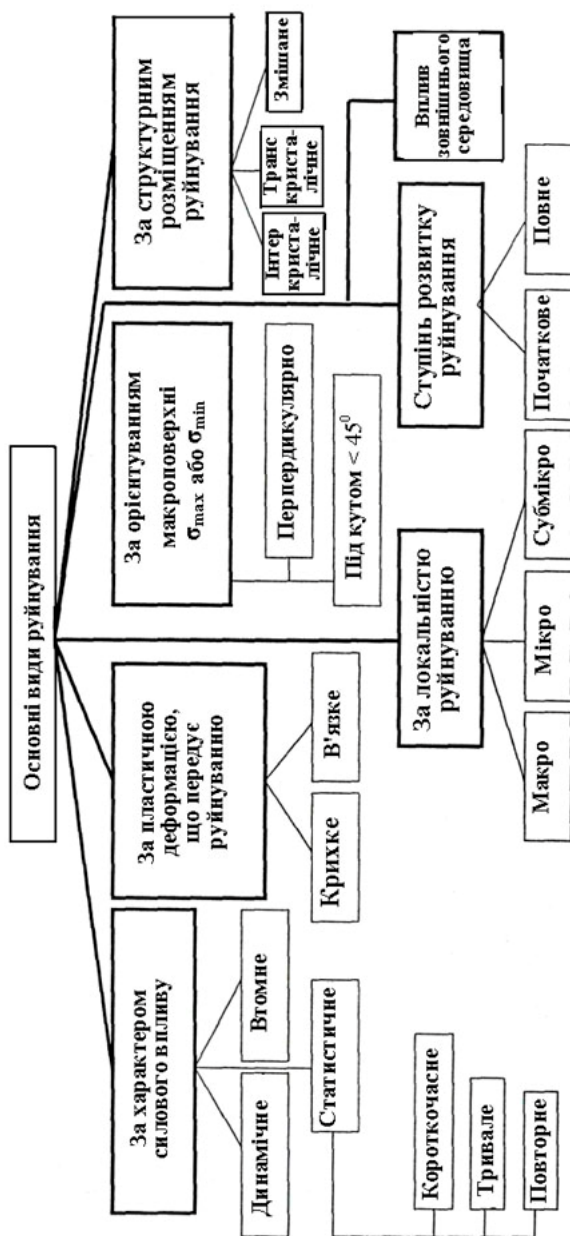


Рисунок 6.1 – Класифікація основних видів руйнування

Загальнішим і перспективнішим є третій шлях – дослідження процесів пластичної деформації і руйнування з позицій атомної будови. Знання атомного механізму цих процесів є єдиною надійною основою для встановлення кількісних залежностей міцності на рівні мікро- і макро-структур.

6.2 В'язке руйнування

В'язке руйнування відбувається після значної пластичної деформації (десятки відсотків). Це якнайменш небезпечний вид руйнування, і йому надають не так багато уваги, як крихкому. Проте аналіз в'язкого руйнування дуже важливий. Він дозволяє, зокрема, краще зрозуміти механізм крихкого руйнування і спланувати заходи щодо його запобігання. В'язке руйнування важливе під час аналізу поведінки металів в умовах обробки тиском, де створюються значні пластичні деформації, і руйнування, зокрема в'язке, недопустиме.

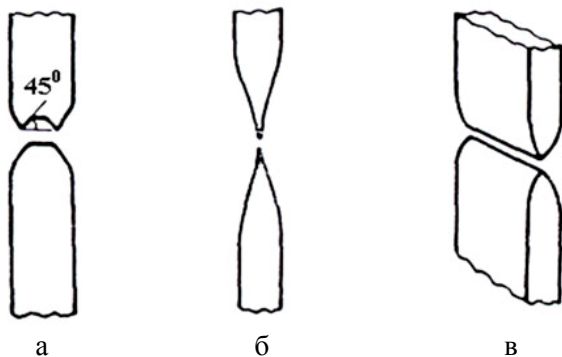


Рисунок 6.2 - Форми зламу зразків при в'язкому руйнуванні після розтягування

Найхарактернішим прикладом в'язкого руйнування є утворення «чашкового» зламу в шийці розтягнутого зразка (рис. 6.2 а). Шийка утворюється після деякого рівномірного подовження зразка і є результатом локалізації деформації в обмеженому об'ємі. Всередині шийки на-

пружений стан ускладнюється в порівнянні з вихідним одновісним розтягуванням. У цих умовах і відбувається зародження і розвиток в'язких тріщин. Зародкові тріщини виникають і розвиваються в середній частині шийки. Відбувається локалізація напружень, в результаті змінюються швидкість поширення тріщини і напрям її розвитку.

Через локалізацію пластичної деформації в площинах дії максимальних дотичних напружень подальше руйнування йде шляхом зрізу. У результаті центральна частина тріщини утворює «дно», а периферійні – конусні «стінки» чашки зламу (див. рис. 6.2 а). Як бачимо, значна пластична деформація не тільки передуює в'язкому руйнуванню, але і продовжується в процесі його розвитку. Крім розглянутого випадку в'язкого руйнування, можливе утворення зламів іншої форми. Останні визначаються геометрією зразка, характером його деформації і ступенем пластичності. Наприклад, при розтягуванні циліндрових зразків із високою пластичністю, зокрема надпластичних, відносно звуження близьке до 100% і шийка перетворюється на точку (див. рис. 6.2 б). В аналогічних плоских зразків шийка вироджується в лінію (див. рис. 6.2 в), розміщену під кутом $\sim 45^\circ$ до осі розтягування.

Незалежно від макрогеометрії в'язкий злам у шийці характеризується рядом спільних особливостей своєї структури. При візуальному огляді неозброєним оком він зазвичай матовий, нерівний, часто зі слідами пластичної деформації у вигляді грубих смуг ковзання. В'язке руйнування, як правило, буває внутрішньозеренним. Тонку структуру зламу виявляють за допомогою фрактографічного аналізу – дослідження структури поверхні руйнування у світловому та електронному (за допомогою реплік) мікроскопах. Фрактографічний аналіз, що дістав широкого розвитку останніми роками, дає важливу інформацію про механізм руйнування.

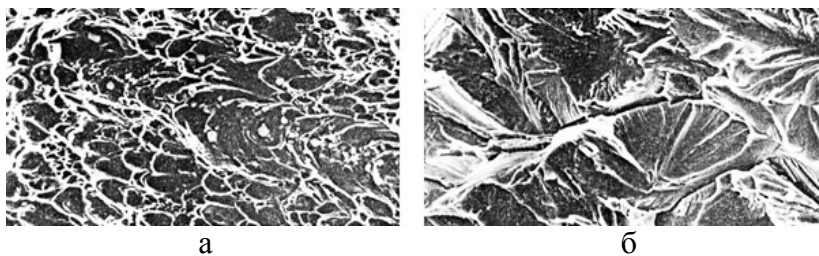


Рисунок 6.3 – Фрактограми ділянок зламу сталі (x1000):
а – в'язке ямкове руйнування; б – крихке внутрішньозеренне руйнування з вираженим рівчачковим узором

На рис. 6.3 а показаний типовий приклад мікроструктури в'язкого зламу. У нього характерний рельєф, утворюваний сукупністю окремих «фасетків».

6.3 Крихке руйнування

З практичної точки зору розгляд крихкого руйнування набагато важливіший, ніж в'язкого. Це найбільш небезпечний вид руйнування, що йде катастрофічно швидко і під дією порівняно низьких напружень. Тому відомості про механізм крихкого руйнування та умови, які йому сприяють або його ускладнюють, особливо важливі.

Як уже наголошувалося, метали і сплави ідеально крихко, тобто без попередньої пластичної деформації, не руйнуються. Крихка тріщина, так само як і в'язка, виникає за, сучасними переконаннями, у результаті пластичної деформації.

Крихка тріщина (тріщина сколювання) при внутрішньозеренному руйнуванні, як правило, поширюється вздовж кристалографічної площини з малими індексами. Наприклад, у металах з ГЦК ґратками – по площині бази-су, з ОЦК. ґратками – уздовж $\{001\}$. При міжзеренному руйнуванні крихка тріщина в однофазних матеріалах поширюється по поверхні меж зерен, а за наявності на межах другої фази – вздовж міжфазної поверхні або вздовж пове-

рхні сколювання усередині включень. Залежно від характеру поширення тріщини структура поверхні руйнування виходить різною. В цілому структура поверхні сколювання різко відрізняється від в'язкого зламу. При простому огляді крихкий злам, як правило, блискучий або має колір фаз, розміщених по межах зерен. Під мікроскопом видно, що внутрішньокристалітний крихкий злам не ідеально гладкий. На поверхні сколювання, як правило, є сходинки, що додають структурі вигляд «рівчакових» узорів (рис. 6.3 б). У полікристалічних зразках вигляд цих узорів при переході від зерна до зерна змінюються. Кожна лінія рівчакового узору відповідає різниці в рівнях, тобто сходинці на поверхні зламу. Поява сходинок у деяких випадках пов'язана з тим, що руйнування йде шляхом поширення одночасно декількох паралельних тріщин, які з'єднуються одна з одною внаслідок розриву тонких перемичок. Проте у більшості випадків крихке руйнування відбувається шляхом поширення однієї тріщини.

Крихке руйнування легше піддається кількісному аналізу. Для ідеально крихкого руйнування пружного тіла, коли пластична деформація зовсім не йде, широко використовується критерій Гріффітса

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}}.$$

Тут σ – найменше розтягуюче напруження, необхідне для поширення крихкої тріщини; E – модуль Юнга; γ – поверхнева енергія стінок тріщини, віднесена до одиниці її площі; c – половина довжини тріщини.

Критерій Гріффітса виходить з положення про те, що тріщина поширюється, якщо збільшення γ менше енергії деформації, що визволяється у результаті зростання тріщини.

З рівняння видно, що напруження обернене пропорційне до кореня квадратного з довжини тріщини. Отже, в процесі поширення тріщини необхідне для цього напру-

ження зменшується, відтак, це процес самоприскорюваний. При цьому передбачається, що крихкий матеріал ще до випробування містить тріщину або тріщини, біля вершин яких концентруються напруження, що поступово досягають значень, достатніх для поширення тріщин.

З позицій теорії дислокації кристалічних твердих тіл В.С.Іванова, Л.К.Гордієнко та ін. запропоновано декілька різних механізмів зародження тріщин. Тріщини можуть виникати:

- у результаті взаємодії дислокацій у скупченні;
- у результаті утворення скупчень і взаємодій дислокацій, рухомих у пересічних системах ковзання;
- за відсутності перешкод для дислокацій.

Скупчення дислокацій в окремих площинах ковзання виникають через перешкоди на шляху руху дислокацій (межі двійників і зерен з великими кутами дезорієнтації, міцні сторонні включення та ін.).

За Зінером утворення тріщин у результаті взаємодії дислокацій у скупченні може виникнути внаслідок зростання на кінці смуги ковзання концентрації нормальних напружень до рівня когезійної міцності. Пізніше ним запропонована модель зародження тріщин внаслідок скупчення дислокацій у смузі ковзання, заблокованою межею зерна (незавершене зрушення). Під дією дотичного напруження дислокації можуть злитися й утворити тріщину (рис. 6.4 а).

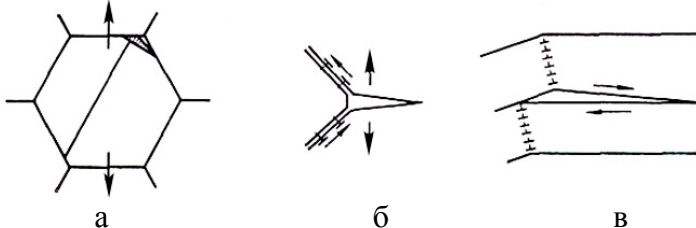


Рисунок 6.4 – Моделі зародження тріщин: а – нагромадження дислокацій у смузі ковзання; б – перетини смуг ковзання; в – розрив малокутової межі

А.Н.Стро розрахував цю модель. Припускаючи, що руйнування повинне відбутися, коли пружна енергія перевищить поверхневу енергію, необхідну для утворення тріщини, у результаті одержав такий вираз для критерію руйнування:

$$\tau^2 = \frac{3\pi U_s G}{8(1-\mu)L},$$

де τ – напруження в площині ковзання, що діє на скупчення дислокацій; U_s – поверхнева енергія матеріалу; L – довжина площини ковзання, зайнята дислокаціями скупчення.

Величина L визначається з рівняння

$$L = nbG / \pi (1-\mu) \tau,$$

де b – вектор Бюргерса; G – модуль зсуву; μ – коефіцієнт Пуассона; n – число дислокацій у скупченні.

Підставивши значення L в рівняння, можна розрахувати кількість дислокацій (n) у групі скупчення при руйнуванні:

$$n = \frac{3\pi^2 U_s}{8b\tau}.$$

Утворення тріщин у результаті взаємодії дислокацій, одночасно рухомих у пересічних системах ковзання відбувається завдяки злиттю їх на лінії перетину й утворення зародків тріщини (рис. 6.4 б). Теоретична модель такого процесу вперше запропонована Котреллом для ОЦК-металів. Експериментально такий процес спостерігався в монокристалах крем'янистого заліза та окислу магнію.

Зародження тріщин при перетині двійників спостерігалося в кристалах молібдену, цинку і крем'янистого заліза.

Моделі утворення тріщин за відсутності скупчення дислокацій біля перешкод умовно відносять до безбар'єрних. Відомо декілька таких моделей. Зародження

плоскої тріщини може відбутися у результаті об'єднання ланцюжків вакансій, що утворюються під час руху дислокацій зі сходиною (вакансійний механізм).

У кристалах зі складною структурою зародження тріщин пов'язують з утворенням уступів на стінках дислокацій. В даному випадку ковзання і сколювання відбуваються в одній і тій самій площині (рис. 6.4 в). Смуга ковзання перетинає межу нахилу, зміщуючи таким чином її краї. При цьому виникає переривчасте зміщення у результаті зміни напрямку ковзання і утворюється тріщина на площині ковзання.

Наведений аналіз моделей зародження крихких тріщин показує, що відомо декілька механізмів виникнення несучільності. Прояв того або іншого механізму зародження крихких тріщин залежить перш за все від природи металу, критичної густини дислокацій і від умов навантаження.

Загальним для всіх розглянутих моделей є те, що процес зародження тріщин є наслідком концентрації пружної енергії при утворенні скупчення дислокацій і подальшому їх зближенні. Тріщина виникає, досягнувши максимальної концентрації пружної енергії в локальному об'ємі металу, чому відповідає досягнення критичної густини дислокацій.

6.4 Роль концентраторів напружень у крихкому руйнуванні

Різного роду пошкодження цілісності металу – надрізи, тріщини, подряпини і т.п. – є концентраторами пружних напружень і завжди викликають занепокоєння у зв'язку з їх здатністю спричинювати передчасне руйнування конструкції при середніх навантаженнях нижче межі текучості або пружності матеріалу. Міра реальної небезпеки надрізу становить серйозну проблему у фізиці та механіці руйнування і потребує глибокого розгляду складної картини зміни на-

пруження, структури і властивостей матеріалу в локальній зоні концентрації напружень. Так, як і при одновісному розтягуванні, при випробуванні зразків з надрізом, виникає нерівномірність розподілу напружень по перетину деталі (рис. 6.5)

$$\sigma_{\max} = 2\sigma_{\text{cp}} \sqrt{\frac{\ell}{\rho}},$$

де ℓ - глибина (довжина) надрізу; ρ - значення радіуса надрізу.

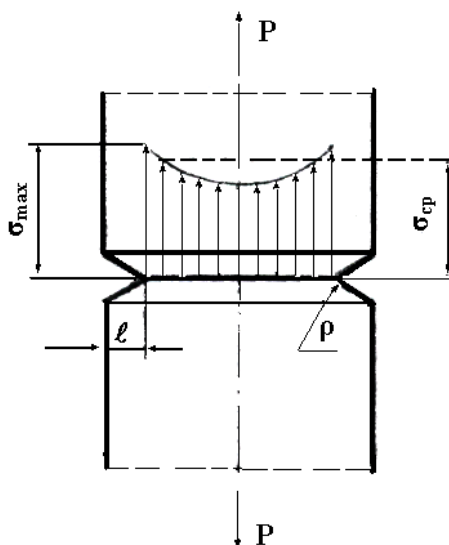


Рисунок 6.5 – Схема концентрації напружень за наявності надрізу на поверхні циліндрового зразка

Усі концентратори можна розділити на два види:

1) макроскопічні, які включають макродефекти – тріщини, конструктивні концентратори напружень (надрізи, виточки, галтелі);

2) мікроструктурні, пов'язані з наявністю різного роду неоднорідностей будови металу – включення, пори і т.п.

Перші відрізняються тим, що наперед відомі конструктору, їх вплив на розподіл напружень може і повинен бути врахований належним чином і при правильному скеруванні макроскопічні концентратори не зможуть викликати несподіваного руйнування. Цим вони принципово відрізняються від мікроструктурних концентраторів, до яких можна віднести також нерівності зовнішньої поверхні виробів, які через свою випадкову природу не можуть бути точно і надійно ідентифіковані та враховані в розрахунку конструкції.

Надріз є типовим конструктивним макроконцентратором, здатним за певних умов викликати крихке руйнування. Небезпечна роль надрізу в металевому виробі обумовлена двома факторами, що є прямим наслідком появи неоднорідного поля пружних напружень – концентрацією напружень і виникненням складного напруженого стану в зоні надрізу. Ступінь концентрації напружень у надрізу завглибшки t вимірюється коефіцієнтом концентрації

$$K_t = \frac{\sigma_{1\max}}{\sigma_n},$$

де $\sigma_{1\max}$ – пікове значення найбільшого нормального напруження поблизу вершини надрізу, σ_n – середнє (номінальне) напруження у найменшому перерізі виробу, що містить надріз. Напружений стан характеризується відношенням найбільших дотичних напружень до головного нормального

$$\beta' = \frac{\tau_{\max}}{\sigma_1} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2\sigma_1} \quad \text{або} \quad \beta = \frac{\sigma_i}{\sigma_1},$$

де σ_i – інтенсивність напружень, що характеризує деяке еквівалентне дотичне напруження на так званих октаедричних площинах. Згідно з критерієм пластичності текучість при складно-напруженому стані починається, коли σ_i досягає значення межі текучості σ_T при одновісному розтягу-

ванні: $\sigma_i = \sigma_t$. У цьому полягає зручність використання такої характеристики дотичних напружень у системі. Крім того, на відміну від першого способу визначення жорсткості напруженого стану, що враховує у β' лише два головні напруження – найбільше σ_1 і найменше σ_3 , другий спосіб ($\sigma = \sigma_i/\sigma_1$) бере до уваги всі три головні напруження. Тому надалі скрізь під коефіцієнтом жорсткості напруженого стану розумітимемо тільки співвідношення σ_i/σ_1 .

Величина, обернена жорсткості $Q = \frac{1}{\beta}$, характеризує ступінь відносного перевищення пружного нормального напруження σ_1 над дотичною σ_i , а помноживши Q на σ_t , ми одержуємо величину напруження, при якій почнеться текучість у зоні з даною жорсткістю β :

$$\sigma_t^\beta = \frac{\sigma_t}{\beta}.$$

Таким чином, величина $Q = \frac{1}{\beta} = \frac{\sigma_t^\beta}{\sigma_t}$ являє собою ступінь пружного перенапруження матеріалу над нормальною межею текучості σ_t , що виникає від дії складного напруженого стану в зоні надрізу. Від величини β , яка при жорсткому напруженому стані завжди менше одиниці, залежить і величина напруження обмеженої текучості в зоні жорсткого напруженого стану σ_t^β . При достатньо малих β напруженнях σ_t^β за вказаною формулою може в два-три рази перевищити σ_t і створити передумови для крихкості навіть у матеріалі з великим запасом в'язкості.

Єдиним засобом боротьби з небезпекою цих концентраторів на сьогодні є ретельно розроблені технічні умови на якість застосовуваних матеріалів і стан їх поверхні. Проте немає абсолютної гарантії у тому, що при хорошому, в середньому, структурному стані матеріалу в ньому не ста-

неться одиничного викиду за межі норм технічних умов. Отже, завжди залишається, хоча і мала, ймовірність того, що в металі може відбутися структурне порушення неприпустимого розміру. Для того щоб забезпечити виріб від згубної дії такого порушення, доводиться вводити деякий коефіцієнт запасу міцності, який неодмінно призводить до перевитрати матеріалу. Проте проблема мікроструктурних (неконтрольованих) концентраторів може бути розв'язана так само надійно, як і конструктивних, якщо уважно підійти до вибору структури матеріалу з урахуванням виду напруженого стану.

Фізична природа окрихчувальної дії мікроконцентраторів напружень досить проста. Шкідливий вплив мікроструктурних концентраторів може виявитися тільки при високому ступені утруднення текучості, а саме: при сильному переохолодженні нижче $T_{кр}$ або в умовах сильного гідростатичного розтягування. Наявність високого пружного потенціалу поля розтягуючих напружень (наприклад, у зоні тривісного розтягування) створює сприятливі передумови для гріффітсівського поширення навіть дуже малих зародкових тріщин, випадково виниклих поблизу включень задовго до настання загальної текучості. Якщо врахувати можливість наявності великих внутрішніх (залишкових) напружень у металі, то достатньо лише одного елементарного зсуву, одиничного акту мікротекучості, викликаного локальним мікроконцентратором, як наявне високе, зовнішнє напруження тут же підхопить ту субмікротріщину, що зародилася, приводячи до глобального руйнування конструкції (рис. 6.6). А оскільки при цьому знайти безпосереднє джерело руйнування в зламі не вдається, то саме такі випадки становлять велику частину тих загадкових поломок конструкцій, пояснення яких у механіці руйнування зустрічає серйозні утруднення. Ступінь пониження номінального руйнівного напруження в цьому випадку бу-

де пропорційним коефіцієнту концентрації локального напруження, тому нічого дивного немає у тому, що така конструкція раптом руйнуватиметься при середніх дотичних напруженнях, вдвічі-тричі нижчих від лабораторної межі текучості τ_T .

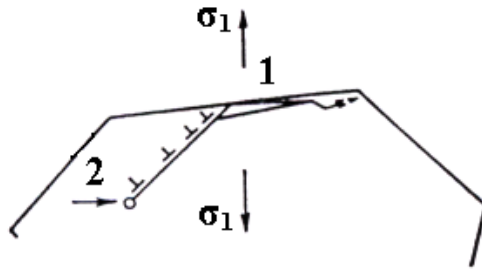


Рисунок 6.6 – Схема руйнування від субмікротріщини 1, що зародилася від локальної мікротекучості, яка стимулюється твердим включенням 2 за відсутності загальної текучості

Різного роду структурні концентратори мікронапружень можуть виявитися небезпечними лише при крихкому стані матеріалу, обумовленому високою межею текучості, коли $\sigma_T > \sigma_{кр}$ (тобто $T > T_d$ – температура в'язко-крихкого переходу), або в умовах достатньої жорсткості навантаження, коли $\beta < 1$. В обох випадках створюються умови, коли зародкова субмікротріщина виникає поблизу включення задовго до настання загальної текучості матеріалу, а достатньо високе зовнішнє напруження σ_1 може забезпечити спонтанне поширення субмікротріщини, якщо $\sigma_1 \geq \sigma_{кр} = \sigma_{гр}$ (рис. 6.7, точка А). При одновісному розтягуванні вище T_d (коли $\sigma_T < \sigma_{кр}$) ніякі тріщини, що зародилися, не можуть виявитися причиною раптового крихкого руйнування. Це зрозуміло з рис. 6.7, де в області правіше $d_{кр}$ справедлива умова $\sigma_T < \sigma_{кр}$ і ніякі зародкові тріщин не можуть поширюватися. Таким чином, умова неможливості

реалізації раптового руйнування матеріалу від внутрішніх (структурних) концентраторів напружень регулюється величиною зерна d і межею текучості σ_T .

