

Міністерство освіти і науки України  
Тернопільський національний технічний університет  
імені Івана Пулюя

Кафедра будівельної механіки

## **Конспект лекцій**

з дисципліни

# **Механіка руйнування**

для студентів денної форми навчання за  
напрямом **6.060101 «Будівництво»**  
та **192 «Будівництво та цивільна інженерія»**

**Тернопіль**  
**2018**

УДК 539.3  
К 65

Укладачі:

*Ясній П. В.*, докт. техн. наук, професор,  
*Ясній В.П.*, докт. філос.

Рецензенти:

*Головата Л. П.*, канд. філол. наук, доцент,  
*Сергуніна Т. О.*, канд. філол. наук, доцент.

Методичний посібник розглянуто й затверджено на засіданні  
кафедри будівельної механіки  
Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя.  
Протокол № 1 від 21 серпня 2018 р.

Схвалено та рекомендовано до друку на засіданні методичної ради  
факультету по інженерії машин, споруд та технологій  
Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя.  
Протокол № 1 від 31 серпня 2018 р.

К 65 Конспект лекцій з дисципліни «Механіка руйнування» для  
руйнування денної форми навчання за напрямом 6.060101  
«Будівництво» та 192 «Будівництво та цивільна інженерія» / Укладачі:  
П. В. Ясній, В. П. Ясній. – Тернопіль : Тернопільський національний  
технічний університет імені Івана Пулюя, 2018. – 116 с.

УДК 539.3

Посібник складений з врахуванням методичних розробок інших вищих закладів  
освіти, а також матеріалів літературних джерел, перелічених в списку.

© Ясній П.В., Ясній В.П., ..... 2018  
© Тернопільський національний технічний  
університет імені Івана Пулюя, ..... 2018

## ЗМІСТ

ВСТУП.....	4
ТЕМА №1 КОРОТКИЙ АНАЛІЗ СТАНУ ДОСЛІДЖЕНЬ З МЕХАНІКИ РУЙНУВАННЯ	5
ТЕМА №2 РОЗПОДІЛ НАПРУЖЕНЬ І ДЕФОРМАЦІЙ В ОКОЛІ ВІСТРЯ ТРІЩИНИ. ВИДИ ЗМІЩЕНЬ БЕРЕГІВ ТРІЩИНИ.....	13
ТЕМА № 3 СТАТИЧНА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МЕТАЛІВ І ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ	20
ТЕМА № 4 ЕНЕРГЕТИЧНІ КРИТЕРІЇ РУЙНУВАННЯ .....	26
ТЕМА № 5 ДЕФОРМАЦІЙНІ КРИТЕРІЇ РУЙНУВАННЯ .....	34
ТЕМА №6 КРИТЕРІЇ РУЙНУВАННЯ ПРИ УДАРНОМУ НАВАНТАЖЕННІ .....	38
ТЕМА №7 ЛОКАЛЬНІ КРИТЕРІЇ КВАЗІКРИХКОГО І В'ЯЗКОГО РУЙНУВАННЯ	45
ТЕМА №8 ВПЛИВ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ЧИННИКІВ НА СТАТИЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ .....	49
ТЕМА №9 МЕХАНІКА ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ. ОСНОВНІ СТАДІЇ ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ І ОСОБЛИВОСТІ ЗАРОДЖЕННЯ ТРІЩИН. БАГАТОЦИКЛОВА ВТОМА.....	59
ТЕМА №10 ЗАКОНОМІРНОСТІ ПРУЖНО-ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ І РУЙНУВАННЯ В УМОВАХ МАЛОЦИКЛОВОЇ ВТОМИ.....	67
ТЕМА №11 КІНЕТИЧНІ ДІАГРАМИ ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ. МЕТОДИ ВИПРОБУВАННЯ НА ЦИКЛІЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ.....	73
ТЕМА №12 ВПЛИВ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ І ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ЧИННИКІВ НА ЦИКЛІЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ.....	80
ТЕМА №13 МЕХАНІКА КВАЗІКРИХКОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ ЗА ДІЇ КОРОЗІЙНИХ СЕРЕДОВИЩ .....	84
ТЕМА №14 ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МАТЕРІАЛІВ ПРИ КОРОЗІЙНО-СТАТИЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ.....	91
ТЕМА №15 КОРОЗІЙНО-ЦИКЛІЧНА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МЕТАЛІВ .....	99
ТЕМА №16 РОЗРАХУНОК ТРИМКОСТІ І ДОВГОВІЧНОСТІ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ З ТРІЩИНАМИ .....	104
СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ .....	110

## ВСТУП

Мета курсу полягає у вивченні основних положень механіки руйнування, застосування їх для розрахунку міцності і довговічності елементів конструкцій, в яких присутні тріщинуваті дефекти.

Завдання курсу полягає у:

- а) вивченні основних методів розрахунку напружень і деформації в околі вістря тріщини в пружній і пружно-пластичній постановці;
- б) вивченні енергетичних, деформаційних і силових критеріїв руйнування;
- в) освоєнні методів оцінки тріщиноотривкості матеріалів і зварних з'єднань при статичному, циклічному і динамічному навантаженні;
- г) вивченні методів розрахунку тримкості і довговічності елементів конструкцій з тріщинами.

Курс тісно пов'язаний з іншими дисциплінами і є одним із базових для підготовки магістрів. Знання отримані в даному курсі дозволяють розробляти найбільш оптимальні конструкції і підбирати матеріал з точки зору забезпечення необхідної міцності і довговічності за критеріями механіки руйнування.

Методичні вказівки призначені для студентів денної і заочної форми навчання за напрямком підготовки 6.060101 «Будівництво» та 192 «Будівництво та цивільна інженерія».

## Тема № 1. КОРОТКИЙ АНАЛІЗ СТАНУ ДОСЛІДЖЕНЬ З МЕХАНІКИ РУЙНУВАННЯ

Причини руйнування. Під час випробовувань конструкцій, зварних швів і з'єднань, а також інших елементів які піддаються навантаженням спостерігається як *в'язке*, так і *крихке руйнування*. Крихкі руйнування з незначними пластичними деформаціями в багатьох випадках відбуваються при номінальних напруженнях, що набагато менші границі текучості матеріалу або номінальних розрахункових напружень у конструкції. Такі руйнування часто є катастрофічними тому, що вони приносять значний матеріальний збиток і викликають людські жертви .

У маловуглецевих сталях крихкі руйнування звичайно бувають (відривного) типу з поверхнею зламу зернистої або кристалічної будови, і, як правило, ця поверхня має вигляд шеврона. Початок шеврона вказує на зону виникнення тріщини і показує напрямок, у якому тріщина поширювалася. Іншою характеристикою цих руйнувань є швидкість поширення тріщини. У літературі приводяться значення цих швидкостей до 1830 м/с. Це відповідає граничній швидкості поширення тріщини, передбаченої Уелсом у 1959 р.

*Крихкі руйнування за низьких напружень відбуваються у присутності:*

- 1. тріщиноподібного дефекту;*
- 2. високих залишкових розтягувальних напружень у зоні дефекту;*
- 3. температури експлуатації нижче температури переходу від в'язкого руйнування до крихкого.*

Очевидно, що для інженерів і вчених проблема крихкого руйнування має велике значення і відноситься вона не тільки до низьковуглецевої сталі, але і до надміцної сталі, а також до деяких кольорових металів.

Руйнування під час експлуатації. 14 березня 1938 р., за кілька років до перших аварій кораблів в період другої світової війни, відбулося крихке руйнування моста через канал Альберта в Хессеті, Бельгія (Шенк).

10 липня 1962 р. зруйнувався зварний міст над Кінгстріт у Мельбурні, Австралія. При обстеженні знайшли, що на різних ділянках моста були крихкі тріщини, що, вірогідно і викликали його аварію. Таким чином, зварні мости, як і кораблі, схильні до крихких руйнувань.

Відомі руйнування посудин тиску, виготовлених з товсто – і тонколистової сталі, у тому числі з низьковуглецевих і високоміцних сталей. В одному випадку під час аварії посудини тиску був відкинутий осколок масою в 2 т на відстань 46 м (рис. 1.1).

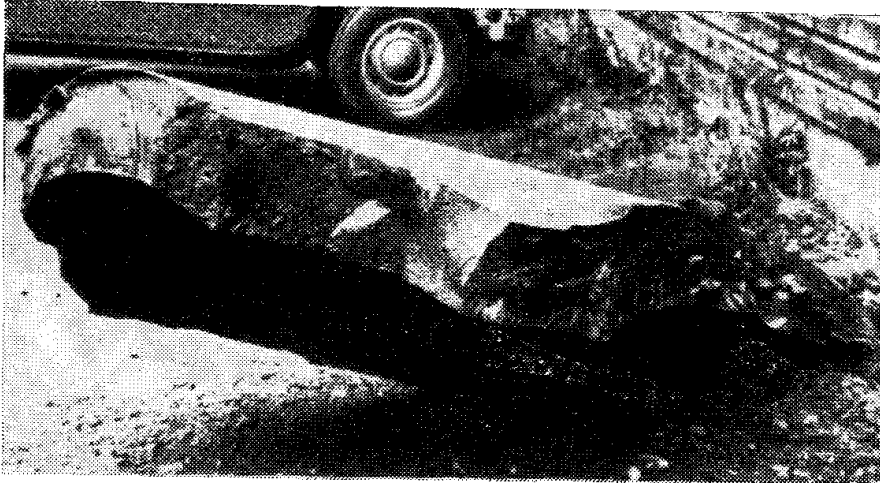


Рис. 1.1. Двохтонний осколок товстостінної посудини тиску, відкинутий на 46 м (Британська асоціація з дослідження зварювання)

Це вказує на те, що такі руйнування супроводжуються вивільненням великої кількості енергії. Треба зазначити, що аварія трапилась за тиску, що складав 70% від тиску гідростатичних випробовувань, зазначеному в технічній документації на посудину. Це типовий приклад крихкого руйнування за низького напруження.

В іншому випадку при гідростатичному випробуванні тріснув корпус двигуна ракети діаметром 6,5 м з мартенситностаріючої сталі С 18 ( $\sigma_{0,2} = 175$  кгс/мм<sup>2</sup>) товщиною 18 мм. Таким чином, зварні конструкції з деяких нових марок надміцних сталей також були піддані крихкому руйнуванню.

Катастрофічні руйнування зварних конструкцій при експлуатації роблять проблему крихкого руйнування найбільш важливою.

Виникнення, поширення і зупинка тріщини. Крихке руйнування часто розглядається як процес виникнення, поширення і зупинки тріщини. У зварних з'єднаннях виникнення тріщини завжди викликане дефектами зварювання або раковинами, крихке руйнування ніколи не починається в якісному шві. Однак наявності тільки дефекту зварювання недостатньо для ініціювання тріщини в низьковуглецевих сталях.

Іншим важливим фактором у процесі утворення тріщини є напруження при руйнуванні. Теоретичними і експериментальними дослідженнями встановлено, що критичне напруження утворення тріщини для низьковуглецевих м'яких сталей дорівнює приблизно 140 кгс/мм<sup>2</sup>. Однак у зв'язку з тим, що крихкі руйнування виникають також за низьких номінальних напружень порядку 7 кгс/мм<sup>2</sup>, для пояснення таких високих значень напружень необхідно врахувати й інші фактори.

Фактором, що помітно впливає на швидкість поширення тріщини, є залишкові напруження в елементі конструкції. Високі залишкові розтягувальні напруження, зазвичай збільшують швидкість поширення тріщини, а залишкові і стискувальні напруження сповільнюють. Отже, швидкість тріщини, що поширюється перпендикулярно шву, звичайно збільшується, якщо шов не знаходиться в пластичному стані. Коли тріщина доходить до ділянки стискувального залишкового напруження, її поширення сповільнюється (аж до зупинки), якщо є достатній стиск.

Третя стадія процесу руйнування, що часто досліджується, - це зупинка

тріщини. Зупинки тріщини можна досягти шляхом зміни температури випробувань і в'язкості матеріалу або застосуванням додаткового пристрою, що поглинає енергію.

Іншим способом зупинки крихкої тріщини є перекриття шляху тріщини, що розвивається, ділянкою в'язкого матеріалу або в'язким зварним швом великої міцності. На рис.1.2 показана зміна характеру зламу в міру просування тріщини через зварний шов. Злам з крихкого перетворився в в'язкий, а потім тріщина була зупинена в в'язкому шві.



Рис. 1.2. Вид зламу при зупинці тріщини довжиною 969 мм на ділянці в'язкого металу шириною 324 мм (Мосборг та інші, 1957)

Роль зварювання. Фактори, зв'язані з впливом зварювання на крихке руйнування, можна розділити на три категорії:

- 1) металургійні;
- 2) геометричні;
- 3) напруженого стану.

Імовірність крихкого руйнування якісно виконаного зварного шва відносно низька. У той же час дефекти зварних швів, металургійні і геометричні фактори сприяють і активно беруть участь у процесі крихкого руйнування. Таким чином, роль зварювання в крихкому руйнуванні надзвичайно велика.

*Металургійні фактори* включають такі параметри, як зміна структури основного металу, зміцнення, деформаційне старіння і ріст зерна. Дослідження Розенштейна і Любана показали, що за низьких напружень у зварному з'єднанні ушкодження металу під час зварювання завжди відіграє негативну роль у процесі руйнування.

Для визначення схильності матеріалу до крихкого руйнування часто використовують в'язкість в надрізі при ударних випробуваннях зразків Шарпі і в'язкість руйнування за даними випробування зразків з надрізом розтягуванням або згинанням. Основний метал, метал шва, зона сплавлення, зона термічного впливу, зона теплового впливу в зварних з'єднаннях оцінюються на основі даних одного з цих випробувань.

*Основний метал.* У конструкційних сталях в'язкість у надрізі, оцінювана енергією руйнування, змінюється в широких межах.

Вплив легуючих елементів на криву перехідних температур при роботі руйнування 2,2 кгсм можна врахувати за допомогою наступної залежності (Боулгер і Хансон, 1962)

$$T_{к 2,2} (°C) = 78 + 183C - 36,2Mn - 148Si + 116Si^2 + 65SiMn - 284Al + 1580Al^2 + 204AlSi - 18,1 \times d_f,$$

де  $d_f$  – розмір феритного зерна.

*Метал шва.* Метал шва – це наступна зона зварного з'єднання, яку необхідно розглянути. Як правило, дефекти, що зменшують площу поперечного перерізу в низьковуглецевих сталях до 5-7%, не знижують статичну міцність з'єднання (Бредлі і Маккоулса, 1965). В'язкість руйнування на відміну від статичних властивостей є функцією не тільки металургійних властивостей, хімічного складу, але і геометричної форми.

Таким чином, азот, сірка, вуглець, кисень, ванадій і фосфор є основними елементами, від яких залежить в'язкість матеріалу. Крім того, вони збільшують критичні температури зварного шва.

З появою нових надміцних сталей виникло багато нових проблем їхнього зварювання. Незважаючи на існуючу концепцію про можливості зварювання цих матеріалів, важко домогтися високих значень в'язкості в надрізі для зварних з'єднань. Процес і технологія зварювання значно впливають на цю характеристику матеріалу. У деяких випадках для зварювання сталей високої міцності виявилось можливим використовувати електроди з покриттям. Однак тип покриття може впливати на запас енергії в зварних швах.

*Зона термічного впливу.* У зоні термічного впливу (ЗТВ), де мікроструктура основного металу змінюється в результаті процесу зварювання, спостерігаються значні зміни в'язкості у надрізі. Це відбувається в результаті дії таких факторів як підведення тепла, довжина шва й інших особливостей зварювального процесу (Деккер). У своєму огляді зварних з'єднань з високоміцних сталей Каммер і Мартін відзначали, що ЗТВ низьколегованих мартенситних і бейнітних сталей більш схильні до утворення тріщин, ніж середньолеговані мартенситні, мартенситностаріючі сталі, сталі з нікелем. Тому, коли необхідна висока в'язкість у надрізі, при застосуванні низьколегованих мартенситних і бейнітних сталей для поліпшення якості ЗТВ може знадобитися місцева термообробка.

*Зона теплового впливу.* Четвертою зоною зварного з'єднання, якою при дослідженні крихких тріщин часто нехтують, є так звана зона теплового впливу (ЗТпВ). Ця ділянка розташована відразу за зоною термічного впливу (ЗТВ) і для неї характерні помітні зміни мікроструктури. У деяких м'яких низьковуглецевих сталях спостерігається помітний зсув вправо кривих перехідних температур (зменшення в'язкості руйнування). Для сталі (0,23%С - 0,48%Mn) перехідна температура в ЗТпВ на 10°C вище, ніж температура основного металу. Для більшості інших низьковуглецевих сталей також характерне зменшення в'язкості руйнування, але меншою мірою. У зварних з'єднаннях з корозійностійких (нержавких) сталей найнижчою в'язкістю руйнування володіє метал шва (Мішлер і Ніколе, 1961).

Таким чином, досліджуючи крихке руйнування зварних з'єднань, необхідно приймати до уваги не тільки метал шва, але також і зони термічного і теплового впливу. Для найбільш ефективного використання зварних з'єднань необхідно застосовувати відповідну технологію зварювання, яка б забезпечила бездефектні шви і в'язкість руйнування ЗТП, ЗТпВ і металу шва, близьку до значення для основного металу, що особливо важливо для надміцних сталей.

*Окрихчування зварних з'єднань.* Результати дослідження причин



катастрофічних руйнувань зварних конструкцій, а також численні експериментальні дані руйнування зварних з'єднань за низьких напружень підтверджують, що окрихчення відбувається в результаті зварювання. Тому багато дослідників вивчали фактори, зв'язані з цим явищем. Вони досліджували такі фактори, як циклічна зміна температури і деформацій, деформаційне старіння, вичерпання пластичності в результаті деформування і радіаційне опромінення.

*Циклічна зміна температури і деформації.* Опір крихкому руйнуванню зварних з'єднань варто оцінювати з урахуванням можливого попереднього циклічного навантаження матеріалу і зварних швів. Ряд дослідників показав, що в результаті термічного циклічного навантаження в зоні дефектів відбувається місцеве окрихчення, яке може мати вирішальне значення для ініціювання крихких руйнувань зварних з'єднань за низьких температур (Кіфнер і Мюнзе, Бардекин). Таким чином, у зварному з'єднанні можлива не тільки поява дефекту в області високих залишкових напружень, але також і зниження в'язкості матеріалу за циклічної зміни температури і деформацій.

Оскільки зона окрихчення розташована на ділянці зварного шва, що викликає її появу, то відповідною місцевою термообробкою можна відновити в'язкість і пластичність матеріалу в зазначеній зоні. Однак таку термообробку варто проводити з обережністю, щоб не окрихчити суміжний матеріал. Так, наприклад, термообробка може поліпшити властивості зварного шва і металу поблизу його, але одночасно може викликати ріст зерна в інших зонах матеріалу, у результаті чого знижується в'язкість.

*Деформаційне старіння.* Наступним фактором, що може впливати на пластичність і в'язкість зварного з'єднання, є деформаційне старіння. Деформаційне старіння впливає не тільки на границю текучості матеріалу, але також і на критичну температуру, теплостійкість, циклічну міцність і на електричні і магнітні властивості. Це особливо помітно, якщо в сталі є вуглець або азот, атоми яких можуть переміщатися до дислокацій (Бейрд). Отже, хімічний склад сталей, що визначає розвиток процесів старіння, має дуже важливе значення.

*Вичерпання пластичності.* Майлонас описав статичні руйнування конструкційних сталей за напружень нижче границі текучості на 12%. Руйнування відбувались після розвитку значних деформацій стиску в результаті вичерпання пластичності матеріалу. За температур попереднього вигину від 260 до 320°C навіть відносно мала попередня деформація стиску може викликати значну втрату пластичності. Згідно цими даними ідентичні поведінку мають й інші сталі (від киплячих сталей середньої міцності до загартованих і відпущених сталей із границею текучості 70 кгс/мм<sup>2</sup>). Старіння при 150°C упродовж 1,5 год викликає подальшу втрату пластичності сталі.

Це більш помітно виявляється в низьковуглецевих сталях, ніж у загартованих і відпущених.

*Напружений стан.* У процесі лабораторних випробувань за номінальних напружень на рівні границі текучості матеріалу в елементах конструкцій розвиваються пластичні деформації, що залежать від їх геометрії і напруженого стану. У випадку плоского напруженого стану збільшується границя текучості й утворюються крихкі тріщини. Об'ємний напружений стан підсилює цей ефект. Дослідження, проведені Кенноном і Мюнзе на зварних пластинах з надрізом,

показало, що коефіцієнт концентрації у вершині тріщини може скласти 13-14 (1966). Звідси випливає, що такі фактори, як геометрична форма, напружений стан і дуже висока концентрація напружень створюють в окрихчених зонах умови для досягнення критичних руйнівних напружень за рахунок накладення залишкових і досить малих діючих напружень.

*Умови експлуатації.* Зварні конструкції під час експлуатації повинні витримувати навантаження різних видів. Запаси міцності повинні забезпечувати, з одного боку, безпеку роботи, а з іншого боку – належний рівень тримкої здатності. Крім того, ці конструкції повинні витримувати навантаження за різних температур, а іноді й у різних навколишніх середовищах. У деяких випадках треба також, щоб вони витримували динамічні навантаження. Таким чином, для зварних конструкцій існують особливі умови експлуатації, що в багатьох випадках дає реальну можливість для виникнення крихких руйнувань.

З метою вивчення цієї проблеми проводять лабораторні випробовування зразків і зварних з'єднань різних типів. Однак при таких іспитах важко цілком моделювати навантаження й умови середовища, що мають місце при експлуатації. Незважаючи на це, результати численних лабораторних досліджень надали велику допомогу і послужили основою для розробки методів розрахунку, що враховують крихке руйнування.

Оцінка міцності ідеальних і реальних матеріалів. Одним із поштовхів до розвитку механіки руйнування було виявлення істотної різниці між теоретичною і технічною міцністю матеріалів. Теоретична міцність матеріалів  $\sigma_{теор}$ , обчислена в рамках теорії розрахунку міцності ідеальних кристалів М. Борна, складає  $\sigma_{теор} = (0,1...0,01) E$ , де  $E$  – модуль пружності I-го роду. Вперше міцність, близьку до теоретичної, отримав О.Ф. Йоффе із працівниками, досліджуючи вплив розчинення водою поверхні на міцність монокристалів кухонної солі. Зроблено також фундаментальний висновок про те, що процес руйнування ніколи не відбувається зразу через весь переріз, а починається з маленької тріщини, яка поглиблюючись розділяє кристал на дві частини.

Було виявлено, що межа міцності  $\sigma_B$  кристалів кам'яної солі не залежить від температури випробувань в межах 180...600°C, проте межа текучості  $\sigma_T$  зменшується із збільшенням температури. Схема (рис.1.3) запропонована О. Йоффе дозволяє визначити температуру в'язко-крихкого переходу матеріалу  $T_k$  за наступних умов:  $T < T_k$   $\sigma_e < \sigma_T$  маємо крихке руйнування;  $T > T_k$   $\sigma_B > \sigma_T$  - в'язке руйнування.

В дослідженнях закордонних вчених А. Гріффітса, А. Надаї, О. Орована, Н. Петча, О.Тейлора вказана проблема отримала подальший розвиток.

Комплексні дослідження впливу швидкості деформування і низьких температур на характер руйнування металів були виконані в першій половині ХХ ст. під керівництвом М. Давиденкова. Зокрема, на основі схеми О. Йоффе М. Давиденковим побудовані аналогічні залежності для сталей (рис.1.4,а) з метою визначення температури крихкості (холодноламкості) (рис. 1.4,б) та вдосконалення методології серійних випробувань на згин зразків з гострим концентратором за різних температур для встановлення критичної температури крихкості металу, як міри його схильності до холодноламкості.

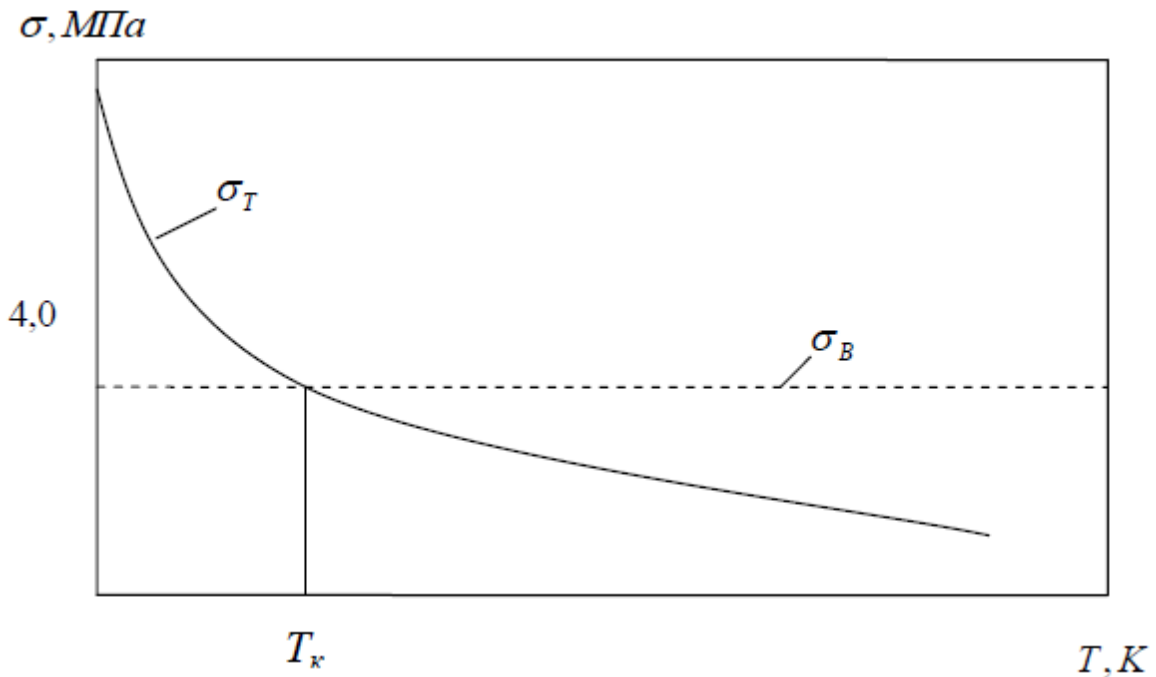


Рис. 1.3. Схема переходу кам'яної солі з крихкого стану в пластичний (О. Йоффе)

Ударна в'язкість КС характеризує здатність матеріалу поглинати механічну енергію в процесі деформації і руйнування під дією ударного навантаження і оцінюється роботою, витраченою на деформацію і руйнування зразка згином, віднесеною до початкової площі поперечного перерізу в місці концентратора.

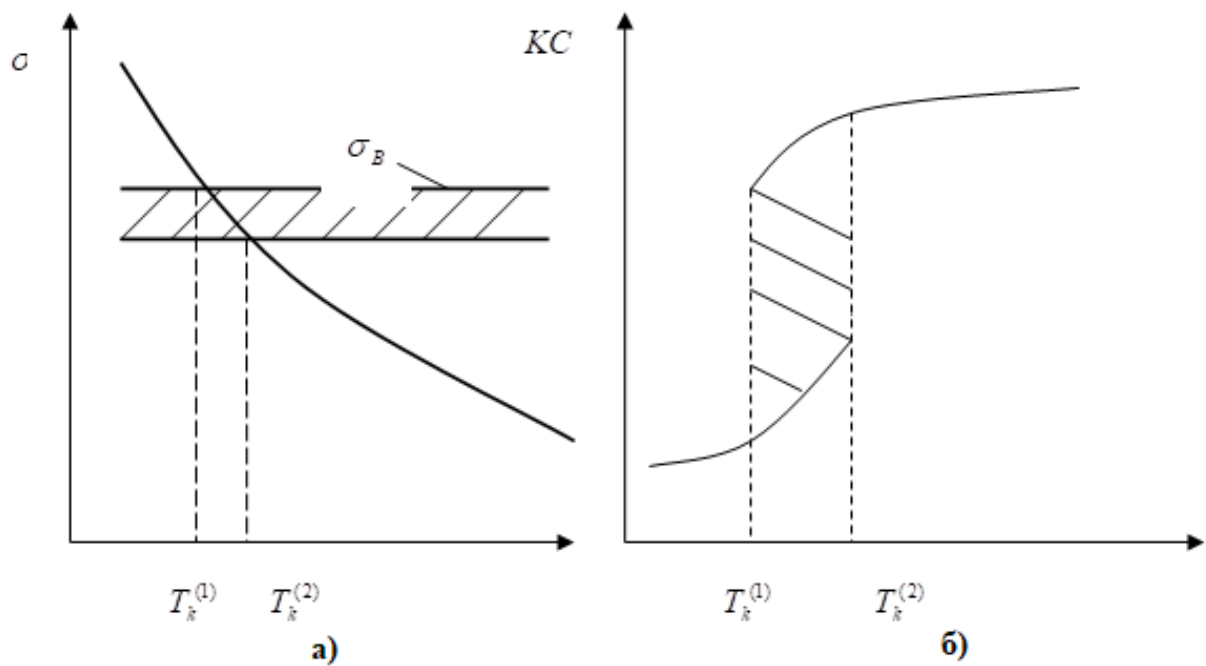


Рис. 1.4. Залежність  $\sigma_T, \sigma_B$  – а і КС – б металів від температури випробувань

Класичний і неklasичний підходи. Класичний підхід до руйнування ґрунтується на представленні елементу об'єму zdeформованого матеріалу у двох станах: суцільному ( $C$ ) і зруйнованому ( $Z$ ).

Перехід із стану  $C$  до стану  $Z$  відбувається миттєво, якщо параметр, що характеризує напружено-деформований стан досягає критичного значення. В протилежному випадку руйнування не відбудеться. Кількісні характеристики опору руйнуванню визначають за різними видами випробувань: межа текучості  $\sigma_T$ ; межа міцності  $\sigma_B$ ; відносне видовження зразка після руйнування  $\delta$ ; відносне звуження зразка після руйнування  $\psi$ ; межа витривалості  $\sigma_r$ .

*Неklasичний підхід* (підхід сучасної механіки руйнування) полягає в тому, що перехід матеріалу із стану  $C$  в стан  $Z$  супроводжується деяким проміжним станом  $\Pi$  (ділянка передруйнування), який враховується при визначенні міцності матеріалу, коли в ньому є тріщинуваті дефекти. Цей об'єм матеріалу zdeформований за межу пружності і в ньому найбільш інтенсивно протікає пластичне деформування, дифузійні процеси, взаємодія з середовищем, тобто  $C \rightarrow \Pi \rightarrow Z$  перехід.

## Тема № 2. РОЗПОДІЛ НАПРУЖЕНЬ І ДЕФОРМАЦІЙ В ОКОЛІ ВІСТРЯ ТРІЩИНИ. ВИДИ ЗМІЩЕНЬ БЕРЕГІВ ТРІЩИНИ

Види зміщень берегів тріщини. Для оцінки міцності тіл з тріщинами необхідно, в першу чергу, знати напружено-деформований стан в області вершини тріщини. При навантаженні тіла відбувається взаємне зміщення протилежних берегів тріщини.

Виділяють три основних типи переміщень поверхонь тріщини: *нормальний відрив, поперечний зсув та поздовжній зсув* (рис. 2.1).

*Нормальний відрив* реалізується, коли переміщення протилежних берегів тріщини перпендикулярне до площини тріщини.

За *поперечного зсуву* переміщення берегів тріщини перпендикулярне до її фронту.

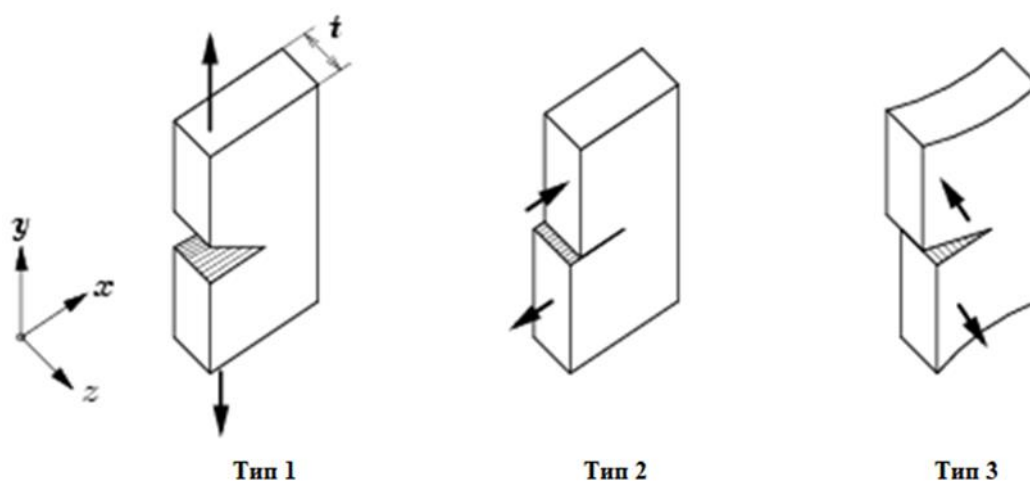


Рис. 2.1. Типи зміщень: нормальний відрив – 1; поперечний зсув – 2; поздовжній зсув – 3

Якщо переміщення поверхонь тріщини паралельне фронту тріщини, то це тріщина *поздовжнього зсуву* (антиплоский зсув). Таким чином будь які складні деформування можна одержати поєднанням описаних трьох різновидів.

Розподіл напружень та зміщень у вершині тріщини нормального відриву (рис. 2.1 Тип 1). На рис. 2.2 схематично представлено точки тіла в декартовій, циліндричній і сферичній системі координат.

$x, y, z$  – декартові координати точки тіла у недеформованому стані (рис. 2.2 а),

$r, \theta, z$  – циліндричні координати точки тіла  $x = r \cdot \cos \theta$ ;  $y = r \cdot \sin \theta$ ; (рис. 2.2 б);

$u, v, w$  – сферичні координати  $x = r \cdot \sin \alpha \cdot \cos \theta$ ;  $y = r \cdot \sin \alpha \cdot \sin \theta$ ;  $z = r \cdot \cos \theta$  (рис. 2.2 в);

$u, v, w$  – проєкції на нерухомі координатні осі  $\{ x, y, z \}$  дійсного зміщення розглянутої точки тіла (рис. 2.2 а); у випадку циліндричних координат відповідно:  $u$  – проєкція на радіус,  $v$  – проєкція на тангенціальний напрямок і  $w$  – проєкція на вісь  $r$  тіла обертання (рис. 2.2 б);

$u_r, u_\theta, v_z$  – позначення в циліндричних координатах проєкцій дійсного зсуву

точки (рис. 2.2 б).

$p_v$  – повне напруження в точці тіла (усередині або на поверхні) на площадці, що має зовнішню нормаль  $\nu$  (рис. 2.3 а).

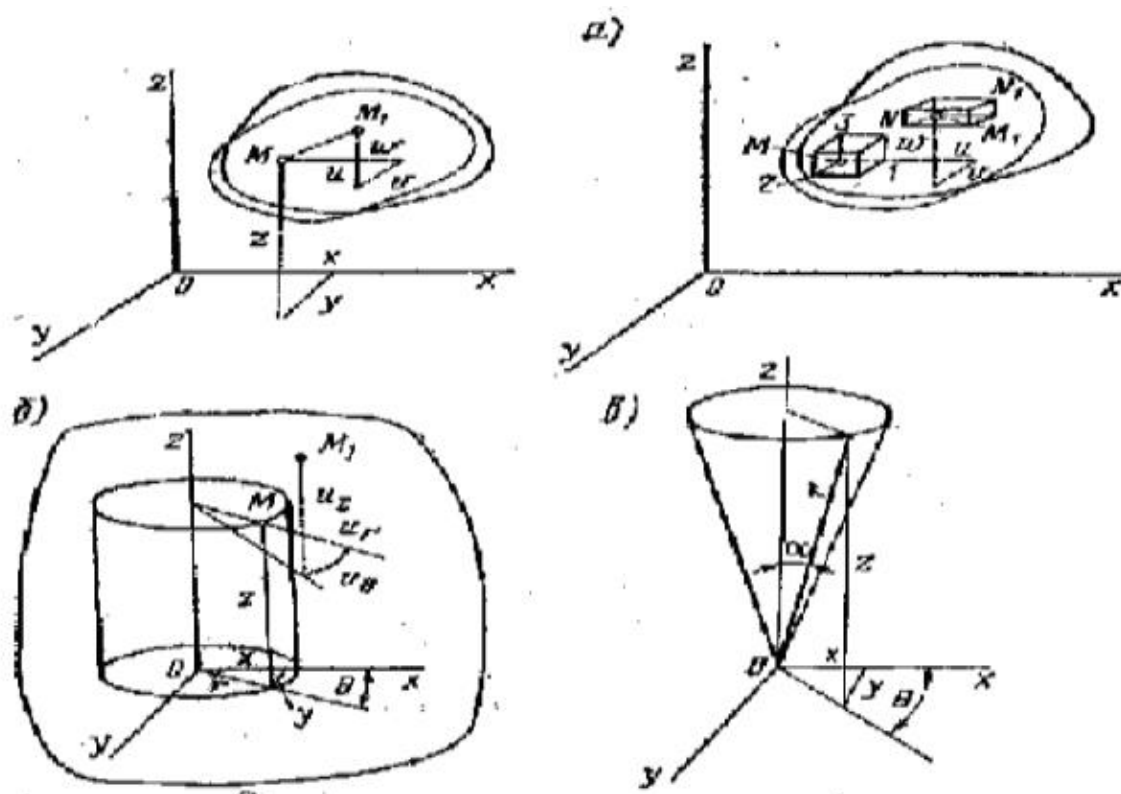


Рис. 2.2. Позначення точок тіла в декартових – а, циліндричних – б і сферичних координатах – в

$p_{xv}, p_{yv}, p_{zv}$  – проєкції повного напруження  $p_v$  на координатні осі  $(x, y, z)$ ;

$$p_v^2 = p_{xv}^2 + p_{yv}^2 + p_{zv}^2 \text{ (рис. 2.3 б);}$$

$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$  – нормальні напруження, рівнобіжні координатним осям  $x, y, z$  на трьох взаємно перпендикулярних площадках, проведених через дану точку, для яких зовнішні нормалі відповідно рівнобіжні осям  $x, y, z$ .

$\tau_{xy}, \tau_{xz}$  – дотичні напруження, рівнобіжні осі  $x$  на площадках з нормаллями, відповідно рівнобіжними осям  $y, z$ .

$\tau_{yx}, \tau_{yz}$  – дотичні напруження, рівнобіжні осі  $y$  на площадках з нормаллями, відповідно рівнобіжними осям  $x, z$ .

$\tau_{zx}, \tau_{zy}$  – дотичні напруження, рівнобіжні осі  $z$  на площадках з нормаллями, відповідно рівнобіжними осям  $x, y$ .

$$T_H = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{pmatrix} \text{ – тензор напружень для даної точки, тобто сукупність}$$

компонентів напружень на трьох взаємно перпендикулярних площадках у випадку однорідного напруженого стану (рис. 2.4).

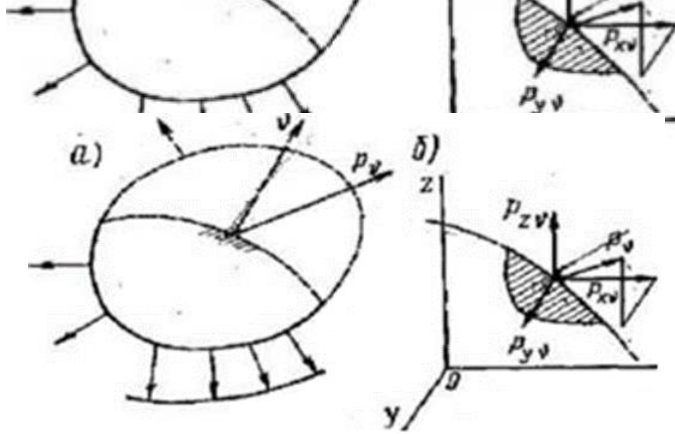


Рис. 2.3. Схематичне представлення повного напруження в декартовій системі координат

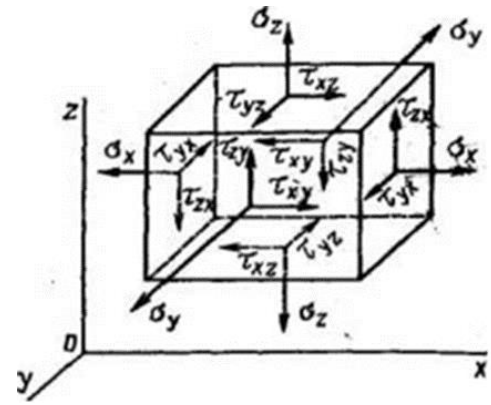


Рис. 2.4. Схематичне представлення напружень в нескінченно малому об'ємі тіла у формі паралелепіпеда

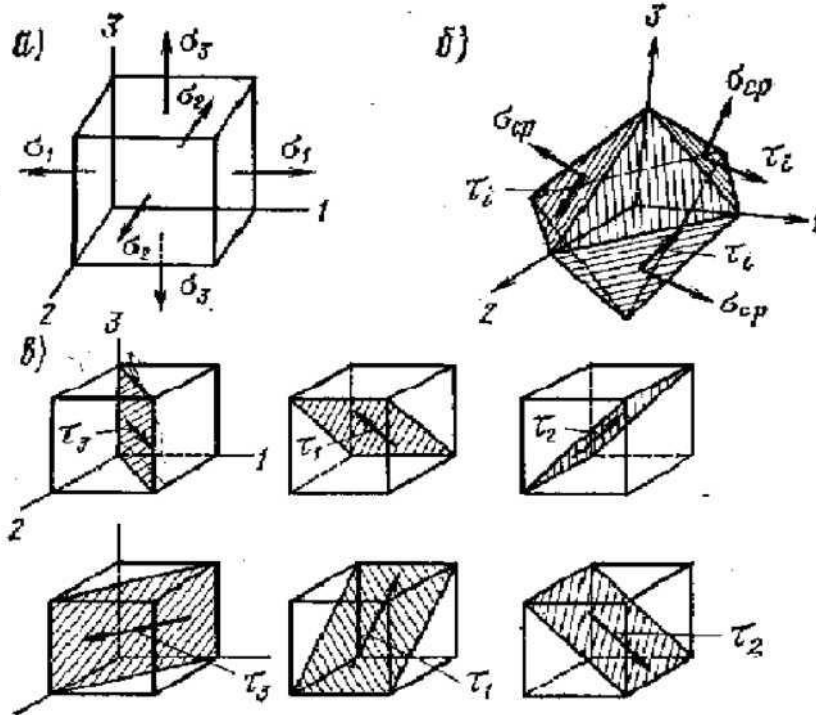


Рис. 2.5. Схематичне представлення площадок тіла з діючими на них напруженнями: головним – а); середніми і октаедричними – б); головним дотичним – в)

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  – головні напруження для даної точки, тобто нормальні напруження на головних площадках (на яких відсутні дотичні напруження);

$\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$  (рис. 2.5 а);

$\tau_3 = \pm \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}$  – головні дотичні напруження, тобто напруження на площадках з відносними максимумами дотичних напружень, бісекторних до напрямків  $\sigma_1$  і  $\sigma_2$  (рис. 2.5, в);

$\tau_1 = \pm \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2}$  – головні дотичні напруження, на площадках, бісекторних до напрямків  $\sigma_2$  і  $\sigma_3$ ;

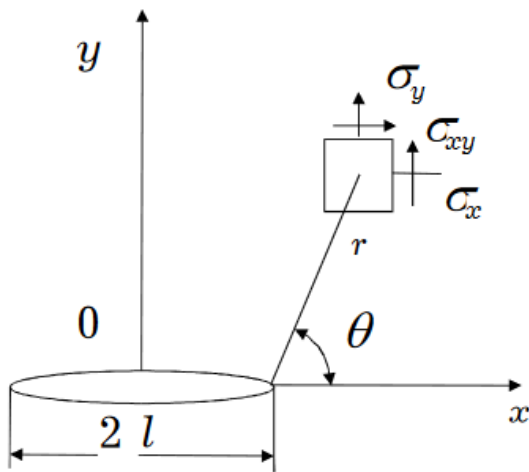
$\tau_2 = \pm \frac{\sigma_3 - \sigma_1}{2}$  – головні дотичні напруження, на площадках, бісекторних до напрямків  $\sigma_3$  і  $\sigma_1$ ;

$\sigma_{\text{ср}} = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z)$  – середнє напруження або нормальне напруження на октаедричних площадках, тобто на площадках, рівнонахилених до головних площадок, що проходять через дану точку (рис 2.5 б);

$\tau_{\text{окт}} = \frac{1}{3}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$  – дотичне напруження на октаедричних площадках;

$\sigma_i = \frac{3}{\sqrt{2}}\tau_{\text{окт}}$  – інтенсивність напруження (приведене, розрахункове напруження);

$\sigma^I, \sigma^II, \sigma^III$  – інваріанти (перший, другий, третій) тензора напруження, тобто не залежать від вибору системи координат;



$$\begin{aligned}
 \sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2}); \\
 \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2}); \\
 \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2}; \\
 \sigma_z &= \mu(\sigma_x + \sigma_y); \\
 \tau_{zy} &= \tau_{yz} = 0
 \end{aligned} \tag{2.1}$$

$$\begin{aligned}
 U &= \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} (k - 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2}) \\
 V &= \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} (k + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2})
 \end{aligned}$$

Рис. 2.6. Система локальних координат у вістрі тріщини

де  $\sigma, \tau$  – відповідно нормальні та дотичні напруження;  $r$  – віддаль до вершини тріщини;  $G = \frac{E}{2(1+\mu)}$  – модуль зсуву;  $E$  – модуль пружності I-го роду;  $\mu = -\varepsilon_x/\varepsilon_y$  – коефіцієнт Пуассона;  $K_I$  – коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН) для тріщин нормального відриву (рис. 2.1 – тип I);  $\theta$  – кут між розглядуваною точкою та продовженням тріщини.

При  $\sigma_z = 0$  будемо мати плоский напружений стан, у випадку  $U = 0$  – плоску деформацію.

Для плоского напруженого стану  $k = \frac{3-\mu}{1-\mu}$ , для плоскої деформації  $k = 3 - 4\mu$ .

### Силовий підхід

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2})$$

У випадку  $\theta = 0$  (на продовжені вершини тріщини) і приймаючи, що  $\sigma_y = \sigma$ ,  $r = l$  із формули (2.1) маємо для безкінечного тіла з тріщиною типу I довжиною  $2l$ .



$$K_I = \sigma\sqrt{\pi l} \quad (2.2)$$

де  $\sigma$  – напруження прикладені на нескінченості.

Для тіла скінченних розмірів КІН визначають за формулою

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi l} \cdot Y \quad (2.3)$$

де  $Y$  – безрозмірна функція, яка залежить від геометрії зразка, розмірів тріщини, та схеми навантаження.

Для визначення НДС в околі вістря тріщини певного поширення набув так званий метод вагових функцій. Привабливість цього методу полягає в тому, що забезпечуючи достатню точність визначення КІН, він є менш трудомістким порівняно з числовими методами (МСЕ, МГІР). Метод дозволяє визначати КІН для тіл з тріщинами довільної конфігурації, для яких відомо напружено-деформований стан при відсутності тріщин.

Згідно з ним величину КІН  $K_n$  при довільному навантаженні  $\sigma_n$  можна знайти за розв'язком крайової задачі для тіла з тріщиною такої ж конфігурації при дії на берегах тріщини навантаження

$$K_n = \frac{H}{K_0} \int_0^l \sigma_n \frac{\partial U_0}{\partial l} dx \quad (2.4)$$

де  $U_0$  і  $K_0$  – нормальні зміщення і КІН при навантаженні  $\sigma_0$ ;  $\frac{H}{K_0} \frac{\partial U_0}{\partial l}$  – вагова функція;  $H$  – узагальнений модуль пружності для плоскої деформації

$$H = E/(1 - \mu^2) \quad (2.5)$$

для плоского напруженого стану  $H = E$

Розподіл напружень і зміщень у вершині тріщини поперечного зсуву (рис. 2.1 Тип 2)

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} (2 + \cos \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2}); \\ \sigma_y &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2}; \\ \tau_{xy} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \cdot (1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2}); \\ \sigma_z &= \mu(\sigma_x + \sigma_y); \\ \tau_{zy} &= -\frac{2\mu K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ U &= \frac{K_{II}}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cdot \sin \frac{\theta}{2} (2 - 2\mu + \cos^2 \frac{\theta}{2}) \\ V &= \frac{K_{II}}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} (2\mu - 1 - \sin^2 \frac{\theta}{2}) \end{aligned} \quad (2.6)$$

Розподіл напружень і зміщень у вершині тріщини поздовжнього зсуву (рис. 2.1 Тип 3)

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \sigma_y = \sigma_z = \tau_{xy}; \\ \tau_{xz} &= -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ \tau_{yz} &= \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \\ U &= V = 0 \end{aligned} \tag{2.7}$$

$$W = \frac{K_{II}}{2G} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \cdot \sin \frac{\theta}{2}$$

Розподіл напружень і зміщень у вершині тріщини за пружно-пластичного деформування

Дослідження полів напружень і деформацій в околі вістря тріщини за пружно-пластичного деформування є більш складною задачею.

*Енергетичний підхід.* В плоскій постановці розподіл напружень і деформацій в околі вістря тріщини при монотонному навантаженні деформаційно зміцнюваного матеріалу було отримано майже одночасно Хатчинсоном, а також Райсом та Розенгренем на основі розгляду криволінійного інтегралу вздовж контуру, який охоплює вістря тріщини.

Згідно з цим

$$\begin{aligned} \varepsilon_{ij} &= \alpha \varepsilon_T \left( \frac{EJ}{I\alpha\sigma_T^2 r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta, n), \quad \sigma_{ij} = \sigma_T \left( \frac{EJ}{I\alpha\sigma_T^2 r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n), \\ u_i &= \frac{\alpha\sigma_T}{E} \left( \frac{EJ}{I\alpha\sigma_T^2} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{n/(n+1)} \tilde{U}_{ij}(\theta, n), \end{aligned} \tag{2.8}$$

де  $J$  – інтеграл, обчислений по контуру достатньо віддаленому від вістря тріщини;  $I$  – безрозмірна функція від показника  $n$  деформаційного зміцнення;  $\tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta, n)$ ,  $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n)$ ,  $\tilde{U}_{ij}(\theta, n)$  – нормовані функції від кута  $\theta$  і  $n$ .

У цьому випадку зв'язок між напруженням і пластичною деформацією за одновісного розтягу має вигляд:

$$\bar{\varepsilon}_p = \alpha \bar{\sigma}^n, \tag{2.9}$$

де  $\alpha$  і  $n$  – відповідно коефіцієнт і показник деформаційного зміцнення;  $\bar{\varepsilon}_p = \varepsilon_p / \varepsilon_T$ ;  $\varepsilon_T = \sigma_T / E$ ;  $\bar{\sigma} = \sigma / \sigma_T$ ;  $\sigma_T$  – межа текучості

Подальші дослідження показали, що рівняння (2.2) достатньо добре узгоджується з експериментальними даними.

Однак вирази (2.1)–(2.4), свідчать, що напруження мають сингулярність у вістрі тріщини. Для визначення деформацій безпосередньо у вістрі тріщини ефективно використовують числові та експериментальні методи.

*Деформаційний підхід.* М. Я. Леонов, В. В. Панасюк і Д. С. Дагдейл

запропонували моделі, які дають змогу визначити розмір пластичної зони і розкриття тріщини в умовах плоского напруженого стану. В цих роботах розглянуто випадок клинуватої зони на продовженні тріщини.

Рівняння, що пов'язують розкриття тріщини, розміри пластичної зони з розмірами тріщини і прикладеними напруженнями мають такий вигляд:

$$\delta = \frac{4\sigma_T l}{\pi E} \ln \left( \sec \frac{\pi \sigma}{2\sigma_T} \right) \quad (2.10)$$

$$2r_p = \ln \left( \sec \frac{\pi \sigma}{2\sigma_T} \right) \quad (2.11)$$

де  $2r_p$  – розмір зони пластичних деформацій поблизу вістря тріщини на її продовженні.

М. Махутов запропонував для опису деформацій у вістрі тріщини при пружнопластичному деформуванні користуватись коефіцієнтом інтенсивності деформацій  $K_{Ie}$ . Відповідно до його підходу відносна інтенсивність деформацій у вершині тріщини визначається формулою

$$\bar{e}_i = \frac{2(1+\nu)}{3} \frac{K_{Ie}}{2\pi r} P_{res} \quad (2.12)$$

де  $\bar{e}_i = e_i/e_{iT}$ ;  $e_{iT}$  – інтенсивність деформацій за напружень, що дорівнюють межі текучості.

Для визначення напружено-деформованого стану в околі вістря тріщини певного поширення набув так званий метод вагових функцій. Привабливість цього методу полягає в тому, що, забезпечуючи достатню точність визначення КІН, він є менш трудомістким порівняно з числовими методами (методом скінченних елементів, методом граничних інтегральних рівнянь). Метод дозволяє визначати КІН для тіл з тріщинами довільної конфігурації, для яких відомо напружено-деформований стан при відсутності тріщин.

Величину КІН  $K_n$  при довільному навантаженні  $\sigma_n$  можна знайти за розв'язком крайової задачі для тіла з тріщиною такої ж конфігурації при дії на берегах тріщини навантаження

$$K_n = \frac{H}{K_0} \int_0^l \sigma_n \frac{\partial U}{\partial l} dx, \quad (2.13)$$

де  $U_0$  і  $K_0$  – нормальні зміщення і КІН при навантаженні  $\sigma_n$ ;  $H$  – узагальнений модуль пружності.