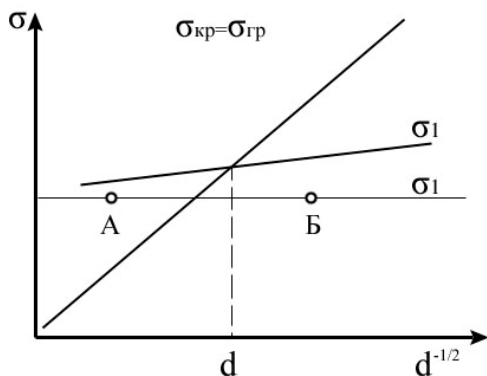


Рисунок 6.7 – Схема руйнування від локальної мікротекучості при навантаженні $\sigma_1 < \sigma_T$ при розмірі зерен, більшому за $d_{кр}$ (т. А, $\sigma_1 > \sigma_{кр}$)

Достатньо застосувати більш дрібнозернистий матеріал, такий, щоб межа текучості при тій самій температурі виявилася явно нижчою за напруження $\sigma_{кр}$ (точка Б), і субмікротріщина, що зародилася від локальної текучості в зоні дії мікроконцентратора або в одиничному аномально крупному зерні, не зможе набути глобального поширення.

Руйнування неможливе в зоні дрібних зерен, правіший $d_{кр}$ (т. Б, $\sigma_1 < \sigma_{кр}$). Умову загальної текучості в обох випадках не реалізовано ($\sigma_1 < \sigma_T$) відповідним зниженням головного розтягуючого напруження до рівня нижче $18d^{-1/2}$, де d – середній розмір зерна в матеріалі. Таким чином, структурним критерієм надійності роботи конструкції при напруженні σ_1 може служити співвідношення, що впливає з фізичної умови конструкційної міцності $[\sigma_1] < \sigma_{кр}$ (критерій Гріффітса на межі текучості не досягається).

Тоді

$$d \propto \left(\frac{18}{\sigma_1} \right)^2 \quad (d \text{ в мм}).$$

Достатньо металографічно визначити розмір зерна полікристала, або визначити величину $\sigma_{кр}$ експериментально, щоб вирішити питання про придатність даного матеріалу до роботи, що виключає можливість раптового руйнування при напруженні, меншому σ_i від дії внутрішніх мікронапружень і структурних концентраторів. Такі руйнування дійсно раптові, оскільки їх першоджерело знайти не вдається, хоча процес виявився явно стимулювальним внутрішнім мікродефектом. Тому їх слід відносити до руйнувань першого виду, навіть якщо вони відбуваються в однорідно навантажуваних елементах виробу. Але потрібно пам'ятати, що такі явища можливі тільки в умовах закритичних жорстких напружених станів (рис. 6.7, точка А) за наявності металургійних дефектів, що служать мікроконцентраторами напружень, які знижують рівень руйнівного навантаження порівняно з очікуваним по розрахунку. Якщо жорсткість напруженого стану недостатня для окрихчування при даному розмірі зерна, то ефект раптового руйнування від мікроструктурного концентратора виявитися не зможе. Досягши розрахункового навантаження, відбудеться закономірне нормальне руйнування другого виду.

7 ВИПРОБУВАННЯ НА УДАРНУ В'ЯЗКІСТЬ

7.1 Напружений стан під час випробування

Випробування на ударну в'язкість – один із найстаріших методів ударних випробувань, який був відомий ще в 1884 р. Значення цього методу полягає у тому, що він поєднує у собі три види випробувань: випробування на згин, випробування зразка з надрізом, і випробування дією ударного навантаження. Тому навіть незначна зміна умов випробувань дозволяє визначати суттєво різні характеристики випробовуваного матеріалу.

Цей метод випробувань застосовують в основному для визначення схильності до крихкого руйнування металевих матеріалів. Підбираючи потрібний режим випробувань, можна здійснити «зсув» температурного інтервалу, відповідного крихкому зламу з області низьких температур, близько -200°C для випадку статичного розтягування, до діапазону від -60 до 60°C – для випадку випробувань в умовах дії ударного навантаження.

Випробування ж матеріалів у цьому температурному діапазоні не становить ніяких технічних труднощів. Крім того, випробування на ударну в'язкість дозволяють вивчати процеси старіння, контролювати правильність термообробки і випробовувати зварні з'єднання. Переваги цього методу полягають у швидкості, малій витраті матеріалу, а також у тому, що зразок для випробувань може бути легко виготовлений.

Вирішальний вплив на крихкий або в'язкий злам при деформаціях, що перевищують пружні, роблять три фактори:

- а) розподіл навантажень у зразку;
- б) швидкість деформації;
- в) температура.

При згині зразка з надрізом напруження σ_1 , що діють уздовж зразка, біля основи надрізу концентруються. Їх величина в два - три рази перевищує номінальні напруження, що визначаються за формулою

$$\sigma = \frac{M}{W_u}$$

На елементарний об'єм металу, розміщеного біля основи надрізу в середній частині зразка, крім напружень σ_1 діють ще розтягуючі напруження σ_2 і σ_3 . Схема напруження цього елемента показана на рис. 7.1.

Такий напружений стан і швидкісне навантаження зразка під час дії удару маятника сприяє окрихчуванню металу.

На протилежному боці зразка при згині створюються напруження стискування.

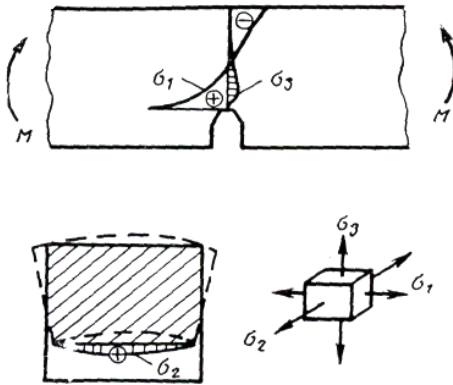


Рисунок 7.1 – Напружений стан під час проби на ударний згин зразка з надрізом (заштрихований робочий перетин зразка, а пунктиром показана форма цього перетину при згині)

Наявність напружень σ_1 , і σ_3 доведено методом фотопружності, а наявність напружень σ_2 впливає з розгляду умов деформації робочого перерізу зразка.

Сприятливий для крихкого руйнування напружений стан металу біля основи надрізу викликає появу першої тріщини саме в цьому місці зразка.

Біля вістря виниклої тріщини створюється аналогічний напружений стан, але з дуже сильною концентрацією напружень, що сприяє просуванню тріщини, що зародилася, в товщину зразка аж до його повного руйнування.

Характеристика напруженого стану після появи тріщини змінюється, відповідно змінюються й умови руйнування. Оцінити кількісно ці зміни поки що не є можливим. Про результати доводиться робити висновки за виглядом зламу. Кристалічні блискучі ділянки у зламі зразка свідчать про крихкий характер руйнування (без суттєвої пластичної деформації), матові ділянки – про в'язке руйнування, що супроводжується пластичною деформацією металу.

Зниження температури зразка сприяє крихкому зламу, підвищення температури зразка перед випробуванням, як правило, - до в'язкого зламу. Робота, що витрачається при крихкому руйнуванні зразка, менша, ніж при в'язкому руйнуванні.

Можна побудувати залежність ударної в'язкості від температури зразка перед випробуванням (рис. 7.2 а). Як бачимо з рис. 7.2, існує температурний інтервал, в якому ударна в'язкість змінює своє значення. Положення перехідного інтервалу по осі абсцис використовується для характеристики «холодноламкості» металу. Чим нижча температура, при якій спостерігається зміна ударної в'язкості, тим більш стійкий метал проти окрихчування за рахунок зниження температури.

Чисельною характеристикою холодноламкості (або холодостійкості) береться так звана критична температура, залежна від положення перехідного інтервалу. Положення інтервалу (рис. 7.2 а) характеризується по-різному. Можна брати температуру, при якій ударна в'язкість починає знижуватися (точка А), або середину інтервалу (точка В), або температуру, при якій ударна в'язкість набуває найменшого значення (точка С).

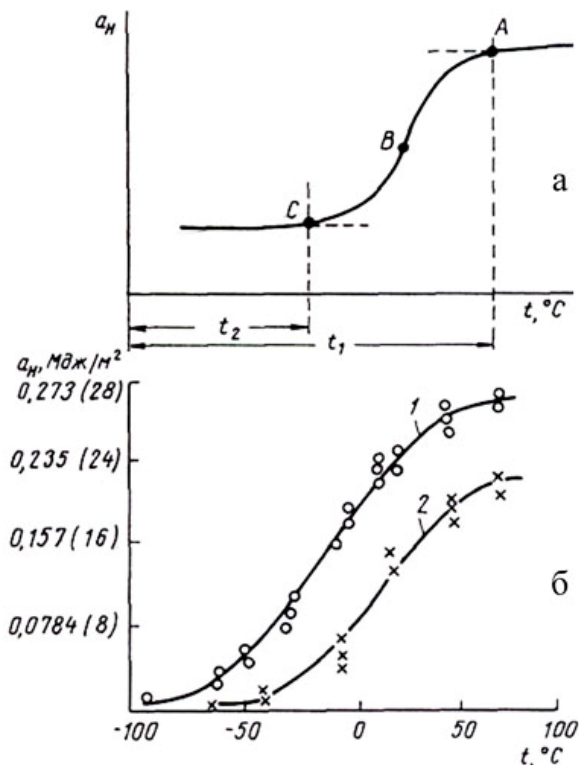


Рисунок 7.2 – Залежність ударної в'язкості від температури: а – схема залежності; б – залежність α_n – армко-заліза від температури (1 – нормальний надріз (Менаже) з радіусом біля основи 1 мм; 2 – гострий надріз із радіусом 0,1 мм)

Якщо в межах перехідної ділянки у зламі зразків з'являються ділянки з кристалічною будовою, то за критичну температуру можна взяти ту, при якій кристалічні ділянки становлять 50% усієї площі зламу. Якщо кристалічні ділянки не з'являються, то необхідно взяти яку-небудь іншу умову.

Очевидно, вказуючи критичну температуру крихкості, необхідно вказати й умову, за якою її визначали (рис. 7.2 б).

Положення перехідного температурного інтервалу залежить від форми надрізу на зразку. При гострішому надрізі температурний інтервал зміщується у бік вищих температур і навпаки.

7.2 Метод оцінки ударної в'язкості й холодноламкості

Холодноламкість є не властивістю, а станом матеріалу. Температура впливає на рухливість дислокацій. Зі зниженням температури рухливість дислокацій зменшується і вони ніби «заморожуються». Макроскопічно це виявляється в збільшенні критичної напруги зсуву. Критична нормальна напруга також дещо зростає зі спадом температури, але не в такому ступені як критична напруга зсуву. Для настання крихкого зламу вирішальне значення має величина відношення $\sigma_{кр}/\tau_{кр}$, а оскільки це відношення зменшується зі зниженням температури, схильність матеріалу до крихкого зламу підвищується.

Найпоширенішим методом оцінки опору крихкому руйнуванню сталі, прийнятим як у нашій країні, так і за рубежом, є серійні динамічні випробування призматичних зразків (10x10x55 мм) з надрізом радіусом 1 мм (у СНД) і 0,25 мм (у США, Німеччині та інших країнах) при різних температурах.

Метод визначення ударної в'язкості матеріалу базується на руйнуванні зразка одним ударом маятникового копра (рис. 7.3).

Основною характеристикою, що показує здатність металів і сплавів чинити опір ударним навантаженням, є ударна в'язкість, оскільки враховує в'язкість і міцність матеріалу одночасно.

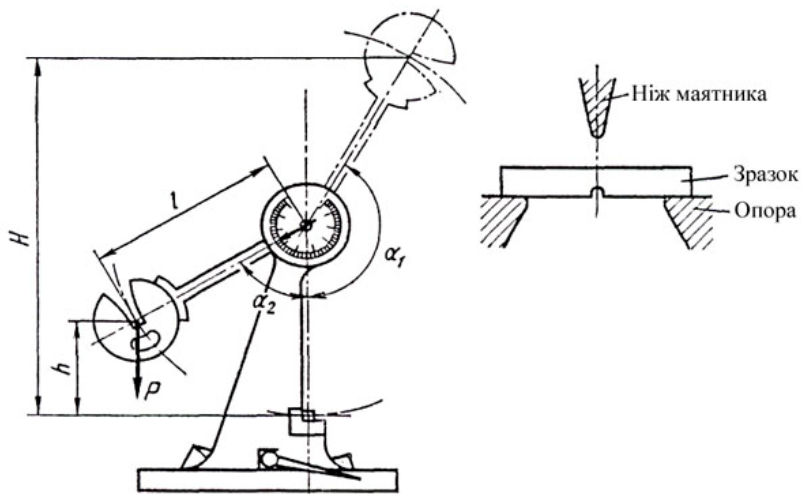


Рисунок 7.3 – Схема випробувань ударної в'язкості

Таким чином, робота удару K , витрачена на злам зразка, визначається з різниці енергії маятника в положенні його до і після випробування:

$$K = Pq(H-h) = Pq\ell(\cos\alpha_2 - \cos\alpha_1), \text{ Дж},$$

де P - маса маятника, кг;

q - прискорення сили тяжіння, м/с^2 ;

H, h - висота підйому маятника до удару і після руйнування зразка, м;

ℓ - довжина маятника;

α_1, α_2 - кути підйому маятника до удару і після руйнування зразка.

Ударна в'язкість KC – це робота, витрачена на ударний злам зразка, віднесена до початкової площі поперечного перерізу зразка в місці надрізу - S_0 :

$$KC = \frac{K}{S_0}, \text{ Дж/см}^2 \text{ або Дж/м}^2$$

де S_0 - площа поперечного перерізу зразка в місці надрізу до випробування, $\text{см}^2, \text{м}^2$.

Залежно від виду концентратора розрізняють зразки трьох типів (ГОСТ 9454-78):

- тип U (тип Менаже) - з радіусом дна надрізу 1,0 мм;
- тип V (тип Шарпі) - з радіусом дна надрізу 0,25 мм;
- тип Т - з ініційованою тріщиною (запропонований Я.Б.Фрідманом і В.А.Дроздовським).

Метод ударної в'язкості дозволяє дати порівняльну оцінку властивостей сталей, що різняться способом виплавки, технологією обробки, хімічним складом, структурою та іншими факторами. Проте він не є універсальним і не дає відповіді на багато питань, що цікавлять конструкторів і металознавців.

Перш за все він не дає інформації, необхідної для розрахунку конструкцій. Інший недолік методу ударних випробувань на згин зразків, якщо він виконується з «м'яким» надрізом, полягає у тому, що даний метод не дозволяє відтворювати в процесі випробування всієї різноманітності видів напруженого стану, який можливий у реальних конструкціях. Про це свідчить, зокрема, залежність результатів випробувань від форми зразка і гостроти надрізу. Результати ударних випробувань на згин зразків належать тільки до даної форми надрізу. Це недостатньо не тільки тому, що одна форма надрізу не може охопити всього різноманіття концентраторів напруг у реальних виробках, але і тому, що форма надрізу, його гострота, змінюючи характер напруженого стану, в деяких випадках може змінити і характер самого руйнування, перевести його з в'язкого в крихкий або навпаки. Саме з другої причини останнім часом відмічені серйозні руйнування конструкцій, виготовлених з м'яких сталей, ударна в'язкість яких при звичайних стандартних випробуваннях була незмінно високою.

Використання у сучасних конструкціях високоміцних матеріалів, що мають достатньо високу загальну ударну в'язкість, тобто вимагають витрати порівняно великої ро-

боти на руйнування, привело до того, що за ударною в'язкістю вже не можна робити висновки про опір крихкому руйнуванню. Така конструкція не завжди застрахована від катастрофічного руйнування, яке відбувається при напруженнях, значно менших за межу текучості (пружності). Саме у високоміцних матеріалів та частина роботи, яка витрачається на деформацію до утворення тріщини в зразку, набагато більше частини роботи, що витрачається на поширення тріщини. Немоżliвість визначення роботи, необхідної для розвитку тріщин, коли метал знаходиться в окрихченому стані, не дозволяє попередити руйнування багатьох сучасних конструкцій, які працюють в умовах складного напруженого стану (плоскодеформований, тривісний розтягнений напружений стан і т. д.) або коли тріщина утворюється у процесі накопичення втоми.

Як недолік стандартних серійних випробувань потрібно зазначити також неможливість роздільно оцінити частку міцності й пластичності у величині ударної в'язкості. Крім того, недоліком методу є і те, що критична температура крихкості $T_{кр}$, яка визначається при стандартних серійних випробуваннях, чітко виявляється лише при випробуванні маловуглецевих сталей, сталей у нормалізованому і відпаленому станах, тобто що містять вільний ферит. У високовуглецевих сталей, підданих поліпшенню або гартуванню з низьким відпуском, тобто у сталей підвищеної міцності, як правило, ударна в'язкість плавно зменшується при зниженні температури. Тому, незважаючи на значне поширення серійних ударних випробувань при різних температурах, до сьогоденного часу немає єдиної методики визначення температури $T_{кр}$.

Метод оцінки холодноламкості за видом зламу дістав останніми роками великого поширення. Це пояснюється тим, що вид зламу визначається характером просування магістральної тріщини і дозволяє якісно оцінити здатність

матеріалу до поглинання енергії. Кількісною характеристикою здатності сталі чинити опір крихкому руйнуванню під час аналізу зламу є площа зламу у відсотках, займана волоконною складовою. Деякі дослідники вважають, що для розвитку в'язкого руйнування достатньо, щоб у зламі волокниста складова становила не менше 60%. Дійсно, для деяких сталей, в основному низько- і середньовуглецевих з невисокою міцністю, криві залежності волокнистої складової у відсотках від температури випробування чіткіше визначають температуру переходу сталі в крихкий стан, ніж величина ударної в'язкості, яка нерідко дає розмиті межі перехідної зони.

Проте оцінка в'язкості за видом зламу має суттєві недоліки:

1) обмеженість візуальної оцінки характеру руйнування за видом зламу, її суб'єктивність і необхідність наявності великого досвіду для аналізу зламу;

2) непридатність методу для високовуглецевих сталей і сталей підвищеної міцності, що дають макроскопічно крихкий злам у великому інтервалі позитивних і негативних температур, що вимагають застосування електронно-фрактографічних методів дослідження.

Неуніверсальність значення критичної температури крихкості, її залежність від критерію оцінки, форми і гостроти надрізу зовсім не виключає визначення цього параметра у багатьох випадках порівняльних випробувань сталей і сплавів. Ця характеристика використовується при оцінці схильності сплаву до окрихчування. Визначення критичної температури крихкості особливо необхідне для матеріалів, що працюють при низьких температурах. Для багатьох матеріалів з критичною температурою вищою або для матеріалів, у яких вона не може бути виявлена, випробування при гранично низькій для експлуатації даного виробу температурі є гарантією від непередбаченого окрихчування

при зниженні температури. У решті випадків більш універсальним і на даний час широко застосовуваним методом є метод окрихчування при випробуваннях зразків з нанесеними гострими надрізами. З цих міркувань зразок Менаже для ударного згину в багатьох країнах витіснений зразком з відносно гострим надрізом ($R = 0,25$ мм) і надрізом типу втомної тріщини.

7.3 Способи визначення роботи зародження і розвитку тріщини

Ударна в'язкість (a_u) є інтегральною характеристикою і складається з питомої роботи, яка витрачається на зародження тріщини (a_z) і її розвиток (a_p). У той же час умови поглинання енергії металом у процесі зародження і поширення тріщини різні. До утворення тріщини енергія, що витрачається на руйнування зразка, сприймається значним макрооб'ємом. У зв'язку з цим кількість енергії, споживаної на утворення тріщини, як правило, перевищує ту невелику роботу, яка витрачається на деформацію незначного об'єму металу, прилеглого до устя тріщини при її поширенні. У міру переходу від утворення до розвитку тріщини змінюється також напружений стан, що викликає руйнування.

Зародження тріщини відбувається під впливом дотичних напружень, що викликають пластичну деформацію, приводять до руху дислокації і визначають дію їх джерел. Подальше руйнування, тобто поширення тріщини, викликається розтягуючими напруженнями, діючими в її усті.

Складові ударної в'язкості (a_z , a_p) по різному залежать від марки сталі та її металургійної якості. Нерідко метали, що мають високий опір утворенню тріщини (високоміцні сталі) дуже слабо чинять опір її поширенню. Підвищення якості сталі за рахунок її рафінування синтетичними шла-

ками значно збільшує роботу, що витрачається на зародження тріщини, дуже мало змінюючи роботу, що витрачається на її поширення.

Оскільки металеві вироби можуть мати дефекти металургійного або зварювального походження, а також тріщини, що виникли в процесі експлуатації, важливим фактором, що характеризує працездатність виробів, є здатність металу чинити опір поширенню тріщини. Крім того, якщо в конструкції виникає складний напружений стан, то здатність її чинити опір руйнуванню характеризується опором металу поширенню тріщини. Коли напружений стан ускладнений і наближається до плоскої деформації, то характеризується сумарною ударною в'язкістю або опором утворенню тріщини.

Відмінність у стандартних зразках для ударних випробувань типу I (надріз $R = 1$ мм) і типу II (надріз $R = 0,25$ мм) полягає у тому, що при гострому надрізі питома робота зародження тріщини, а разом з нею загальна питома робота на руйнування зразка при ударі a_H помітно зменшуються і тим самим збільшується частка питомої роботи поширення тріщини, яка в цьому випадку практично не змінюється. Проте необхідно мати на увазі, що важливо не тільки одержати метал з підвищеною здатністю опору поширенню тріщини, в більшості випадків, як справедливо відмічено Л.С.Лівшицем і А.С.Рахмановим, але і добитися поєднання високого опору зародженню тріщини і розвитку наявного осередку руйнування, яке характеризується великою загальною питомою роботою руйнування і свідчить про хорошу конструктивну міцність металу. Іншими словами, високе значення a_H (КСУ) при дуже малій здатності чинити опір поширенню тріщини (більшість високоміцних матеріалів), або при дуже малій питомій роботі, що витрачається на утворення тріщини (деякі пластичні метали), не є оптимальним для більшості сучасних конструкцій.

У зв'язку з необхідністю роздільної оцінки питомих робіт, що витрачаються на зародження і поширення тріщини, останніми роками було розроблено декілька методів роздільного їх визначення або визначення тільки питомої роботи, що витрачається на поширення тріщини.