Для плоскої деформації  $H = E/(1-\nu^2)$ , для плоского напруженого стану  $H = E$ .

Величина  $\frac{H}{K_0} \frac{\partial U}{\partial l}$  має назву вагової функції. Пізніше метод вагових функцій

був розвинутий у працях де отримано розв'язок для тіл з тріщинами нормального відриву при довільному розподілі навантаження на контурі тріщини.

### Тема № 3. СТАТИЧНА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МЕТАЛІВ І ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

Поряд із загальноприйнятою методикою оцінки міцності та довговічності елементів конструкцій такі розрахунки необхідно проводити за критеріями механіки руйнування.

Під терміном *тріщиностійкість* розуміють характеристики матеріалу, які визначають його опір руйнуванню за наявності тріщини. Розрізняють силові, деформаційні та енергетичні критерії тріщиностійкості.

#### Силові критерії руйнування (критерій Ірвіна).

Локальне руйнування тіла (поширення тріщини) в малому околі вершини тріщини почнеться тоді, коли коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН)  $K_I$  для даної силової схеми розтягу досягне деякої сталої для даного матеріалу величини  $K_{IC}$  (характеристики тріщиностійкості):

$$K_I(p^*, l_0) = K_{IC}, \quad (3.1)$$

де  $K_I$  визначається із розподілу напружень (рис. 3.1) на ділянці перед вершиною тріщини (ділянці передруйнування):

$$\sigma(x, y, 0) = \frac{K_I(p, l)}{\sqrt{2\pi r}} + O(l), \quad (3.2)$$

де  $p^*$  – граничне значення параметра  $p$ , за досягнення якого починається поширення тріщини;  $l_0$  – розмір тріщини;  $r$  – віддаль по нормалі до контуру тріщини в площині  $z = 0$ ;  $O(l)$  – регулярна частина нормальних напружень.

Отже, в основі лінійної механіки руйнування лежить силовий критерій Ірвіна (3.1). Концепція  $K_{IC}$  – критерію застосовується для квазікрихких тіл з тріщинами при виконанні умов *автомодельності*, тобто коли характерний розмір пластичної зони (зони перед руйнування) значно менший за характерний розмір макротріщини. Математичні співвідношення умов *автомодельності* для даного критерію разом із критерієм руйнування складають замкнуту розрахункову модель для визначення гранично рівноважного стану тіл з тріщинами.

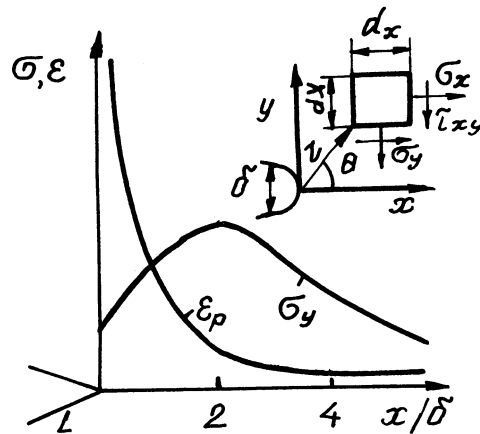


Рис. 3.1. Напружений стан ділянки передруйнування в околі тріщини нормального відриву

*Основними характеристиками тріщиностійкості є:*

$K_c$  – критичне найбільше значення КІН при виникненні руйнування поблизу вершини тріщини, яке визначається за критичним напруженням чи навантаженням, розмірами тріщини і поперечного перерізу зразка.

$K_{Ic}$  – критичне значення КІН, коли у вершині тріщини реалізується тривісний розтяг за плоскої деформації (максимальної стисливості пластичної деформації)  $\varepsilon_x, \varepsilon_y \neq 0, \varepsilon_z = 0$ .

Способи забезпечення умов плоскої деформації:

- збільшення товщини зразка;
- зменшення температури випробування.

Величина  $K_c$  залежить від геометрії зразка і в першу чергу від його товщини. Величина  $K_{Ic}$  є сталою матеріалу і в межах прийнятої точності не залежить від геометрії зразка. Проте  $K_{Ic}$  залежить від температури випробувань, швидкості навантаження, фізико-хімічної дії експлуатаційного середовища.

Визначення характеристик тріщиностійкості. Типи зразків і схеми навантаження. Формули для визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень

Для експериментального визначення  $K_{Ic}$  достатньо мати зразок з тріщиною, випробувальне обладнання та  $K$  – тарування для цього зразка.

Методи випробування, обробки та аналізу результатів випробувань, експериментальне обладнання, конструкції зразків для визначення характеристик тріщиностійкості за статичного навантаження регламентуються ГОСТ 25.506-85.

*Типи зразків і схеми навантаження.* Стандартизована методика для визначення критичного значення  $K_{Ic}$ , яка використовується сьогодні в Україні, рекомендує застосовувати наступні типи зразків: плоский прямокутний (смуга) з центральною

тріщиною (рис. 3.2 а) і циліндричний із зовнішньою кільцевою тріщиною для досліджень осьовим розтягом; прямокутний компактний з боковою тріщиною – позацентровим розтягом (рис. 3.2 б); плоский прямокутний з боковою тріщиною для досліджень триточковим згином (рис. 3.2 в), прямокутний з боковою тріщиною – одновісним розтягом (рис. 3.2 г). Стандартом передбачено жорсткі вимоги до технології виготовлення і геометричних розмірів зразків, а також – до методики наведення втомних тріщин, відносна довжина яких не обмежується. Не регламентується також і товщина зразків.

Стандартом передбачено вимоги до технології виготовлення і геометричних розмірів зразків, а також до методики створення втомних тріщин.

Для компактного зразка за позацентрального розтягу (рис. 3.2 а):  $l = (0,45...0,55)b$ ;  $t = 0,5b$ ;  $c = 1,25b$ ;  $d = 0,25b$ ;  $F = 0,55b$ ;  $I = (0,25...0,45)b$ ;  $H = 1,2b$ . Зразки такого типу застосовують для визначення  $K_{Ic}$  ( $K_c$ ) сталей високої, середньої та низької міцності, а також для кольорових металів.

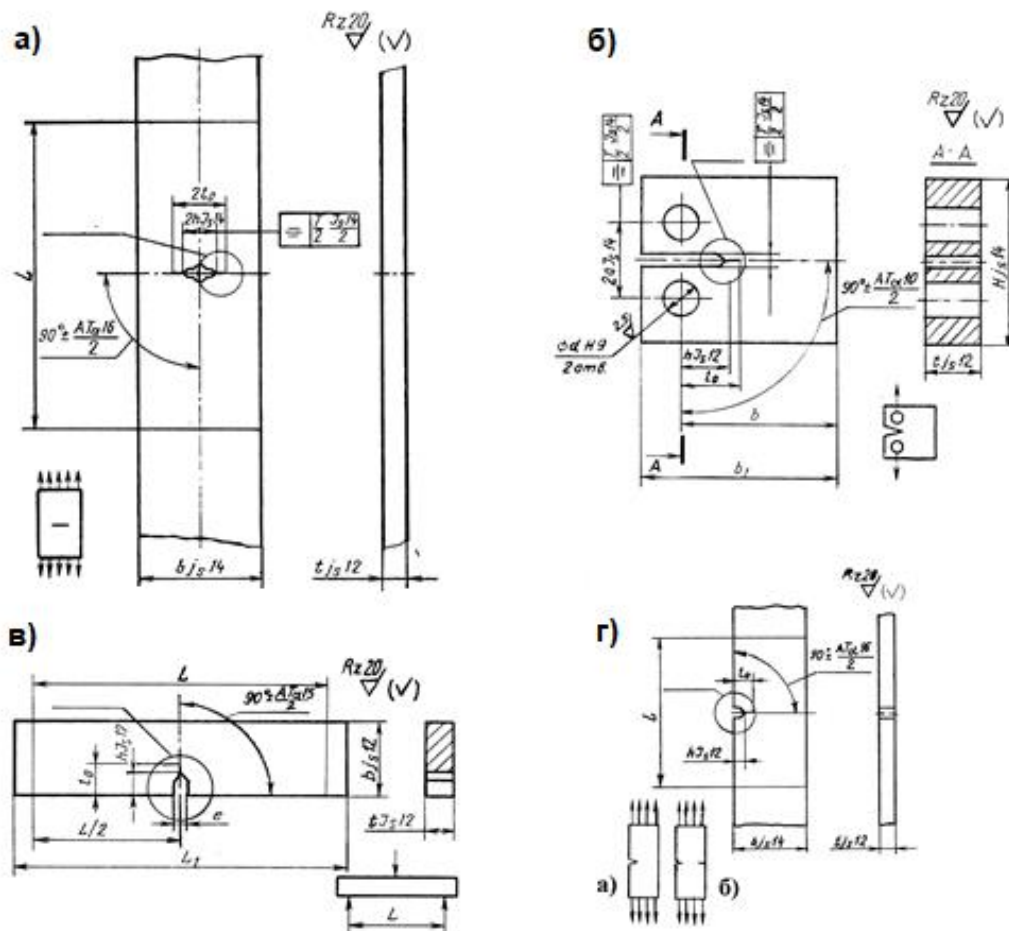


Рис. 3.2. Зразки для визначення характеристик тріщиностійкості: а) смуга з центральною тріщиною для випробування розтягом; б) прямокутний зразок з боковою тріщиною для випробувань позацентровим розтягом (компактний); в) прямокутний зразок з крайовою тріщиною для досліджень триточковим згином; г) смуга з боковою тріщиною для випробування розтягом

Товщину зразка (крім магнієвих сплавів) наближено обчислюють за модулем пружності і межею текучості  $\sigma_{0,2}$  (табл. 3.1).

Таблиця 3.1.

Залежність товщини зразка від модуля пружності і межі текучості

$\sigma_{0,2} / E$	$t$ , мм
До 0,005	100
0,005...0,0057	75
0,0057...0,0062	63
0,0062...0,0065	50
0,0065...0,0071	38
0,0071...0,0080	25
0,0080...0,0095	12
Понад 0,0095	6

Втомну тріщину створюють від початкового надрізу. Доцільно застосовувати надріз шевронної форми з радіусом вершини  $\rho < 0,25$  мм. Для товщини зразка  $t < 25$  мм дозволяється застосовувати пряму форму надрізу з радіусом вершини  $\rho < 0,1$  мм.

Втомні тріщини в прямокутних зразках (рис. 3.2 б, г) рекомендується створювати використовуючи шарнірні опори в системі навантаження між випробувальною машиною і зразком.

Початкову втомну тріщину від надрізу створюють за максимального зусилля (максимального КІН)

$$K_{f \max} < 0,75K_{Ic} \quad (3.3)$$

Кінцева ділянка, довжиною не менше 0,3 від усієї довжини втомної тріщини повинна створюватися при

$$K_{f \max} < 0,6K_{Ic} \quad (3.4)$$

При створенні втомних тріщин коефіцієнт асиметрії циклу навантаження  $R = K_{\min} / K_{\max}$  слід вибирати в межах 0,1...0,25. Тут  $K_{\min}, K_{\max}$  – найменший і найбільший КІН циклу навантаження.

У випадку коли втомну тріщину створюють за температури  $T_f$ , а випробовують за температури  $T$ , то для кінцевої ділянки створення тріщини повинна виконуватися умова

$$K_{f \max} \leq 0,6(\sigma_{0,2}^f / \sigma_{0,2})K_{Ic}, \quad (3.5)$$

де  $\sigma_{0,2}^f, \sigma_{0,2}$  – границя текучості матеріалу за температури  $T_f$  і  $T$  відповідно.

Для визначення характеристик в'язкості руйнування (тріщиностійкості) за статичного навантаження використовують універсальні випробувальні машини та машини для циклічних випробувань необхідної потужності, які забезпечують вимірювання і реєстрацію зусиль та переміщень.

Випробувальна машина повинна бути обладнана двохкоординатними потенціометрами для запису діаграми «зусилля ( $P$ ) – переміщення берегів надрізу ( $\delta$ ), або у випадку керування від ПК відповідним програмним забезпеченням.

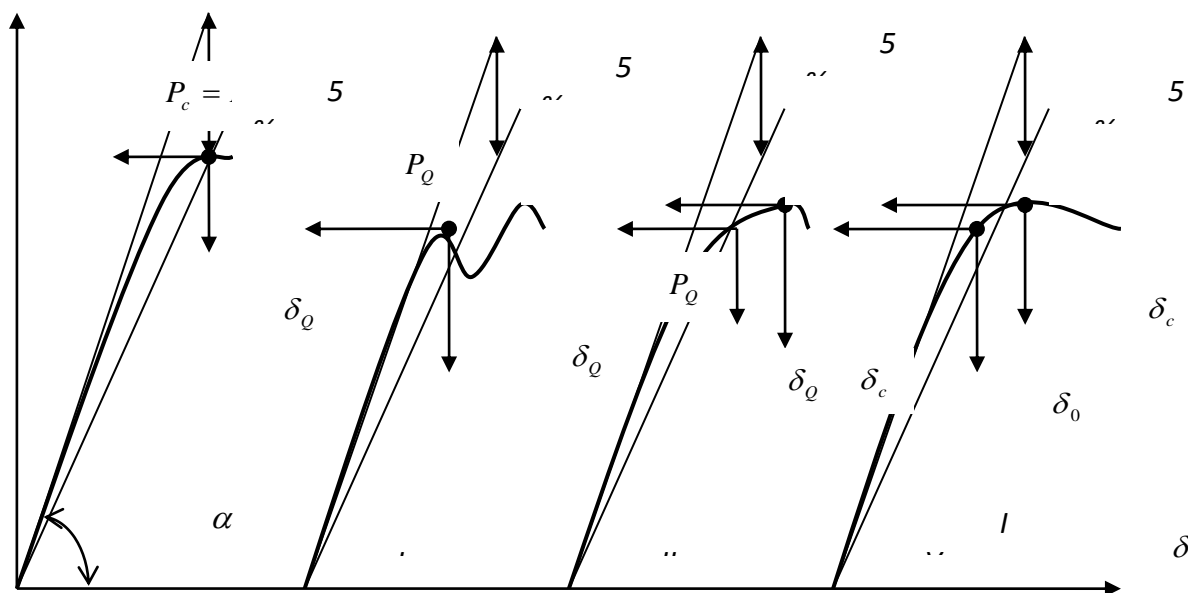


Рис. 3.3. Основні типи діаграм деформування

*Діаграма типу I.* Зусилля  $P_Q$  дорівнює найбільшому (руйнуючому) навантаженню  $P_c$ , якщо діаграма закінчується всередині кута, утвореного лінією початкової пружної ділянки і лінією, тангенс кута якої на 5% менший, ніж тангенс кута  $\alpha$  дотичної до початкової діаграми ( $P_Q = P_c$ ).

*Діаграма типу II.* Всередині вказаного кута відмічається стрибок сили спричинений стрибком тріщини. Зусилля при стрибку приймають рівним  $P_Q$ .

*Діаграма типу III.* Сила  $P_Q$  визначається точкою перетину діаграми з 5%-ною січною ( $P_Q = P_{5\%}$ ). У цьому випадку, якщо відхилення від прямолінійності спричинене тільки збільшенням довжини тріщини, то до точки перетину діаграми з 5%-ною січною, довжина тріщини збільшиться на 2%.

*Діаграма типу IV.* Може виявитися, що нелінійність діаграми спричинена пластичними деформаціями, а не ростом тріщини. У цьому випадку слід зафіксувати момент старту тріщини, і якщо це можливо, навантаження старту тріщини ( $P_Q = P_0$ ).

Зусилля  $P_Q$  і  $P_c$  необхідні для підрахунку величин  $K_{Ic}$  і  $K_c$ .

**Формули для визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень.** Величину  $K_Q$  для компактного зразка визначають за формулою

$$K_Q = (P_Q / t\sqrt{b}) \cdot Y, \quad (3.6)$$



$$Y = \sqrt{l/b} \left[ 29,6 - 185(l/b) + 655(l/b)^2 - 1017(l/b)^3 + 639(l/b)^4 \right]. \quad (3.7)$$

За отриманими для даної температури значеннями  $K_Q$  і межею текучості визначають розрахункову товщину зразка

$$t_p = \beta (K_Q / \sigma_{0,2})^2, \quad (3.8)$$

де  $\beta$  – безрозмірний коефіцієнт.

$\beta = 2,5$  – для маловуглецевих і низьколегованих сталей, алюмінієвих і титанових сплавів;

$\beta = 5,0$  – для аустенітних сталей;

$\beta = 0,6$  – для чавунів.

За розрахунковою товщиною визначають відносну товщину  $\bar{t} = t_p / t$ .

За даними вимірювання товщини зразків до і після випробувань визначають найбільше відносне залишкове звуження  $\varphi_c$  в зоні руйнування

$$\varphi_c = ((t - t_c) / t) \cdot 100\% \quad (3.9)$$

Величину  $K_Q$  приймають рівною  $K_{Ic}$ , якщо  $P_c < 1,1P_Q$  і виконуються такі умови

$$\bar{t} \leq 1, \quad \varphi_c \leq 1,5\%, \quad (3.10)$$

або

$$\bar{t} \leq 1, \quad \Delta l \leq 2,0\% \quad (3.11)$$

Якщо приведені нерівності не виконуються, то для визначення  $K_{Ic}$  необхідно збільшити товщину зразка.

## Тема № 4. ЕНЕРГЕТИЧНІ КРИТЕРІЇ РУЙНУВАННЯ

Розв'язок задачі про розподіл напружень біля ізольованого еліптичного отвору у безмежному тілі було отримано Інґлісом в 1913 р. Вестергаард, використавши підходи Інґліса, розв'язав задачу про розподіл напружень біля гострої тріщини. Починаючи з робіт Гріффітса, в 20-х роках розвиток досліджень з теорії тріщин пішов шляхом вивчення самого процесу руйнування. При такому підході до оцінки міцності враховуються вже наявні в тілі тріщини, розвиток яких обумовлює процес руйнування і пояснює невідповідність між теоретичною і практичною міцністю. Цей підхід Гріффітса дістав назву енергетичного підходу в механіці руйнування.

В основу теорії покладено наступний принцип тріщина почне розповсюджуватися в крихкому тілі тільки тоді, коли швидкість вивільнення енергії пружної деформації в процесі її поширення перевершить приріст поверхневої енергії тріщини.

Математична умова енергетичного критерію наступна:

$$\frac{\partial}{\partial l} [U(l_1) - W(p^*, l_1)] = 0, \quad (4.1)$$

де  $U(l_1)$  – поверхнева енергія тріщини;  $W(p^*, l_1)$  – енергія пружних деформацій, зумовлена розкриттям тріщини довжиною  $2l_0$  при дії на тіло зовнішніх навантажень  $p$ ;  $p^*$  – граничне значення навантаження  $p$ .

Для параметра  $U(l_1)$  Гріффітсом було введено нову сталу матеріалу - густину поверхневої енергії  $\gamma$ .

На підставі рівняння енергетичного балансу (4.1) для визначення зовнішнього критичного зусилля  $p^*$  при розтягуванні рівномірно розподіленими зусиллями безмежної пластини з тріщиною довжиною  $2l_0$  Гріффітс отримав залежність:

$$p^* = \sqrt{\frac{2\gamma_0 E'}{\pi l_0}} \quad (4.2)$$

де  $E' = E$  – для плоского напруженого стану (ПНС);  $E' = E/(1-\nu^2)$  – для плоскої деформації.

Цей принцип якісно підтверджується для крихких матеріалів (скло).

При квазікрихкому руйнуванні тіл, матеріал у вершині тріщини пластично деформується і робота, що затрачується для цього, може бути набагато більшою за поверхневу енергію за ідеального крихкого руйнування. Виходячи з цього Ірвін і Орован запропонували змінити підхід Гріффітса при вивченні поширення тріщин в квазікрихкому тілі, замінивши густину поверхневої енергії  $\gamma_0$  питомою роботою пластичних деформацій  $\gamma_p$ , зосереджених на малій ділянці матеріалу біля контуру

тріщини, тобто роботою, яка затрачується на утворення одиниці нової поверхні. Це дозволило узагальнити формулу Гріффітса (4.2):

$$p^* = \sqrt{\frac{2\gamma_p E'}{\pi l_0}}, \quad (4.3)$$

де  $\gamma_p$  – питома робота енергії пластичних деформацій в зоні передруйнування, необхідна для нестабільного росту тріщини.

Такий підхід дозволив перейти від концепції Гріффітса ідеально крихкого тіла до реальних металів і застосувати цю теорію для вирішення інженерних проблем, незважаючи на певні її недоліки.

В працях Морозова Є. М. для ідеально пружно-пластичного тіла *сформульовано енергетичний критерій* граничної рівноваги тіл з тріщинами, який базується на законі збереження енергії за дійсного чи можливого підростання тріщини:

$$\delta W + \delta \Gamma = \delta A \quad (4.4)$$

де  $\delta A$  – механічна робота зовнішніх сил;  $\delta W$  – об'ємна потенціальна енергія пружної деформації тіла;  $\delta \Gamma$  – енергія руйнування.

*Критерій R – кривих.* У випадку, коли в зоні передруйнування біля вершини тріщини виникають значні пластичні деформації (дорівнюють розміру тіла чи тріщини), критерій Гріффітса – Орована – некоректний. В цьому випадку для опису процесу руйнування використовують *критерій R – кривих*, який базується на балансі швидкості вивільнення енергії пружних деформацій і енергії руйнування тріщини, що поширюється. Критерій спонтанного росту тріщини має вигляд:

$$G_1 = R_c, \quad (4.5)$$

де  $G_1$ ,  $R_c$  – відповідно інтенсивність виділення пружної енергії і питомий опір матеріалу збільшенню довжини тріщини у момент спонтанного руйнування.

*Недоліком методу R-кривих* є залежність параметру  $R_c$  не тільки від приросту тріщини, а й від умов навантаження і геометрії зразка.

*Критерій J-інтегралу (В.Г. Черепанова).* Поряд із методом R-кривих для опису гранично рівноважного стану пластичних матеріалів, використовують критерій J-інтегралу, в основу якого покладено енергетичний підхід В. Г. Черепанова.

Відомо, що великі пластичні деформації у вершині тріщини значно впливають на інтенсивність виділення пружної енергії  $G_1$ . Для визначення впливу пластичних деформацій на  $G_1$  потрібно знайти точний розв'язок пружно-пластичної задачі про розподіл напружень у вершині тріщини.

У зв'язку з відсутністю подібного розв'язку запропоновано непрямий метод, в основі якого лежить J-інтеграл, який описується виразом:

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dy - T \frac{du}{dx} ds \right), \quad (4.6)$$

де  $\Gamma$  – замкнутий контур, який обмежує в напруженому полі деяку область навколо тріщини;  $W = W(x, y) = W(\varepsilon) = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$  – енергія деформації одиниці об'єму;  $T = \sigma_{ij} n_j$  – вектор напружень, перпендикулярний до контуру  $\Gamma$  і направлений назовні;  $u$  – переміщення в напрямку осі  $Ox$ ;  $dS$  – елемент контуру  $\Gamma$ .

Дещо пізніше Райс застосував критерій  $J$ -інтегралу до задач про тріщини і показав, що для пружного випадку виконується співвідношення:

$$J = G_1, \quad (4.7)$$

тобто для пружного випадку  $J$ -інтеграл еквівалентний інтенсивності виділення енергії пружної деформації. Очевидно, що можливим є існування критичного значення  $J_{Ic}$ , що відповідає початкові росту тріщини. Звідси виходить, що:

$$J_{Ic} = G_{Ic} \quad (4.8)$$

Розвиток глобальних енергетичних підходів, побудованих на балансі підведеної і вивільненої енергії, показано в роботах Лібовіца, Ешелбі.

Гійємо і Сі запропонували локальні енергетичні критерії, які базуються на розрахунку густини енергії деформації уявного циліндричного зразка в зоні передруйнування і застосуванні коефіцієнтів інтенсивності напружень, вважаючи, що руйнування відбувається при досягненні критичної густини енергії деформації на певній критичній відстані від вершини тріщини.

На основі отриманих залежностей Ірвін розглянув зв'язок енергетичних критеріїв руйнування з напруженим станом біля кінчика тріщини і показав еквівалентність енергетичного і силового підходів:

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{2E\gamma}{1-\nu^2}}, \quad (4.9)$$

де  $\mu$  – коефіцієнт Пуассона;  $\gamma$  – густина поверхневої енергії;  $E$  – модуль пружності першого роду (модуль Юнга).

### $J$ -інтеграл, критерій $J_{Ic}$

В'язкість руйнування компактних зразків визначали за формулою

$$K = \frac{P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{\frac{3}{2}}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4), \quad (4.10)$$

де  $P$  – розмах зусилля,  $B$  – товщина зразка;  $W$  – ширина зразка;  $a$  – довжина тріщини;  $a = a/W$  – відносна довжина тріщини.

$$J = J_{el} + J_{pl}, \quad (4.11)$$

де  $J_{el}$  – пружна складова  $J$  – інтегралу;  $J_{pl}$  – пластична складова  $J$  – інтегралу.

$$J_{el} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E}, \quad (4.12)$$

Для компактного зразка

$$J_{pl} = \frac{\eta A_{pl}}{B(W - a_0)}, \quad (4.13)$$

де  $A$  – енергія пластичної деформації (рис. 4.1);  $a_0$  – початкова довжина тріщини.

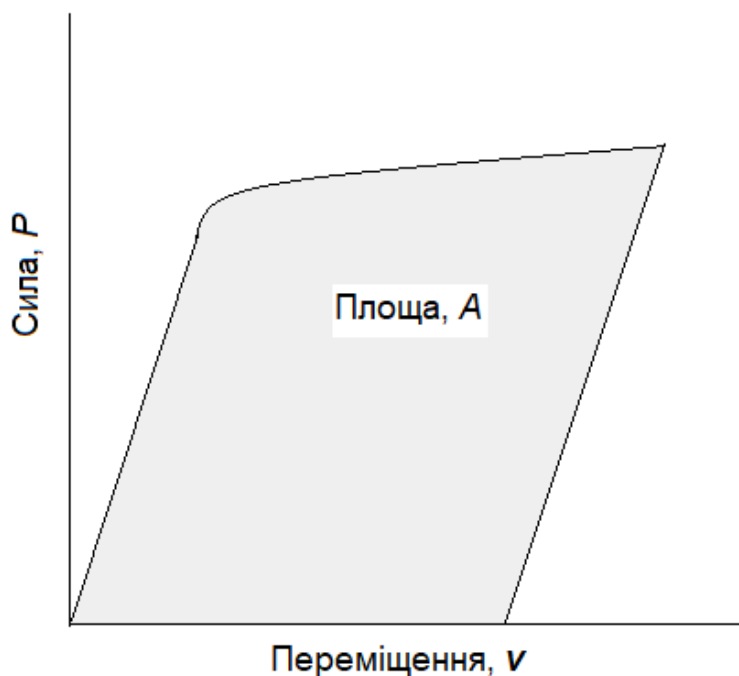


Рис. 4.1. Залежність сила – переміщення вздовж лінії дії сили

Для компактного зразка

$$\eta = 2 + 0,522(W - a_0) / W.$$

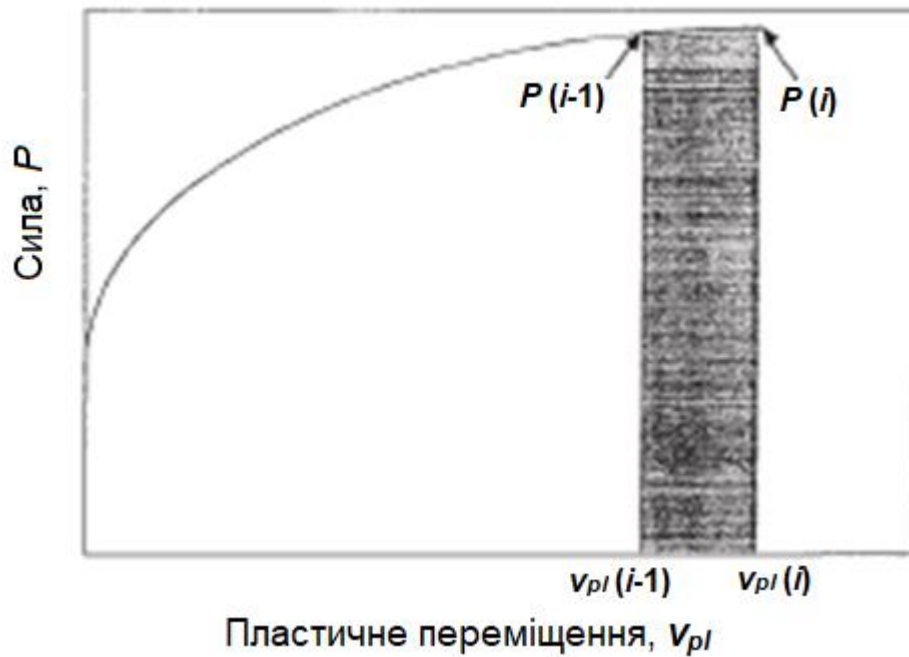


Рис. 4.2. Залежність сили від пластичної складової переміщення

Із рис. 4.2 слідує, що

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} + \frac{P_{i-1} + P_i}{2} \cdot [v_{pl(i)} - v_{pl(i-1)}]. \quad (4.14)$$

де  $v_{pl(i)}$  – пластична складова переміщення по лінії дії сили =  $v_{(i)} - (P_{(i)} C_{LL(i)})$ ;  $C_{LL(i)}$  – нахил  $(\Delta v / \Delta P)_{(i)}$  для даної поточної довжини тріщини  $a_i$ ;  $C_{LL(i)}$  – може бути визначене через  $a/W$  з наступного рівняння.

$$C_{LL(i)} = \frac{1}{EB} \left( \frac{W + a_i}{W - a_i} \right)^2 [ 2,163 + 12,219(a_i / W) - 20,065(a_i / W)^2 - 0,9925(a_i / W)^3 + 20,609(a_i / W)^4 - 9,9314(a_i / W)^5 ] \quad (4.15)$$

### Методи визначення приросту тріщини при випробуванні на $J_{Ic}$

Метод багаторазових випробувань полягає в тому, що довжина тріщини визначається по зламу зразка.

Для методу визначення  $J$ -інтегралу за випробуванням одного зразка використовується метод пружної піддатливості з вимірюванням пружного розкриття тріщини вздовж лінії дії сили

$$a / W = [ 1,000196 - 4,06319u + 11,242u^2 - 106,043u^3 + 464,335u^4 - 650,677u^5 ] \quad (4.16)$$

де  $u = \frac{1}{[BEC_{c(i)}]^{1/2} + 1}$ ;  $C_{c(i)}$  – пружна піддатливість  $(\Delta v / \Delta P)_{(i)}$  на ділянці розвантаження/повторного навантаження з поправкою повороту половинок зразка (рис. 4.3).

$$C_{c(i)} = \frac{C_i}{-\left[\frac{H^*}{R} \sin \theta_i - \cos \theta_i\right] \left[\frac{D}{R} \sin \theta_i - \cos \theta_i\right]}, \quad (4.17)$$

де  $C_i$  – виміряна пружна піддатливість вздовж лінії дії сили;  $H^*$  – половина відстані між точками прикладання сили (центрами отворів);  $R$  – радіус обертання центральної осі тріщини  $(W+a)/2$ ;  $D$  – половина відстані між точками вимірювання переміщення;  $\theta$  – кут повороту жорсткого елементу тіла відносно серединної лінії незруйнованої секції зразка

$$\theta = \sin^{-1} \left[ \frac{\left(\frac{d_m}{2} + D\right)}{(D^2 + R^2)^{1/2}} \right] - \tan^{-1} \left( \frac{D}{R} \right), \quad (4.18)$$

$d_m$  – повне вимірне переміщення вздовж лінії сили.

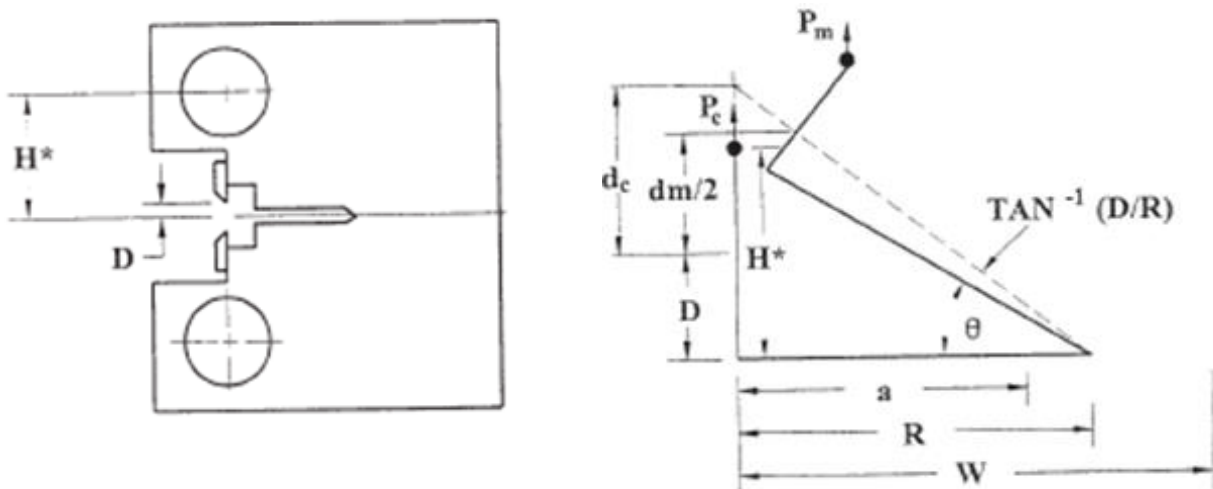


Рис. 4.3. Коректування пружної піддатливості, з урахуванням повороту половинок зразка

### Побудова J-R кривих за результатами випробовувань одного зразка

$J$  –  $R$  – крива, це графічна залежність  $J$  від приросту тріщини на ділянці контрольованого росту.

$J$  може бути обчислений для будь-якої точки записаної залежності сила – переміщення вздовж лінії сили з використанням залежності  $J = J_{el} + J_{pl}$ . Послідовні

розвантаження/повторні навантаження повинні бути рознесені з інтервалом переміщень не більше  $0,01W$ , з середнім значенням  $0,005W$ .

*Визначення придатності зразка.*

Найбільший  $J$ -інтеграл  $J_{max}$  для заданого зразка, менший наступних значень

$$J = b\sigma_y / 20, \text{ або } J = B\sigma_y / 20.$$

Найбільше значення приросту тріщини для заданого зразка визначається за формулою  $\Delta a_{max} = 0,25b_0$ .

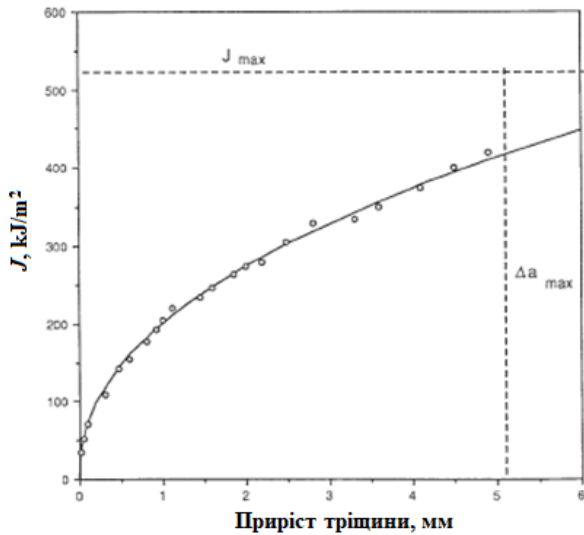


Рис. 4.4. Типова  $J - R$  крива

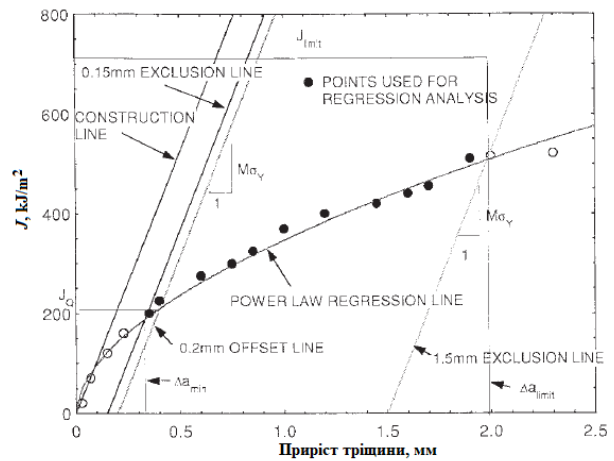


Рис. 4.5. Визначення лінії побудови для кваліфікаційного оцінювання даних

Параметр  $J_{ic}$  визначений цим методом характеризує в'язкість руйнування матеріалу на початку росту тріщини з попередньо існуючої втомної тріщини.

*Визначення тимчасового параметра  $J_0$ .*

Базова процедура. Для кожного зразка обчислюють  $\Delta a$  наступним чином  $\Delta a = a_p - a_0$

Процедура кривої опору росту  $\Delta a_i = a_i - a_{0q}$ .

Будуємо залежність  $J$  від  $\Delta a$ , як показано на рис. 4.5.

Визначаємо лінію побудови, за наступним рівнянням  $J = M\sigma_y\Delta a$ ,

Де  $M = 2$ , або  $M$  може бути визначено з експерименту. В деяких випадках початковий нахил  $J - R$  кривої є крутіший ніж  $2\sigma_y$ , наприклад для аустенітних сталей.

Проводимо лінію побудови. Тоді паралельно їй проводимо лінію виключення, яка перетинає абсцису в точці  $0,15$  мм.



Будуємо другу лінію виключення паралельно до лінії побудови, що перетинає абсцису в точці 1,5 мм.

Наносимо всі експериментальні  $J - R$  точки, що попадають всередину площі між цими двома паралельними лініями виключення і обмеженої зверху лінією  $J_{\text{limit}} = b_0 \sigma_y / 15$ .

Будуємо лінію паралельну лінії побудови при  $\Delta a = 0,2$  мм. Найменше одна точка повинна бути між лінією 0,5 мм зсуву і 1,5 мм лінією виключення. Прийнятні дані показані на рис. 4.6. Інші  $J - \Delta a$  пари даних можуть лежати де завгодно всередині ділянки виключення.

Використовуючи метод найменших квадратів, визначаємо лінію регресії в наступному виді

$$\ln J = \ln C_1 + C_2 \ln \left( \frac{\Delta a}{k} \right),$$

де  $k = 1,0$  мм.

На перетині лінії регресії з 0,2 мм лінією зсуву визначаємо  $J_Q - \Delta a_Q$ .

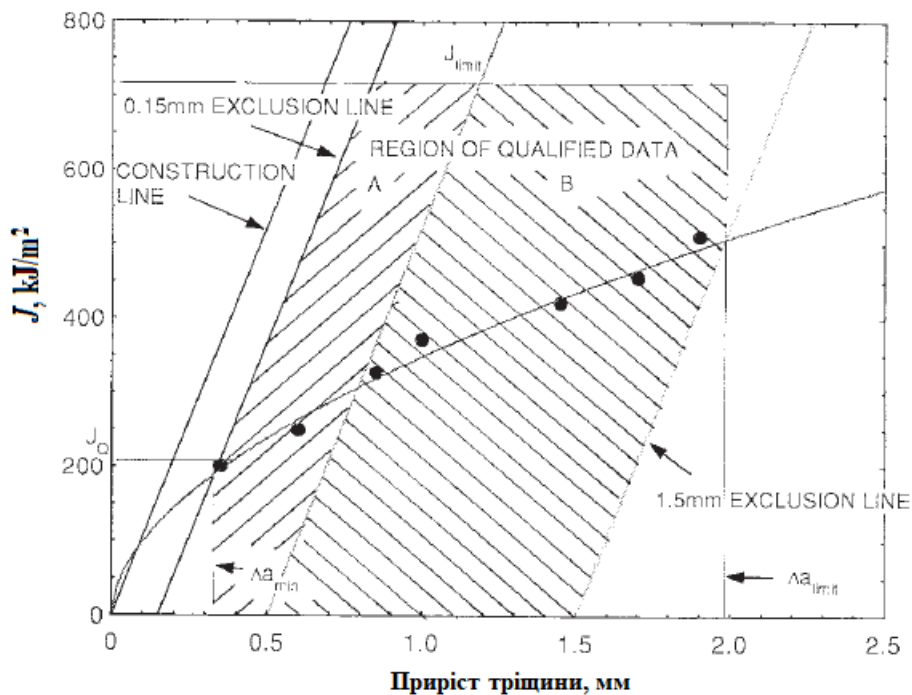


Рис. 4.6. Визначення ділянки кваліфікаційних даних

Кваліфікація  $J_Q$  як  $J_{Ic}$ .  $J_Q = J_{Ic}$ , якщо:

- товщина  $B > J_Q / \sigma_y$ ,
- початкова нетто-ширина зразка,  $b_0 > J_Q / \sigma_y$ .

Обчислюють в'язкість руйнування  $K_{Ic}$

$$K_{Ic} = \sqrt{(E' J_{Ic})}.$$

Для плоскої деформації

$$E' = E / (1 - \nu^2).$$

## Тема № 5. ДЕФОРМАЦІЙНІ КРИТЕРІЇ РУЙНУВАННЯ

У випадку визначення тріщиностійкості середньоміцних та низькоміцних матеріалів руйнування супроводжується значними пластичними деформаціями на ділянці біля вершини тріщини, які передують її поширенню. Для такого стану, характерного для більшості металів, умови автотемпературності не виконуються; неправомірним є застосування критерію Ірвіна, оскільки не враховуються фізична і геометрична нелінійність їх деформування. В таких випадках для розрахунків на міцність і довговічність конструкцій ефективно застосовують підходи, в основу яких покладено деформаційні критерії тіл з тріщинами, що базуються на локальних та глобальних деформаціях.

Розглянемо пружно-пластичне тіло, послаблене тріщиною довжини  $l_0$  і піддане симетричному до його площини зовнішньому навантаженню  $\sigma$ . Ставиться задача визначення такого  $\sigma^*$ , за досягнення якого тріщина почне поширюватися. Скористаємося класичним деформаційним критерієм міцності:

$$\varepsilon_{max}(l, \sigma^*) = \varepsilon_c, \quad (5.1)$$

де  $\varepsilon_{max}$  – максимальна розтягувальна деформація в зоні передруйнування;  $\varepsilon_c$  – гранична деформація розтягу матеріалу.

Для усунення труднощів, які передбачають визначення величини  $\varepsilon_{max}$  в зоні передруйнування, виберемо біля контуру тріщини елементарний об'єм висотою  $h$ , видовження якого при деформуванні матеріалу дорівнює розкриттю тріщини в її вершині (рис. 5.1):

$$\varepsilon_{max}(l, \sigma) = \delta_1(l, \sigma)/h. \quad (5.2)$$

Підставивши вираз (1.5) в співвідношення (1.4) і позначивши  $\delta_{lc} = h\varepsilon_c$ , отримуємо:

$$\delta_1(l, \sigma^*) = \delta_{lc} \quad (5.3)$$

Критичне розкриття тріщини (КРТ) – критерій є основою розрахункової  $\delta_c$ -моделі реального ідеально пружно-пластичного тіла з тріщиною. В  $\delta_c$ -моделі тріщина розглядається як розріз в лінійно пружному тілі, протилежні береги протяжністю  $d$  якого притягуються напруженнями  $\sigma_0 = const$ , коли розкриття берегів є меншим за  $\delta_c$ . Якщо ж розкриття берегів є більшим за  $\delta_c$ , то напруження зчеплення дорівнюють нулеві. Таким чином, вводиться конкретна величина напружень, які відповідають виникненню руйнування, і приймається до уваги гранична пластичність виражена величиною переміщення берегів розрізу  $\delta_c$ .

За законом розподілу інтенсивності сил зчеплення між сусідніми атомами величини  $\sigma_0$  і  $\delta_c$  зв'язані залежністю:

$$\sigma_0 \delta_c = 2\gamma, \quad (5.4)$$

де  $\gamma$  – густина енергії руйнування матеріалу, яка витрачається на утворення одиниці нової поверхні в твердому тілі;  $\sigma_0 = \sigma_{0,2}$  – для ідеально пластичного тіла.

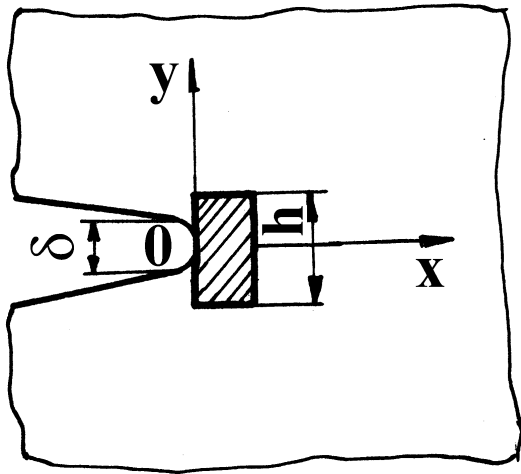


Рис. 5.1. Розрахункова схема тупикової частини тріщини

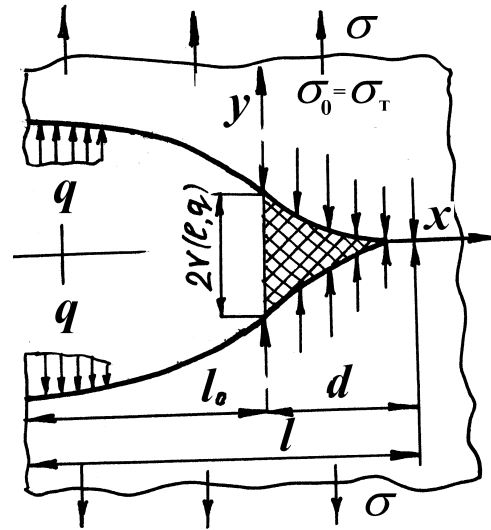


Рис. 5.2. Схематичне представлення тупикової частини тріщини для нормального відриву за  $\delta_c$ -моделлю

В рамках моделі умова поширення тріщини в деформованому твердому тілі при використанні КРТ- критерію визначається відношенням:

$$2v_n(l_0, l, p^*, \sigma_0) = \delta_c, \quad (5.5)$$

де  $v_n(l_0, l, p^*, \sigma_0)$  – нормальна складова вектора зміщень точок берегів тріщини;  $l, l_0$  – характерні лінійні розміри тріщини (рис. 5.3);  $p^*$  – критичне зовнішнє навантаження;  $l - l_0$  – лінійний розмір притупленої ділянки тріщини.

Основним недоліком  $\delta_c$ - моделі є те, що вона отримана для ідеально пластичного матеріалу і не враховує зміцнення.

Дещо пізніше модель, аналогічну до  $\delta_c$ - моделі, запропонував Дагдейл. На основі силового підходу Ірвіна, враховуючи скінченність напружень біля вершини тріщини, і приймаючи, що напруження зчеплення в пластичній зоні дорівнюють границі текучості, Дагдейл представив довжину пластичної зони  $r_p$  в безмежній пластині з тріщиною наступним виразом:

$$r_p = l - l_0 = l_0 \left[ \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_T} \right) - 1 \right], \quad (5.6)$$

де  $\sigma, \sigma_T$  – прикладені напруження і напруження текучості.

Бурдекін і Стоун, використовуючи функцію напружень Вестергаарда, визначили для моделі Дагдейла розкриття тріщини в вершині (аналогічно, як це було отримано для  $\delta_c$ - моделі) (див. рис. 5.2)

$$\delta = 2g = -\frac{8\sigma_T l_0}{\pi E} \ln \left[ \sec \left( \frac{\pi\sigma}{2\sigma_T} \right) \right]. \quad (5.7)$$

Серед розглянутих раніше критеріїв критичних деформацій, що базуються на локальному підході, відзначимо модель Котрела. Він запропонував зв'язати розкриття тріщини  $\delta_c$  з локальною деформацією при руйнуванні  $\varepsilon_l^c$ , використовуючи концепцію “мікроразка в вершині тріщини”, і отримав залежність:

$$\varepsilon_l^c = \ln \left[ \frac{l_0 + \delta_c}{l_0} \right], \quad (5.8)$$

де  $l_0$  – довжина мікроразка.

Критичне розкриття вістря тріщини зв'язане з критичною інтенсивністю вивільнення енергії пружної деформації відношенням

$$\delta_c \sigma_c = G_c, \quad (5.9)$$

де  $\sigma_c$  – напруження руйнування.

У випадку аналізу пружно-пластичного руйнування замість величини  $\sigma_c$  використовують границю текучості матеріалу  $\sigma_y$ .

При випробуванні на тріщиностійкість розкриття вістря тріщини визначається розрахунково-експериментальними методами.

Розкриття вершини тріщини  $\delta$  у цьому випадку визначається перерахунком результатів вимірювань у відповідних точках зразка за формулою, яка передбачає лінійні обриси берегів тріщини:

$$\delta = \Delta_2 \frac{(l_1 / r_1 - \Delta_1 / \Delta_2)}{l_1 / r_1 - 1}, \quad (5.10)$$

де  $l_1$  і  $r_1$  – відповідно, відстань від вершини тріщини до площин вимірювання переміщення берегів надрізу і берегів тріщини;  $\Delta_1$  – переміщення берегів надрізу на відстані  $l_1$  від вершини тріщини;  $\Delta_2$  – переміщення берегів тріщини на відстані  $r_1$  від вершини тріщини (рис. 5.3). При вимірюваннях забезпечувались умови:  $r_1 \leq 2 \dots 3$  мм.

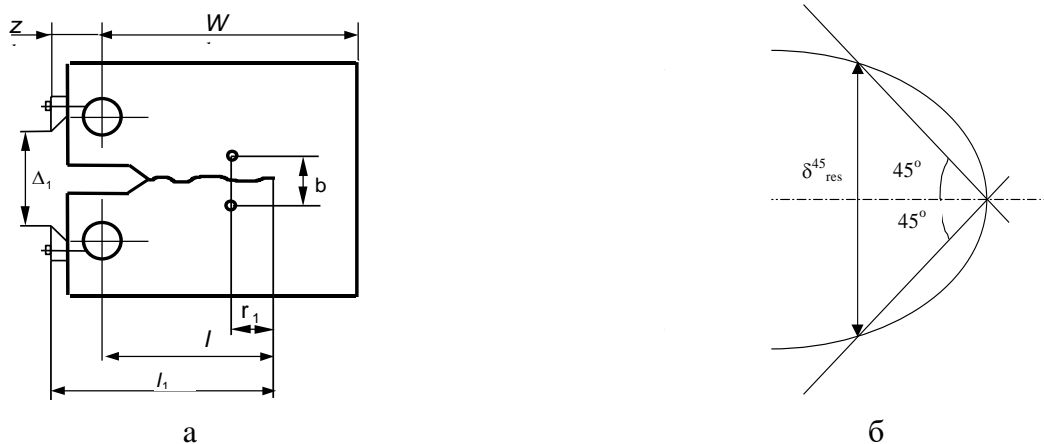


Рис. 5.3. Схема вимірювання розкриття тріщини з допомогою давачів – а, та на оптичному мікроскопі – б

Поточне розкриття вершини тріщини при підвищеній температурі упродовж обчислювали за формулою

$$\delta_0 = \delta_0^{el} + \delta_0^{pl}, \quad (5.11)$$

пружна складова розкриття

$$\delta_0^{el} = \frac{K^2(1-\nu)}{2\sigma_{0,2}E} \quad (5.12)$$

і пластична складова розкриття

$$\delta_0^{pl} = \frac{0,4(W-l)}{0,4W+0,6l+z} \cdot \Delta_{1pl}, \quad (5.13)$$

де  $z$  – відстань від осі прикладання сили до лінії вимірювання переміщення  $\Delta_1$ ;  $K$  – коефіцієнт інтенсивності напружень;  $\nu = 0,3$  – коефіцієнт Пуассона;  $\sigma_{0,2}$  – умовна границя текучості матеріалу;  $E$  – модуль пружності 1-го роду.

Розкриття вершини тріщини визначається також з урахуванням деформаційного зміцнення матеріалу. Для плоского напруженого стану

$$\delta = 2 \left[ \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_{0,2} \frac{(1+\nu)}{E} \frac{1+N}{N^{N/(1+N)}} \right]^{1+N} \frac{K^2}{\pi \sigma_{0,2}^2 (1+N)} \quad (5.14)$$

і для умов плоскої деформації

$$\delta = 2 \left[ \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_{0,2} \frac{(1+\nu)}{E} \frac{1+N}{N^{N/(1+N)}} \right]^{1+N} \frac{\sin^2(70^\circ) \cos^2(35^\circ)}{\pi \sigma_{0,2}^2 (1+N)} K^2 \quad (5.15)$$

$n = 1/N$  – показник деформаційного зміцнення матеріалу.

### Змішане руйнування.

Якщо для поширення тріщини в тілі відбувається за різними механізмами, то критерій руйнування має більш складний вид. В термінах розкриття тріщини

$$(\delta_I / \delta_{Ic})^p + (\delta_{II} / \delta_{IIc})^l + (\delta_{III} / \delta_{IIIc})^k = 1, \quad (5.16)$$

де  $p, l, k$  – сталі матеріалу.