Л.С.Лівшиц і А.С.Рахманов запропонували оцінювати схильність до крихкого руйнування за питомою роботою, що витрачається на поширення тріщини в умовах ударних випробувань стандартних зразків з надрізом Менаже. Метод полягає у тому, що випробовується серія зразків на копрі із запасом енергії маятника, що постійно збільшується, і будується залежність кута згину зразків α_0 від поглиненої енергії (рис. 7.4).

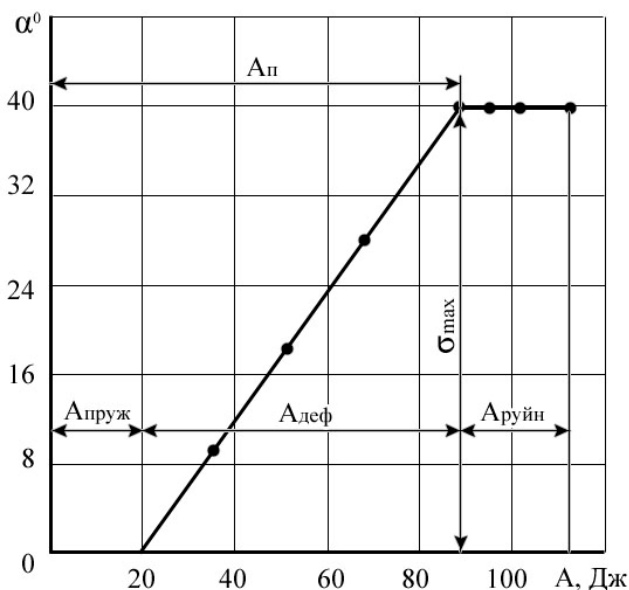


Рисунок 7.4 – Спосіб розділення роботи, що витрачається на руйнування зразка, на роботу зародження тріщини і роботу поширення тріщини за Л.С.Лівшицем і А.С.Рахмановим

Дані експерименту показують, що кут згину зростає із збільшенням величини поглиненої енергії до певної межі α_{\max} , а потім залишається сталим. Відрізок, прямої, що відсікається, на осі абсцис при $\alpha = 0$, характеризує роботу пружної деформації $A_{\text{пружн}}$.

Робота, що витрачається на зародження тріщини складається із суми робіт пружної і пластичної деформації.

Метод Л.С.Лівшица і А.С.Рахманова зручний для наближеної оцінки роботи поширення тріщини, оскільки він припускає використання стандартних зразків і копрів.

Робота поширення тріщини

$$A_{\text{руйн}} = A_{\text{п}} - A_{\text{пр}} - A_{\text{деф}},$$

де $A_{\text{п}}$ - повна робота, витрачена маятником;

$A_{\text{пр}}$ - робота, витрачена на пружну деформацію;

$A_{\text{деф}}$ - робота, витрачена на пластичну деформацію;

$A_{\text{руйн}}$ - робота, витрачена на поширення тріщини, тобто на залишкове руйнування.

Точність оцінки роботи $A_{\text{руйн}}$ обмежується через суб'єктивність визначення кута згину зразків, одержаного при з'єднанні двох половинок зразка, що зламався. Метод не враховує також, що енергія, яка йде на деформацію зразка, залежить від швидкості навантаження, тобто висоти підняття маятника. Метод не можна застосовувати для сталей високої міцності, у яких унаслідок низької пластичності величина загального прогинання зразків перед руйнуванням менше 1 мм.

За методом А.П.Гуляєва випробовують декілька ударних зразків, що мають різний радіус округлення біля вершини надрізу (r). Після випробувань і підрахунку ударної в'язкості кожного зразка будується графік (рис. 7.5). Екстраполюючи пряму на вісь ординат, одержуємо питому роботу поширення тріщин KC_p (α_p). У цьому випадку зразок з

радіусом надрізу близьким до нуля ототожнюється із зразком, що має втомну тріщину.

Таким чином, для оцінки надійності матеріалу потрібно використовувати якісні параметри (непридатні для розрахунку на міцність):

- 1) ударну в'язкість KCV і KCT;
- 2) температурний поріг холодноламкості T_{50} .

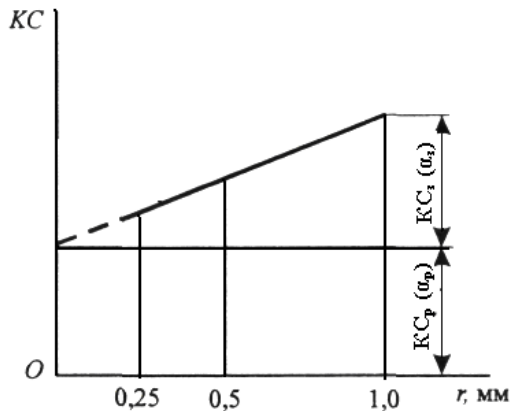


Рисунок 7.5 – Схема визначення складових ударної в'язкості за методом А.П.Гуляєва

Дещо інший метод розділення повної роботи руйнування при ударному згині запропонував Отані. За цим методом серія стандартних зразків (тип 1) згинається на копрі на різний кут (шляхом зміни висоти підняття маятника) так, щоб у зразку утворилася тріщина, але він не зламався. Після цього зразки кладуть в яку-небудь фарбувальну рідину і фарбують поверхню тріщини, що утворилася при першому ударі. Потім зразки випробовують для звичайного визначення ударної в'язкості. На обох половинках зразка за забарвленням вимірюють довжину l тріщини, що виникла при першому ударі, оскільки вважається, що при другому ударі робота витрачається тільки на поширення тріщини. Критичний розмір тріщини за Отані становить

1 мм. За ударною в'язкістю при цій величині тріщини Отані визначає питому роботу поширення тріщини α_p .

У даній роботі пропонується проводити розділення ударної в'язкості на питомі роботи зародження і поширення тріщини не при $l = 1$ мм, а екстраполювати до нуля криву залежності питомої роботи, що витрачається на руйнування від глибини тріщини, і відлік значення α_p проводить безпосередньо на осі абсцис s , тобто при $l_{кр} = 0$.

8 ВИПРОБУВАННЯ ПРИ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

8.1 Жароміцність

Для характеристики механічних властивостей металів деталей машин, що працюють в умовах нагрівання, проводять короткочасні й тривалі випробування при підвищених температурах.

Тривале статичне навантаження значно впливає на механічні властивості металів. Тривало діючі навантаження, навіть нижчі за межу пружності, викликають у металі пластичні деформації. Це особливо виявляється при високих температурах, оскільки механічні властивості, що визначаються при тривалих навантаженнях, пов'язані з фізико-хімічними процесами, які проходять у металах, а ці процеси швидшають при одночасній дії напружень і підвищеної температури. Металеві матеріали, що працюють тривалий час при високих температурах, можуть деформуватися (наприклад, розтягуватися) при постійному навантаженні й напруженнях, значно менших за межу текучості матеріалу при кімнатній температурі. У цих умовах виникають і розвиваються явища повзучості й теплової крихкості. Щоб уникнути цього, необхідно, щоб до деталей, що працюють в умовах високих температур, прикладалося навантаження, не здатне викликати явищ повзучості і теплової крихкості, або в крайньому разі навантаження, при якому деформація деталі йтиме з невеликою швидкістю. Отже, матеріали, які застосовуються для виготовлення деталей, що працюють у таких умовах, потрібно перевіряти на повзучість.

8.2 Повзучість

Повзучість - це повільне наростання в часі пластичної деформації матеріалу при силових діях, менших від тих, які можуть викликати залишкову деформацію при випробуваннях звичайної тривалості. Повзучість супроводжується релаксацією напружень, тобто поступовою зміною напружень у тілі при постійній його деформації.

Повзучість мають практично всі конструкційні матеріали. Для сталей і чавунів повзучість суттєва лише при підвищених температурах (вище 300°C) і проходить тим інтенсивніше, чим вища температура. Для металів з низькою температурою плавлення (свинець, алюміній), для бетону, дерева, гуми, пластмаси повзучість помітна і при кімнатних температурах.

Тепловою крихкістю називають явища зменшення пластичності, що визначається за виміром деформації при постійному навантаженні металу при високих температурах.

Необхідно розрізняти дві основні групи механічних властивостей: опір пластичній деформації при тривалих статичних навантаженнях (визначення межі повзучості), опір руйнуванню (тривала міцність) і пластичність при тривалих статичних навантаженнях.

Процес повзучості супроводжується двома взаємно протилежними явищами: зміцненням і знеміцненням. Зміцнення (наклеп) виникає в результаті пластичної деформації, а знеміцнення є результатом рекристалізації (тобто утворення кристалічних зерен з досконалішою структурою за рахунок вихідних деформованих зерен з менш досконалою структурою), яка проходить при гарячій деформації. У результаті рекристалізації знижуються міцність і твердість металу і збільшується його пластичність.

Короточасні випробування при високих температурах не характеризують повною мірою метал щодо його повзучості. Для цього проводяться спеціальні випробування (ГОСТ 3248-81).

Випробування на повзучість при розтягуванні полягають у тому, що випробовуваний зразок протягом довгого часу піддається дії постійного розтягуючого зусилля і сталої температури. При цьому весь час фіксується деформація зразка (рис. 8.1).

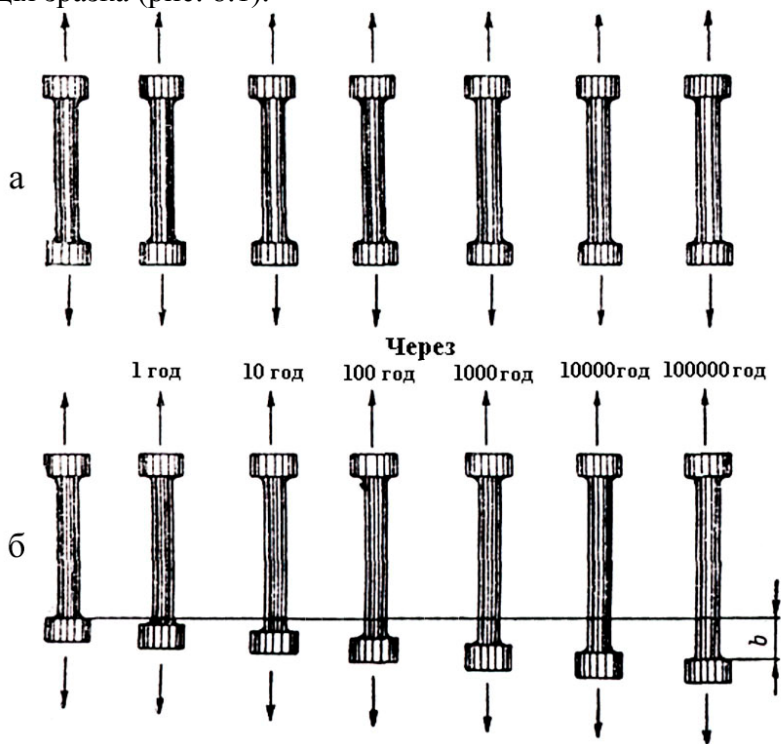


Рисунок 8.1 – Зміна довжини навантаженого зразка через певні проміжки тимчасові: а – при кімнатній температурі; б – при температурі 600°C

У результаті випробування визначають межу повзучості матеріалу, тобто те найбільше напруження, при якому

швидкість або деформація повзучості за певний проміжок часу не перевищує заданої величини.

Для випробувань застосовують циліндрові зразки діаметром 10 мм, з розрахунковою довжиною 100 мм (нормальний зразок) і з розрахунковою довжиною 200 мм (подовжений зразок), а також плоскі зразки шириною 15 мм з розрахунковою довжиною 100 мм. Товщина зразка визначається при цьому товщиною листа. Допускається застосування зразків іншої форми і розмірів.

Розрахункова довжина циліндрових зразків L_0 повинна дорівнювати $5d$ або $10d$. Діаметр циліндрових зразків повинен бути не менше 5 мм. Поверхня зразків має бути гладкою, без рисок і пошкоджень.

Велика тривалість випробувань на повзучість, чутливість результатів випробувань навіть від порівняно невеликих коливань температури і необхідність точного вимірювання дуже малих деформацій вимагають застосування спеціальних машин і дуже точних приладів.

Для випробувань служить машина типу АІМА-5. Зразок, поміщений в електропіч, затиснений у захватах, піддається розтягувальній силі під дією постійного навантаження і температури (що підтримується сталюю в межах одного випробування). Величина деформації відлічується за шкалою індикатора (при випробуванні на повзучість) або за міліметровою шкалою (при випробуванні на тривалу міцність).

Для вимірювання навантажень і деформацій використовують тензорезисторні датчики. Прилади для вимірювання деформації повинні забезпечувати точність не менше 0,002 мм.

Частини приладів, що виходять з печі, повинні бути сконструйовані і захищені так, щоб короточасні зміни температури не впливали на показники приладів.

Нагрівальний пристрій повинен забезпечувати рівномірне нагрівання зразка до заданої температури і збереження останньої впродовж усього випробування.

Для вимірювання температури на зразках з розрахунковою довжиною до 100 мм включно повинно бути встановлено не менше двох термопар, а на зразках з розрахунковою довжиною понад 100 мм – не менше трьох термопар, розподілених рівномірно по всій розрахунковій довжині. Термопари встановлюють так, щоб гарячі спаї щільно стикалися з поверхнею зразка; гарячий спай термопари повинен бути захищений від дії розжарених стінок печі.

Вимірювання температури слід проводити приладами з похибками не більш 0,5%. Необхідно періодично не рідше одного разу на годину вимірювати температуру потенціометром. Рекомендується автоматичний запис температури впродовж усього випробування.

Встановлений у захватах випробувальної машини і поміщений у піч зразок нагрівають до заданої температури (час нагрівання, як правило, повинен бути не більше 8 год) і витримують його при цій температурі не менше 1 год. В окремих випадках час попередньої витримки може бути відповідно менше 1 год. Наприклад, якщо випробовуваний матеріал має нестабільну структуру і призначається для недовгих термінів служби.

Температура випробування вибирається кратною 50°C , якщо за умов дослідження не потрібна спеціальна температура.

Після нагрівання зразка до заданої температури і витримки при ній не менше 1 год до зразка плавно прикладають попереднє навантаження, що дорівнює приблизно 10% від заданого загального навантаження (яке не повинне викликати в зразку напругу більше 9,8 МПа), і знімають показники приладу для вимірювання деформації.

Якщо температура зразка і показники вимірювань подовження залишаються протягом 5 хв незмінними, то зразок плавно навантажують до заданого навантаження.

Одночасно з додаванням навантаження візуально визначається початок деформації зразка, для цього вмикається прилад для автоматичного запису подовження. Інтервали для запису подовження повинні вибиратися з таким розрахунком, щоб у процесі випробування можна було повністю встановити характер зміни подовження.

Після закінчення випробування на повзучість зразок розвантажують до величини попереднього навантаження і визначають абсолютну величину залишкового подовження.

Максимальне тривалодіюче напруження, при якому деформація ще дорівнює нулю, називається теоретичною межею повзучості.

Процес випробування зображають у вигляді первинної кривої повзучості в координатах «відносне подовження – час» і визначають напруження, відповідне умовній межі повзучості матеріалу (рис. 8.2).

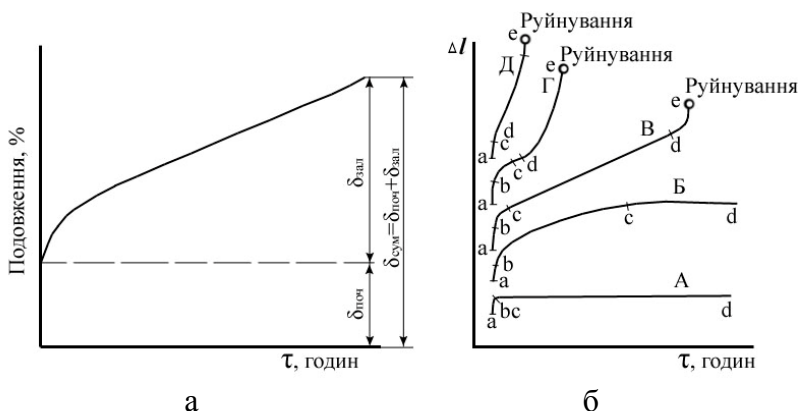


Рисунок 8.2 - Криві повзучості: а – для однакових умов випробування, б – для різних умов випробування

Умовною межею повзучості є напруження, яке викликає за встановлений час випробування при даній температурі задане подовження зразка (сумарне δ_c або залишкове δ_0).

Сумарне або залишкове відносне подовження – це зміна розрахункової довжини зразка щодо первинної розрахункової довжини, виражена у відсотках.

Первинна розрахункова довжина L_0 повинна вимірюватися при нормальній температурі перед випробуванням зразка.

Умовну межу повзучості визначають таким чином:

- випробовують не менше чотирьох зразків при даній температурі й різних напруженнях;

- на основі одержаних кривих повзучості (рис. 8.2) будують діаграми залежності між напруженням і подовженням або між напруженням і середньою рівномірною швидкістю повзучості на прямолінійній ділянці в логарифмічній системі координат (допускається обробка даних випробувань в інших системах координат). За цими діаграмами знаходять шукане напруження. Величини меж повзучості слід визначати з точністю до 4,9 МПа ($0,5 \text{ кгс/мм}^2$) і округляти у бік зменшення;

- після того як шукане напруження знайдене не менше ніж при трьох різних температурах випробування, будується діаграма залежності між напруженням і температурою.

При визначенні за величиною деформації межа повзучості повинна позначатися трьома числовими індексами: двома нижніми й одним верхнім. Перший нижній індекс позначає задане подовження (сумарне або залишкове) у відсотках; другий нижній індекс - задану тривалість часу випробування в годинах; верхній індекс – температуру в градусах Цельсія.

Приклад 1. $\sigma_{0,2}^{700} / 100$ – межа повзучості при допуску на деформацію 0,2% за 100 год випробування при температурі 700°C.

При цьому необхідно додатково вказати, за сумарною чи залишковою деформацією визначалася межа повзучості.

У разі визначення за швидкістю повзучості межа повзучості повинна позначатися σ з двома числовими індексами: одним верхнім і одним нижнім. Нижній індекс означає задану швидкість повзучості (%/год), верхній індекс означає температуру випробування в °C.

Приклад 2. $\sigma_{1 \cdot 10^{-5}}^{600}$ – межа повзучості при $1 \cdot 10^{-5}$ %/год при температурі 600°C.

При цьому необхідно додатково вказати час випробування, за яке була досягнута задана швидкість повзучості.

Залежно від навантаження, температури випробування і властивостей металу, що перевіряється, деформація при збільшенні тривалості випробування може проходити з невеликою швидкістю (криві *B* і *B* на рис. 8.2) або, навпаки, швидко збільшуватися до руйнування (криві *G* і *D*).

Повзучість визначається при розтягуванні, крученні, згині й при складно напруженому стані. Випробування можна проводити при сталій температурі і постійному напруженні (ізотермічний метод), при змінній температурі і постійному напруженні (дилатометричний метод) і при сталій температурі і змінному напруженні (метод релаксації).

Дилатометричний і релаксаційний методи відрізняються від ізотермічного тим, що подовження зразка від повзучості в них негайно компенсується або за рахунок зміни температури (при дилатометричному методі), або за рахунок зміни напруження (при методі релаксації). При цьому припиняється процес повзучості і про деформацію доводиться робити висновки непрямым шляхом за тепловим або пружним подовженням зразка.

Під релаксацією розуміють зниження напруження в навантаженому зразку при незмінній початковій деформації. В цьому випадку співвідношення величин пружної і пластичної деформації, з яких складається початкова деформація, не залишається постійним, оскільки відбувається поступове наростання пластичної деформації за рахунок пружної. Найширшого застосування дістав ізотермічний метод, оскільки він точніше відтворює дійсні умови служби деталей (постійність температури і напруження).

До різновидів ізотермічного методу належать: визначення напруження, що викликає задану швидкість деформації при сталому процесі повзучості (умовна межа повзучості за швидкістю деформації); визначення напруження, що викликає за певний проміжок часу загальну деформацію обумовленої величини (умовна межа повзучості за сумарною деформацією), і визначення напруження, яке приводить до повного припинення повзучості (фізична межа повзучості).

8.3 Тривала міцність

Тривалою міцністю називається опір матеріалу механічному руйнуванню під дією тривало прикладеного постійного навантаження при високій температурі.

Розрізняють тривалу міцність при розтягуванні, крученні й згині, а також у складнонапруженому стані, наприклад розтягування і вигин, розтягування і кручення.

Тривала міцність характеризується межею тривалої міцності. Межу тривалої міцності найчастіше визначають при розтягуванні. Тривала міцність більшості матеріалів з підвищенням температури знижується; вона залежить також від хімічного складу, мікроструктури (розміру зерна, форми, розміру і характеру розподілу зміцнювальних частинок), стану поверхні зразків (знижується при збільшенні

шорсткості), навколишнього середовища (може різко знижуватися при взаємодії з легкоплавкими рідкими металами).

Тривала міцність разом з опором повзучості й жаростійкістю є важливою характеристикою при виборі жароміцних сплавів.

Випробування на тривалу міцність при температурах до 1200°C полягає у тому, що зразок доводиться до руйнування під дією постійного розтягуючого навантаження при сталій температурі. У результаті випробувань визначають межу тривалої міцності, тобто найбільше напруження, що викликає руйнування металу за певний час випробування при сталій температурі, або встановлюють відповідність між часом до руйнування і нормою часу, зазначеною в стандартах або технічних умовах на металопродукцію.

Машини для випробування металів на тривалу міцність, як і на повзучість, повинні забезпечувати постійність навантаження протягом усього процесу випробування, плавність навантаження і розвантаження зразка, точність навантаження до зразка з похибкою не більше $\pm 1\%$, надійне центрування зразка.

Нагрівальний пристрій повинен забезпечувати рівномірне нагрівання зразків до заданої температури і збереження температури впродовж усього випробування. Допускається, якщо цього вимагають умови випробування, застосування нагрівальних пристроїв із захисною або іншою атмосферою. Температуру потрібно вимірювати приладами з похибкою не більше 0,5%.

Температура випробування вибирається кратною 50°C, якщо за умов дослідження не потрібна спеціальна температура.

Після нагрівання зразка і витримки при заданій температурі до нього плавно прикладають навантаження.

Час до руйнування при заданому значенні напруження є основним показником даного виду випробування. Після руйнування зразка визначають відносне подовження δ і відносне звуження зразка ψ .

Тривалість випробування встановлюється для кожного металу залежно від його призначення. Рекомендується визначати межі тривалої міцності на основі випробувань тривалістю 50, 100, 500, 1000, 3000, 5000 і 10000 год, якщо не потрібна інша тривалість випробування.

У результаті випробувань встановлюється залежність між напруженням і часом до руйнування, яка може бути виражена графіками, побудованими в логарифмічній, напівлогарифмічній або іншій системі координат. Межа тривалої міцності позначається σ з двома числовими індексами: верхній - температура випробування, °C; нижній - задана тривалість випробування до руйнування, годин; тривалість випробування можна позначити кількістю годин або цифрою 10 з показником ступеня, наприклад $\sigma_{10^3}^{700}$ або σ_{1000}^{700} - межа тривалої міцності за 1000 год випробування при температурі 700°C.

Відносне звуження (%) після розриву циліндрових зразків розраховують за формулою

$$\bar{\psi} = \frac{F_0 - F_{\kappa}}{F_0} 100,$$

де F_0 - початкова площа поперечного перерізу робочої частини зразка, виміряна при нормальній температурі перед випробуванням, мм²; F_{κ} - мінімальна площа поперечного перерізу зразка після руйнування, розрахована за середнім арифметичним з результатів вимірювань мінімального діаметра в місці розриву в двох взаємно перпендикулярних напрямках, мм².

Вимірювання діаметра зразка до і після випробування здійснюється з точністю до 0,05 мм.

9 МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, ЩО ВИЗНАЧАЮТЬСЯ ПРИ ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

9.1 Характеристика навантажень і особливості руйнування при втомі

Вивчення втомного процесу і руйнування від втоми має велике прикладне значення, оскільки значне число деталей і конструкцій в експлуатації піддається дії знакозмінних циклічних навантажень. **Втома** – процес поступового накопичення ушкоджень матеріалу під дією повторно-змінних напружень, що призводить до зменшення довговічності, утворення тріщин і руйнування. **Витривалість** – властивість матеріалу протистояти втомі (ГОСТ 2860-65).

Циклічна довговічність характеризує працездатність матеріалу в умовах циклів напружень, що багато разів повторюються. Цикл напруження - сукупність зміни напружень між двома його граничними значеннями σ_{\max} і σ_{\min} протягом періоду (Т).

На рис. 9.1 наведені різні випадки прикладення навантаження при випробуванні на витривалість.

Різні види циклів характеризують різні режими роботи деталей машин.

Руйнування від втоми порівняно з руйнуванням від статичного навантаження має ряд особливостей.

1 Воно відбувається при напруженнях, менших, ніж при статичному навантаженні; менших від межі текучості або тимчасового опору.

2 Руйнування починається на поверхні (або поблизу від неї) локально, в місцях концентрації напружень (деформації). Локальну концентрацію напружень створюють пошкодження поверхні в результаті циклічного навантаження або надрізи у вигляді слідів обробки, дії середовища.

3 Руйнування проходить у декілька стадій, що характеризують процеси накопичення ушкоджень у матеріалі, утворення тріщин втоми, поступовий розвиток і злиття деяких з них в одну магістральну тріщину і швидке залишкове руйнування.

4 Руйнування має характерну будову зламу, що відображає послідовність процесів втоми. Злам складається з осередку руйнування (місця утворення мікротріщин) і двох зон – втоми і долому (рис. 9.2).

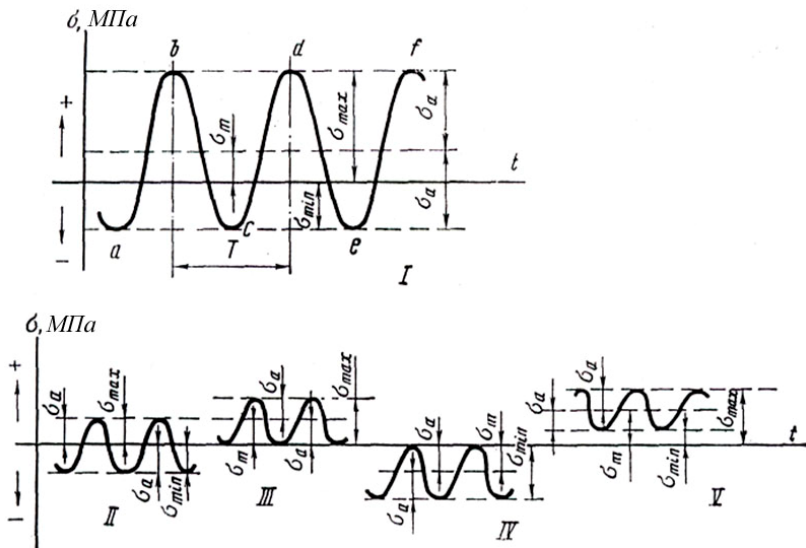


Рисунок 9.1 – Різні випадки прикладення навантаження при випробуванні на витривалість: I - асиметричний знакозмінний цикл; II – симетричний знакозмінний цикл; III – асиметричний знакопостійний віднульовий позитивний цикл; IV – асиметричний знакопостійний віднульовий негативний цикл; V – знакопостійний пульсуючий цикл розтягування

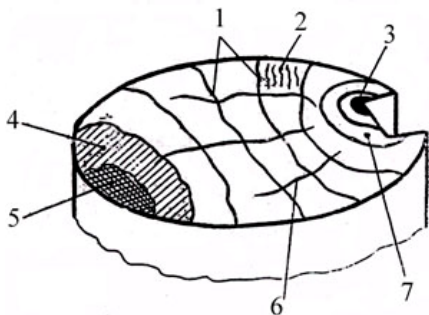


Рисунок 9.2 – Злам втомного руйнування

Кожна із вказаних зон має характерні ділянки, які відображають загальний характер утомного руйнування: місце зародження тріщини (3); приосередкова зона (7); втомні борозни (2); втомні лінії (1); сходишки скидання (6); зона прискороного розвитку тріщини (4); зона долому (5)

Осередок руйнування примикає до поверхні і має невеликі розміри та гладку поверхню.

Зону втоми формує послідовний розвиток тріщини втоми. У цій зоні видно характерні борозни, які мають конфігурацію кілець, що свідчить про стрибкоподібне просування тріщини втоми. Зона втоми розвивається доти, поки в робочому перетині, що зменшується, напруження зростуть настільки, що спричинять його миттєве руйнування. Цю останню стадію руйнування характеризує зона долому.

Про здатність матеріалу працювати в умовах циклічного навантаження роблять висновки за результатами випробувань зразків на втому (ГОСТ 25.502-79). Їх проводять на спеціальних машинах, що створюють у зразках багаторазове навантаження (розтягування - стискування, згин, кручення). Зразки (не менше до 10 шт.) випробовують послідовно на різних рівнях напружень, визначаючи число циклів до руйнування. Результати випробувань зображають у вигляді кривої втоми Велера (рис.9.3) в координатах: напруження циклів (σ) – число циклів напружень (N). Область обмеження числом циклів випробування $N = 10^4$

умовно вважається малоцикловою втомою. Напруження, що викликало руйнування зразка, визначається за формулою

$$\sigma = M/W \text{ МПа,}$$

де $M = \rho \cdot \ell$ - згинаючий момент;

$$W = \frac{\pi d^3}{32} - \text{момент опору перетину;}$$

ρ – навантаження, прикладене до зразка, Н;

ℓ - плече, мм;

d – діаметр робочої ділянки зразка, мм.

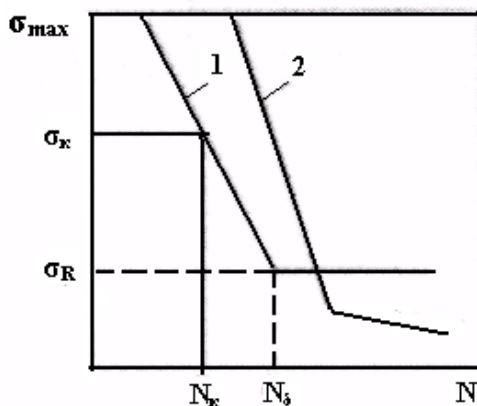


Рисунок 9.3 – Криві втоми: 1 – для сталі; 2 – для кольорових металів

Горизонтальна ділянка визначає напруження, яке не викликає втомного руйнування після необмеженого великого або заданого (базового N_6) числа циклів. Це напруження є фізичною межею витривалості σ_R (R – коефіцієнт асиметрії циклу), при симетричному циклі σ_{-1} . Похила ділянка кривої втоми характеризує обмежену межу витривалості, що дорівнює напруженню σ_K , яке може витримати матеріал протягом певного числа циклів (N_K).

Криві з горизонтальною ділянкою типові для сталей при невисоких температурах випробувань. Криві без горизонтальної ділянки (крива 2 на рис. 9.3) характерні для кольорових металів, а також для всіх матеріалів, що працюють при високих температурах або в корозійному середовищі. Такі матеріали мають тільки обмежену межу витривалості.

Криві втоми дозволяють визначити такі критерії витривалості:

- 1) циклічну міцність – фізичну або обмежену межу витривалості. Вона характеризує несучу здатність матеріалу, тобто те найбільше напруження, яке він здатний витримати за певний час роботи;
- 2) циклічну довговічність – число циклів (або експлуатаційних годин), які витримує матеріал до утворення втоми тріщини певної протяжності або до втомного руйнування при заданому навантаженні. Довговічність також може бути необмеженою (при $\sigma_{\max} < \sigma_{-1}$) і обмеженою (при $\sigma_{\max} > \sigma_{-1}$).

Втомні тріщини виникають на певному етапі знакозмінного навантаження після декількох тисяч циклів.

На даний час немає єдиної теорії, яка дозволила б пояснити поведінку матеріалу під дією циклічного навантаження і причину виникнення втомного зламу. Проте у результаті проведення багатьох досліджень стало можливим зробити такі припущення.

Матеріал, що складається з великого числа безладно орієнтованих кристалітів, при прикладенні навантаження має нерівномірний розподіл напружень по перетину (рис. 9.4). У результаті цього по межах кристалітів виникають мікроскопічні концентрації напружень. На ці концентрації напружень, що викликаються прикладенням зовнішнього навантаження, можуть накладатися і власні мікронапруження, що існують між складовими частинами гетерогенної структури. Цим можна пояснити те, що навіть при прикладенні зовнішнього навантаження, яке менше

межі текучості якого-небудь матеріалу, в деяких кристалах, що знаходяться під підвищеним навантаженням, відбувається пластична деформація.

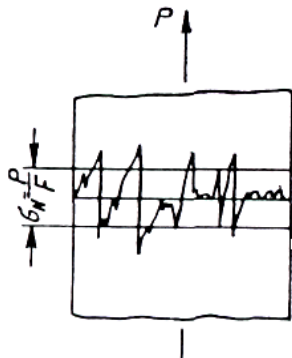


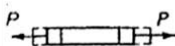



























Рисунок 9.4 – Неоднорідний розподіл напружень у полікристалічному зразку

При навантаженні відбувається деформація зрушення кристаліту під дією знакозмінних і коливних навантажень уздовж певних площин ковзання. У результаті може відбутися пластична деформація.

Коли відбувається пластична деформація матеріалу, то міцність його поступово зростає у міру збільшення величини цієї деформації. Відбувається зміцнення матеріалу. Під дією знакозмінного навантаження деякі кристаліти можуть досягти такої величини зміцнення, що під дією постійного навантаження вони вже не деформуватимуться пластично, а відбудеться лише пружна деформація. Цей процес називається зміцненням під дією знакозмінного навантаження.

У зв'язку з тим, що пластичність матеріалу знижується у міру збільшення ступеня деформації, зусилля, діючі на окремі кристаліти, можуть перевищити міцність матеріалу на розрив. У результаті цього матеріал руйнуватиметься.

Таблиця 9.1 – Схеми втомних зломів сталевих прутків, підданих різним циклічним навантаженням

Навантаження зразків		Рівні прутки		Прутки з місцевою концентрацією напружень			
Назва	Схема	сильно-навантажені	слабо-навантажені	значною		незначною	
		1	2	сильно-навантажені	слабо-навантажені	сильно-навантажені	слабо-навантажені
Розтягування (стиснення)							
Односторонній згин							
Двосторонній згин							
Кручення з вигином							

Можна припустити, що початковою стадією такого руйнування буде необоротне зміщення атомів кристалічних гра-ток. У результаті дії знакозмінного навантаження цей процес призводить до утворення субмікроскопічних тріщин, розміщених уздовж певних ліній або смуг ковзання.

Механізм втомного руйнування пов'язаний з розвитком і накопиченням у поверхневому шарі мікропластичної деформації, утворенням макротріщин, які із зростанням напружень долають межі зерен, зливаються, утворюючи магістральну тріщину втоми. Ця тріщина росте переривчасто – стрибками, пов'язаними з місцевою пластичною деформацією (наклепом) металу біля її вершини. Для поширення тріщини на деяку довжину необхідно, щоб біля її вершини була вичерпана пластичність. У результаті настає руйнування, пов'язане з утворенням поверхонь розділу. У табл. 9.1 наведені схеми втомних зломів при знакозмінних напруженнях.

Величина межі втоми матеріалу значною мірою залежить від різних факторів, які можуть чинити і сприятливу, і несприятливу дію.

9.2 Вплив стану поверхні

Втомний злам дуже часто починається на незначних поверхневих дефектах, тому стан поверхні чинить великий вплив на втомну міцність. Рисунок 9.5 ілюструє вплив стану поверхні на втомну міцність.

Найвищу величину межі втоми має полірована поверхня. Тому зразки, які випробовують на втомну міцність згином під час обертання, мають поліровану поверхню. Зі збільшенням шорсткості поверхні величина межі втоми зменшується.

Для сталей, що мають високу міцність на розрив, цей вплив поверхні різкіше виражений, ніж для сталей з мен-

шою міцністю. Дуже несприятливо впливають на втомну міцність щербини і прокатна окалина на поверхні.

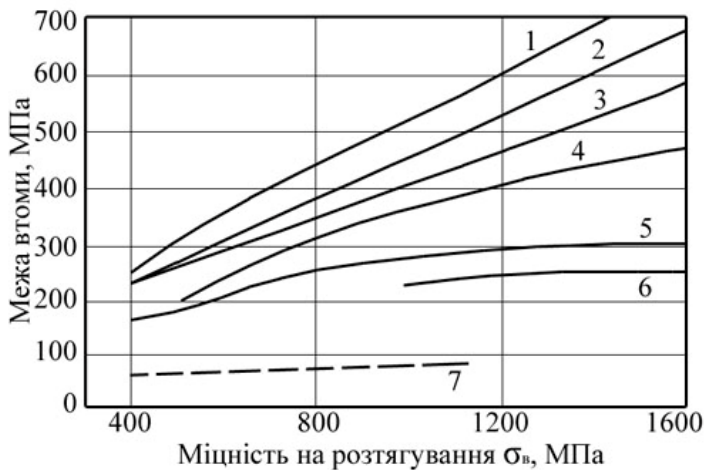


Рисунок 9.5 – Вплив якості поверхні на втомну міцність:

1- полірована поверхня; 2 - шліфувана поверхня; 3 - точена поверхня; 4 - поверхня з буртиком; 5 - поверхня з надрізом гострого профілю; 6 - поверхня, покрита прокатною окалиною; 7 - корозія, спричинена водою

Особливо сильно зменшується величина межі втоми матеріалу під дією корозії. Раковини, що утворюються на поверхні, можуть служити причиною утворення втомних тріщин. При випробуванні на втомну міцність кородованих зразків з'ясувалося, що і після того, як матеріал витримає встановлене число циклів навантаження, лінія, що виражає залежність навантаження від числа циклів, не стає паралельною осі абсцис (рис. 9.6). Тому при випробуванні кородованих матеріалів можна визначити не межу втоми як таку, а лише обмежену витривалість матеріалу.

Застосовуючи відповідну обробку поверхні матеріалу, можна підвищити величину його межі втоми. Особливо ефективний наклеп поверхні, який може бути створений

піскоструменевою або дробоструменевою обробкою поверхні матеріалу.



Рисунок 9.6 - Схематичне зображення кривої Велера для кородованого зразка

Дія останніх двох методів ґрунтується на тому, що на поверхні виникають власні напруження стиснення, які можуть зменшувати концентрації напружень на «дні» різних подряпин.

Підвищення величини межі втоми в результаті стискаючих напружень може бути досягнуте також нітрацією поверхні, поверхневим гартуванням або застосуванням гальванопокриттів. Проте поверхнева обробка, хоча і підвищує міцність щодо дії динамічного навантаження, але в той же час знижує міцність матеріалу щодо дії ударного навантаження. Тому перш ніж проводити такого роду обробку матеріалу, потрібно ретельно встановити, якому виду навантаження переважно піддається та або інша деталь конструкції.

При нітрації поверхні можуть виникнути напруження стиснення до 700 МПа. Цементация викликає набагато менші напруження. Зі збільшенням товщини шару поверхневої обробки величина поверхневих напружень зменшується.

У спеціальній літературі вказується на те, що цементацией поверхні можна на 30-20% підвищити міцність щодо дії знакозмінного згинаючого навантаження. Незважаючи на дуже відмінні між собою дані, можна все ж таки вважати, що існує оптимальне співвідношення між глибиною

цементациї і товщиною матеріалу. У табл. 9.2 показано вплив глибини цементациї на втомну міцність циліндричних сталевих зразків щодо дії знакозмінного згинаючого навантаження.

Таблиця 9.2 – Вплив товщини шару цементациї на межу втоми низьковуглецевої сталі

Серія дослідів	Глибина цементациї (до шліфування), мм	Товщина шару цементациї (після шліфування), мм	Межа втоми, МПа
1	0	0	620
2	0,4	0,3	650
3	0,4	0,2	700
4	0,4	0,1	660
* Цементований шар гартували при 820-840°C масла, відпуск проводили при 200°C протягом 2 год			

10 КОНСТРУКЦІЙНА МІЦНІСТЬ І МЕТОДИ ЇЇ ПІДВИЩЕННЯ

10.1 Конструкційна міцність. Критерії її оцінки

Високі зміцнювальні характеристики самі по собі ще не є достатнім показником якості матеріалу і його придатності для тієї або іншої конструкції. Для забезпечення працездатності матеріалу необхідне поєднання достатньо високих показників міцності, пластичності, ударної в'язкості, в'язкості руйнування, низького значення $T_{кр}$. У зв'язку з цим у сучасній техніці разом із показниками міцності, одержаними при стандартних випробуваннях зразків які є характеристикою так званої загальної міцності матеріалу, використовують таке поняття, як конструкційна міцність, під якою розуміють комплекс показників, що визначають працездатність матеріалу в конкретній конструкції за даних умов експлуатації. **Конструкційна міцність** - це складне поняття, що вміщує як характеристики самого матеріалу, так і надійність і довговічність його роботи в реальній конструкції.

Комплекс показників, що входять у поняття «конструкційна міцність», може бути подані таким чином:

$\sigma_b \uparrow$; $\sigma_{0,2} \uparrow$; $\sigma_{-1} \uparrow$; $\delta \uparrow$; $\psi \uparrow$; $K_C \uparrow$; $K_{C3} \uparrow$; $K_{Cp} \uparrow$; $T_{кр} \downarrow$; $T \uparrow$; G_{1c} (K_{1c}) \uparrow ,
де $T_{кр}$ – температурний поріг крихкості;

K_{C3} – робота зародження тріщини;

K_{Cp} – робота розвитку тріщини;

G_{1c} – в'язкість руйнування для плоскодеформованого стану;

K_{1c} – коефіцієнт інтенсивності напружень плоскодеформованого стану;

σ_{-1} – межа втоми.

Велику допомогу при виборі критеріїв оцінки конструкційної міцності надають вивчення видів експлуатаційних руйнувань і зносу, систематичний статистичний облік від-

носної кількості різних відмов виробів у експлуатації. За наявності повної класифікації пошкоджень в експлуатації і отриманні на її основі інформації про основні, найчастіші причини виходу виробів з ладу можна з великою упевненістю вибрати ті види механічних випробувань, які якнайповніше відтворюють основні типи експлуатаційних руйнувань і, отже, можуть характеризувати конструктивну міцність матеріалу.

Численні критерії, що використовуються для оцінки конструктивної міцності сталі, базуються на визначенні властивостей металевих матеріалів. Оскільки металеві матеріали є одним із видів продукції, то при визначенні цих критеріїв потрібно виходити із загальних положень теорії надійності і якості продукції. Поняття продукції є узагальненням для виробів і продуктів. Виріб – одиниця промислової продукції, кількість якої може обчислюватися дискретною величиною: у примірниках, штуках і т.д. Продукт – одиниця промислової продукції, кількість якої вимірюється безперервною величиною, обчислюваною в кілограмах, метрах і т.п. Таким чином, металеві матеріали належать до продуктів, а деталі, вузли, машини і прилади, виготовлені з них, - до виробів. Такі поняття, як властивість продукції (об'єктивна особливість продукції, що виявляється при її створенні, експлуатації або споживанні) і якість продукції (сукупність властивостей продукції, що обумовлюють її придатність задовольняти певні потреби), належать і до продуктів, і до виробів. Такі поняття, як надійність, довговічність, відмова, напрацювання і ресурс, належать у теорії надійності тільки до виробів. Оскільки в металознавчій літературі часто використовують ці терміни у довільному тлумаченні, то необхідно знати визначення відповідно до ГОСТу.

Надійність - це властивість виробу виконувати задані функції, зберігаючи свої експлуатаційні показники в зада-

них межах протягом необхідного проміжку часу або необхідного напрацювання. Надійність виробу обумовлюється його безвідмовністю, ремонтопридатністю, збереженістю, а також довговічністю його частин.

Довговічність – це властивість виробу зберігати працездатність до граничного стану з необхідними перервами для технічного обслуговування і ремонтів. **Граничний стан** виробів визначається неможливістю його подальшої експлуатації з різних причин, обумовлених технічною документацією. З досягненням граничного стану виробу пов'язане і поняття **відмови** – події, що полягає у порушенні працездатності, ознаки якої також обумовлюються технічною документацією.

Показниками довговічності виробів служать напрацювання, ресурс і термін служби. **Термін служби** – календарна тривалість експлуатації виробу до моменту виникнення граничного стану (до ремонту, або списання), а напрацювання – тривалість або обсяг роботи виробу, вимірювані в будь-яких одиницях (кілометрах, циклах, кубометрах, тоннах, гектарах і т. д.). Ресурс – це напрацювання виробу до граничного стану, обумовленого в технічній документації.

Усі показники надійності виробів є ймовірністю і тісно пов'язані один з іншим. Надійність виробу може бути оцінена як ймовірність безвідмовної роботи, тобто ймовірність того, що в заданому інтервалі часу або в межах заданого напрацювання не виникає відмови виробу. Наприклад, надійність шестерні коробки передач може бути оцінена таким чином: ймовірність безвідмовної роботи шестерні після пробігу (напрацювання) 300000 км дорівнює 0,9. Це свідчить про те, що в процесі пробігу 300000 км у середньому 10% цих шестерень вийде з ладу через знос, контактні пошкодження або злами зубів. Довговічність цих самих шестерень може бути охарактеризована таким чином: 90% ресурс шестерні дорівнює 300000 км.

Надійність виробів з металевих матеріалів визначається, з одного боку, властивостями самих виробів (конструктивними факторами, якістю збирання, зварювання, виготовлення, обслуговування і т. д.) з іншого боку - властивостями матеріалу. Властивості матеріалів чинять вирішальний вплив на надійність виробів.