Крім характеристик тріщиностійкості матеріалу  $\delta_{Ic}, \delta_{IIc}, \delta_{IIIc}$ , необхідно знати величини  $\delta_I, \delta_{II}, \delta_{III}$ , визначення яких пов'язано із значними труднощами у розв'язанні пружно-пластичних задач.

## Тема № 6. КРИТЕРІЇ РУЙНУВАННЯ ПРИ УДАРНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Динамічними називають випробування, при яких швидкість деформування (навантаження) вища, ніж при статичних випробуваннях.

З допомогою динамічних випробувань визначають схильність сплавів до крихкого руйнування, його схильність витримувати ударні навантаження, чутливість до надрізів (концентраторів напружень). Сплави, які мають достатній запас пластичності за статичного навантаження, можуть руйнуватись крихко при динамічному навантаженні. Схильність металів до крихкого руйнування зростає із збільшенням швидкості навантаження, зниженням температури, збільшенням розміру зерна, збільшенням вмісту шкідливих домішок, таких як фосфор, сірка, кисень, водень та інших.

### Вплив швидкості навантаження на тріщиностійкість сталей.

Випробування тіл, що містять тріщини, з різною швидкістю навантаження спричиняють в кожному окремому випадку різну швидкість зміни інтенсивності локального поля напружень в найбільш небезпечній ділянці тіла - вершині тріщини. Цю швидкість запишемо у вигляді

$$\dot{K}_I = dK/dt \quad (6.1)$$

Назвемо величину  $\dot{K}_I$  локальною швидкістю навантаження або, оскільки мова йде про навантаження тіл з тріщинами при випробуваннях на тріщиностійкість, швидкістю навантаження. Величину  $\dot{K}_I$  в експерименті можна визначити як тангенс кута нахилу лінійної початкової ділянки діаграми навантаження - час.

В табл. 6.1 наведено деякі відомості про характерні значення швидкостей відносної деформації  $\dot{\epsilon}$ , переміщень  $\dot{U}$ , швидкостей навантаження  $\dot{K}_I$ , які зустрічаються на практиці.

Таблиця 6.1.

Значення швидкостей відносної деформації  $\dot{\epsilon}$ , переміщень  $\dot{U}$ , швидкостей навантаження  $\dot{K}_I$  для різних конструкційних елементів

Конструкція	$\dot{\epsilon}, c^{-1}$	$\dot{U}, \text{мм/с}$	$\dot{K}_I, \text{МПа}\sqrt{\text{м/с}}$
Резервуари для зберігання рідин і газів при заповненні	до $10^{-6}$		
Гідравлічні випробування трубопроводів і резервуарів	до $10^{-5}$		
Випробування падаючим вантажем		$10^3 - 10^4$	до $10^6$
Зіткнення суден		$10^4$	до $10^6$
Аварії на повітряному і автомобільному транспорті		$10^4$	до $10^6$
Лавинні руйнування газопроводів		$10^5$	до $10^7$
Вибухові навантаження		$10^7$	$10^9$

Використовувані в лабораторіях методики для випробувань матеріалів на динамічну тріщиностійкість забезпечують порівняно коректне визначення цієї характеристики до значень  $\dot{K}_I = 10^7$  МПа $\sqrt{м}/с$ , але вже при  $\dot{K}_I = 10^5$  МПа $\sqrt{м}/с$  виникають істотні динамічні ефекти, врахування яких значно утруднюється. На рис. 1 представлені інтервали швидкостей навантаження, що реалізуються на лабораторному обладнанні при випробуваннях на тріщиностійкість.

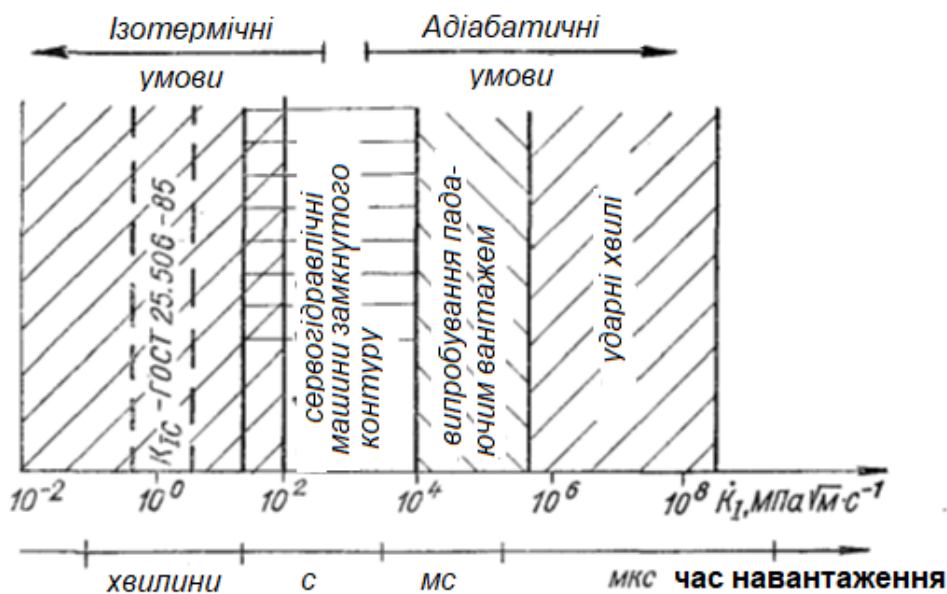


Рис. 6.1 Інтервали швидкостей навантаження при випробуванні на тріщиностійкість в лабораторних умовах

Основні схеми навантаження при ударних випробуваннях - це розтяг, стиск, згин, кручення.

Найбільш поширені ударні випробування на згин зразків з надрізом. Такі випробування регламентуються державним стандартом. Метод ґрунтується на руйнуванні зразка з концентратором посередині при однократному ударному навантаженні на маятниковому копрі. По результатах випробувань визначають ударну вязкість, а також відносне звуження зразка після руйнування.

Ударна вязкість – це робота, витрачена на деформацію і руйнування зразка, віднесена до початкової площі перерізу зразка в місці концентратора. Вимірюється в МДж/м<sup>2</sup>.

На рис. 6.2 представлена залежність навантаження, прикладеного до зразка, від часу.

Всю площу під кривою можна розділити на дві частини. Ліва частина відповідає роботі  $A_z$ , яка витрачається на зародження тріщини, права – роботі  $A_p$ , яка витрачається на поширення тріщини. Якщо в точці  $P_{max}$  спостерігається зрив кривої  $P-t$  тобто, якщо площа правіше  $P_{max}$  рівна нулю, ( $A_p=0$ ), руйнування називають крихким. Якщо на її розповсюдження необхідно затратити певну роботу, руйнування називають в'язким.

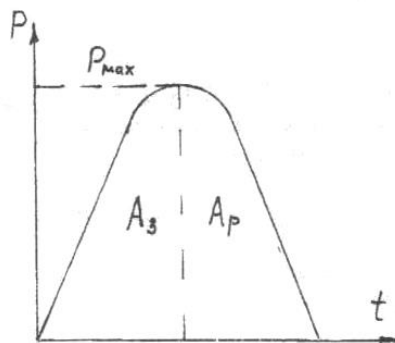


Рис. 6.2 Схематичне зображення діаграми руйнування.

Повна робота визначається за формулою

$$A = A_z + A_p. \quad (6.2)$$

Ударна в'язкість визначається, як відношення роботи  $A$  до площі поперечного перерізу зразка в місці надрізу.

Ударне навантаження проводять на копрах: маятникових, з падаючим вантажем, ротаційних, пневматичних тощо. Найбільш поширені маятникові копри, в яких швидкість руху маятника не перевищує 5...10 м/с. Для реалізації випробувань при більш високих швидкостях застосовують ротаційні копри, пневматичні та копри вибухової дії. В практиці випробувань найбільш поширені маятникові копри МК-15 та МК-30, які дозволяють проводити випробування зразків при зосередженому згині при різному запасі енергії. Для випробувань великих зразків застосовують копри із запасом енергії 7,500...2,500 Дж. Для випробувань неметалевих матеріалів застосовують копри з максимальним запасом енергії 10 Дж.

У відповідності з ГОСТ 9454-78, для випробувань на ударний згин використовують призматичні зразки з концентраторами трьох типів (рис. 6.3): U-подібним з радіусом 1 мм; V-подібним з радіусом 0,25 мм і кутом  $45^\circ$ ; концентратором у вигляді втомної тріщини, який позначається буквою Т. Відповідно ударну в'язкість позначають  $KCU$ ,  $KCV$ ,  $KCT$ .

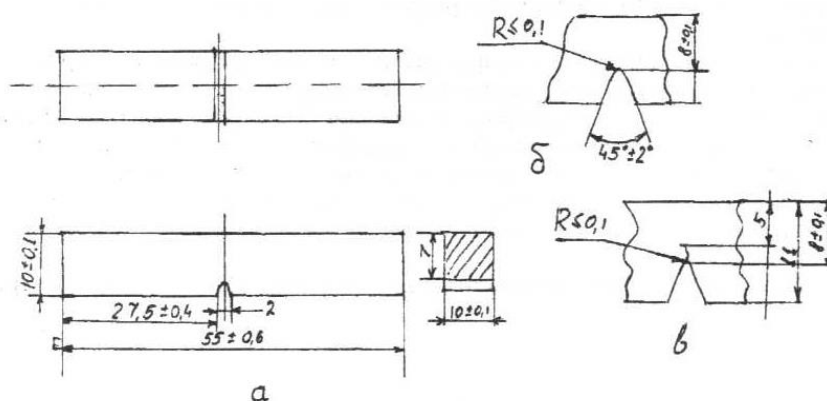


Рис. 6.3. Форма і розміри зразків для випробування на ударний згин з U-подібним концентратором (а), V-подібним концентратором (б) і V-подібним концентратором, який закінчується тріщиною (в)



Проводять серії випробувань із реєстрацією діаграми „зусилля – час”. На основі даних діаграм визначають енергію зародження  $A_3$ , енергію поширення тріщини  $A_p$ , повну енергію руйнування  $A$ , а також ударну в’язкість  $KCV$ .

Схема маятнікового копра, а також схема випробування на удар представлені на рис. 6.4.

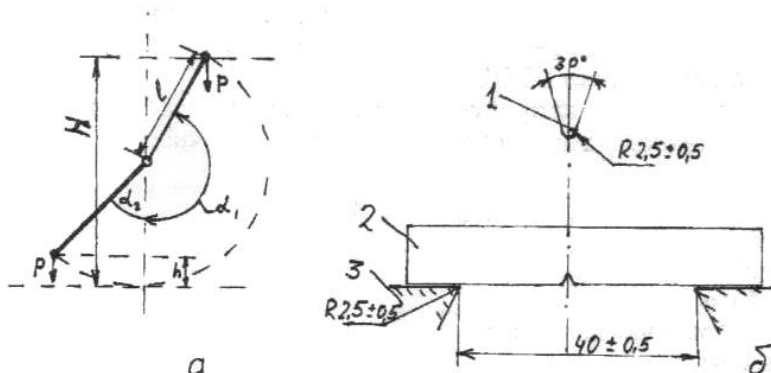


Рис. 6.4. Розрахункова схема маятнікового копра (а), і схема випробування на удар (б):  
1 – ніж маятника; 2 – зразок; 3 – опори маятника

Потенціальна енергія маятника масою  $m$  у верхньому положенні визначається за формулою

$$E_1 = mgH = PH \quad (6.3)$$

Рухаючись вниз, маятник руйнує зразок, витрачаючи при цьому частину запасеної енергії і піднімається на висоту  $h$ .

При цьому маятник має енергію

$$E_2 = mgh = Ph, \quad (6.4)$$

Робота руйнування визначається за формулою

$$A = E_1 - E_2 = PH - Ph = P(H - h), \quad (6.5)$$

або

$$A = Pl (\cos \alpha_2 - \cos \alpha_1) \quad (6.6)$$

де  $l$  – довжина маятника, м;  $P$  – вага маятника;  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$  – кути підйому маятника відповідно до і після удару (руйнування зразка).

При проведенні випробувань маятник піднімають на заданий кут  $\alpha_1$ , а після руйнування зразка фіксується кут  $\alpha_2$ . За сталою маятника  $Pl$  і кутами  $\alpha_1$  та  $\alpha_2$ , за таблицями знаходять роботу руйнування.

Ударну в’язкість визначають за формулою

$$KCV = A/F \quad (6.7)$$

де  $F$  – площа поперечного перерізу в місці надрізу.

За результатами ударних випробувань визначають також відносне звуження зразка після руйнування

$$\psi = ((b_0 - b_1)/b_0) \cdot 100\% \quad (6.8)$$

де  $b_0$  і  $b_1$  – відповідно ширина зразка до і після випробувань.

Величину складових енергії руйнування зразка визначають з допомогою перетворення залежності “зусилля-час” ( $P-t$ ) в залежність “зусилля-переміщення” ( $P-s$ ). Для цього за відомою масою ударника  $m$ , початковою швидкістю удару  $v_0$  та залежністю  $P(t)$  з допомогою подвійного послідовного інтегрування обчислювали швидкість ударника  $v(t)$  при навантаженні зразка Шарпі:

$$v(t) = v_0 - \frac{1}{m} \int_{t_0}^t P(t) dt \quad (6.9)$$

після чого залежність переміщення ударника  $s$  від часу  $t$ :

$$s(t) = \int_{t_0}^t v(t) dt \quad (6.10)$$

За одержаними залежностями визначають  $P = f(s)$  та складові енергетичних витрат на руйнування зразка, формула (1).

Вплив температури на ударну в'язкість  $KCV$  для кожного із досліджених зразків, повну енергію руйнування  $E$ , енергію зародження  $E_z$  та енергію поширення тріщини  $E_n$  сталі 12Х1МФ (матеріал колектора пароперегрівника ТЕС) представлено на рис. 6.5.

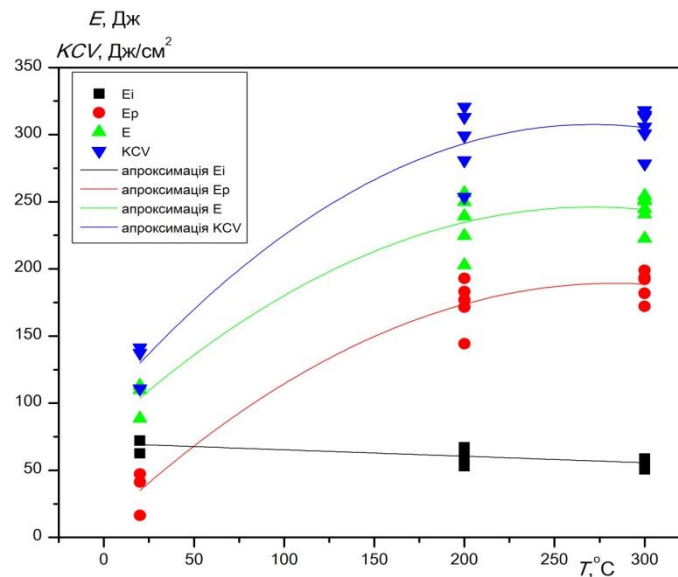


Рис. 6.5. Температурні залежності ударної в'язкості, енергії зародження і поширення тріщини сталі 12Х1МФ

Підвищення температури від 20 до 200...300°C більш ніж у 2 рази збільшує ударну в'язкість, енергію руйнування та енергію поширення тріщини і майже не впливає на енергію зародження тріщини. Треба зазначити, що у дослідженому температурному діапазоні найбільший розкид ударної в'язкості спостерігається при 20°C.

На рис. 6.6 наведено температурну залежність частки волокна в зламі зразків після ударних випробувань зразків типу Шарпі, із аналізу якої випливає, що 50 % – ний вміст волокна досягається при 51°C.

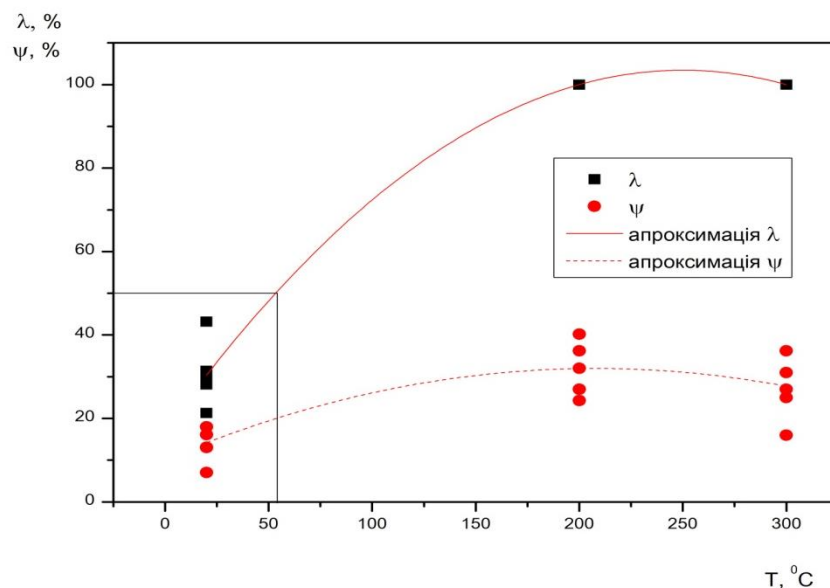


Рис. 6.6. Температурна залежність відсотка волокна в зламі  $\lambda$  і відносного звуження зразка  $\psi$  сталі 12X1МФ після руйнування зразків, випробуваних ударом

При кімнатній температурі, залежно від зразка, частка волокна у зламі змінюється від 20 до 45%.

Загалом, більша частка волокна у зламі відповідає більшому значенню ударної в'язкості. Із збільшенням температури від 20 до 200°C збільшується відносне звуження зразка  $\psi$  після руйнування.

Для зразків з високою ударною в'язкістю характерне в'язко-крихке руйнування (рис. 6.7 а, в). Старту тріщини передують значна пластична деформація зразка, тріщина на початковій ділянці поширюється за в'язким ямковим механізмом (рис. 7 а). В подальшому тріщина поширюється міжзеренно, без видимих слідів пластичної деформації (рис. 7 в). На зламі зразка добре видно фасетки сколювання. При низькоенергетичному руйнуванні зразків при 20°C тріщина із самого початку поширюється за механізмом квазісколювання (рис. 6.7 б).

За високої температури (+200°C) зразки Шарпі із сталі 12X1МФ руйнуються в'язко за ямковим механізмом, що забезпечує високу ударну в'язкість.

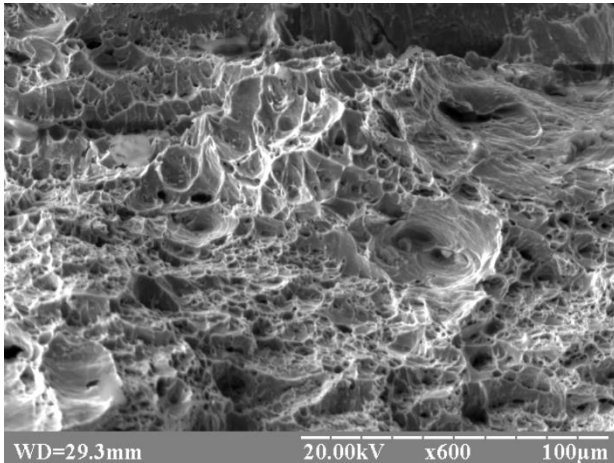
Динамічну в'язкість руйнування матеріалу визначають за формулою

$$K_{Id} = M_p \cdot Y(a/W) / (B \cdot \sqrt{W^3}), \quad (6.11)$$

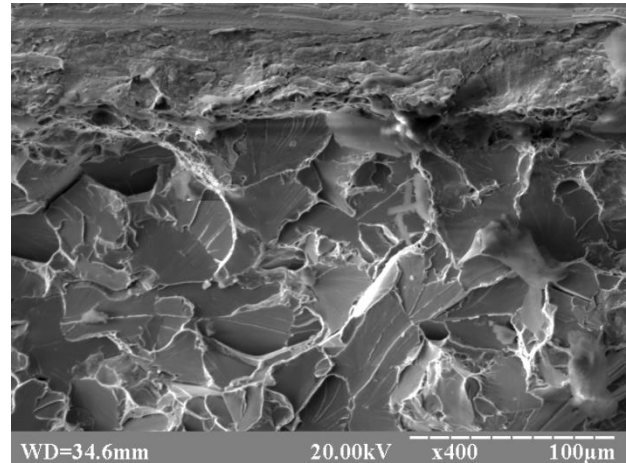
де  $M_p = P_p \cdot L/2$  – згинальний момент в центральному перерізі зразка в момент руйнування;  $a$  – довжина тріщини;  $L$  – віддаль між опорами;  $K_{Id}$  – визначають при  $P=P_{max}$  на діаграмі зусилля – час (рис. 6.2).

Існуючі методи визначення динамічної в'язкості руйнування засновані на припущеннях:

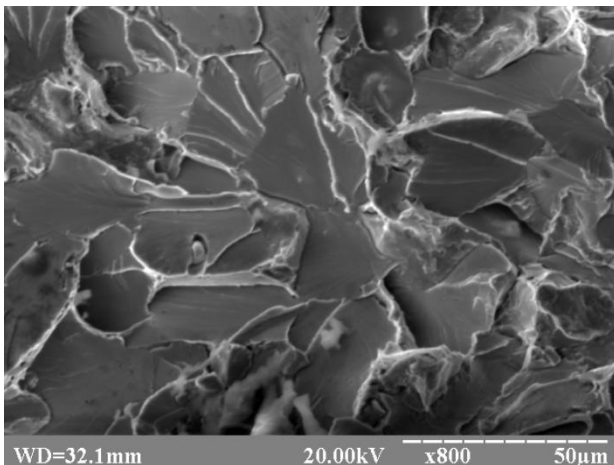
1. Інерційне зусилля  $P_i$  повинно бути значно менше  $P_{max}$ ;
2. Час від початку навантаження до початку поширення тріщини  $t_p$  повинен бути кратним періоду власних коливань зразка  $\tau$  і перевищувати його в 2-3 рази;
3. Оцінка в'язкості руйнування за критеріями лінійної і нелінійної механіки руйнування можлива тільки за початком нестійкого поширення тріщини, оскільки момент старту тріщини виявити складно.



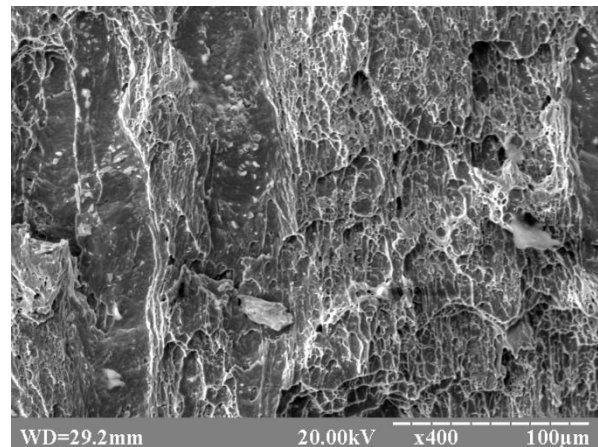
а



б



в



г

Рис. 6.7 Поверхня руйнування зразків типу Шарпі із сталі 12Х1МФ за температури 20°C (а-в) і 200°C (г). Зразок № 2 (а, в), №6 (б), № 8 (г)

Вказані обмеження спричинені невизначеністю оцінки інерційних зусиль. Тому однією з головних проблем є врахування інерційної складової зусилля  $P_i$ .

Один з методів пропонує визначати величину інерційного зусилля за результатами повторно руйнування склеєного із двох половинок зразка.

$$K_{Id} = \frac{(P_Q - P_i) \cdot L}{B \sqrt{W^3}} Y \left( \frac{a}{W} \right), \quad (6.12)$$

Знайдені значення інерційних зусиль віднімаються від значення зусиль на діаграмі  $P - t$ , отриманій при випробуванні основного зразка.

## Тема № 7. ЛОКАЛЬНІ КРИТЕРІЇ КВАЗІКРИХКОГО І В'ЯЗКОГО РУЙНУВАННЯ

Перевага локальних критеріїв руйнування полягає в можливості прогнозувати в'язкість руйнування матеріалу за результатами випробувань гладких зразків або зразків з надрізом, а також прогнозувати вплив різних чинників (наприклад, швидкість навантаження, температура випробувань) на вказану характеристику. В загальному випадку критерії руйнування можна поділити на енергетичні, силові і деформаційні.

В основу силового підходу покладене припущення, що руйнування матеріалу з тріщиною має місце, коли максимальне нормальне напруження в вершині тріщини досягає критичного значення, яке визначається за результатами випробувань гладких зразків або зразків з надрізом. Детальний огляд локальних критеріїв руйнування міститься в працях.

Коротко зупинимося на основних із них. Дж. Малкін та А. Тетелман, аналізуючи напружений стан при згині плоского зразка з надрізом радіуса  $\rho$  у вістрі для ідеального пружно-пластичного матеріалу і припускаючи, що руйнування здійснюється, коли на продовженні надрізу максимальне нормальне напруження досягне напруження сколювання, отримали вираз для умовної в'язкості руйнування:

$$K_{1c}(\rho) = 2,89\sigma_T \left[ \exp\left(\frac{\sigma_{СК} - 1}{\sigma_T}\right)^{1/2} \right] \sqrt{\rho} \quad (7.1)$$

Для феритно-перлітної сталі (0,12% С) при 77К отримано задовільне узгодження розрахункової (1) та експериментальної залежності  $K_{1c}(\rho)$ . Встановлено існування граничного радіуса  $\rho_0$ , нижче якого  $K_{1c}(\rho) = \text{const}$ . Задаючи значення параметра  $\rho_0$ , а також виходячи із температурної залежності  $\sigma_T$ , було розраховано залежність в'язкості руйнування від температури для сталі А508 у вихідному стані та після опромінення.

Структурна модель крихкого руйнування тіла з тріщиною передбачає, що крихке руйнування металу відбувається на етапі навантаження, коли зона пластичної деформації сумірна із структурним елементом  $d = d_3 n_3$  ( $n_3$  – кількість зерен, яка визначає розмір структурного елемента,  $d_3$  - діаметр зерна) і коли

$$K_{1c} = S_k \sqrt{2\pi n_3 d_3}, \quad (7.2)$$

де  $S_k$  – опір відриву.