Такі складні властивості продукції, як надійність, довговічність, набувають особливого змісту, коли вони належать до металевих матеріалів. Визначення числових значень показників надійності виробів (ймовірність безвідмовної роботи, середнього напрацювання, інтенсивності відмов) базується на збиранні й статистичній обробці інформації про потік кількості виробів у процесі експлуатації. Для металевих матеріалів такі показники, як надійність, довговічність, оцінюються до виготовлення з матеріалів яких-небудь виробів, на основі результатів лабораторних випробувань. Тому доцільно ввести поняття надійність, довговічність металевих матеріалів як продуктів з урахуванням характеру експлуатаційних відмов виробів, виготовлених з цих матеріалів.

Усі експлуатаційні відмови можуть бути розділені на поступові й раптові. Поступові відмови – це відмови, при настанні яких вироби замінюються без загрози будь-яких аварійних наслідків. До поступових відмов належать різноманітні види зносу, корозійні й втомні пошкодження. Втомні руйнування можуть мати аварійні наслідки і виявлятися під час експлуатації як раптові тільки в тому разі, якщо не розроблена система контролю і дефектоскопіювання, яка повинна забезпечити надійне виявлення всіх виникаючих втомних тріщин на тій стадії їх розвитку, на якій втомна тріщина не досягла критичного розміру і не призвела до раптового руйнування. Те саме стосується до руйнувань деталей, що працюють в умовах повзучості.

До раптових відмов металевих виробів в експлуатації відносять крихкі руйнування, які відбуваються при напру-

женнях, менших від розрахункових, визначених по межі текучості. Ймовірність крихких руйнувань, що виникають раптово і не піддаються якому-небудь прогнозуванню, контролю і попередньому дефектоскопіюванню, різко збільшуються зі зниженням температури експлуатації, підвищенням швидкості навантаження і наявністю в металевих виробах концентраторів напружень (дефектів металургійного, або експлуатаційного походження, а також особливості конструкцій деталі). Крихкі руйнування різних деталей і конструкцій часто спричиняють аварійні наслідки і повинні бути виключені шляхом застосування матеріалів, що володіють достатньо високим опором крихкому руйнуванню. У зв'язку з цим поняття надійності металевих матеріалів доцільно розглядати як стійкість проти раптових відмов (крихкого руйнування).



Рисунок 10.1 - Класифікація критеріїв, використовуваних для оцінки конструктивної міцності сталі

Критерії, що використовуються для оцінки конструктивної міцності металевих матеріалів, можна розділити на дві групи (рис. 10.1). До першої відносять ті властивості металевих матеріалів, які чинять вирішальний вплив на довговічність виробів (втомна міцність, витривалість, зносостійкість і т. д.), до другої – властивості, що визначають надійність металевих матеріалів проти раптових руйнувань (в'язкість руйнування, робота, поглинальна при поширенні тріщини, живучість та ін.).

10.2 Параметри, що обумовлюють довговічність сталі

Основним параметром, що характеризує опір сталі втомному руйнуванню, є межа витривалості, що визначається відповідно до ГОСТ 2860-65 за наслідками випробування на втому десяти зразків.

Для оцінки втомної міцності сталі використовують криву втоми з достатньо достовірною побудовою її гілки, що обмежує область циклічного руйнування. Залежно від завдань дослідження доцільно будувати або усереднену криву втоми, або сім'ю кривих втоми для різної ймовірності руйнування.

Випробування надрізаних зразків дозволяють оцінити не тільки втомну міцність сталі за наявності концентраторів напружень, але і її чутливість до концентрації напружень, тобто здатність сталі реагувати на складність форми виробу або наявність внутрішніх концентраторів напружень металургійного походження. **Чутливість** сталі до надрізу при циклічному навантаженні найчастіше оцінюється коефіцієнтом

$$q = \frac{K_{\sigma} - 1}{\alpha_{\kappa} - 1},$$

де K_{σ} – ефективний коефіцієнт концентрації напружень,

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1K}};$$

α_K – теоретичний коефіцієнт концентрації напружень, визначуваний аналітичним шляхом або спеціальними експериментами.

Випробування на втому є тривалими і металомісткими, тому в деяких випадках рекомендується використовувати прискорені втомні випробування за методом Локаті.

Контактно-втомна міцність визначає довговічність сталі, з якої виготовляють підшипники, рейки, колеса, а також різноманітні котки, бігунки, фрикційні варіатори та інші деталі, що виходять з ладу через утворення фарбувань на поверхні контакту, пітингу і відколів. Процес контактної втоми окрім ознак, характерних для будь-якого виду втоми (руйнування у результаті утворення і поступового розвитку тріщин, наявність у деяких випадках фізичної межі втоми, однакового впливу концентрації напружень, такої самої залежності довговічності від навантаження), має і деякі специфічні. До них належать напружений стан при контактному навантаженні, значна пластична деформація поверхневого шару, явища тертя і зносу, що проходять паралельно контактній втомі, а також поступовий характер відмов, що призводить до деякої умовності критерію руйнування.

Для напруженого стану при контактному навантаженні характерні об'ємність, неоднорідність з великим градієнтом зміни напружень по глибині, а також велика м'якість. М'якість напруженого стану, створюваного при контактнo-втомному навантаженні, пов'язана з великим значенням відношення дотичних напружень до нормальних розтягуючих напружень. Це дозволяє деформуватися і тим матеріалам, які за звичайних жорсткіших умов навантаження не можуть пластично деформуватися. Високий градієнт зміни

напружень по глибині призводить до поширення пластичної деформації при контактному навантаженні на невелику глибину. Контактно-втомна міцність залежить від прослизання: спочатку знижується з його зростанням, а потім збільшується. Зниження контактної міцності при збільшенні прослизання пов'язане з підвищенням дотичних напружень під дією сили тертя, що зростає, яка мінімальна при коченні й різко зростає за наявності ковзання. Наявність сили тертя в контакті є причиною зниження контактної міцності відстаючих поверхонь у порівнянні з випереджаючими. Ці особливості явищ контактної втоми, а також вплив другої контактуючої поверхні, перерви в роботі, шорсткість поверхні й масштабний фактор повинні враховуватися методикою випробувань на контактну втому, розрахунками контактної міцності й усіма дослідженнями контактної міцності матеріалів. Необхідно мати на увазі, що для правильного моделювання явищ, що проходять у місцях реального контакту деталей машин, на зразках-роликах необхідно добитись аналогії за кінематичними і геометричними параметрами навантажень.

До недавнього часу була відсутня єдина методика випробування сталі на контактну втому. Тому результати випробувань, що проводяться в різних лабораторіях, виявлялися незіставними, що затримувало накопичення даних про контактну-втомну міцність різних матеріалів.

У міжгалузевій методиці за основну характеристику контактної міцності матеріалу прийнята фізична або обмежена межа контактної витривалості σ_k , під якою розуміють максимальне нормальне напруження циклу σ_{\max} (обчислене за формулами теорії пружності), при якому не спостерігається руйнування поверхневих шарів випробовуваного матеріалу при даній базі випробування.

На основі аналізу великого числа кривих контактної втоми вибрана така база для визначення межі контактної

витривалості: $5 \cdot 10^7$ циклів для сталей і сплавів, що мають горизонтальну ділянку на кривих контактної втоми, і $2 \cdot 10^8$ циклів для матеріалів, що не мають горизонтальної ділянки на кривих. У разі порівняльних випробувань допускається зменшувати базу відповідно до 10^7 і $5 \cdot 10^7$ циклів. Для зіставності результатів випробувань в методиці прийняті єдині критерії руйнування. При всіх видах кочення критерієм руйнування є початок прогресуючого викришування, яке згодом може призвести до утворення викришувань по всій поверхні. Момент руйнування рекомендується фіксувати за допомогою спеціальної електронної апаратури.

Важливою вимогою методики є збереження постійності контактних напружень у процесі випробувань. Тому методика може бути застосована до металів і сплавів, що мають твердість не менше HB 250, у яких у процесі контактного навантаження не відбувається помітної макропластичної деформації в зоні контакту, що призводить до сильної зміни форми поверхні.

Зіставлення результатів контактної-втомних випробувань, проведених у різних лабораторіях, важке, тому що вони виконані на різних машинах з використанням зразків різної форми і розмірів.

Опір матеріалу утворенню поверхневих викришувань дуже чутливий до навіть невеликих змін у структурі сталі і її металургійній якості. Випробування металів і сплавів на контактну міцність не можуть бути замінені іншими випробуваннями, оскільки дають найважливішу інформацію про матеріали, що працюють в умовах контактного навантаження і необхідні для дослідження найраціональніших шляхів підвищення контактної-втомної міцності сталей.

Зносостійкість. Різноманітні види зношування, стирання і зминання поверхні деталей машин є поширеними причинами виходу їх з ладу і лімітують таким чином їх довговічність. Характер і механізм зносу дуже різняться не

тільки у різних деталей, але і навіть одних і тих самих деталей, що працюють у різних умовах. Оскільки зносостійкість пов'язана з проявом не одного, а декількох властивостей у певних умовах тертя, тому неможливо створити єдиний спосіб випробування на знос усіх матеріалів, призначених для виготовлення деталей, що працювали в різних умовах. Питання ж моделювання умов роботи деталей і характеру зносу при лабораторних випробуваннях є найважливішими. При лабораторних випробуваннях матеріалів на знос потрібно відтворювати не весь комплекс експлуатаційних умов роботи матеріалу, а тільки типові умови, які вважаються суттєвішими для прояву виду зносу, що вивчається.

Прагнення наблизити випробування до експлуатаційних умов не повинне призводити до зовнішньої імітації, тобто відтворення другорядних, непринципових умов експлуатації, що досягаються до того ж ціною великого ускладнення випробувальних машин. Необхідне і можливе спрощення випробувань за умови, що будуть відібрані й відтворені головні, визначальні фактори, від яких залежить довговічність виробів (особливості навантаження, напружений стан, температура, середовище і т. д.).

З викладеного виходить, що:

1) схема навантаження, форма зразків й інші особливості методики повинні бути простими і повинні дозволити одержати той самий механізм зносу, що і в експлуатації;

2) матеріали, види обробок при лабораторних і експлуатаційних випробуваннях повинні розміщуватися в однаковий ранговий ряд за зростанням опору зносу.

Прагнення наблизитися при випробуванні на зношування до експлуатаційних умов не повинне перешкоджати стандартизації цих випробувань, яка необхідна для зіставлення результатів, одержуваних при випробуваннях на зношування в різних лабораторіях.

10.3 Параметри надійності і методи їх визначення

В'язкість руйнування. Важливою тенденцією в сучасному розвитку механічних випробувань є прагнення одержати характеристики, які не тільки можуть служити основою для розміщення у певний ранговий ряд порівнюваних варіантів (матеріалів, структур, видів обробки), але і дають можливість шляхом розрахунку прогнозувати поведінку матеріалу в експлуатації. Останнім часом ця тенденція не обмежується тільки параметрами, що використовуються для оцінки довговічності, але і поширюється на оцінку надійності матеріалу в експлуатації. Це дозволяє забезпечити необхідну надійність виробів проти крихкого руйнування, не вдаючись до необґрунтованого збільшення ваги або додаткових витрат на підвищення якості металу.

Випадки руйнування конструкцій, що відбуваються у результаті катастрофічного поширення тріщин при напруженнях нижчих за межу текучості, стали траплятися частіше у зв'язку з використанням нових високоміцних матеріалів, збільшенням розмірів і ускладненням умов роботи конструкцій. Подібні руйнування показують недостатність класичних розрахунків на міцність і необхідність введення в розрахунки локальних характеристик опору матеріалів руйнуванню.

Нові критерії руйнування, що належать до механіки руйнування і знайшли широке застосування в інженерній металознавчій практиці, базуються на кінетичних уявленнях про процес руйнування. Він складається із стадії виникнення тріщини, зростання її до критичного розміру і швидкого просування тріщини за рахунок накопичення енергії в матеріалі внаслідок пружної деформації.

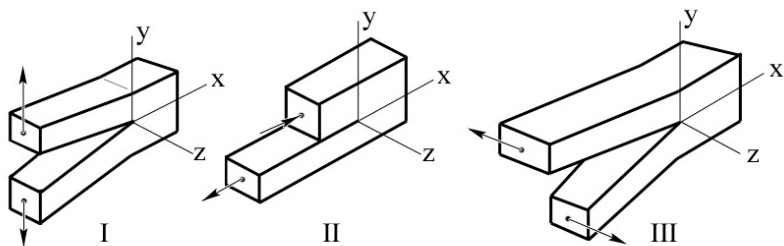


Рисунок 10.2 - Основні типи зміщення поверхонь тріщини при руйнуванні (стрілками показаний напрям дії руйнівної сили)

Центральне місце серед цих критеріїв займає в'язкість руйнування, що характеризується коефіцієнтом інтенсивності напружень в умовах плоскої деформації при об'ємному напруженому стані K_{Ic} (індекс I означає, що коефіцієнт визначається при руйнуванні шляхом відриву за типом I, рис. 10.2, а індекс c – що відрив відбувається у момент досягнення тріщиною критичних розмірів).

Розроблені Ж.Ірвіним положення механіки руйнування дозволяють оцінити вплив тріщин і подібних дефектів на конструктивну міцність матеріалів з погляду опору їх крихкому руйнуванню. Ці положення впливали з робіт А.Гріффітса, який показав, що крихке руйнування обумовлене наявністю тріщин або подібних їм дефектів, що викликають локальну концентрацію напружень, і відбувається за рахунок енергії, накопиченої в матеріалі в результаті пружної деформації. Енергія пружної деформації в об'ємі, прилеглому до тріщини, витрачається на збільшення вільної поверхневої енергії поверхонь розділу, що знов утворилися, у результаті зростання довжини тріщини і на локальну пластичну деформацію, що відбувається поблизу крихкої тріщини і супроводжує її розвиток. Найбільший вплив на поширення крихкої тріщини чинить різке підвищення напружень поблизу її вершини. Згідно з Ірвіним явища, що відбуваються біля вершини тріщини, можуть

бути описані за допомогою коефіцієнта K , локального підвищення пружних напружень біля вершини тріщини, і параметра G , що характеризує силу, необхідну для збільшення тріщини, що є функцією на одиницю довжини. Параметри K_c (K_{lc}) і G_c (G_{lc}) однозначно зв'язані між собою такими залежностями:

$$G_c = \frac{K_c^2}{E};$$

$$G_{lc} = \frac{1 - \mu^2}{E} K_{lc}^2,$$

де μ – коефіцієнт Пуассона; E – модуль пружності.

Можливі три види зрушення поверхонь тріщини при її розвитку, що пов'язано з особливостями полів напруження поблизу вершини тріщини (див. рис. 10.2). При зрушенні першого виду (відрив) поверхні тріщини розходяться у протилежних напрямках (симетричне щодо площин $x - y$ і $x - z$).

При зміщенні другого виду (подовжнє зрушення) поверхні тріщини ковзають одна щодо іншої, перпендикулярно до переднього краю тріщин (симетричне щодо площини $x - y$ в площині $x - z$). При зміщенні третього виду (поперечне зрушення) поверхні тріщини ковзають одна по іншій паралельно передньому краю тріщини (у площині $x - z$).

Найбільше значення для крихкого руйнування має зсув поверхонь тріщин під дією розтягуючих напружень. При досить великій товщині зразка руйнування відбувається в умовах плоскої деформації, процеси перебігу пластичної деформації пригнічені максимально, і в результаті руйнування виходить плоский злам (ескіз г, рис. 10.3). При випробуванні такого зразка параметри G_{lc} і K_{lc} можна розрахувати. При зменшенні товщини зразка ступінь стиснення

пластичної деформації в зовнішніх шарах зменшується, а зона перебігу пластичної деформації зростає.

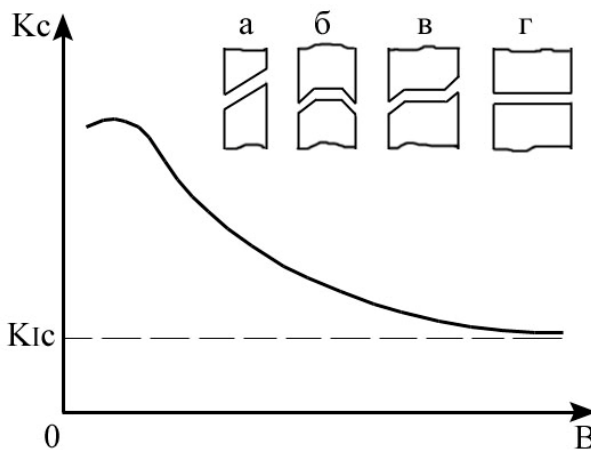


Рисунок 10.3 - Залежність в'язкості руйнування K_c і форми зламу від товщини зразка B

При цьому в результаті руйнування одержують злам, де разом із плоскими ділянками є більш-менш значні губи зрізу (ескіз б, в). Подальше зменшення товщини зразка за умови досить високої в'язкості руйнування матеріалу призводить до значного зростання губ зрізу, внаслідок чого косий злам, що утворюється при зрушенні, поширюється на всю поверхню руйнування (ескіз а). Подібне руйнування відбувається в умовах плоского напруженого стану, і за наслідками випробувань таких зразків можуть бути визначені параметри G_c і K_c .

Необхідно мати на увазі, що останніми роками для оцінки опору матеріалів крихкому руйнуванню частіше використовують параметри в'язкості руйнування в умовах плоскої деформації (K_{1c}, G_{1c}), а не при плоскому напруженому стані (K_c, G_c) коли руйнування відбувається шляхом змішаного або тільки косого зламу при суттєвому докритичному підростанні тріщини. Це пов'язано з тим, що

розв'язання лінійної механіки руйнування базуються на утворенні плоскої поверхні, перпендикулярної до довжини зразка. Теоретичного розв'язання для підрахунку коефіцієнта інтенсивності напружень при змішаному або косому зламі поки не знайдено. Крім того, величини K_c і G_c більше залежать від геометрії зразка (товщини і ширини зразка, а також від довжини вихідної тріщини), ніж величини K_{Ic} і G_{Ic} , які більшою мірою є константами матеріалу, залежними від умов навантаження (температури і швидкості деформації). Проте, незважаючи на деяку умовність параметрів K_c і G_c , їх використовують для порівняльної оцінки в'язких матеріалів, які застосовуються у виробках малої товщини, при руйнуванні яких не досягається високий ступінь стиснення пластичної деформації біля вершини тріщини, що відповідає плоскій деформації.

При визначенні в'язкості руйнування для випробування на розтягування можна використовувати зразки з центральною тріщиною, з однією боковою і з двома боковими тріщинами (рис. 10.4). Основними розмірами зразка є довжина тріщини l , товщина t і ширина перерізу $(b - l)$.

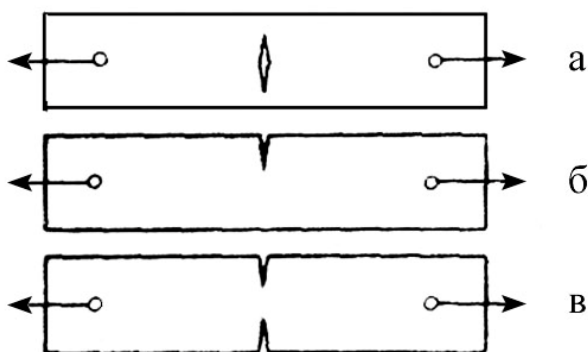


Рисунок 10.4 - Плоскі зразки для визначення в'язкості руйнування: а – центральна тріщина; б – бокова тріщина; в – дві бокові тріщини

Випробування на в'язкість руйнування дають достовірні результати лише при умові, що форма і розміри зразків задовольняють певні обмеження. Вимоги до мінімально допустимих розмірів зразків для визначення в'язкості руйнування випливають з того, що коефіцієнт інтенсивності напружень в умовах плоскої деформації K_{Ic} може бути визначений тільки при достатньому ступені пригнічення пластичної деформації. Можливість використання коефіцієнта K_{Ic} як параметра, що визначає процес руйнування, тим більша, чим менш пластично деформована зона біля вершини тріщини в порівнянні з розмірами зразка і тріщини. Оскільки розміри пластично деформованої зони визначаються параметром $(K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2$, де $\sigma_{0,2}$ – межа текучості при одновісному розтягуванні, то щодо цього параметра і встановлюють мінімально допустимі розміри зразків для визначення в'язкості руйнування. Раніше вважалося, що розміри зразка достатні, якщо відношення номінальної міцності в перетині σ_n до межі текучості $\sigma_{0,2}$ не перевершує деякого певного значення. Для зразків із центральним прорізом або двома боковими надрізами, випробовуваних на розтягування, для оцінки K_{Ic} повинне виконуватися таке співвідношення: $\sigma_n \leq 0,8 \sigma_{0,2}$. Для зразків з одним боковим надрізом, випробовуваних на згин або розтягування, було прийняте $\sigma_n \leq \sigma_{0,2}$.

Для правильного визначення коефіцієнта K_{Ic} рекомендовані такі співвідношення розмірів зразків:

$$l \geq 2,5(K_{Ic} / \sigma_{0,2})^2;$$

$$t \geq 2,5(K_{Ic} / \sigma_{0,2})^2.$$

Рекомендовані розміри зразків при випробуванні на позацентрове розтягування і на згин (рис. 10.5) подані в табл.10.2.

Для того щоб запобігти утворенню декількох втомних тріщин, надріз повинен бути досить гострим: радіус його основи не повинен перевершувати 0,1 мм.

Для підвищення величини концентрації напружень біля вершини надрізу, що забезпечує швидке створення втомної тріщини при низьких напруженнях, застосовують шевронні надрізи.

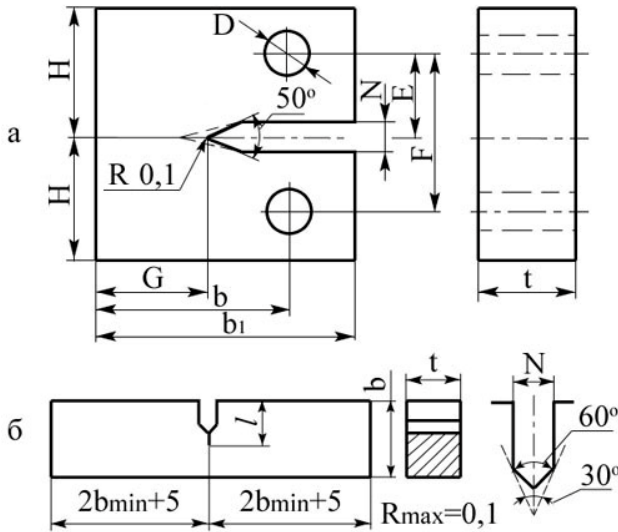


Рисунок 10.5 - Зразки для визначення KIc при випробуванні: а – на позацентрове розтягування; б – на згин

Таблиця 10.2 - Рекомендовані розміри (мм) зразків для випробування на позацентрове розтягування і на згин (див. рис.10.5)

t	B	b1	lmax	Nmax	E	F	H	P	Gmin
13	26	32,5	14,5	1,5	7,2	14,3	15,6	6,5	14,3
25	50	62,5	27,5	3,1	13,8	27,5	30,0	12,5	27,5
50	100	125,0	55,0	6,3	27,5	55,0	60,0	25,0	55,0
75	150	188,5	82,5	9,4	41,3	82,5	90,0	37,5	82,5
100	200	250,0	119,0	12,5	55,0	110,0	120,0	50,0	110,0

Товщина зразка заздалегідь вибирається залежно від відношення $\sigma_{0,2}/E$, наведеного нижче.

$\sigma_{0,2}/E$	b	$\sigma_{0,2}/E$	b
0,0050	100	0,0065-0,0071	38
0,0050-0,0057	75	0,0071-0,0080	25
0,0057-0,0062	63	0,0080-0,0095	13
0,0062-0,0065	50	Більше 0,0095	6,5

Товщина зразків становить половину значення b , довжина тріщини разом з надрізом $l = (0,45 - 0,55) b$.

При виготовленні зразків вихідна втомна тріщина, задовжки не менше 1,25 мм від вершини надрізу, повинна бути отримана при умові, що максимальні циклічні напруження не перевищують $0,5 \sigma_{0,2}$. Велике значення $(K_{\max}/\sigma_{0,2})^2$ при створенні тріщини може привести до завищених значень в'язкості руйнування у результаті пластичної деформації матеріалу поблизу вершини, що призводить до її «затуплення». Швидкість росту втомної тріщини не повинна перевищувати 1,3 мм за 50000 циклів. Необхідно обмежити кривизну втомної тріщини, створеної в зразку. Довжина тріщини по перетину зразка не повинна відрізнятись більш ніж на 5%. За невиконання цієї умови потрібно нарощувати довші тріщини.

При випробуванні на в'язкість руйнування важливо, щоб випробувальна машина мала електричний пристрій для вимірювання навантаження з точністю $\pm 1 \%$ з тим, щоб записувати діаграму «навантаження – зрушення» на двокоординатному самописці. Зрушення вимірюють на базі, що не перевищує 15 мм між точками, розміщеними у кінці надрізу на різних його сторонах. Для цього використовують тензодатчики, наклеєні на пружні елементи, які деформуються при розкритті вихідного надрізу з тріщиною. При випробуванні автоматично реєструється зміна розкриття тріщини (зрушення) залежно від навантаження. Для реєстрації процесу розвитку тріщини і визначення моменту переходу її від стабільного розвитку до нестабільного рекомендується, окрім вимірювання зміщення, реєстру-

вати генерацію звуку акустичним методом або вимірювати електричний потенціал зразка. Коефіцієнт K_{Ic} обчислюють при навантаженні, відповідному початку нестабільного розвитку тріщини. Під час випробування будують діаграму навантаження-зрушення, за якою знаходиться необхідне навантаження. В'язкість руйнування при плоскій деформації можна обчислити за наведеними нижче формулами, виведеними з аналізу напружень поблизу вершини тріщини в зразках даного типу. Є три основні типи діаграм навантаження – зрушення (рис. 10.6).

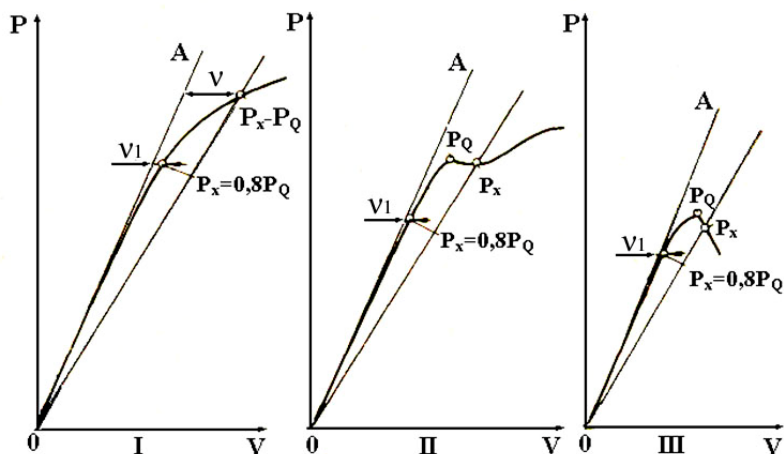


Рисунок 10.6 - Основні типи діаграм навантаження
 P – зміщення v

При руйнуванні зразка в умовах плоскої деформації і при максимальному навантаженні P_Q величину K_{Ic} розраховують за навантаженням (тип III). Якщо крива має стрибок у межах січної OP_x , проведеної з нахилом на 5% менше, ніж нахил дотичної OA на початковій ділянці кривої, то коефіцієнт K_{Ic} визначають за максимальним навантаженням P_Q у момент стрибка (тип II). Якщо крива не має стрибка, то коефіцієнт K_{Ic} розраховують за навантаженням $P_Q = P_x$, що визначається точкою перетину кривої з дотич-

ною OP_x (тип І). Для перевірки достовірності результатів випробувань на діаграмі проводять горизонтальну лінію, відповідну $0,8 P_Q$, вимірюють відрізок v_1 , що знаходиться між дотичною OA і кривою навантаження-зрушення. Цей відрізок характеризує відхилення функції від лінійної залежності при навантаженні, що дорівнює $0,8 P_Q$. Випробування вважається задовільним, якщо цей відрізок не перевершує чверті відповідного відхилення v при P_x .

Величину K_{Ic} розраховують за такими формулами. Для плоского зразка з одним боковим надрізом при зосередженому згині на двох опорах (відстань між ними $2L = 4b$):

$$K_{Ic} = \frac{P_Q V_1}{tb^{1/2}},$$

де

$$V_1 = 1,93 \left(\frac{l}{b} \right)^{1/2} - 3,07 \left(\frac{l}{b} \right)^{3/2} + 14,53 \left(\frac{l}{b} \right)^{5/2} - \\ - 25,11 \left(\frac{l}{b} \right)^{7/2} + 25,80 \left(\frac{l}{b} \right)^{9/2}.$$

Для прямокутного зразка з боковим надрізом при позacentровому розтягуванні

$$K_{Ic} = \frac{P_Q V_2}{tb^{1/2}},$$

де

$$V_2 = 29,6 \left(\frac{1}{b} \right)^{1/2} - 185,5 \left(\frac{1}{b} \right)^{3/2} + 655,7 \left(\frac{1}{b} \right)^{5/2} - \\ - 1017 \left(\frac{1}{b} \right)^{7/2} + 638,9 \left(\frac{1}{b} \right)^{9/2}.$$

Набуті значення коефіцієнтів в'язкості руйнування можуть бути використані не тільки для розміщення у ряд порівнюваних варіантів, але і для розрахунків елементів конструкцій, що містять тріщину відомих розмірів, при якій ще не відбувається крихкого руйнування цього елемента.

При оцінці міцності, що проводиться на основі коефіцієнта K_{Ic} , передбачається високий ступінь стиснення пластичної деформації біля вершини тріщини в умовах об'ємного напруженого стану. Коефіцієнт в'язкості руйнування матеріалу при даній температурі не може бути менше коефіцієнта K_{Ic} , визначеного в умовах тривісного розтягування. Тому коефіцієнт K_{Ic} потрібно розглядати як основний, певною мірою «страхувальний» показник в'язкості, властивий матеріалу. За інших менш жорстких умов, наприклад за наявності невеликих поверхневих тріщин у масивних виробах або крізних тріщин у тонких листах при меншому стисненні пластичної деформації біля вершини тріщини, здатність матеріалу протистояти розвитку тріщин може бути більшою, ніж це впливає з коефіцієнта K_{Ic} .

Знаючи коефіцієнт K_{Ic} для даного матеріалу, можна розв'язати дві задачі:

1) визначити допустимі робочі напруження з урахуванням наявності можливих дефектів або тріщин;

2) передбачити критичну довжину тріщини (і відповідно максимальний безпечний розмір дефекту), яка може викликати крихке руйнування при заданому рівні напружень.

Розв'язання останньої задачі має велике значення для вибору найкращої системи дефектоскопії та оглядів виробів у експлуатації, оскільки мінімальний розмір тріщини, що знаходиться неруйнуючим методом контролю, повинен бути суттєво меншим за критичний розмір тріщини.

10.4 Розкриття тріщини і її роль в оцінці в'язкості руйнування пластичних матеріалів

Для пластичних і в'язких матеріалів, у яких не вдається достатньо коректно визначити не тільки значення K_{Ic} , але і значення K_c , розроблена ще одна локальна характеристика опору матеріалу руйнуванню – критичне розкриття тріщини δ_c . Критерій руйнування при цьому формулюється таким чином: граничний стан настає, коли виконується умова

$$\delta \geq \delta_c,$$

де δ – відстань між поверхнями тріщини біля її вершини (розкриття тріщини);

δ_c – критичне розкриття тріщини, при якому починається зростання тріщини.

На відміну від коефіцієнтів K_{Ic} і K_c (G_{Ic} і G_c), які є силовими критеріями руйнування, параметр δ_c є деформаційним критерієм, який можна розглядати як локальну пластичність особливих точок зразка з тріщиною. Таким чином, величина δ_c передбачає наявність зони пластичної деформації біля вершини тріщини, що має форму вузького клину з шириною, що не перевищує товщини матеріалу. Така пластична зона виникає поблизу вершини тріщини при плоскому напруженому стані і невисоких напруженнях. Характер руйнування (прямий або косий злам) не впливає на визначення величини δ_c . Це пояснюється тим, що величина критичного розкриття визначається на початковій тріщині до початку її просування. Величина δ_c , як і величина K_c , на відміну від параметра K_{Ic} не є константою матеріалу. Вона залежить не тільки від температури і швидкості навантаження, але і від товщини зразка.

Експериментально критичне розкриття тріщини визначають шляхом точного вимірювання відносного зміщення Δ_c у процесі згинального навантаження двох зручних для

вимірювання точок зразка, розміщених по обидві сторони від попередньо вирощеної в гострому надрізі втомної тріщини. За значенням Δ_c визначають величину істинного розкриття тріщини біля її вершини δ_c , припускаючи, що тріщина розкривається шарнірним поворотом матеріалу навколо осі, що проходить через середину висоти непошкодженої частини перетину. У разі руйнування зразка при зростаючому навантаженні вимірювання Δ_c проводять за діаграмою навантаження-зміщення, записаною на двокординатному самописі, в точці максимального навантаження, а за наявності стрибка на діаграмі – у момент досягнення максимального навантаження. Точність визначення δ_c , як правило, невелика, проте вона достатня для порівняльної оцінки матеріалів, необхідної для вибору оптимального хімічного складу сталі або найперспективнішої технології термічної обробки.

Перевага параметра δ_c перед коефіцієнтами K_{Ic} і K_c полягає у тому, що він може бути визначений для ширшого кола матеріалів і розмірів зразків. Незважаючи на те, що локальна пластичність біля вершини тріщини не може повністю характеризувати надійність матеріалу, критичне розкриття тріщин є однією з корисних характеристик, використовуваних у поєднанні з іншими для комплексної оцінки надійності пластичних матеріалів. Цей критерій найбільш доцільно використовувати для оцінки схильності до крихкого руйнування тих матеріалів, які руйнуються після проходження деякої загальної пластичної деформації (не дуже значної), відповідно ділянці AA' на кривій деформації (рис. 10.7).

Однією з головних переваг методу визначення критичного розкриття тріщин є можливість прогнозувати поведінку матеріалу в конструкції, де за заданих умов навантаження, як було показано експериментально, руйнування відбувається при тому самому критичному розкритті трі-

щин, що і в лабораторних зразках аналогічної товщини. Тому даний метод широко використовується для оцінки надійності зварних конструкцій, ємностей під тиском і т.д. Дані про критичне розкриття тріщин використовують при виборі матеріалу для роботи в певних умовах, а також для визначення допустимих напружень, при яких тріщина заданої довжини або який-небудь інший дефект не є небезпечними.

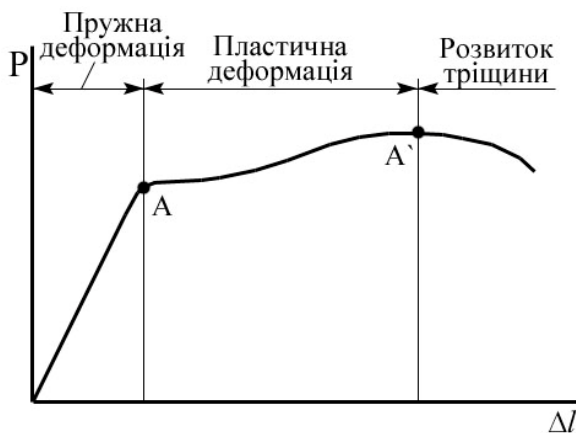


Рисунок 10.7 – Області використання критеріїв K_{Ic} і критичного розкриття тріщини для оцінки її схильності до крихкого руйнування

10.5 Поняття про живучість металу

Криві втоми характеризують стадію руйнування і не відображають процеси, передуючі руйнуванню. Більш показова узагальнена діаграма втоми (рис. 10.8). Вона містить додаткові лінії (штрихові), що виділяють у процесах втоми три стадії.

Узагальнена діаграма дозволяє встановити додаткові критерії витривалості. З них найважливіше значення має живучість, що визначається швидкістю росту тріщини втоми (СРТУ). Живучість характеризує здатність матері-

алу працювати в пошкодженому стані після утворення тріщини (в області II на рис. 10.8).

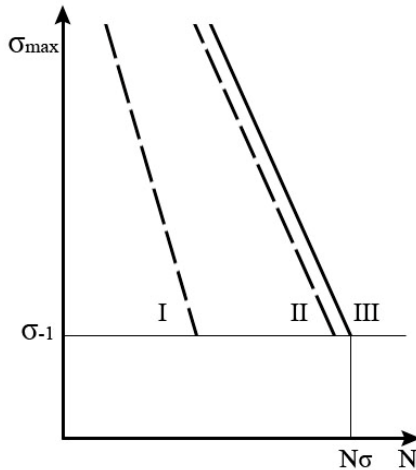


Рисунок 10.8 – Узагальнена діаграма втомного руйнування (схема): I – стадія поступового накопичення пошкоджень до виникнення тріщини втоми; II – стадія поширення тріщини; III – стадія долому

Живучість (СРТУ) - критерій надійності матеріалу. За його допомогою прогнозують працездатність деталей, розраховану на циклічну міцність за обмеженою межею витривалості. При високій живучості (малій СРТУ) можна своєчасно шляхом дефектоскопії знайти тріщину, замінити деталь і забезпечити безаварійну роботу.

Циклічна довговічність і міцність залежать від великого числа факторів, з яких вирішальне значення мають структура і напружений стан поверхневого шару, якість поверхні і дія корозійного середовища. Наявність на поверхні залишкових напружень стиснення перешкоджає утворенню і розвитку тріщин втоми і, як наслідок, сприяє збільшенню межі витривалості. Різко негативний вплив роблять напруження розтягування і численні концентратори напружень:

- конструктивні - зміна форми перетину деталі: галтелі, отвори, канавки, проточки і т. п.;

- технологічні - мікронерівності поверхні, риски та інші сліди механічної обробки;

- металургійні - внутрішні дефекти у вигляді пор, раковин, неметалічних включень (оксидів, сульфідів, силікатів та ін.).

Довговічність деталей, що працюють при високих температурах (деталі енергетичних установок, реактивних двигунів), визначається швидкістю повзучості – швидкістю розвитку пластичної деформації при постійному (нижчий за межу текучості) напруженні. Обмеження швидкості повзучості досягається застосуванням жароміцних матеріалів.

Довговічність деталей, що працюють в атмосфері нагрітих сухих газів або рідких електролітів, залежить відповідно від швидкості хімічної або електрохімічної корозії. Працездатність у таких середовищах зберігають жаростійкі і корозійностійкі матеріали.

Таким чином, працездатність матеріалу деталі в умовах експлуатації характеризують такі критерії конструкційної міцності:

1) критерії міцності σ_b , $\sigma_{0,2}$, σ_{-1} , які при заданому запасі міцності визначають допустимі робочі напруження, масу і розміри деталей;

2) модуль пружності E , який при заданій геометрії деталі визначає величину пружних деформацій, тобто її жорсткість;

3) пластичність δ , ψ , ударна в'язкість КСТ, КСВ, КСУ, в'язкість руйнування K_{1c} , температурний поріг холодноламокості T_{50} , які оцінюють надійність матеріалу в експлуатації;

4) циклічна довговічність, швидкості зношування, повзучість, корозійна стійкість, що визначають довговічність матеріалу.

10.6 Методи підвищення конструкційної працездатності деталей машин

Висока міцність і довговічність конструкцій при мінімальній масі і найбільшій надійності досягаються технологічними, металургійними і конструкторськими методами.

Найбільшу ефективність мають технологічні й металургійні методи, мета яких - підвищення механічних властивостей і якості матеріалу.

З механічних властивостей найважливіші – міцність матеріалу, підвищення якої при достатньому запасі пластичності й в'язкості приводить до зниження матеріаломісткості конструкції і до певної міри до підвищення її надійності та довговічності.

Як вже наголошувалося, рівень міцності (опір пластичної деформації) залежить головним чином від легкості переміщення дислокацій. У зв'язку з цим сучасні методи підвищення міцності матеріалу базуються на створенні такого структурного стану, який забезпечував би максимальну затримку (блокування) дислокацій. До методів зміцнення належать легування, пластична деформація, термічна, термомеханічна і хіміко-термічна обробки. Підвищення міцності методами зміцнення ґрунтується на ряді структурних факторів.

1. *Збільшення щільності дислокацій.* Силкові поля навколо дислокацій є ефективними бар'єрами для інших близько розміщених дислокацій. У зв'язку з цим, чим більша щільність дислокацій, тим вищий опір пластичній деформації. Теорія дислокацій дає таку залежність між межею текучості σ_T і щільністю дислокацій ρ :

$$\sigma_T = \sigma_0 + \alpha b G \sqrt{\rho},$$

де σ_0 – межа текучості до зміцнення; α – коефіцієнт, що враховує внесок інших механізмів гальмування дислокацій; b – вектор Бюргерса; G – модуль зрушення.

Доцільно збільшувати щільність дислокацій до 10^{12} см⁻². При більшому значенні через нерівномірний розподіл структурних дефектів окремі об'єми матеріалу пересичуються дислокаціями. Це викликає порушення суцільності у вигляді субмікроскопічних тріщин і зниження міцності.

2. *Створення бар'єрів дислокацій у вигляді меж зерен, субзерен, дисперсних частинок вторинних фаз.* Подібні перешкоди на шляху руху дислокацій вимагають додаткового підвищення напруження для їх просування і тим самим сприяють зміцненню.

Роль ефективного бар'єра виконують межі зерен і субзерен (блоків мозаїки). Ковзаюча дислокація вимушена зупинитися біля цих меж, оскільки в сусідніх зернах (субзернах) площина ковзання має іншу орієнтацію. Підвищення міцності при подрібненні зерна (або субзерна) описується рівнянням Хола

$$\sigma_T = \sigma_0 + k / \sqrt{d},$$

де σ_0 – напруження, необхідна для руху вільної дислокації; k – коефіцієнт, що характеризує міцність блокування дислокацій; d – діаметр зерна (субзерна).

Важлива особливість цього фактора зміцнення полягає у тому, що подрібнення зерна (збільшення протяжності їх меж) супроводжується підвищенням ударної в'язкості. Пояснюється це зменшенням розмірів зародкових тріщин і утрудненням їх розвитку. Тріщина вимушена змінювати напрям руху при переході від одного зерна до іншого; в результаті її траєкторія і опір руху збільшуються. Сильне гальмування пересуванню дислокацій створюють дисперсні частинки вторинної фази. Такий фактор зміцнення характерний для гетерогенних сплавів, підданих гартуванню і старінню. В цьому випадку дислокації, переміщаючись у площині ковзання, повинні або перерізувати частинки, або їх огинати.

3. *Утворення полів пружних напружень*, що спотворюють кристалічні ґратки. Такі поля утворюються поблизу точкових дефектів (вакансій), домішкових атомів і атомів легуючих елементів.

Зміцнення при легуванні зростає пропорційно концентрації легуючого елемента у твердому розчині й відносної різниці атомних радіусів компонентів. Атоми проникнення (С, О, Н, N) можуть вносити великий вклад у зміцнення, якщо вони скуплюються на дислокаціях і блокують їх, утворюючи сегрегації або атмосфери Котрелла.

Комбінацією різних структурних факторів зміцнення можна значно підвищити характеристики міцності (σ_v , σ_t , НВ, σ_{-1}). Проте міцність, що досягається, залишається все ж таки значно нижчою за теоретичну. Разом з тим підвищення міцності, засноване на зменшенні рухливості дислокацій, супроводжується зниженням пластичності, в'язкості й тим самим надійності.

Задані міцність, надійність, довговічність досягаються формуванням певного структурного стану. Він повинен поєднувати ефективне гальмування дислокацій з їх рівномірним розподілом в об'ємі матеріалу або, що особливо сприятливе, допускати певну рухливість дислокацій, що скоплюються біля бар'єрів. Ці вимоги виходять з того, що крихке руйнування ініціюють скупчення дислокацій критичної щільності, наприклад, біля непроникних бар'єрів, де виникають небезпечні локальні напруження. Їх релаксація йде двома шляхами:

- 1) Утворенням зародка крихкої тріщини;
- 2) Проривом і естафетною передачею дислокацій у суміжні області.

Другий шлях пластичної релаксації локальних напружень можливий за наявності напівпроникних бар'єрів. Їх роль, зокрема, виконують малокутові межі – межі субзерен.

Формуванню сприятливої структури і забезпеченню надійності сприяють раціональне легування, подрібнення зерна, підвищення металургійної якості.

Раціональне легування передбачає введення у сплави декількох елементів при невисокій концентрації кожного з них, щоб підвищити пластичність і в'язкість. Подрібнення зерна здійснюється легуванням і термічною обробкою, особливо при використанні високошвидкісних способів нагрівання – індукційного і лазерного.

Найефективніше подрібнення субструктури (блоків мозаїки) досягається при високотемпературній термомеханічній обробці (ВТМО). Вона передбачає інтенсивну пластичну деформацію аустеніту з подальшим гартуванням, при якій аустеніт, що піддався наклепуванню, перетворюється на мартенсит, з подальшим низьким відпуском. Така комбінована обробка формує структуру з високою щільністю дислокацій і достатньо рівномірним їх розподілом унаслідок сильного подрібнення кристалів мартенситу на окремі субзерна (блоки). У субструктурі, що утворюється, дислокації зв'язані в стабільні конфігурації, а субмежі відіграють роль напівпроникних бар'єрів. У результаті ВТМО забезпечує найсприятливіше поєднання високої міцності з підвищеною пластичністю, в'язкістю й опором руйнуванню.

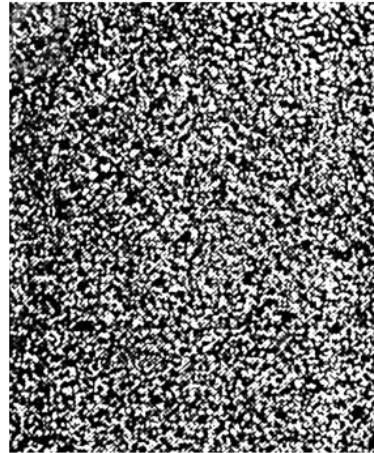
Надійнішій роботі високонавантажених деталей сприяє також застосування термоциклічної обробки (ТЦО) конструкційних сталей. У роботах Федюкіна показано, що ТЦО сприяє суттєвому подрібненню зерна (рис. 10.9), знижує температуру холодноламкості сталі, підвищує механічні властивості (табл. 10.2), в'язкість руйнування (K_{Ic}) і роботу зародження і розвитку тріщини при динамічних випробуваннях.