На основі узагальнення експериментальних даних із урахуванням температурних і швидкісних залежностей  $K_{Ic}$  і  $\sigma_T$  запропоновано емпіричну залежність

$$K_{Ic} = \sigma_T^2 = (\sigma_{CK} / \alpha_1)^3 \quad (7.3)$$

На основі структурно-механічного аналізу умов крихкого руйнування Б.З. Марголіним запропоновано фізико-механічну модель руйнування металів, які мають ґратку об'ємноцентрованого куба (ОЦК). Відповідно до вказаної моделі критерій крихкого руйнування можна записати таким чином:

$$\sigma_1 + m_{T_e} (\sigma_i - \sigma_o) \geq \sigma_d, \quad (7.4)$$

$$\sigma_1 \geq S_c(\chi), \quad (7.5)$$

де  $\sigma_1$  – нормальне головне напруження;  $\sigma_i$  – інтенсивність напружень;  $\sigma_o$  – напруження тертя, яке є сумою напружень Паєрлса-Наббаро і опору ковзанню, обумовлене взаємодією дислокацій з домішковими атомами, точковими дефектами і вихідними дислокаціями;  $\sigma_d$  – залежно від конкретного механізму виникнення мікротріщин визначає міцність матриці, включення чи границі з'єднання матриця-включення;  $S_c(\chi)$  – критичне напруження крихкого руйнування, яке залежить від накопиченої деформації, що інтегрально визначається параметром Одквіста  $\chi$ .

Перше із записаних вище рівнянь є умовою зародження, а друге – зрушення і просування тріщини. Вказаний критерій був застосований авторами для прогнозування залежностей в'язкості руйнування від температури і попередньої пластичної деформації.

Необхідною умовою збереження залежностей типу (7.1)–(7.5) є реалізація механізму руйнування сколюванням. Усі моделі крихкого руйнування обґрунтовані для випадку однократного навантаження.

Нижче наведено результати дослідження впливу попереднього пластичного деформування на квазікрихке руйнування матеріалу корпусу реактора типу ВВЕР 440 – сталі 15Х2МФА, які виконано в лабораторії тріщиностійкості кафедри будівельної механіки нашого університету.

З використанням програмного комплексу ANSYS обчислено розподіл нормальних напружень  $\sigma_y$  та інтенсивності напружень  $\sigma_i$  в околі вістря тріщини (рис. 7.1) за позацентрового розтягу компактного зразка (рис. 7.2).

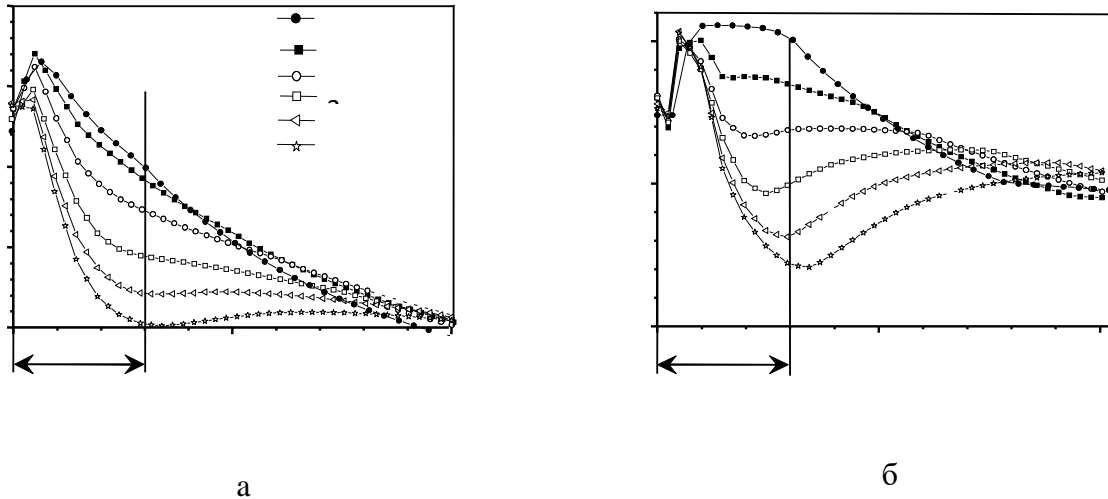


Рис. 7.1. Розподіл нормальних напружень  $\sigma_y$  – а, та інтенсивності напружень  $\sigma_i$  – б у вістрі тріщини при  $K_{\max} = 80 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$  після комбінованого ПТН: 1 –  $K_1 = 0$ ; 2 –  $K_1 = 70 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 3 –  $K_1 = 80 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 4 –  $K_1 = 90 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 5 –  $K_1 = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 6 –  $K_1 = 110 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$

Відомо, що руйнування починається на деякій віддалі від фронту тріщини (CID) за умови локального перевищення нормальними напруженнями  $\sigma_y$  деякого критичного значення – напруження руйнування  $\sigma_f$ .

$$\sigma_y = \sigma_f. \quad (7.6)$$

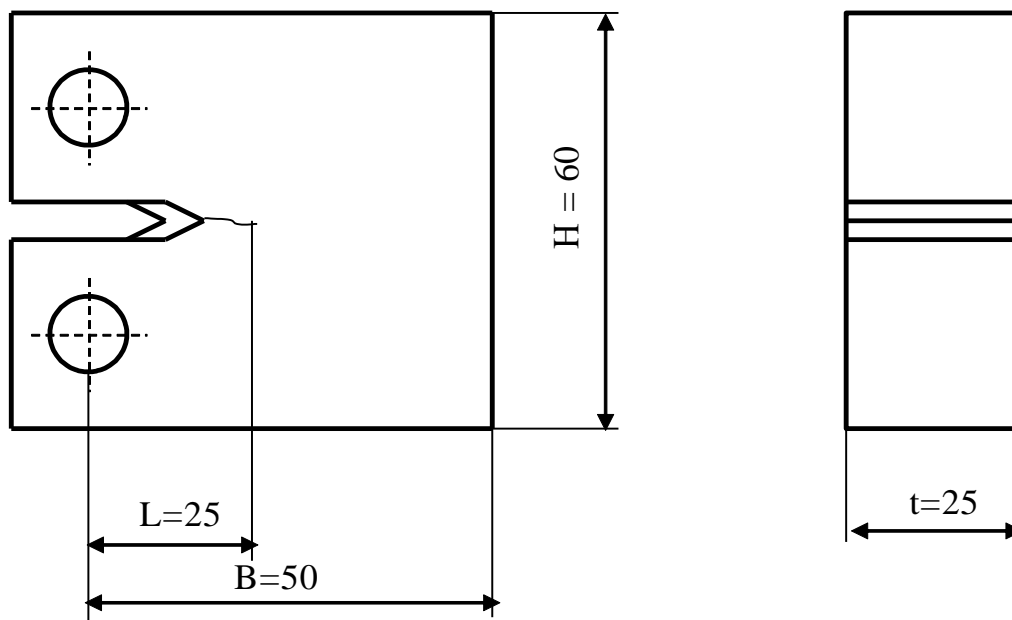


Рис. 7.2 Зразок типу СТ для визначення критичного КІН (розміри в мм)

На рис.7.3 представлено фрактографія поверхні руйнування матеріалу.

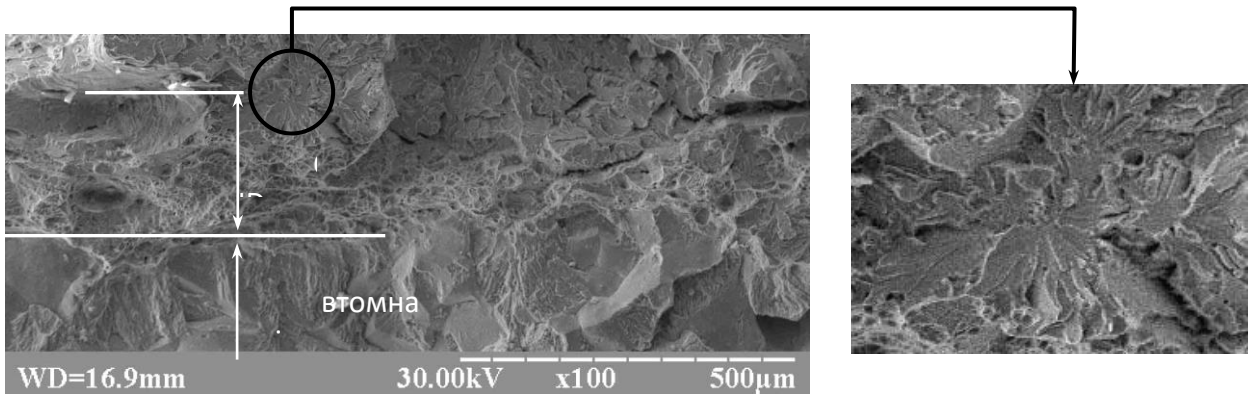


Рис. 7.3. Відстань від фронту попередньо вирощеної втомної тріщини до місця ініціації руйнування (CID) за квазістатичного розтягу

Встановлено взаємозв'язок між в'язкістю руйнування  $K_{IC}$ , напруженням руйнування  $\sigma_f$ , величиною  $r_c$  та мікроструктурою сталі. Доведено, що мікроструктура однієї і тієї ж марки теплостійкої сталі істотно впливає на CID,  $\sigma_f$  та  $K_{IC}$ .



## Тема № 8 ВПЛИВ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ЧИННИКІВ НА СТАТИЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ

Характеристики статичної тріщиностійкості конструкційних матеріалів є дуже чутливими до впливу багатьох конструктивно-технологічних і експлуатаційних факторів.

Конструктивні чинники включають:

- товщину конструкційного елемента;
- розмір тріщини.

До технологічні чинники відносяться:

- Домішки і частинок другого роду;
- межа текучості;
- типи домішок;
- розмір зерна;
- анізотропія.

Експлуатаційні чинники:

- параметри циклічного навантаження (упродовж підростання втомної тріщини);
- температура.

### Конструктивні чинники.

*Товщина конструкційного елемента.* При випробуванні на тріщиностійкість необхідно дотримуватися умови плоского деформування матеріалу у вершині тріщини. Товщину зразка слід вибирати набагато більшою розміру зони пластичності, інакше утворюється плоский напружений стан. На поверхні зразка завжди утворюється область плоского напруженого стану, тому, для того щоб плоска деформація грала головну роль, область плоского напруженого стану повинна бути відносно малою. Оскільки розмір пластичної зони пропорційний  $(K_{Ic} / \sigma_{ys})^2$  це вимога означає, що товщина  $B$  повинна задовольняти нерівності  $B > \alpha (K_{Ic} / \sigma_{ys})^2$ . Згідно рис. 8.1, узгоджені значення  $K_{Ic}$  отримуються, якщо  $\alpha > \approx 2,5$ . Це значення  $\alpha$  прийнято в якості вимоги стандартів для випробування. При менших значеннях  $\alpha$  ділянки плоского напруженого стану на поверхні зразка і пластичні зони порівняно великі і значно впливають на процес поширення тріщини. Це призводить до того, що спостережувана величина в'язкості руйнування перевищує дійсне значення  $K_{Ic}$  для плоскої деформації.

*Розмір тріщини.* Подібна умова пред'являється і до розміру тріщини: зона пластичності повинна бути мала у порівнянні з довжиною тріщини. Це накладає

обмеження на відносну довжину тріщини. Існує також інша важлива сторона цього питання, яка накладає обмеження на абсолютний розмір

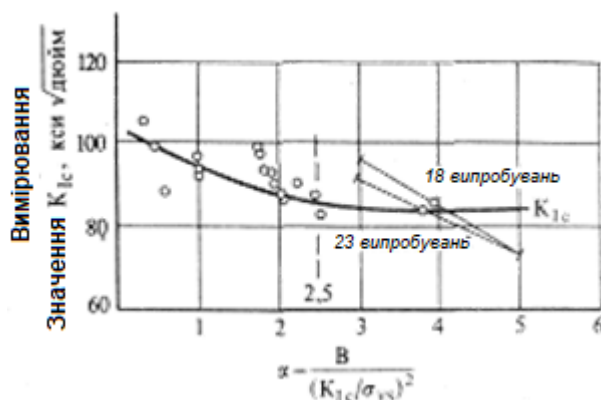


Рис. 8.1. Вплив товщини зразка на вимірне значення  $K_{Ic}$  для легованої сталі

З рис. 8.2 слідує, що для забезпечення отримання узгоджених значень  $K_{Ic}$  необхідно, щоб розмір тріщини  $a$  був більше або дорівнював  $2,5(K_{Ic} / \sigma_{ys})^2$ .

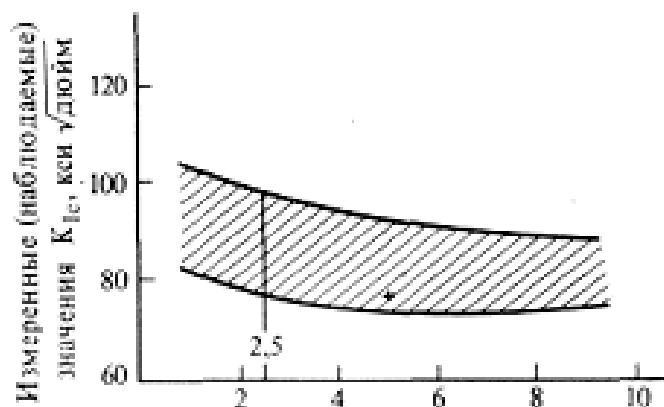


Рис. 8.2. Вплив розміру тріщини на вимірне значення  $K_{Ic}$  для легованої сталі

Отримані при випробуванні зразків з маленькими тріщинами дані про значення  $K_{Ic}$  перевищують дійсне значення  $K_{Ic}$ .

### Технологічні чинники

*Вплив домішок і частинок другого роду.* Поширення тріщин в високоміцних комерційних сплавах звичайно відбувається за рахунок руйнування з утворенням ямок. Незважаючи на те що руйнування, ініційовані тріщинами, пов'язані з малими пластичними деформаціями, тобто з інженерної точки зору – крихкі, мікромеханізм руйнування є все-таки в'язким. Процес в'язкого руйнування полягає в зародженні, зростанні і злитті мікропорожнин, що виникають біля частинок другого роду. Оскільки частинки відіграють головну роль в процесі руйнування, абсолютно

очевидно, що домішки, головним чином ті, які складаються з частинок, впливають на процес руйнування.

Конструкційні матеріали можуть містити три типи частинок: а) малі частки (до 500 Å), наприклад присадки, необхідні в деяких матеріалах для отримання досить високої межі текучості; б) частки проміжного розміру (500 – 5000 Å), слугують для затримки росту зерен або для збільшення твердості і межі текучості; в) великі частинки (з розміром 0,5–50 мкм і більше), які в одних матеріалах не потрібні, а в інших можуть служити для підвищення твердості і зносостійкості.

У багатьох матеріалах частинки проміжного розміру відповідальні за процеси руйнування за рахунок злиття пустот. Однак в'язкість руйнування матеріалів визначається головним чином наявністю в них великих часток. Відомо, що великі частинки можуть руйнуватися вже при порівняно малих деформаціях. Наявність таких частинок на деформованій ділянці біля фронту тріщини може викликати передчасне утворення великих пустот. Виникнення таких великих пустот обмежує здатність до деформування навколишнього матеріалу і в свою чергу спричиняє утворення пустот в частинках проміжного розміру. Цей процес зображений на рис. 8.3.

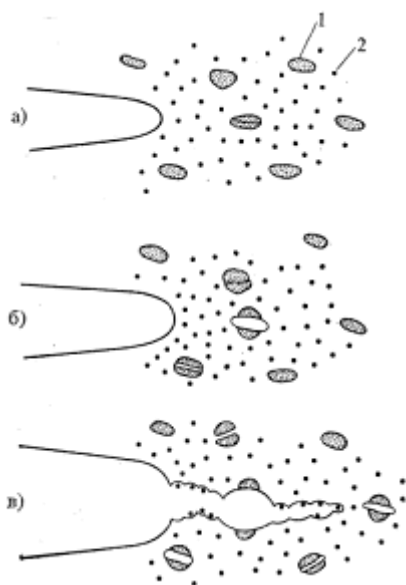


Рис. 8.3. Три етапи процесу руйнування:  
а – мала деформація; б – велика деформація;  
в – руйнування; 1 – велика частка; 2 – частка проміжного розміру

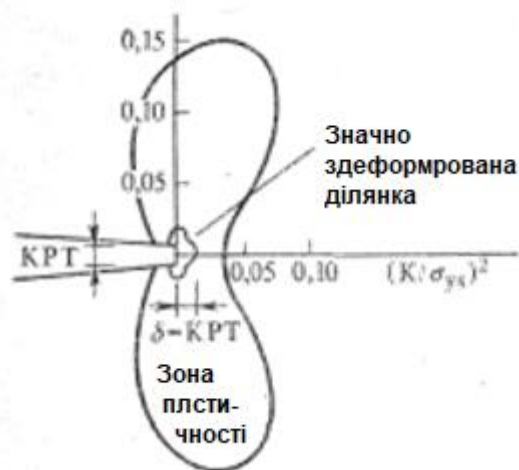


Рис. 8.4. Зона великих деформацій при вершині тріщини

Кілька дослідників спробували розрахувати процес руйнування теоретично.

На рис. 8.4 показана зона пластичності і значно здеформована ділянка біля вершини тріщини, розмір якої має порядок

$$\delta \approx 0,5K_I^2 / (E\sigma_{ys})^2 \quad (8.1)$$

Райс і Джонсон припустили, що процес руйнування сколюванням може тривати тільки в тому випадку, якщо розмір сильно здеформованої зони має порядок

відстані між частинками  $s$ . Це означає, що  $K_I = K_{Ic}$ , якщо  $\delta = s$ ; отже, з рівняння (8.1) слідує, що

$$K_I^2 = \sqrt{2\sigma_{ys}Es}. \quad (8.2)$$

Було розглянуто матрицю, яка містить регулярно розподілені частинки діаметром  $d$ , розташовані в кутах кубічних ґраток. Вважалося, що в одиниці об'єму основного матеріалу міститься  $n$  частинок. В результаті отримано степеневу залежність в'язкості руйнування від об'ємної концентрації частинок  $F$

$$K_{Ic} = F^{-1/6} \sqrt{2\left(\frac{\pi}{6}\right)^{1/3} \sigma_{ys}Ed}. \quad (8.3)$$

Вказана теоретична залежність добре узгоджується з даними експерименту для сталей та алюмінієвих сплавів.

*Вплив межі текучості.* Залежність величини  $K_{Ic}$  від межі текучості  $\sigma_{ys}$  для матеріалів з різними значеннями  $\sigma_{ys}/E$  наведені на рис. 8.5 у вигляді двох окремих ліній. Матеріали з великою межею текучості зазвичай мають меншу в'язкість руйнування. Це можна пояснити, припустивши, що обробка матеріалу, призначена для збільшення межі плинності, не змінює істотно вміст часток в матеріалі. При більшій межі текучості  $\sigma_{ys}$  потрібні менші пластичні деформації (менше дислокацій в дислокаційних петлях), щоб до часток були прикладені достатні напруження для утворення в них порожнин. Отже, руйнування може відбутися при менших деформаціях.

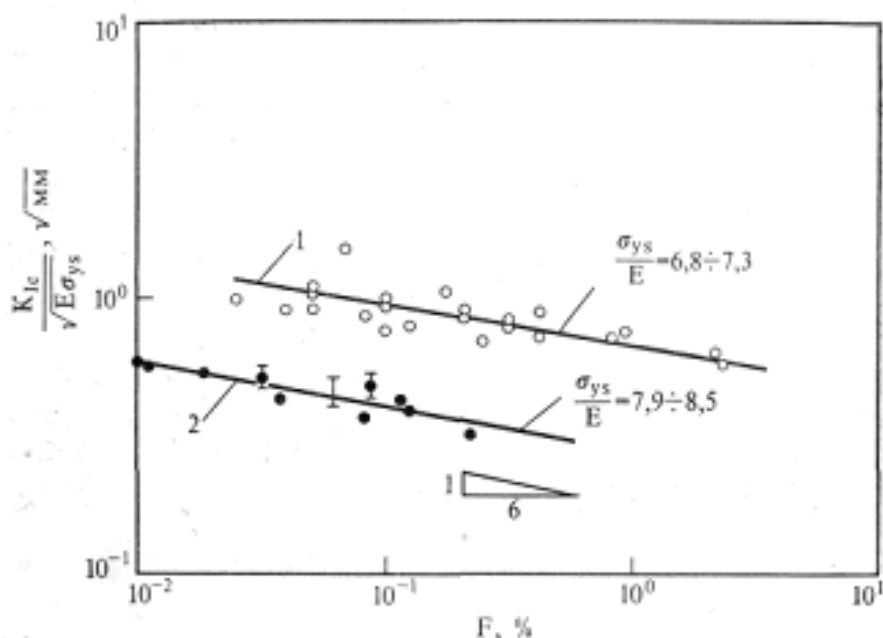


Рис. 8.5. Залежність в'язкості руйнування від об'ємної концентрації частинок: 1 – три види сталей, шість видів алюмінієвих сплавів; 2 – три види сталей

Вважається що між істинною деформацією  $\epsilon_f$ , при якій відбувається руйнування, і межею текучості існує залежність виду

$$\varepsilon_f = CE / [\sigma_{ys} \varphi(f)], \quad (8.4)$$

де  $\varphi$  – функція об'ємної концентрації частинок проміжного розміру  $f$ ;  $C$  – стала.

Оскільки ми розглядаємо руйнування великих часток, слід очікувати, що напруга або деформація, необхідна для поділу цих частинок, залежить від їх розміру. Це може служити причиною залежності в'язкості руйнування від розміру часток в тому вигляді, в якому вона задана рівнянням.

Остаточне розділення зв'язку між вершиною тріщини і найближчою великою часткою з тріщиною (рис. 8.6) визначається процесами зародження порожнин в частинках менших розмірів. Чим вище межа текучості, тим менше деформація, необхідна для цього відділення.



Рис. 8.6. В'язкість руйнування як функція межі текучості:

1 – алюмінієві сплави; 2 – титанові сплави; 3 – високоміцні сталі, 4 – леговані сталі

*Вплив типу домішок.* Широко використовувані матеріали можуть містити частинки, що складаються з різних речовин, володіють різними властивостями і мають різний вплив на в'язкість руйнування. Так, наявність в металі в якості домішок вуглецю або карбідів призводить до зовсім іншого ефекту, ніж наявність сірки або сульфідів. Як приклад можна розглянути рис. 8.7, на якому показана залежність в'язкості руйнування сталі серії 4340 з малим вмістом домішок. від вмісту в ній кремнію і сірки. Такі елементи, як водень, азот і кисень, розподілені в металах рівномірно, а не у формі частинок. Вплив цих елементів на в'язкість руйнування можна пояснити їх впливом на величину деформації, при якій відбувається руйнування.

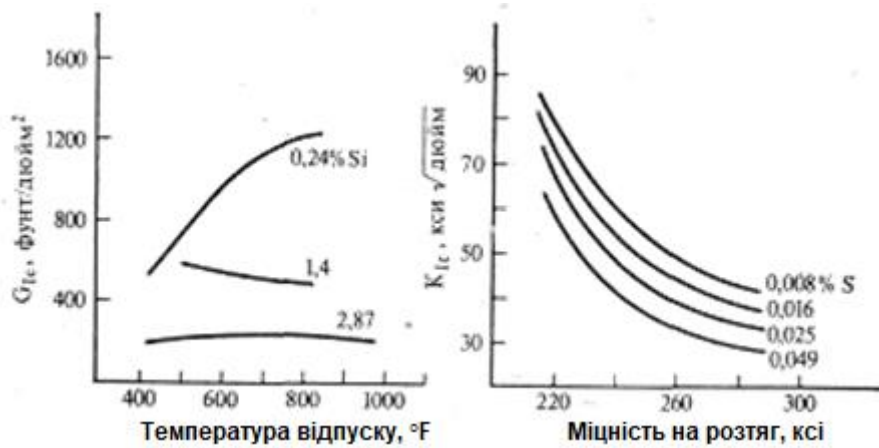


Рис. 8.7. Залежність в'язкості руйнування сталей типу 4340 від вмісту в них кремнію і сірки

При в'язкому руйнуванні, що відбувається за рахунок злиття пустот, від кількості, розміру та розподілу часток другого роду залежатимуть обидві величини  $K_{1c}$  і  $\epsilon_f$ . Ймовірно, умова руйнування визначається об'ємною концентрацією часток, а величина  $K_{1c}$  залежить від об'ємної концентрації і від відстані між цими частками. Ця інформація може виявитися корисною при отриманні сплавів з високою в'язкістю руйнування, однак її не можна узагальнювати. Умова руйнування буде також залежати від природи частинок, їх жорсткості, здатності до пластичного деформування, міцності і від міцності матриці, навколишнього частки.

*Вплив розміру зерна.* В'язкість і пластичність матеріалів, що використовуються в інженерній практиці, в значній мірі залежать від характеру обробки. Той чи інший сплав не має певної в'язкості руйнування, для нього характерний цілий ряд значень цього параметра, що відповідають різним видам обробки, результатом якої є невеликі зміни в мікроструктурі. На величину в'язкості руйнування може впливати кожен етап обробки. В їх число може входити навіть процес плавлення: леговані сплави, виплавлені в вакуумі, володіють більшою в'язкістю руйнування, чим стали, виплавлені на повітрі.

Однією зі змінних структури, що залежать від характеру обробки, є розмір кристалічного зерна. Міцність заліза або м'якої сталі залежить від розміру зерна; крім того, існують експериментальні підтвердження того, що на міцність цих матеріалів аналогічним чином впливають розміри кристалічних зерен в мартенситностаріючих сталях. Теоретичні розробки Холла і Петча показують, що механічні властивості сталі обернено пропорційні кореню квадратному з розміру кристалічного зерна, що підтверджується випробуваннями. Використовуючи це співвідношення, інша і Тетельман вивели рівняння, що дає залежність в'язкості руйнування від розміру зерна. Це рівняння добре узгоджується з деякими даними (рис. 8.8).

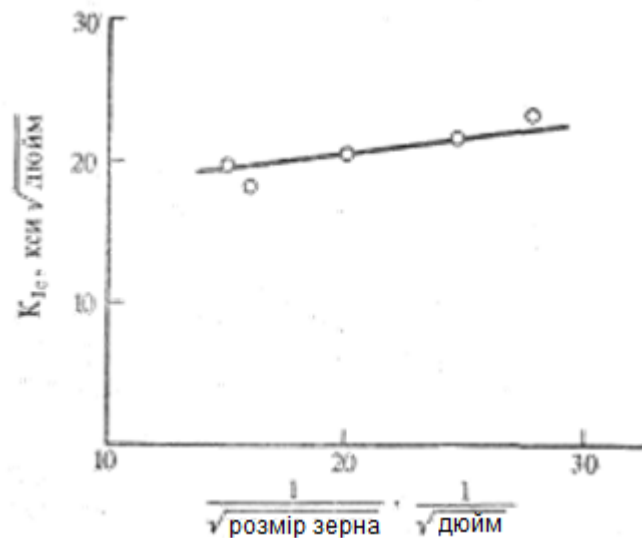


Рис. 8.8. Вплив розміру зерна на величину в'язкості руйнування для сталі з низьким вмістом вуглецю і марганцю (- 196°C)

Зміна розміру кристалічного зерна істотна саме під час обробки сталей. Слід зазначити, що якщо розмір кристалічного зерна змінюється за рахунок вмісту домішок, то відповідна зміна властивостей буде іншою, ніж у випадку, коли розмір кристалічного зерна змінюється за рахунок зміни часу і температури рекристалізації. Взагалі кажучи, етапи обробки, що спричиняють зміни межі плинності та інших пластичних властивостей матеріалу, будуть також впливати на в'язкість руйнування матеріалу в результаті безпосереднього зв'язку, що існує між цими властивостями.