Надійній роботі деталей сприяє підвищення чистоти металу, його металургійної якості. Підвищення чистоти сталі пов'язане з видаленням шкідливих домішок – сірки,

фосфору, газоподібних елементів – кисню, водню, азоту і залежних від їх вмісту неметалічних включень-оксидів, сульфідів та ін.



а



б

Рисунок 10.9 – Структура сталі 45 (x100): а – після нормалізації; б – після ТЦО

Таблиця 10.2 - Механічні властивості сталі 45 (середні показники за п'ятьма зразками)

Термообробка	Межа текучості, σ_T , МПа	Межа міцності, σ_B , МПа	Відносне подовження, δ , %	K_{Ic} , Н/мм ^{3/2}	$a_{зар}$	$a_{роз}$
					Н·м·см ²	
Нормалізація	316	653	23,6	670	47	15
ТЦО	341	589	33,0	890	50	81

Неметалічні включення, сірку і газоподібні домішки видаляють з металу у процесі переплавки. У промисловості застосовують декілька способів переплавки: вакуумно-дуговий (ВДП), електронно-променевий (ЕЛП), електрош-

лаковий (ЕШП), а також вакуумно-індукційну плавку (ВІ), рафінування синтетичним шлаком. При вакуумному плавленні й вакуумних переплавках метал якнайповніше очищається від розчинених газів. Сірка практично не видаляється. При рафінуванні синтетичним шлаком і ЕШП, навпаки, якнайповніше видаляється сірка.

Резервом підвищення конструкційної міцності є також подрібнення зерна поліпшуваних сталей до критичного співвідношення $\frac{d_n}{t_n} \approx 550$ (де d_n – розмір зерна перлиту; t_n

– розмір пластин цементиту), за рахунок використання прогресивного методу швидкісної електротермічної обробки (ШЕТО). Цей метод розроблений в Інституті металофізики і полягає у використанні короткочасних нагрівів для гартування і відпуску сталі. Швидке електронагрівання (зі швидкістю $\approx 10^3$ град/с) здійснюється або прямим пропусканням струму через виріб, або в індукторі установки СВЧ. Специфічний структурний стан, створюваний у сталі при ШЕТО, характеризується дрібним рівномірним зерном аустеніту і високодисперсною феритокарбідною сумішшю, в два-три рази тоншими пластинками цементиту електровідпущеної сталі порівняно з нормалізованою. Це дає можливість підвищення міцності до 30% без зниження в'язкості або підвищення в'язкості при тій самій міцності. У роботах Курдюмова Г.В. і Утевського Л.М. встановлено, що перспективним шляхом отримання високоміцних і в'язких станів у сталях є перехід до маловуглецевих або навіть взагалі до безвуглецевих композицій з легованою матрицею та інтерметалідним зміцненням, як це реалізовано, наприклад, у мартенситостаріючих сталях.

При однаковій міцності чистіший метал володіє вищим опором в'язкому руйнуванню і нижчим порогом холодноламкості.

Для підвищення циклічної міцності і зносостійкості важливо утруднити деформацію матеріалу поверхні деталей. Це досягається технологічними методами поверхневого зміцнення: поверхневим гартуванням, хіміко-термічною обробкою (азотуванням, цементацією), поверхневою пластичною деформацією (дробоструменевою обробкою, обкаткою роликami).

Конструкторські методи передбачають забезпечення рівномірності високонавантажених деталей. При їх проектуванні уникають різких перепадів жорсткості, глибоких канавок, галтелей малого радіуса та інших конструктивних надрізів. Якщо цього уникнути не можна, то для пом'якшення концентрації напружень застосовують місцеве зміцнення для формування залишкових напружень стиснення.

Розглянуті вище технологічні й металургійні методи підвищення конструкційної міцності сталей і сплавів передбачають:

1) Методи зміцнення, що викликають збільшення щільності дислокацій і зменшення їх рухливості;

2) Методи забезпечення необхідного запасу пластичності й в'язкості, що передбачають більш рівномірний розподіл дислокацій, а також очищення від окрихчуючих матеріал домішок;

3) Оптимізацію процесу зміцнення сталі, що полягає в узгодженій зміні міцності (σ_T) і запасу в'язкості ($K_v = \sigma_{кр}/\sigma_T$), що досягається засобами термічної обробки (поліпшення) і регулюванням складу сталі (варіювання вуглецем і легуючими елементами).

Конструкційна міцність може бути підвищена шляхом використання місцевої (локальної) термічної обробки для запобігання появі початкового макроруйнування і замірного розвитку тріщини.

Принципово інший спосіб досягнення високої конструкційної міцності використаний у композиційних матеріалах нового класу високоміцних матеріалів. Такі матеріали є композицією з м'якої матриці й високоміцних волокон. Волокна армують матрицю і сприймають усе навантаження. У цьому полягає принципова відмінність композиційних матеріалів від звичайних сплавів, зміцнених, наприклад, дисперсними частинками. У сплавах основне навантаження сприймає матриця (твердий розчин), а дисперсні частинки гальмують у ній рух дислокацій, сильно знижуючи тим самим її пластичність. У композиційних матеріалах навантаження сприймають високоміцні волокна, зв'язані між собою пластичною матрицею. Матриця навантажена слабо і служить для передачі й розподілу навантаження між волокнами. Композиційні матеріали відрізняються високим опором поширення тріщин, оскільки при її утворенні, наприклад, через руйнування волокна, тріщина «в'язне» у м'якій матриці. Крім того, композиційні матеріали, що використовують високоміцні й високомодульні волокна і легку матрицю, можуть володіти високими питомою міцністю і жорсткістю.

11 ВИПРОБУВАННЯ НА ТВЕРДІСТЬ

11.1 Загальна характеристика

Під твердістю розуміють властивість поверхневого шару матеріалу чинити опір пружній і пластичній деформації або руйнуванню при місцевих контактних діях з боку іншого, твердішого і не набуваючого залишкової деформації тіла (індентора) певної форми і розміру.

При цьому можуть бути виміряні:

- 1) пружні властивості металу, наприклад при пружному відскакуванні кульки;
- 2) опір малим пластичним деформаціям, тобто властивості, аналогічні межі текучості;
- 3) опір значним пластичним деформаціям, тобто властивість, аналогічна тимчасовому опору, вимірюваному у металів, що створюють шийку;
- 4) опір руйнуванню, наприклад, при випробуванні на твердість дряпанням, яке для більшості матеріалів є місцевим руйнуванням шляхом зрізу;
- 5) питома робота деформації;
- 6) анізотропія опору пластичної деформації.

Таким чином, фізична природа твердості визначається залежностями, що пов'язують її з характеристиками міцності й пластичності або руйнування.

Специфіка випробування на твердість полягає:

- 1) у місцевій дії на невелику частину поверхні тіла;
- 2) у малому об'ємі випробовуваного металу;
- 3) у невеликій частці розтягуючих напружень і подовжень порівняно з дотичними напруженнями і зрушеннями, що створюються в деформованому матеріалі.

Саме з цієї причини для більшості металів методом дряпання виявляється опір зрізу, а не опір відриву.

Випробування на твердість правильніше було б називати місцевими механічними випробуваннями, поверхневих шарів матеріалу.

Малий об'єм металу, що деформується, можливість проводити випробування на поверхні тіл різної форми і розмірів і не користуватися спеціально виготовленими зразками роблять випробування на твердість незамінним виробничим методом масового випробування металів. Стівідсотковий контроль матеріалу зварних з'єднань, готових термічно і механічно оброблених деталей був би немислимий без випробувань на твердість, які внаслідок малості поверхневих пошкоджень є практично нешкідливими.

За широтою застосування випробування на твердість, особливо при кімнатній температурі, конкурують з найпоширенішими випробуваннями на статичне розтягування. Це пояснюється простотою і високою продуктивністю, відсутністю руйнування зразка, можливістю оцінки властивостей окремих структурних складових і тонких шарів на малій площі, легко встановлюваним зв'язком результатів визначення твердості з даними інших випробувань. При вимірюванні твердості в поверхневому шарі зразка під індентором виникає складний напружений стан, близький до об'ємного стиснення, яке характеризується найбільшим коефіцієнтом м'якості ($\alpha > 2$) порівняно з іншими видами механічних випробувань. Тому тут можливі отримання «пластичних» станів й оцінка твердості практично будь-яких, у тому числі й дуже крихких металевих матеріалів.

Існуючі методи вимірювання твердості значно відрізняються один від одного за формою застосовуваного індентора, умовами прикладення навантаження і способом розрахунку чисел твердості. Вибір методу визначення твердості залежить від різних факторів: твердості матеріалу зразка (деталі), його розмірів, товщини шару, твердість якого потрібно виміряти і т.д.

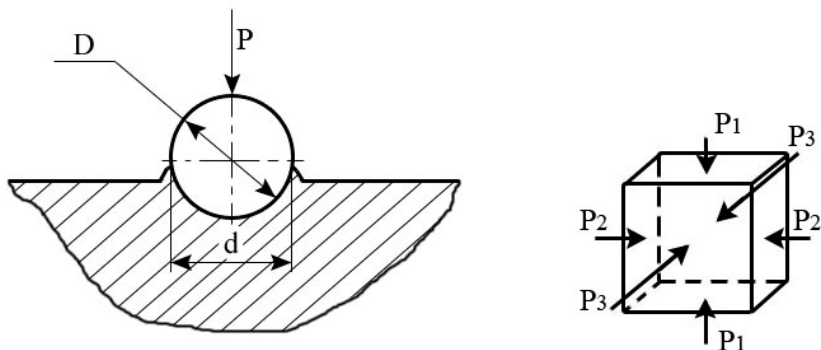


Рисунок 11.1 – Схема напруженого стану в зоні пластичної деформації при визначенні твердості за Брінеллем

Способи визначення твердості ділять на статичні й динамічні – залежно від швидкості прикладення навантаження, а за способом її прикладення – на методи вдавлювання і дряпання. Найбільш поширені методи визначення твердості, в яких використовується статичне вдавлювання індентора нормально поверхні зразка.

У всіх методах випробування на твердість дуже важливо правильно підготувати поверхневий шар зразка. Він повинен по можливості повно характеризувати той матеріал, твердість якого необхідно визначити. Всі поверхневі дефекти (окалина, вибоїни, вм'ятини, грубі риски і т. д.) повинні бути видалені. Вимоги до якості випробовуваної поверхні залежать від застосовуваного індентора і величини прикладеного навантаження. Чим менша глибина вдавлювання індентора, тим вища повинна бути чистота поверхні й тим більш відповідально потрібно стежити за тим, щоб властивості поверхневого шару не змінилися внаслідок наклепу або розігрівання при шліфуванні й поліруванні.

Навантаження повинне подаватися по осі вдавлюваного індентора перпендикулярно до випробовуваної поверхні. Для дотримання цієї умови площина випробовуваної поверхні зразка повинна бути строго паралельна опорній

поверхні. Неплоскі зразки кріплять на спеціальних опорних столиках, що входять до комплекту твердомірів.

Результати випробувань на твердість залежать від тривалості прикладення навантаження до вдавлюваного індентора і тривалості витримки під навантаженням. При постійному навантаженні P лінійний розмір відбитку

$$D = b \cdot \tau^n,$$

де τ – час витримки індентора під навантаженням;

b, n – коефіцієнти, залежні, від властивостей матеріалу і величини P .

Залежно від τ розрізняють короткочасну і тривалу твердість. У стандартних методах визначають короткочасну твердість при кімнатній температурі. Тут, як правило, $\tau = 10\text{--}30$ с. Тривала твердість оцінюється при підвищених температурах і використовується як характеристика жароміцності матеріалу.

При визначенні твердості всіма методами (крім мікротвердості) вимірюють сумарний опір металу впровадженню в нього індентора, усереднююче твердість всіх наявних структурних складових. Відбиток, що виходить після зняття навантаження, повинен бути за розміром значно більшим за розміри зерен окремих структурних складових (діаметр або довжина діагоналі відбитків при вимірюванні твердості змінюється від 0,1–0,2 до декількох міліметрів). Неминучі відмінності в структурі різних ділянок зразка призводять до розкиду значень твердості, який тим більший, чим менший розмір відбитку.

11.2 Твердість при вдавлюванні

Найбільше поширення і практичне значення має твердість при пластичному вдавлюванні:

а) кульки – твердість за Брінеллем і за Роквеллем, шкала B ;

б) конуса – твердість за Роквеллем, шкала С;

в) піраміди – твердість за Віккерсом.

При цих випробуваннях визначаються властивості матеріалів у пластичній області, без руйнування.

Вдавлювання кульки. За міру твердості за Брінеллем (*HB*) беруть середнє стискаюче напруження, обчислюване умовно на одиницю поверхні сферичного відбитка діаметром d . Вимірювання твердості за Брінеллем за наявності відповідного індентора може бути проведене на будь-якій випробувальній машині, придатній для створення і точного вимірювання стискаючих навантажень. Проте в більшості випадків застосовують спеціальні прилади.

Для усунення небезпеки продавлювання зразка наскрізь або випинання країв випробовувані зразки для вимірювання твердості за Брінеллем повинні мати товщину не менше десятиразової глибини відбитку. Відстань від центра відбитка до краю зразка повинна бути не менше $2,5d$. Відстань між центрами двох сусідніх відбитків повинна бути не менше $4d$.

Діаметри застосовуваних кульок - 2,5; 5,0 і 10 мм. При випробуванні за Брінеллем навантаження зберігається постійним: для кульки діаметром 10 мм – 3000 кгс (30000Н), час витримки під навантаженням - 10 с, число твердості позначається *HB*. Вплив тривалості витримки під навантаженням при 20°C у металів на залізній основі невеликий. У м'якших, а особливо у легкоплавких металів (свинець, цинк, антифрикційні сплави), явище повзучості під постійним навантаженням виявляється значно сильніше. У таких матеріалів при кімнатній температурі деформація йде за типом «гарячої» і тому час витримки під навантаженням доводиться збільшувати до 1 хв.

За інших умов вимірювання твердості для характеристики умов випробування необхідно приводити: діаметр кульки, навантаження і тривалість навантаження, що указується, як правило, у вигляді дробу.

Наприклад: *HB* 10/3000/30 означає випробування кулькою діаметром 10 мм під навантаженням 3000 кгс (30000 Н) протягом 30 с.

Із закону подібності виходить, що для отримання на одному і тому самому матеріалі порівнянних результатів при вимірюванні *HB* необхідно, щоб зберігалось сталим відношення $P/D^2 = \text{const}$ (де D – діаметр кульки). Цим визначається вибір навантажень при переході до іншого діаметра кульки.

Діаметр відбитка вимірюється за допомогою відлікових мікроскопів у двох взаємно перпендикулярних напрямках. Щоб прискорити і спростити вимірювання для різних значень діаметра відбитка d і навантаження P , у спеціальних таблицях наперед підраховані величини твердості за Брінеллем.

Незважаючи на надзвичайну простоту вимірювання, твердість при вдавлюванні кульки є досить складною механічною характеристикою. Перш за все, як це виходить уже з розрахунків за теорією пружності, напружений стан у матеріалі при вдавлюванні кульки неоднорідний і тому за величиною *HB* оцінюють деякий середній опір пластичній деформації. Із збільшенням навантаження P збільшується діаметр лунки, а отже, і поверхня відбитка F . Тому твердість $H = P/F$ одночасно зростає від збільшення P і спадає від збільшення поверхні відбитка F . Як показують експерименти, збільшення P і збільшення F для багатьох металів спільномірні за величиною і тому для м'яких металів твердість *HB* у широкому інтервалі навантажень порівняно мало залежить від величини P і дає криву з дуже пологим максимумом (рис. 11.2). Проте ця залежність у твердіших матеріалів виявляється значно різкіше (рис. 11.3). Правильніше відносити навантаження до площі проекції відбитка.

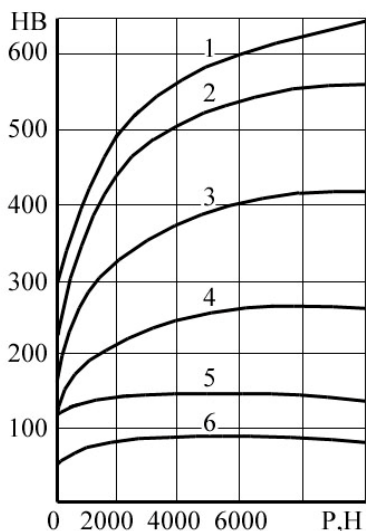


Рисунок 11.2 – Залежність твердості HB від навантаження для сталей: 1 – сталь X12M після гартування з 1060°C ; 2 – (те саме) після відпуску при 580°C ; 3 – те саме після відпуску при 600°C ; 4 – сталь Y10 відпалена; 5 – сталь 10

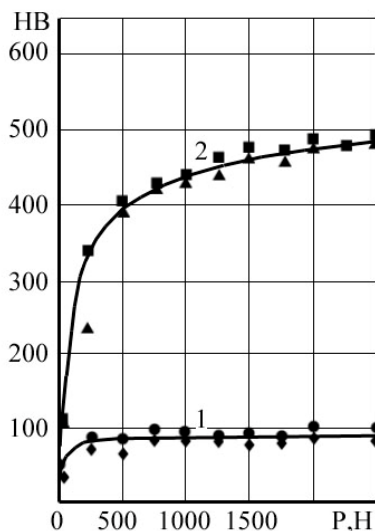


Рисунок 11.3 – Залежність твердості HB від навантаження: 1 – армко-залізо і дюралюміній; 2 – високохромистий сплав і сталь 35

Основний недолік метода Брінеля – відсутність геометричної ідентичності відбитків. Це приводить до невідповідності кількісного співставлення чисел твердості різних матеріалів, отриманих при різних значеннях відношення d/D . Для усунення цього недоліку Майер запропонував визначати число твердості як співвідношення навантаження до площі проекції відбитку з урахуванням залежності величини навантаження від діаметру відбитку $P=ad^n$, де «а» та «n» - константи матеріалу. Відповідно, число твердості за Майером: $HM=P/(\pi d^2/4)$.

Константа «а» дорівнює силі вдавлювання кульки, коли діаметр відбитка дорівнює 1мм. Константа «п» не залежить від діаметра кульки і визначається супінью деформаційного зміцнення. Визначення «а» і «п» трудомісткий процес, тому число твердості по Маєру не отримало широкого поширення.

При практичному визначенні твердості відношення d/D , як правило, коливається в межах 0,2-0,5.

Для багатьох матеріалів, що дають при розтягуванні шийку, існує залежність $k_{HB} = \sigma_b$; для конструкційних сталей $k = 0,33-0,36$. Коефіцієнт k не однаковий для різних матеріалів. За різницею між площею поверхні лунки F_l і площею проекції відбитка $F_{пр}$, можна одержати характеристику пластичності при вдавлюванні, певною мірою схожу

із звуженням $\psi_{вд} = \frac{F_l - F_{пр}}{F_l}$.

Величина $\psi_{вд}$ пов'язана з відношенням діаметрів відбитка d і кульки D ; при $\psi_{вд} = 50\%$ відношення d/D близьке до одиниці. Виходячи із значень d/D , для різних металів були визначені ступені деформації при вдавлюванні й зіставлені з рівномірною деформацією при визначенні σ_b .

Дані табл. 11.1 показують, що відмінності в коефіцієнті k , що зв'язує σ_b і HB пояснюються значною мірою тим, що σ_b і HB у більшості випадків визначають при різному ступені деформації (незбігання величин $\psi_{вд}$ і $\delta_{рив}$): для чавуну і ливарних алюмінієвих сплавів – меншому при розтягуванні, а для маловуглецевої та аустенітної сталей, латуні та алюмінієвих сплавів, що деформуються, – більшому при розтягуванні, ніж при вдавлюванні. Мала величина k для чавуну пояснюється тим, що σ_b для нього є вже характеристикою руйнування, а не опору пластичної деформації.

Таблиця 11.1 – Коефіцієнт для різних матеріалів
(за М.П. Марковцем)

Матеріали	k	d/D	$\Psi_{\text{вд}}, \%$	$\delta_{\text{рів}}, \%$	$\delta_{\text{рів}}/\Psi_{\text{вд}}$
Чавуни	0,15	0,4	8	1	0,125
Ливарні алюмінієві сплави	0,25	0,45	10	2	0,2
Високоміцні сталі	0,33	0,33	5	5	1,0
Маловуглецеві сталі	0,36	0,45	10	15	1,5
Алюмінієві, що деформуються сплави	0,38	0,4	8	15	1,88
Аустенітна сталь і латунь	0,45	0,4	7	30	3,75

Твердість за Брінеллем нерідко вимірюють також при підвищених температурах для характеристик температурного коефіцієнта зміни опору пластичної деформації, а також для визначення тривалої твердості. Іноді при високих температурах застосовують кульки з твердого сплаву та інших високотвердих матеріалів.

Останнім часом випускають удосконалені прилади, в яких діаметр відбитка і відповідне йому число твердості зразу ж зазначають на спеціальній шкалі.

Щоб уникнути суттєвих помилок унаслідок деформації кульки способом Брінелля, як правило, випробовують метали з твердістю, що не перевищує 450 кгс/мм^2 (4500 МПа). Для випробування твердіших матеріалів слід застосовувати інші методи з використанням алмазних наконечників.

Вдавлювання конуса і піраміди. Розвиток серійного виробництва і масового контролю примусив прагнути до подальшого спрощення і прискорення випробувань на твердість. Для цього необхідно було усунути суттєвий недолік, властивий методу Брінелля, а саме величина НВ хоча і мало, але залежить від величини навантаження, що додає умовний характер одержуваним результатам. При заміні кульки конусом або пірамідою усувається зазначений не-

долік. Твердість при вдавлюванні конуса може бути визначена як відношення навантаження до площі відбитка:

$H_K = P / (\pi d^2 / 4)$, де d – діаметр відбитка.

Форма відбитка від вдавлювання конуса не залежить від збільшення навантаження, а змінюється тільки величина відбитка, і тому згідно із законом подібності твердість H_K не залежить від величини навантаження, що підтверджується досвідом. Таким чином, твердість при вдавлюванні конуса при будь-яких навантаженнях відповідає одному, визначеному для кожного даного кута при вершині конуса напруженню.

Співвідношення між H_K і σ_B більш стійкі, ніж між H_B і σ_B .

Для одного і того самого матеріалу значення H_K завжди приблизно на 10% більше, ніж величина H_B .

При цьому способі випробування навантаження додається послідовно, у дві стадії: попереднє навантаження, що дорівнює 10 кгс (100Н), і основне, яке дорівнює переважно 90 і 140 кгс (900 - 1400Н), залежно від вибору відповідних шкал приладу. Основне навантаження витримується до закінчення пластичної деформації, що триває декілька секунд. Після отримання відбитка основне навантаження плавно знімають (але попереднє навантаження залишається) і вимірюють залишкову глибину проникнення наконечника під дією основного навантаження. Таким чином, твердість характеризується різницею глибин, на які проникає наконечник під час прикладення і подальшого зняття основного навантаження.

Твердість за Роквеллем виражають в умовних одиницях, що характеризують глибину залишкового занурення наконечника (ГОСТ 9013-59). За одиницю твердості прийнята величина, відповідна осьовому переміщенню наконечника на 0,002 мм. Залежно від твердості випробовуваного матеріалу застосовують два типи наконечників:

сталеву кульку діаметром $1,588 \text{ мм} \pm 0,001 \text{ мм}$ для вимірювання твердості при сумарному навантаженні 100 кгс (1000Н) - шкала В, або алмазний конус із кутом при вершині $120^\circ \pm 30'$ і радіусом закруглення біля вершини конуса $0,200 \pm 0,005 \text{ мм}$ для вимірювання твердості металів при сумарному навантаженні 150 кгс (1500Н) - шкала С і 60 кгс (600Н) - шкала А.

Товщина зразка повинна бути не менше десятиразової глибини відбитка.

При вдавлюванні конуса вимірюють так само, як і при вдавлюванні кульки і піраміди, опір значним пластичним деформаціям, і тому числа твердості HB і HRC і HV можна перелічувати, хоча залежність між HB і HRC нелінійна (рис. 11.4 а і б).

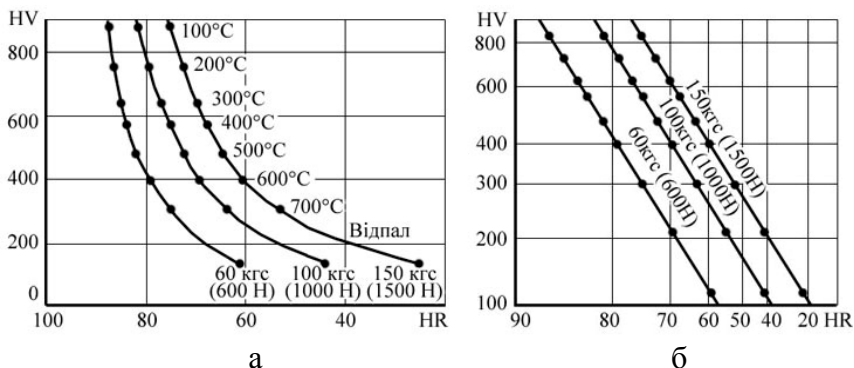


Рисунок 11.4 – Залежність між твердістю, виміряною на приладі Роквелла з пірамідальним 136° алмазним наконечником, в одиницях шкали Роквелла і твердістю за Віккерсом для сталі ШХ15, відпущеної при різних температурах (В.К.Григорович): а – в координатах HV – HR; б – та сама залежність у логарифмічних координатах

Вимірювання твердості за Віккерсом HV проводиться шляхом вдавлювання правильної чотиригранної алмазної піраміди з кутом між протилежними гранями, що дорівнює

136°. Для цього випробування служить прилад (ГОСТ 2999-59), змонтований на одній станині зі спеціальним окуляр-мікрометром для вимірювання довжини діагоналі відбитка.

Поверхня для випробування повинна бути відполірованою, а для великих навантажень (30-100 кгс) і не дуже твердих матеріалів - добре відшліфованою. Твердість визначається розподілом навантаження P на площу бокової поверхні пірамідального відбитка з діагоналлю d :

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P}{d^2} \sin \frac{\alpha}{2} = 1,8544 \frac{P}{d^2}.$$

Досліди Ш.З.Маневича показали, що для сталей різної твердості і кольорових металів HV не змінюється при зміні навантаження від 5 до 100 кгс (50 – 1000Н). Хоча HV практично не залежить від P , як правило, указують прикладене навантаження для того, щоб характеризувати глибину відбитка. Відстань між центрами відбитків повинна бути не менше ніж три довжини діагоналі і 2,5 до краю зразка. При вимірюванні твердості за Віккерсом застосовують навантаження 5, 10, 20, 30, 50 і 100 кгс (50, 100, 200, 300, 500 і 1000 Н). Внаслідок великого кута біля вершини піраміди малій глибині відбитка відповідає велика величина діагоналі відбитка $h/d = 1:7$. Це збільшує чутливість методу і робить його придатним для вивчення властивостей тонких поверхневих шарів металу при знеуглецюванні, поверхневому наклепі, хіміко-термічній обробці поверхні й т.п. При вимірюванні твердості азотованого або цементованого шару найчастіше застосовують навантаження 10 кгс (100Н). У цьому випадку за видом відбитка (наявність або відсутність крихких відколів) можна робити висновок про крихкість шару. Вдавлюванням піраміди при малих навантаженнях можна вимірювати твердість тонких листів завтовшки до 0,3 мм.

11.3 Інші способи визначення твердості

Твердість при дряпанні. При цьому методі поверхню випробовуваного матеріалу дряпають, як правило, алмазним вістрям. Багато мінералів, пластичних при вдавлюванні, дають при дряпанні крихке руйнування. Це свідчить про більшу жорсткість напруженого стану при дряпанні, ніж при вдавлюванні. Як правило, дряпання проводять алмазним конусом з кутом при вершині 90° на спеціальному приладі. Останнім часом знайшло застосування, запропоноване В.К.Григоровичем, дряпання алмазною 136° пірамідою (ребром вперед) на приладі ПМТ-3 для випробування мікротвердості. Твердість дряпанням оцінюють за відношенням вертикального навантаження P до проекції контактної площини, що відповідає середньому контактному

тиску $H = \frac{P}{d^2 / 4}$, де d – ширина подряпини.

Точно виміряти ширину подряпини внаслідок нерізких її країв важко, тому доводиться вимірювати ширину великого числа подряпин на кожному зразку. Твердість при дряпанні характеризує вже не опір пластичної деформації, а опір руйнуванню, оскільки при дряпанні відбувається місцеве руйнування. Встановлено, що твердість при дряпанні тісно пов'язана з опором зрізу. М.М.Давиденков виявив, що твердість при дряпанні $H_{\text{ц}}$, обчислена як величина, обернена ширині подряпини при навантаженні на алмаз 50 г, найтісніше пов'язана з опором руйнуванню при розриві S_k . У більшості металів при дряпанні відбувається руйнування шляхом зрізу. Цим і пояснюються закономірності зміни $H_{\text{ц}}$ залежно від різних факторів: наприклад, від наклепу твердість H_V зростає, а твердість $H_{\text{ц}}$ не змінюється, що відповідає малій залежності від наклепу опору зрізу. Зі збільшенням твердості матеріалу твердість при дряпанні $H_{\text{ц}}$ зростає значно повільніше, ніж твердість при вдавлю-

ванні НВ, що відповідає добре відомому збільшенню відношення HB/t_k і σ_B/t_k з підвищенням НВ і σ_B .

По суті, дряпання є процесом «одиночного» різання, і тому є підстави чекати деякої аналогії в процесах дряпання під час лабораторних випробувань і при різанні металів. І дійсно, дослідження Е.Н.Маслова та інших показують як наближений зв'язок зусилля різання з істинним опором розриву S_k , так і дотичний характер руйнування (стружкоутворення) при різанні пластичних металів. Ураховуючи наявність стружки відриву під час різання, можна чекати, що і при дряпанні для крихких матеріалів можливе руйнування шляхом відриву.

Вимірювання твердості дряпанням раніше застосовувалося головним чином під час вивчення мінералів. Тим часом, можливість визначення опору руйнуванню і пов'язаних з ним характеристик щодо випробувань дуже малої ділянки поверхні становить великий практичний інтерес і під час вивчення металів. У зв'язку з цим, а також у зв'язку з великим практичним значенням оцінки анізотропії сплавів останнім часом метод дряпання дістав поширення і для металів. Якщо дряпання проводити не конусом 90° , а тупішим наконечником, наприклад алмазною 136° пірамідою, то може відбуватися не руйнування, а зминання матеріалу з видавлюванням подряпини. У таких випадках не повинно бути принципової відмінності від твердості при вдавлюванні.

Пружний відскок кульки – твердість за Шором. При цьому способі критерієм твердості служить висота пружного відскоку бойка, вагою q , падаючого на плиту з певної висоти H . Якщо робота удару бойка $W_0 = Hq$, а робота відскоку бойка $W_1 = hq$, то $W = W_0 - W_1 = (H - h)q$.

Чим більше W , тим менша твердість. Випробування проводять на спеціальних переносних приладах.

Шкала твердості в цих приладах HS вибрана умовно, так що висота відскоку бойка від поверхні дуже твердої загартованої на мартенсит високовуглецевої сталі прийнята за 100 одиниць. Як правило, прилади забезпечують еталонами для тарування. Зразки для випробування повинні бути або достатньо масивні – приблизно 2 кг і більше, або дуже жорстко затиснені в опорі, інакше можливі значні помилки. На тонкі зразки великий вплив може надавати твердість опори: чим твердіший матеріал опори, тим більш твердим здається випробовуваний матеріал. Це є одним з недоліків методу пружного відскоку. В ідеально пружного тіла вся робота повертається бойку, отже, $H = h$; $W = 0$ і твердість максимальна. Чим нижчий опір пластичної деформації, тим більша поглинена матеріалом робота деформації, тобто менша твердість.

11.4 Визначення мікротвердості

Метод мікротвердості призначений для визначення твердості дуже малих об'ємів матеріалів (мікроскопічних); тонкої стрічки, дроту, тонких поверхневих шарів після шліфування, пластичної деформації (наклепу), окремих фаз і структурних складових після термічної або хіміко-термічної обробки. Метод мікротвердості стандартизований (ГОСТ 9450-60). Як індентор при вимірюванні мікротвердості використовують правильну чотиригранну алмазну піраміду з кутом при вершині 136° , як і у разі визначення твердості за Віккерсом. Ця піраміда плавно вдавлюється в зразок при навантаженнях від 0,5 до 50 Н. Число мікротвердості визначається за формулою

$$H_\mu = 1854 P/d^2 \text{ [МПа]},$$

де P – навантаження, Н; d – діагональ відбитка, мкм.

Число мікротвердості записують без розмірності, із значенням навантаження в грамах, наприклад $H_{10} = 300$;

H₂₀ – 250. Для визначення мікротвердості використовують стандартний прилад, що серійно випускається, – марки ПМТ-3.

Подібно макротвердості мікротвердість може бути визначена як при вдавлюванні, так і при дряпанні. Мікротвердість вимірюють на металографічних шліфах, виготовлених спеціальним способом. Глибина вдавлювання індентора при визначенні мікротвердості – $d/7$ – становить декілька мікронів.

При вимірюванні мікротвердості відстань між сусідніми відбитками повинна бути не менше двох довжин діагоналі більшого відбитка.

Порядок роботи на приладі ПМТ-3 детально описаний у методичних вказівках до лабораторної роботи.

12 ПИТАННЯ ДО ТЕСТОВОГО КОНТРОЛЮ ЗАСВОЄННЯ ЛЕКЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ

Контроль складається з 140 питань з курсу. Оцінка ступеня засвоєння матеріалу здійснюється за програмою ПЕОМ на кафедрі ПМ і ТКМ СумДУ.

Тестові питання контролю до СРС з дисципліни «Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів»

Розділ 1

1.1 Що називається енергією міжатомного зв'язку в металах?

1.2 Технічна міцність відрізняється від теоретичної тим, що...

1.3 Яким комплексом механічних властивостей повинні володіти метали?

1.4 Чим характеризується точкова недосконалість кристалічної ґратки?

1.5 Лінійна недосконалість кристалічної будови характеризується тим, що ...

1.6 Чим характеризується поверхнева недосконалість твердого тіла?

1.7 У чому суть теорії Тейлора та Одінга?

1.8 Гранична щільність дислокацій у металах визначається...

1.9 Що означає поняття «анізотропія матеріалу»?

1.10 Дефекти АКС впливають на властивості металів тим, що вони ...

1.11 Чим відрізняються мікроскопічні дефекти структури?

1.12 Мозаїчна структура відрізняється тим, що

1.13 Макроскопічні дефекти характеризуються тим, що вони ...

1.14 Механізм ковзання відрізняється від двійникування тим, що...

1.15 Основні причини утворення флокенів полягають в...

1.16 Можливості утворення тріщин при гартуванні обумовлено тим, що ...

1.17 Що являє собою явище полігонізації?

Розділ 2

2.1 Якими показниками характеризується геометрія поверхні?

2.2 У чому суть ефекту Ребіндера?

2.3 Що означає поняття «абсорбційна втома»?

2.4 До чого призводить дія навколишнього середовища на поверхню заліза?

2.5 Перелічіть основні дефекти, що виникають при прокатуванні сталі....

2.6 Що означає поняття «рябизна поверхні»?

2.7 Як змінюється мікроструктура поверхні при механічній обробці?

2.8 Як впливає якість поверхні на міцність металу при статичному навантаженні?

2.9 Як впливає якість поверхні на втому металів?

2.10 Залишкове напруження впливає на втомне руйнування металу тим, що...

Розділ 3

3.1 Що характеризує поняття «напруження»?

3.2 У чому суть методу перетинів?

3.3 Які основні складові діючого напруження?

3.4 Як класифікується нормальне напруження?

3.5 Умовне напруження характеризується тим, що....

- 3.6 Що таке деформація пружна і пластична?
- 3.7 З яких основних стадій складається процес деформування при механічних випробуваннях?
- 3.8 Дефект упаковки в кристалічній структурі характеризується тим, що ...
- 3.9 Кристалографічні площини, по яких відбувається зрушення, характеризується тим, що...
- 3.10 Назвіть основні характеристики для оцінки пластичної деформації...
- 3.11 Класифікація напружених станів за Фрідманом полягає в
- 3.12 Для класифікацій механічних випробувань використовуються схеми дії зовнішніх навантажень, які
- 3.13 Поняття «коефіцієнт м'якості» означає, що ...
- 3.14 Дайте коротку характеристику навантажень, що діють: статичних і втомних....
- 3.15 Натурні випробування використовують з метою оцінки ...
- 3.16 Які умови подібності необхідно дотримувати при проведенні механічних випробувань?
- 3.17 Що означає поняття «гомологічна температура»?
- 3.18 Які документи використовуються для дотримання умов подібності?
- 3.19 Який вплив на результати випробування надає «масштабний чинник»?
- 3.20 При стисненні руйнування матеріалу відбуватиметься

Розділ 4

- 4.1 Діаграма деформації характеризує....
- 4.2 Основними вузлами і деталями випробувальної машини на розтягування є...
- 4.3 З якою метою елементи системи навантаження роблять достатньо могутніми?

4.4 Чим відрізняються діаграми розтягування з наявністю площадки текучості і без неї?

4.5 Суть математичного запису закону Гука полягає в...

4.6. Фізична межа текучості відрізняється від умовної тим, що

4.7 У яких сталях на діаграмі розтягування зазначається величина допуску деформації?

4.8 Величина пружної і пластичної деформації визначається на діаграмі стану шляхом

4.9. Дотримання геометричної і фізичної подібності зразків при випробуваннях матеріалів необхідне для

4.10 Залежність Петча-Хола відображає

4.11 Яке напруження при розтягуванні зразків більше: істинне чи умовне?

Розділ 5

5.1 Основними константами пружних властивостей є...

5.2 Фізичний сенс модулів пружності полягає в тому, що...

5.3 Узагальнений закон Гука характеризує....

5.4 Для яких матеріалів значення модуля нормальної пружності розрізнятимуться?

5.5 Модулі пружності для матеріалів W, Pb різко відрізняються з причини

5.6 Нерівномірність розподілу напруження в металі може бути обумовлена

5.7 Ефект Баушингера полягає в

5.8 Що таке пружна післядія?

5.9 Внутрішнє тертя як метод дослідження дозволяє використовувати....

5.10 Ефект Снука полягає в тому, що

Розділ 6

6.1. Що означає поняття «руйнування твердого тіла»?

6.2 Класифікація основних видів руйнування матеріалів відображає...

6.3 Основними шляхами вирішення проблеми руйнування є

6.4 Перелічить основні характеристики в'язкого руйнування матеріалу...

6.5 Основними характеристиками крихкого руйнування металів є

6.6 Критеріями руйнування Гріффітса є

6.7 Концентратор пружного напруження – це....

6.8 Як розподіляються напруження за перетином деталі за наявності концентратора напружень?

6.9 До макроскопічних концентраторів напружень належать

6.10 До мікроскопічних концентраторів напружень відносять

6.11 Коефіцієнт концентрації напруження відображає

Розділ 7

7.1 Суть випробування на ударну в'язкість полягає в тому, що....

7.2 Які основні фактори впливають на прояв крихкого або в'язкого руйнування при ударних випробуваннях?

7.3 Схема напруженого стану матеріалу зразка з надрізом при ударному вигині відображає....

7.4 Поняття «холодноламкість сталі» характеризує

7.5 Основними вузлами і деталями маятникового копра є

7.6 Чим відрізняються зразки для випробування на удар для сталевих і чавунних виробів?

7.7 Які недоліки характерні для ударних випробувань?

7.8 Показники КС і KCV характеризують

7.9 Суть методу Ліфшица і Рахманова полягає в тому, що...

7.10 Складові частини $a_{зар}$ і $a_{розв}$ ударної в'язкості відображають....

7.11 На поверхні ударних зразків формуються напружені стани з боку....

7.12 Роздільне визначення $a_{зар}$ і $a_{розв}$ за Гуляєвим і Дроздовським відрізняються в тому, що....

7.13 Оцінка в'язкості сталі за виглядом зламу має такі недоліки

Розділ 8

8.1 Чим відрізняється жароміцність від жаростійкості?

8.2 Повзучість матеріалу характеризує....

8.3 Теплова крихкість - це

8.4 Випробування на повзучість полягає в тому, що

8.5. Для заміру навантажень і деформації при випробуваннях використовують

8.6 Запис $\sigma_{0.2}^{700}$ | 100 відображає, що

8.7 Тривалою міцністю називається

8.8 Нагрівальний пристрій при випробуванні матеріалів повинен забезпечувати...

8.9 Тривалість випробування для визначення тривалої міцності становить

8.10 Величину межі тривалої міцності визначають з точністю

Розділ 9

9.1 Утома – це процес

9.2 Циклічна довговічність характеризує

9.3 Цикл напруження відображає

9.4 Утомне руйнування має будову зламу, який складається з ...

9.5 Механізм утомного руйнування пов'язаний з...

- 9.6 Горизонтальна ділянка кривої Велера визначає ...
- 9.7 Малоциклова втома – це
- 9.8 Величина межі втоми під дією корозії буде
- 9.9 Величина втомної міцності виробу залежно від якості поверхні буде
- 9.10 Навантаження, що прикладається, при випробуванні на втому може бути...

Розділ 10

- 10.1 Поняття «конструкційна міцність» означає
- 10.2 Надійність – це властивість виробу
- 10.3 Довговічність – це властивість виробу
- 10.4 Граничний стан виробу визначається
- 10.5 Поступові відмови – це відмови
- 10.6 До раптових відмов механічних виробів в експлуатації належать...
- 10.7 Показниками довговічності виробів служать
- 10.8 В'язкість руйнування матеріалу характеризується коефіцієнтом
- 10.9 Як позначається показник критичного розкриття тріщини, при якому починається зростання тріщини?
- 10.10 «Живучість» матеріалу характеризується його...
- 10.11 Концентратори напружень підрозділяються
- 10.12 До методів зміцнення матеріалів, що сприяють збільшенню працездатності деталей машин, відносять
- 10.12 Одним з ефективних методів подрібнення субструктури металів і сплавів досягається при ВТМО, яка передбачає ...
- 10.13 Застосування термоциклічної обробки конструкційних сталей сприяє
- 10.14 Для підвищення чистоти сталі від шкідливих домішок використовують способи
- 10.15 Структурне поліпшення сталі після швидкісної електротермічної обробки характеризується

Розділ 11

- 11.1 Метод мікротвердості призначений для
- 11.2 Фізична природа твердості визначається залежностями
- 11.3 Схема напруженого стану при визначенні твердості характеризується
- 11.4 За міру твердості за Брінеллем беруть
- 11.5 Діаметр відбитка вимірюється з допомогою...
- 11.6 Метод випробування твердості з попереднім вантаженням дозволяє
- 11.7 Твердість за Роквеллом виражається в умовних одиницях, що характеризують
- 11.8 Вимірювання твердості за Віккерсом (HV) проводиться шляхом
- 11.9 Твердість дряпанням оцінюють
- 11.10 При визначенні твердості за Шором (HS) критерієм служить
- 11.11 Визначення твердості на приладі Польді здійснюється шляхом
- 11.12 Обмеженість методу Брінелля визначається
- 11.13 Для визначення твердості за Віккерсом використовуються індентор

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Золотаревский В.С. Механические свойства материалов. –М.: Металлургия, 1983. -352 с.
2. Бернштейн М.А., Займовский В.С. Механические свойства материалов. –М.: Металлургия, 1979. -495 с.
3. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. -558 с.
4. Д.Мак Лин. Механические свойства металлов. –М.: Металлургия, 1965. -426 с.
5. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов: В 2 ч. – 3-е изд. – Часть вторая: Механические испытания. Конструкционная прочность. –М.: Машиностроение, 1974. -368 с.
6. Тимошук Л.Т. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1971. -224 с.
7. Мешков Ю.Я. Физические основы разрушения стальных конструкций. –К.: Наукова думка, 1981. -231 с.
8. Физические основы электротермического упрочнения стали /В.Н.Гриднев, Ю.Я.Мешков, С.П.Ошкадеров, В.И.Трефилов. –Киев: Наукова думка, 1973. -336 с.
9. Технологические основы электротермической обработки стали /В.Н.Гриднев, Ю.Я.Мешков, С.П.Ошкадеров, Н.Ф.Черненко. –Киев: Наукова думка, 1977. -206 с.
10. Манасевич А.Д. Физические основы напряженного состояния и прочности металлов. –М.-К.: Машгиз, 1962. - 200 с.
11. Сулима А.М., Евстигнеев М.И. Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1974. - 256 с.
12. Броек Д. Основы механики разрушения /пер. с англ. –М.: Высшая школа, 1980. -368 с.

13. Когут Н.С. Трещиностойкость конструкционных материалов. –Львов: Вища школа.- Изд-во при Львов. ун-те, 1986. -160 с.

14. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справ. изд./ Л.Энгель, Г.Клингеле /пер. с нем. –М.: Металлургия, 1986. -282 с.

15. Металлография железа. Том III: Кристаллизация и деформация сталей (с атласом микрофотографий) /перевод. –Изд-во «Металлургия», 1972. -236 с.

Навчальне видання

**Пчелінцев Віктор Олександрович,
Дегула Андрій Іванович**

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА КОНСТРУКЦІЙНА МІЦНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ

Навчальний посібник

Художнє оформлення обкладинки А.І. Дегула
Редактор Н.А.Гавриленко
Комп'ютерне верстання А.С.Кравченка, В.Д.Вінницької

Формат 60х84/16. Ум. друк.арк.14,00. Обл.-вид. 9,46 .Тираж 300 пр. Зам. №

Видавець і виготовлювач
Сумський державний університет,
вул. Р.-Корсакова,2, м. Суми, 40007
Свідectво суб'єкта видавничої справи ДК № 3062 від 17.12.2007.