*Анізотропія.* Вплив обробки металу істотний, коли вона призводить до структурної неоднорідності, що спричинена варіацією процесу обробки в різних точках матеріалу. В областях зі складною геометрією, незважаючи на численні заходи перестороги, швидкості охолодження можуть значно змінюватися від точки до точки. Типовим прикладом неоднорідного температурного процесу є нагрівання й охолодження зварювального шва. Сегрегація (*неоднорідність хімічного складу сплаву, що виникає під час їх кристалізації*) литва зберігається і при подальшій обробці, в результаті якої, а також в результаті охолодження можуть виникнути локальні структурні зміни. Особлива структурна неоднорідність може виникнути в поковках, в яких напрямком течії зерен і їх розмір можуть значно змінюватися від точки до точки.

По відношенню до в'язкості руйнування механічна анізотропія існує у всіх робочих виробках, поковках, а також в прокаті. Деформування в гарячому або холодному стані може призвести до вибудовування кристалографічних осей кристалічних зерен в певному напрямі або в певному порядку. Воно може також спричинити утворення волокон: низки довгастих кристалічних зерен, або груп



довгастих включень, або частинок другого роду. Нарешті, обробка тиском може спричинити утворення внутрішніх напружень.

Анізотропія, що виникла за рахунок певної кристалографічної текстури, особливо важлива для крихкого руйнування, оскільки сколювання утворюється на найбільш вигідних кристалографічних площинах.

Роль текстури найбільш очевидна в матеріалах з щільно упакованою гексагональною кристалічною решіткою, таких, як  $\alpha$ -титан, берилій і цинк. Ці матеріали є крихкими і мають обмежені можливості для ковзання. Утворення волокон важливо для матеріалів усіх видів. Цей процес є основною причиною відмінностей у міцності, пластичності та в'язкості руйнування, визначених на зразках, орієнтованих вздовж і поперек напрямку течії металу при його обробці. На рис. 8.9 відображені різні можливості поширення тріщини в заготовці, отриманій вальцюванням.

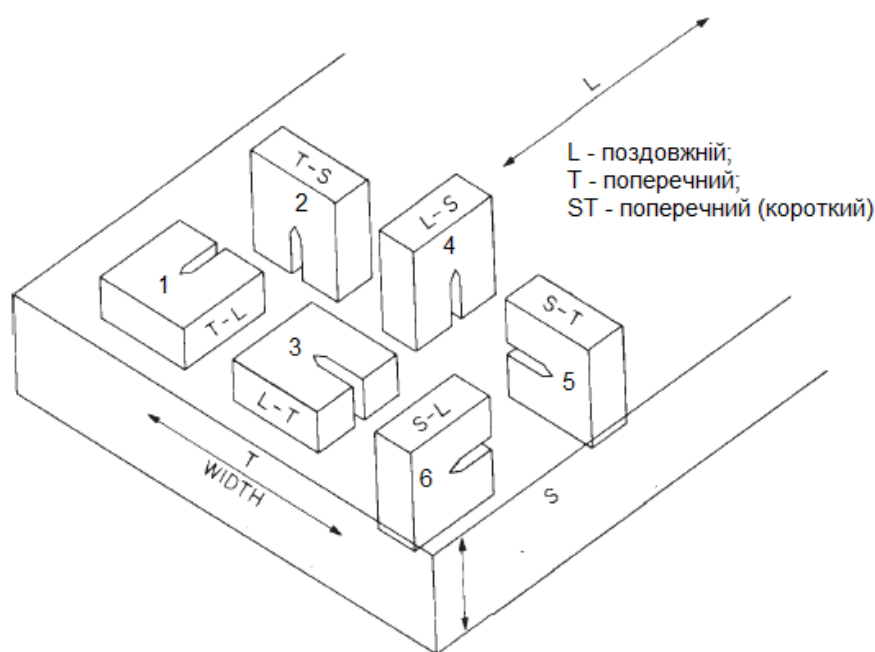


Рис. 8.9. Напрямки росту тріщини в пластині, отриманій вальцюванням

Зразки, орієнтовані в короткому поперечному напрямку (зростання тріщини в напрямку  $L$  або  $T$ ), мають найменшу в'язкість руйнування. (Зазначимо, що короткий поперечний напрям в різних точках заготовки різний). Зміна в'язкості руйнування для різних напрямків поширення тріщини може бути дуже великою. Для легованої сталі з 18% вмістом нікелю в'язкість руйнування поздовжніх зразків (зразок 3 на рис. 8.9) удвічі перевищує в'язкість руйнування зразків, орієнтованих в короткому поперечному напрямку (зразок 5). Для алюмінієво-цинко-магnezієвого сплаву в'язкість руйнування, для поздовжнього, поперечного і короткого поперечного напрямку дорівнюють відповідно 126, 67 і 53 кгс/мм<sup>3/2</sup>.



Залежність  $K_{Ic}$  від напрямку важлива для величини залишкової міцності в разі утворення півеліптичних поверхневих раковин і чверть еліптичних кутових тріщин в прокаті. Ця залежність є однією з причин того, що зразки з еліптичними тріщинами не мають сталих значень  $K_{Ic}$ . У разі еліптичної раковини найбільша інтенсивність напружень виникає на кінці малої осі тобто в точці найбільшого видалення фронту тріщини від поверхні зразка (див. рис. 8.9). Зазвичай вважають, що руйнування станеться тоді, коли максимальна інтенсивність напружень перевищить величину в'язкості руйнування  $K_{Ic}$ . Навіть у разі однакової за напрямками величини  $K_{Ic}$  зростання тріщини відбувалось б не тільки на кінці малої осі. Одночасно тріщина росла б і в інших місцях. Насправді в інших місцях величина  $K$  нижче ніж  $K_{Ic}$ , тому, поки на певній ділянці фронту тріщини виконується умова  $K < K_{Ic}$ , зростання тріщини буде обмежене.

### Експлуатаційні чинники

*Параметри циклічного навантаження (упродовж підростання втомної тріщини).* Для того, щоб втомна тріщина була гострою, пред'являються вимоги до параметрів циклічного навантаження. Найбільш важлива з них полягає в тому, щоб максимальний коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН) під час вирощування тріщини не перевищував 60% від величини  $K_{Ic}$ . Як видно з рис. 8.10, тільки при достатньо гострій вершині тріщини отримують узгоджені значення  $K_{Ic}$ . Велике значення  $K_{max}$  упродовж утворення втомної тріщини спричиняє занадто велике її притуплення, а звідси - невірні оцінки значень  $K_{Ic}$ .

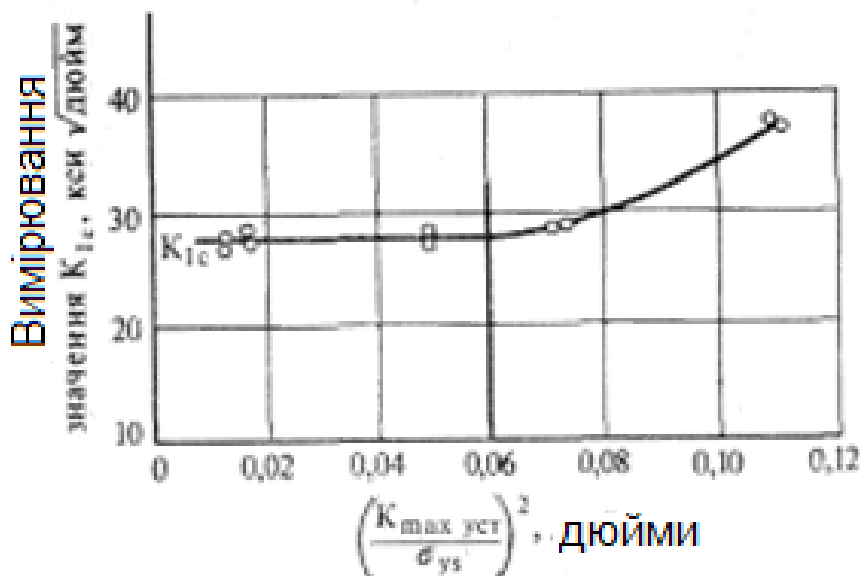


Рис. 8.10. Вплив напруження при втомному руйнуванні на вимірне значення  $K_{Ic}$  алюмінієвого сплаву 7075-7651 (за даними ASTM)

*Вплив температури.* Температура, взагалі кажучи, має певний вплив на всі властивості матеріалу, зокрема і в'язкість руйнування. Однак розглядати температурні ефекти незалежно від впливу інших розглянутих раніше параметрів не

можна. Як приклад розглянемо ефект впливу товщини. Відносно тонка пластина може перебувати в плоскому напруженому стані і при кімнатній температурі володіти відповідним високим значенням в'язкості. При низьких температурах матеріал має більш високу межу текучості і в пластині утворюється зона пластичності менших розмірів; в цьому випадку напружено-деформований стан пластини можна охарактеризувати як перехідний або навіть як плоско деформований з відповідним більш низьким значенням в'язкості. Таким чином, температура впливає на в'язкість матеріалу не тільки безпосередньо, але і побічно, через температурну залежність межі текучості.

На рис. 8.11 показано, що зі збільшенням температури в сталі відбувається перехід від малої в'язкості руйнування до великої.



Рис. 8.11. Залежність в'язкості руйнування від температури для різних сталей: 1 – А-517; 2 – РН15-7Мо; 3 – сплав Д6АС з високою в'язкістю, 4 – сплав Д6АС з малою в'язкістю

В'язкість руйнування сталей та інших матеріалів з підвищенням температури зазвичай поступово збільшується, після чого при температурах, близьких до точки плавлення, її величина зменшується.

## **Тема № 9. МЕХАНІКА ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ. ОСНОВНІ СТАДІЇ ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ І ОСОБЛИВОСТІ ЗАРОДЖЕННЯ ТРІЩИН. БАГАТОЦИКЛОВА ВТОМА**

### Основні терміни та визначення:

*Втома* – процес поступового накопичення пошкоджень, утворення та розвитку тріщин у матеріалі під дією циклічного навантажування.

*Втомне пошкодження* – необоротна зміна фізико-механічних властивостей матеріалу об'єкта і поява втомної тріщини від дії циклічного навантаження.

*Багатоциклова втома* – втома матеріалу, за якої втомне пошкодження і руйнування відбувається без виявленого накопичення деформацій.

*Малоциклова втома* – втома матеріалу, за якої втомне пошкодження і руйнування відбуваються в основному під час пружнопластичного деформування.

*База випробувань* – попередньо задана найбільша тривалість випробувань на втому об'єкта [зразка].

*Цикл напруження* [деформації] – сукупність послідовних значень напруження [деформації] протягом одного періоду їх змінення за регулярного навантажування.

*Симетричний цикл напруження* [деформації] – цикл, у якому максимальне і мінімальне напруження [деформації] рівні за абсолютними значеннями, але протилежні за знаком.

*Асиметричний цикл напруження* [деформації] – цикл, у якому максимальне і мінімальне напруження [деформації] мають різні абсолютні значення.

*Віднульовий цикл напруження* – знакосталий цикл напруження, що змінюється від 0 до максимуму, чи від нуля до мінімуму.

*Коефіцієнт асиметрії циклу напруження* – відношення мінімального напруження циклу до максимального напруження циклу.

*Жорстке навантажування* – циклічне навантажування, що забезпечує задану залежність змінення деформації об'єкта від часу чи іншого параметра.

*М'яке навантажування* – циклічне навантажування, що забезпечує задану залежність змінення номінального напруження в об'єкті від часу або іншого параметра.

*Границя витривалості* – максимальне за абсолютним значенням напруження циклу, за якого ще не відбувається втомне зруйнування матеріалу протягом заданої кількості циклів навантажування.

*Границя обмеженої витривалості* – максимальне за абсолютним значенням напруження циклу, що відповідає згідно з кривою втоми заданій циклічній довговічності.

*Руйнування* – зародження та розвиток у матеріалі дефектів і (чи) розділення об'єкта на частини.

*Витривалість* – здатність матеріалів і конструкцій чинити опір дії циклічного навантаження до бази випробувань без втомного руйнування.

*Навантаження* – чинник або сукупність чинників, дія яких на об'єкт призводить до зміни його напружено-деформованого стану.

*Навантажування* – процес дії навантаження на об'єкт.

*Втомне малоциклове зруйнування* – зруйнування без виявленого накопичення одnobічних деформацій.

*Критерії малоциклового зруйнування* – оцінки граничного стану матеріалу під час описування процесів малоциклового руйнування за допомогою деформаційних, енергетичних та силових підходів.

*Діаграма циклічного деформування* – графік, що характеризує залежність між значенням напруження і значеннями деформації за циклічного деформування.

*Матеріали циклічно зміцнювальні* – матеріали, в яких ширина петлі гістерезису за м'якого навантажування зменшується, а максимальне напруження циклу за жорсткого навантажування збільшується.

*Матеріали циклічно знеміцнювальні* – матеріали, в яких ширина петлі гістерезису за м'якого навантажування збільшується, а максимальне напруження циклу за жорсткого навантажування зменшується.

*Матеріали циклічно стабільні* – матеріали, в яких ширина петлі гістерезису в разі м'якого та жорсткого навантажування залишається практично незмінною.

Величина  $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$  називається розмахом напружень циклу;  $\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$  – середнім напруженням циклу;  $\sigma_a = \Delta\sigma/2 = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$  – амплітудою напружень циклу;  $R = \sigma_{max}/\sigma_{min}$  – коефіцієнтом асиметрії циклу;  $A = \sigma_a/\sigma_m = (1-R)/(1+R)$  – коефіцієнтом амплітуди циклу; проміжок часу між двома послідовними досягненнями максимуму (мінімуму) навантаження – періодом зміни навантаження, або часом здійснення одного циклу навантаження. Якщо  $\sigma_{min} = -\sigma_{max}$  ( $R = 0$ ), одержуємо симетричний цикл навантаження (симетричне навантаження). Якщо середнє напруження не дорівнює нулю, то маємо *асиметричне навантаження*. Таке навантаження можна уявити собі у вигляді накладання на сталє навантаження  $\sigma_m$  симетричного навантаження з амплітудою  $\sigma_a$ .

Часто мають справу з таким циклічним навантаженням, за якого одне з крайніх значень ( $\sigma_{min}$  або  $\sigma_{max}$ ) дорівнює нулю. Такий напружений стан називають *віднульовим (пульсівним)*, зокрема *віднульовим (пульсівним) розтяганням* при  $\sigma_{min} = 0$  чи *віднульовим (пульсівним) стисканням* при  $\sigma_{max} = 0$ .

### Основні стадії втомного руйнування матеріалів

Явище зменшення міцності деталей машин під дією циклічного навантаження було виявлене ще в середині XIX століття. Це послужило підставою створення нового напрямку науки про міцність матеріалів і конструкцій – втоми матеріалів.

Загалом криву втоми, яка описує залежність між максимальними напруженнями і кількістю циклів до руйнування  $N_p$ , можна розділити на III ділянки (рис. 9.1).

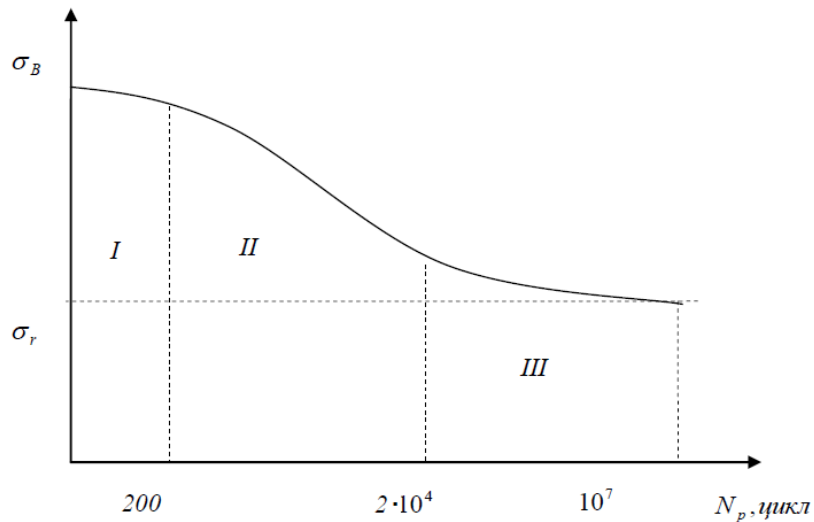


Рис. 9.1. Залежність найбільших граничних напружень від кількості циклів до руйнування

На ділянці I зруйнування відбувається внаслідок спрямованого пластичного деформування до величини граничної деформації, яка приблизно дорівнює граничній деформації при статичному навантаженні. На ділянці II зруйнування відбувається після відносно невеликої кількості циклів навантаження ( $N_p \geq 2 \cdot 10^4$  циклів) і ріст втомної тріщини супроводжується суттєвими пластичними деформаціями. Такий вид зруйнування називається малоцикловою втомою.

На ділянках II і III руйнування відбувається внаслідок зародження і розвитку втомної тріщини. На зламі, як правило, можна виділити дві ділянки: дрібноволокнистої будови, яка характерна для росту втомної тріщини і крупнозернисту ділянку остаточного руйнування.

На ділянці III деталь (зразок) руйнується після великої кількості циклів навантаження незначної амплітуди.

В зв'язку з цим ділянку II називають ділянкою малоциклової втоми; III – ділянкою багатоциклової втоми, або просто втоми.

При випробуванні деяких матеріалів, зокрема вуглецевих сталей за кімнатної температури, права ділянка залежності наближається до горизонтальної ( $N_p > 10^7$  циклів).

### Механізм втомного руйнування

Всі метали, застосовувані в техніці, є полікристалічними речовинами, що складаються з окремих зерен і не представляють того однорідного моноліту, яким вважають матеріал відповідно до основних гіпотез опору матеріалів. Зерна технічних металів являють собою сукупність кристалів, які мають неправильні огранювання, які зазвичай називають кристалітами. Полікристалічність матеріалу і немінуча його неоднорідність призводять до того, що під дією тих чи інших навантажень в окремих зернах виникають перенапруження і створюються можливості появи мікротріщин. При цьому в разі напружень, спричинених статичними навантаженнями, подібні мікротріщини не є небезпечні. Якщо ж

напруження змінні в часі, то має місце тенденція до розвитку мікротріщин, що приводить в кінцевому підсумку до втомного зламу деталі.

З безсумнівних положень теорії втоми можна відзначити наступні: 1) процеси, що проходять при повторно-змінних навантаженнях в металі, носять різко виражений місцевий характер; 2) з двох видів напружень – нормальних і дотичних – вирішальний вплив на процеси втоми до утворення першої тріщини включно мають дотичні напруження, що викликають пластичні зсуви та руйнування шляхом зрізу.

Розвиток втомної тріщини, безсумнівно, може прискорюватися за наявності розтягувальних напружень як у пластичних, так і, особливо, у малопластичних і крихких матеріалів типу чавуну, в яких поява тріщини відриву значно підвищує чутливість до розтягувальних напруг. Зародження тріщин найчастіше спостерігається в зернах, що лежать ближче до поверхні деталі. Пояснюється це тим, що поверхневі шари матеріалу певною мірою мають сліди пошкоджень різними технологічними операціями при обробці деталі (внутрішні напруги, сліди механічної обробки), не кажучи вже про ті випадки, коли зовнішні шари при повторно-змінних навантаженнях відчують найбільші напруження (при згині і крученні).

### **Багатоциклова втома**

Втомне руйнування завжди супроводжується пластичною деформацією окремих зерен полікристалів.

Виникнення зсувів в окремих зернах при напруженнях менших за межу текучості, чи пружності, обумовлене неоднорідністю будови матеріалів. При невеликих середніх напруженнях в зразку, в окремих найбільш несприятливо орієнтованих зернах можуть виникати напруження, що перевищують границю текучості і спричиняють їх пластичне деформування.

Із збільшенням кількості циклів навантаження лінії зсуву збільшуються і поширюються на інші зерна. Втомні тріщини виникають в найбільш пластично деформованих об'ємах матеріалу.

Результати дослідження втоми матеріалів представлених у вигляді кривих втоми – залежності між максимальними або амплітудними напруженнями (деформаціями) і кількістю циклів до руйнування  $N_p$  або зародження тріщини  $N_T$  (рис. 9.2). Криві втоми будують за результатами випробувань партії однакових зразків при однакових режимах навантажування: асиметрії циклу.

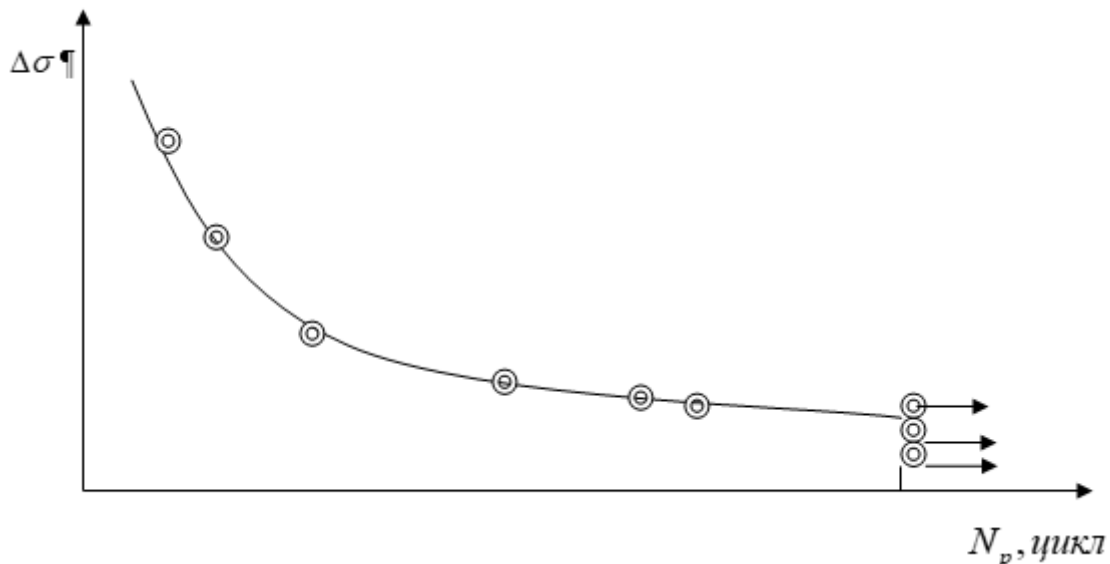


Рис. 9.1. Крива втоми

Тут  $\sigma_r$  – границя (межа) витривалості;  $N_b$  – база випробувань, тобто кількість циклів навантаження, після якого руйнування не відбудеться, як довго б його не навантажувати. Для вуглецевих сталей база випробувань складає  $10^7$  циклів, для кольорових металів  $5 \dots 10 \cdot 10^7$  циклів. За високих температур та корозійних середовищ втоми руйнування може відбуватися і після більшої кількості циклів навантаження.

Для аналітичного опису кривих втоми запропоновано багато рівнянь. Найбільш поширені з них:

$$b_1^{\sigma_a} \cdot N_p = C_1 \quad (9.1)$$

$$\sigma_a \cdot N_p^{b_2} = C_2 \quad (9.2)$$

$$(\sigma_a - \sigma_r) \cdot N_p^{b_3} = C_3 \quad (9.3)$$

$$(\sigma_a - \sigma_r) \cdot (N_p + B)^{b_4} = C_4 \quad (9.4)$$

де  $b_1, b_2, b_3, b_4, C_1, C_2, C_3, C_4$  – параметри рівнянь.

Ці рівняння можуть бути представлені прямою лінією у логарифмічних або напівлогарифмічних координатах.

*Вплив концентрації напружень.* Відомо, що в місцях зміни форми і розмірів зразків виникає концентрація напружень – значне збільшення локальних напружень  $\sigma_{max}$  порівняно з номінальними  $\sigma_{nom}$  (рис. 9.3). Концентратор напруження змінює вид напруженого стану від лінійного (т. С, рис. 9.3 а) до плоского (т. А) чи об'ємного (т. В) напруженого стану.

Теоретичний коефіцієнт концентрації напружень  $K_T$  характеризує відношення найбільшого локального напруження до номінального

$$K_T = \sigma_{max} / \sigma_{nom} \quad (9.5)$$

Теоретичний коефіцієнт концентрації напружень для циліндричних зразків з виточкою і плоских зразків з надрізом за формулою.

$$K_T = 1 + b\sqrt{a/\rho} \quad (9.6)$$

де,  $a$  – глибина виточки;  $\rho$  – радіус кривини у вершині концентратора;  $b = 0,5 \dots 1,0$  – коефіцієнт, який збільшується із зменшенням  $a$ .

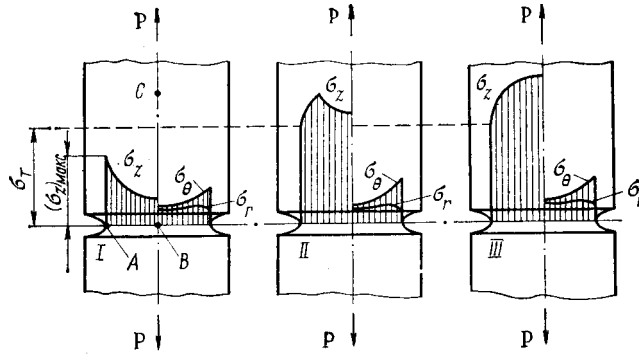


Рис. 9.3. Напружений стан циліндричного зразка з виточкою

Концентрація напружень є особливо істотною для зварних з'єднань. Ефективний коефіцієнт концентрації напружень характеризує вплив концентрації напружень на величину границі витривалості.

$$K_f = \frac{\sigma_r}{(\sigma_r)_k} \quad (9.7)$$

Чутливість до концентрації часто характеризують коефіцієнтом:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_T - 1} \quad (9.8)$$

Якщо  $K_f = 1, q = 0$ , то матеріал не чутливий до концентрації напружень. При  $K_f = K_T$  і  $q = 1$  – матеріал істотно чутливий до концентрації напружень.

Коефіцієнт чутливості до концентрації напружень залежить від властивостей матеріалу, теоретичного коефіцієнта концентрації напружень, розмірів зразка і від рівня напружень при випробуваннях.

*Асиметрія циклу.* Вплив асиметрії циклу на границю витривалості характеризується діаграмами граничних напружень циклу  $\sigma_{max} - \sigma_{cp}$ , граничних амплітуд циклу  $\sigma_a - \sigma_{cp}$  (рис. 9.4).

Для вивчення впливу асиметрії циклу навантаження на границю витривалості, криві втоми будуються за сталих значень середніх напружень циклу  $\sigma_{cp} = const$  або сталого коефіцієнта асиметрії циклу  $r = const$ .

На рис. 9.4 а лінія  $AB$  характеризує умови руйнування при  $N=N_0$ . Вище лінії  $AB$  руйнування відбувається при  $N < N_0$ , нижче лінії  $AB$  руйнування не відбувається.



Промінь  $OM$  є геометричне місце точок з однаковим коефіцієнтом асиметрії циклу  $r = const$ .

$$\operatorname{tg} \beta = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\text{cp}}} = \frac{2\sigma_{\max}}{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}} = \frac{2}{r+1} \quad (9.9)$$

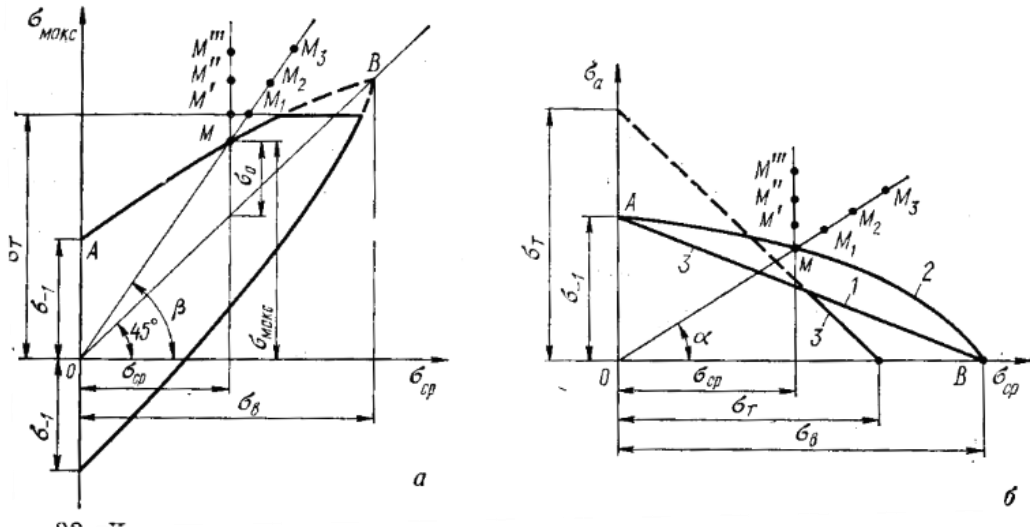


Рис. 9.4 Діаграми граничних напружень – а) і граничних амплітуд циклу навантаження.

Залежність між границею витривалості при симетричному і асиметричному циклах навантаження

$$\sigma_a = \sigma_{-1} + \xi_{ac} \times \sigma_{\text{cp}} \quad (9.10)$$

$$\sigma_{\max} = \sigma_{-1} + (1 + \xi_{ac}) \sigma_{\text{cp}} \quad (9.11)$$

$\sigma_{-1}$  – границя витривалості при симетричному циклі;  $\xi_{ac}$  – коефіцієнт чутливості до асиметрії циклу.

З рис. 9.4 б

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{\sigma_a}{\sigma_{\text{cp}}} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}} = \frac{1-r}{1+r} \quad (9.12)$$

Діаграми граничних амплітуд описують рівнянням прямої (1)

$$\sigma_a = \sigma_{-1} \left( 1 - \frac{\sigma_{\text{cp}}}{\sigma_B} \right) \quad (9.13)$$

або параболи

$$\sigma_a = \sigma_{-1} \left[ 1 - \left( \frac{\sigma_{\text{cp}}}{\sigma_B} \right)^2 \right] \quad (9.14)$$

де  $\sigma_B$  – границя текучості матеріалу.

*Вплив зварювання.* Основними причинами зниження втомної міцності зварних з'єднань є залишкові напруження, які виникають при зварюванні, концентрація напружень і неоднорідність властивостей. За деяких умов залишкові напруження

розтягу знижують границю витривалості на 35...50 %. Зменшення залишкових напружень досягається відпалом, або поверхневим пластичним деформуванням.

Запропоновано велику кількість емпіричних залежностей границі витривалості конструкційних сплавів при згині від характеристик механічних властивостей, зокрема для конструкційних сталей

$$\sigma_{-1} = \beta \sigma_B \quad (9.15)$$

$$\sigma_{-1} = 0,285(\sigma_B + \sigma_T) \quad (9.16)$$

$$\sigma_{-1} = 0,25(\sigma_B + \sigma_T) + 50 \quad (9.17)$$

для високоміцних сталей

$$\sigma_{-1} = 0,25(1 + 1,35\psi) \sigma_B \quad (9.18)$$

для кольорових сплавів

$$\sigma_{-1} = 0,19 \sigma_B + 20 \quad (9.19)$$

де  $\beta$  – параметр.

## Тема № 10. ЗАКОНОМІРНОСТІ ПРУЖНО-ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ І РУЙНУВАННЯ В УМОВАХ МАЛОЦИКЛОВОЇ ВТОМИ

### Види зруйнувань при малій кількості циклів навантажування

В багатьох інженерних конструкціях спостерігається руйнування після відносно незначної кількості циклів навантажування, що нараховує декілька тисяч повторень. Руйнування після малої кількості циклів навантажування від так званої малоциклової втоми, як правило, відбуваються при значній (близько 1%) пластичній циклічній деформації в макрооб'ємах розглядуваного елемента конструкції. Межа між мало- і багатоцикловою втомою є умовною і зумовлюється головним чином мірою непружності матеріалу в циклі навантажування і наявною пластичністю матеріалу. Для високопластичних сплавів перехідна зона зміщується в бік більших довговічностей, для крихких – у бік менших.

Розрахунки елементів конструкцій на малоциклову втому базуються на експериментальних даних вивчення закономірностей опору руйнуванню і руйнуванню при циклічному пружнопластичному деформуванні, а також дослідженнях кінетики неоднорідного напружено-деформованого стану і накопичення пошкоджень в зонах концентрацій – місцях ймовірного руйнування.

Опір матеріалів циклічному пружно-пластичному деформуванню звичайно вивчають при однорідному напруженому стані, використовуючи два основних види навантажування. При першому в процесі циклічного деформування постійною зберігається амплітуда напружень, при другому – амплітуда деформації. Ці види, відповідно, називають *м'яким і жорстким* навантажуванням.

Опір руйнуванню при циклічному деформуванні матеріалу суттєво залежить від характеру навантаження (м'яке і жорстке) і циклічних деформаційних властивостей цього матеріалу.

При м'якому навантажуванні циклічно зміцнювальних матеріалів накопичуються пластичні деформації, які можуть привести до двох типів руйнування - квазістатичного і втомного. Квазістатичне пов'язане зі збільшенням залишкових деформацій до рівня, який відповідає руйнуванню при одноразовому статичному навантаженні. Руйнування втомного характеру пов'язане з накопиченням пошкоджень, утворенням прогресуючих тріщин при суттєво меншій пластичній деформації. Можливі і проміжні форми руйнування, коли утворюються тріщини втоми на фоні помітних пластичних деформацій.

### Критерії руйнування при малоцикловій втомі

Циклічно зміцнювальні матеріали руйнуються тільки від втоми. Для них крива втоми в інтервалі довговічності  $10^2 \dots 10^4$  циклів досить добре описується емпіричним рівнянням

$$\sigma_a N_p^n = C \quad (10.1)$$

де  $n, C$  – сталі матеріалу.

Для квазістатичного руйнування за критерій переходу в граничний стан приймають величину накопиченої деформації  $\bar{\epsilon}_B$  при циклічному навантаженні, що відповідає руйнуванню при одноразовому статичному навантаженні.

При жорсткому навантажуванні немає накопичення деформацій, що виключає можливість квазістатичного руйнування. В цьому випадку всі матеріали руйнуються за механізмом втоми з утворенням тріщини.

Експерименти з різними матеріалами показали, що залежність між розмахом пластичної деформації за цикл  $\Delta\epsilon_{пл}$  і числом циклів до руйнування в подвійних логарифмічних координатах близькі до лінійних. Це стало основою для такого емпіричного виразу між циклічною довговічністю  $N$  і розмахом пластичної деформації за цикл (формула Менсона-Коффіна):

$$\Delta\epsilon_{пл} N^m = M \quad (10.2)$$

де  $m$  і  $M$  – сталі матеріалу.

В залежності від режиму випробувань (м'який чи жорсткий) за експериментальними результатами будують криві малоциклової втоми відповідно в координатах максимальне чи амплітудне значення руйнуючих напружень чи навантажень – кількість циклів до руйнування (рис. 10.1), або в координатах максимальне чи амплітудне значення руйнуючих деформацій чи переміщень – кількість циклів до руйнування (рис. 10.2).

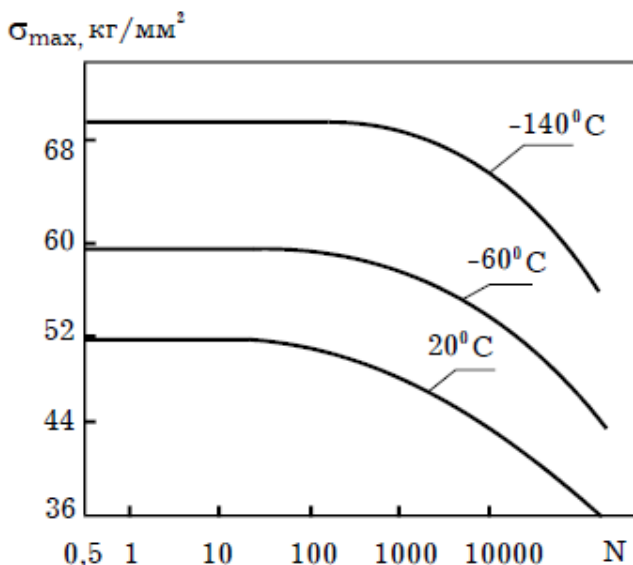


Рис. 10.1 Криві малоциклової втоми сталі 15Г2АФД при різній температурі

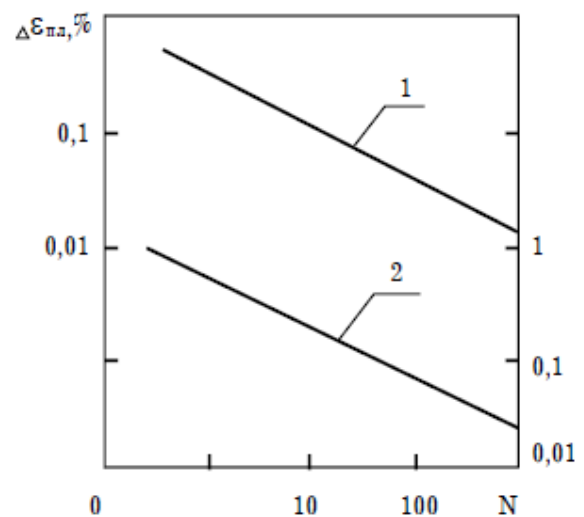


Рис. 10.2 Криві малоциклової втоми алюмінієвого сплаву (1) і вуглецевої сталі (2)

Криві втоми можуть бути подані в цих випадках в лінійних, напівлогарифмічних або в подвійних логарифмічних координатах, як це робиться при побудові кривих багатоциклової втоми.

На основі узагальнення великої кількості експериментальних даних для сталей, жароміцних сплавів, алюмінієвих та титанових сплавів була запропонована така залежність для кривої втоми

$$\Delta\varepsilon = \frac{1}{2} \left( \ln \frac{1}{1-\psi} \right)^{0,6} N^{-0,6} + 1,75 \frac{\sigma_{0,2}}{E} N^{-0,12} \quad (10.3)$$

де  $\psi$  – відносне звуження поперечного перерізу зразка;  $E$  – модуль пружності матеріалу.

Перший доданок цього рівняння описує амплітуду граничної пластичної деформації, другий - амплітуду граничної пружної деформації.

Закономірності пружно-пластичного деформування

Систематичне дослідження закономірностей циклічного деформування металів при високих рівнях напружень було розпочато Баушингером в кінці 19 століття. Ним встановлено, що при пульсуючому розтягуванні з напруженням  $\sigma_0$ , що перевищує межу текучості  $\sigma_T$ , нове значення межі текучості при подальшому навантаженні після повного розвантаження приблизно відповідає напруженню  $\sigma_0$  (рис. 10.3 а). При повторно-змінному навантаженні напруженням, що перевищує межу текучості  $\sigma_T$ , значення межі текучості в наступному півциклі  $\sigma_0^1$  виявляється тим нижче, чим вище першочергове напруження (рис. 10.3 б). Це явище отримало в літературі назву ефекту Баушингера. Пізніше результати Баушингера були підтверджені багатьма дослідниками.

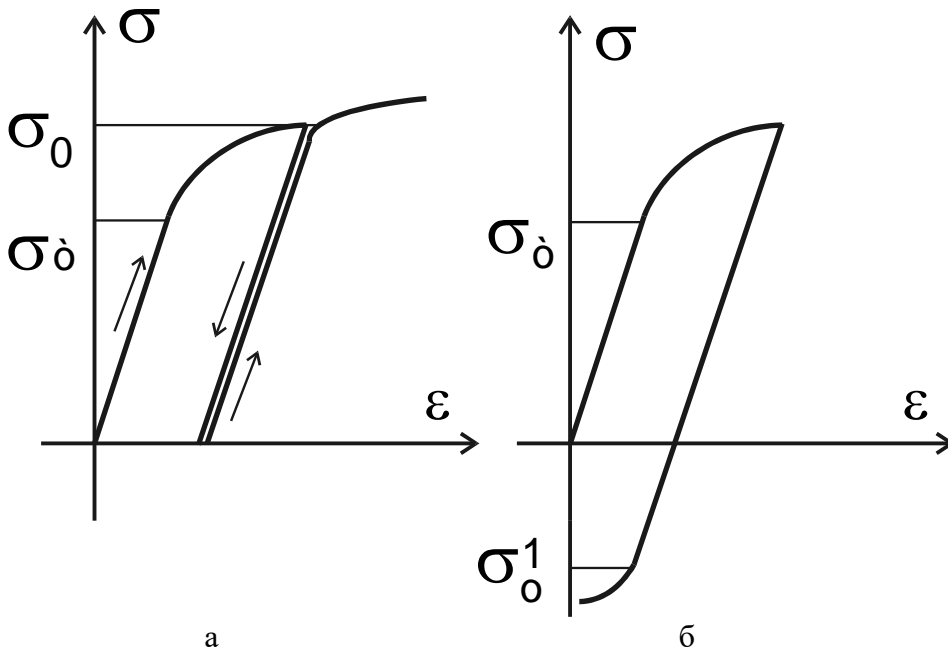


Рис. 10.3. Схеми деформування матеріалу при повторному (а) і повторно-змінному (б) напруженнях

Потрібно зазначити, що циклічні властивості матеріалу не завжди стабільні. Розглянемо характерні особливості циклічно нестабільних матеріалів, увівши попередньо у розгляд декілька додаткових понять. Процес навантаження зразка від початкового стану  $O$  до моменту  $A$  першого розвантаження називається *нульовим*

півциклом (рис. 10.4). Далі від точки А до точки С йде перший півцикл і т. д. Тобто процес зміни навантаження одного знака від його початку до завершення називають *півциклом навантаження*.

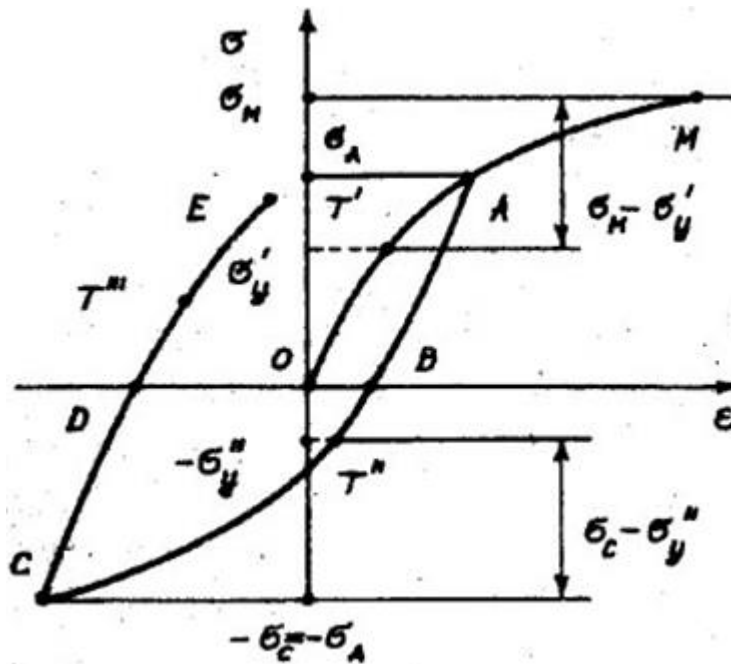


Рис. 10.4. Схема знакозмінного деформування нестабільного матеріалу

Позначимо номером  $k$  (рис. 10.5) точку перетину вітки діаграми  $k$ -го півциклу ( $A_k, B_k$ , якщо  $k$  непарне, чи  $B_k A_{k+1}$ , якщо  $k$  парне) з віссю абсцис (віссю середнього напруження).

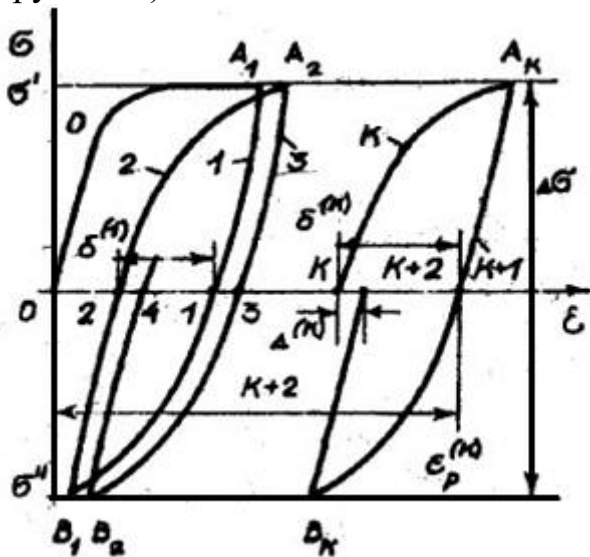


Рис. 10.5 Схема одностороннього накопичення пластичної деформації

Оскільки процес розвантаження у півциклі  $k+1$  до моменту досягнення точки  $k+1$  лінійний, то величина  $\delta^{(k)}$ , що визначає відстань між точками  $k$  та  $k+1$ , визначає ширину петлі пластичного гістерезису  $k$ -го півциклу. Точка  $k+1$  визначає величину *одобічно накопиченої сумарної пластичної деформації*  $\varepsilon_p^{(k)}$  після завершення  $k$ -го півциклу. Тому величина  $\Delta^{(k)} = |\delta^{(k)} - \delta^{(k+1)}|$  характеризує *приріст пластичної деформації* за  $k+1$ -й півцикл (*деформація циклічної анізотронії*).

Опір пружно-пластичному деформуванню від півциклу до півциклу може бути або більшим або меншим від опору в першому чи деякому попередньому півциклі. У першому випадку маємо *циклічне зміцнення*, в другому – *циклічне знеміцнення* матеріалу. Для того щоб порівняти діаграми напружень, отримані на різних півциклах, їх слід відкласти від одної точки, як це зображено на рис.6, вводячи локальну систему координат  $\bar{\varepsilon}, \bar{\sigma}$  на початку кожного з півциклів.

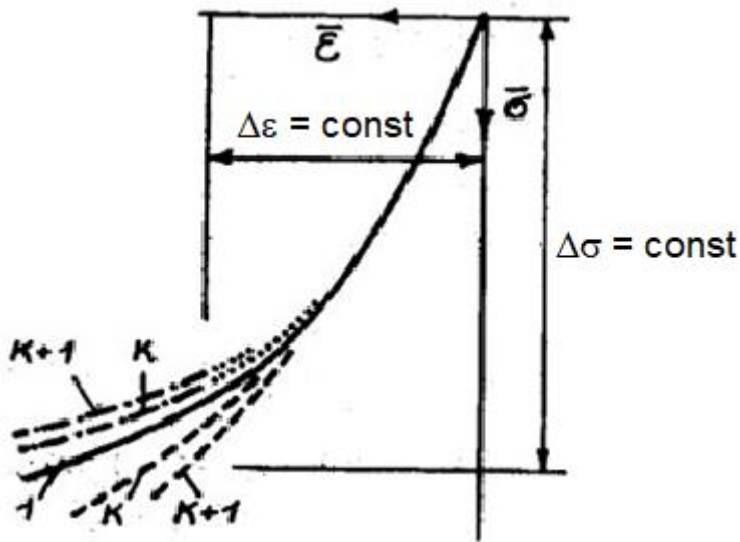


Рис. 10.6 Узагальнена діаграма деформування

знеміцнення зі збільшенням кількості півциклів навантаження накопичена сумарна деформація збільшується, а в матеріалах із циклічним зміцненням пружно-пластична деформація зменшується.

У випадку жорсткого навантаження накопичення пластичної деформації неможливе. На рис. 7 зображена відповідна узагальнена діаграма навантаження для випадку циклічного зміцнення (а) та знеміцнення (б). Як бачимо, жорстке навантаження матеріалів, які циклічно зміцнюються, супроводжується збільшенням розмаху  $\Delta\sigma$  екстремальних напружень півциклу. Циклічне знеміцнення означає зменшення величини  $\Delta\sigma$ .

Циклічне зміцнення властиве передусім м'яким у первісному стані матеріалам, зокрема незагартованій та деяким аустенітним сталям, міді,  $\alpha$ -латуні. Високоміцні у первісному стані матеріали переважно характеризуються циклічним

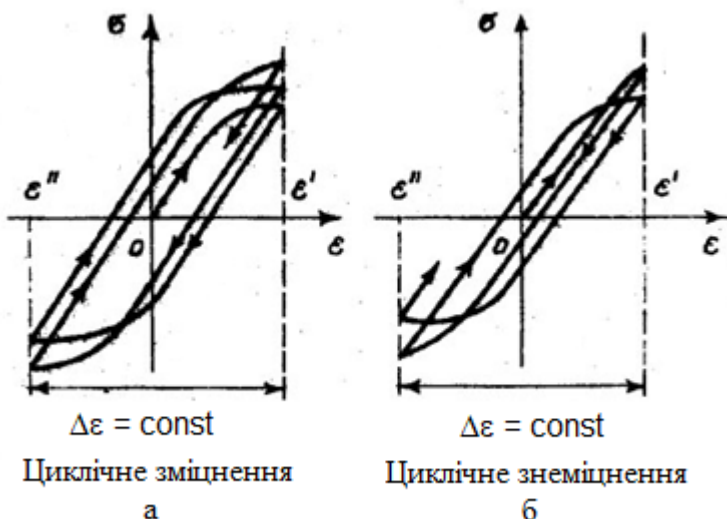


Рис. 10.7. Діаграма циклічного деформування при жорсткому навантаженні ( $\Delta\varepsilon = const$ ) для циклічно зміцнювального – а і циклічно знеміцнювального матеріалу – б

Тут штриховими лініями нанесені діаграми для півциклів  $k$ ,  $k+1$  матеріалу із циклічним зміцненням, а штрих пунктирними – для матеріалу із циклічним знеміцненням. Діаграма першого півциклу позначена одиницею. Зрозуміло, що для циклічної стабільності необхідна незмінність форми діаграми в кожному півциклі, тобто незмінність вигляду відповідної апроксимаційної функції та її параметрів.

Загалом у разі циклічного

знеміцнення. У металах, під час деформування яких розтягом утворюються лінії Чернова – Людерса та зуб текучості, як і в більшості інших матеріалів, чергуються явища циклічного зміцнення, стабілізації та знеміцнення. Наприклад, у високоміцній сталі X15H35B3T перших 200 циклів відбуваються із знеміцненням, після чого аж до руйнування спостерігається циклічна стабілізація. М'яка сталь X18H9T спочатку

циклічно зміцнюється, а після періоду стабілізації переходить до циклічного знеміцнення.

Після перших 2–10 півциклів ширину петлі  $\delta^{(k)}$  можна отримати з виразу

$$\delta^{(k)} = \delta^{(1)} F(k) \quad (10.4)$$

де функція  $F(k)=1$  для циклічно стабільного матеріалу,  $F(k)=\exp(\beta(k-1))$  для матеріалу, що циклічно знеміцнюється, і  $F(k)=k^{-\alpha}$  для матеріалу, який циклічно зміцнюється. Величини  $\alpha$ ,  $\beta$  що визначають інтенсивність зміни ширини петлі зі зміною кількості півциклів, значною мірою залежать від величини пластичної деформації, досягнутої в нульовому півциклі.

За відсутності надійних експериментальних даних визначити тип циклічної поведінки матеріалу з досить великою вірогідністю можна за правилом Р. Сміта, М. Гіршберга, С. Менсона (1963), згідно з яким у разі симетрії циклічного м'якого навантаження, якщо  $\sigma_{ut}/\sigma_{0,2} > 1,4$ , матеріал зміцнюється, якщо ж  $\sigma_{ut} / \sigma_{0,2} < 1,2$  – знеміцнюється.

За результатами експериментів будують узагальнену діаграму циклічного пружнопластичного деформування (рис. 10.8).

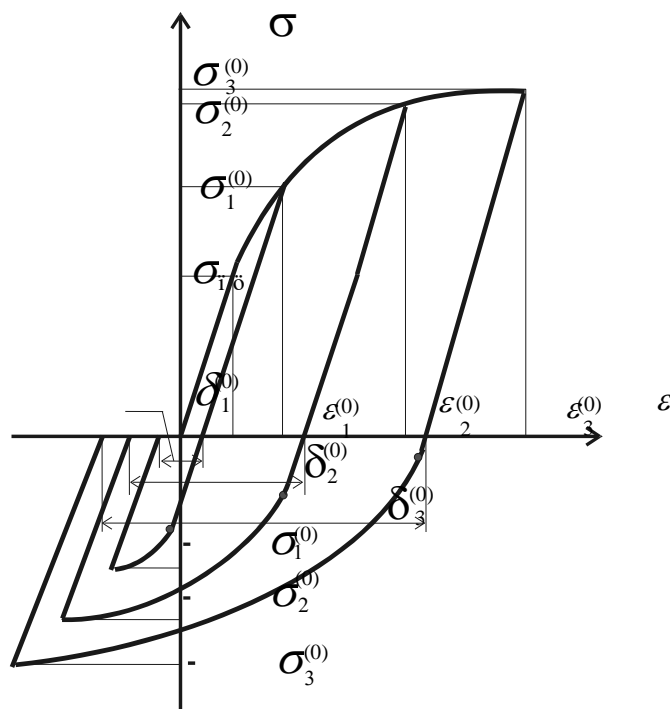


Рис. 10.8. Схема узагальненої діаграми циклічного деформування

Це графік, що характеризує залежність напруження від деформації за параметром кількості півциклів навантажування, який будується для кожного окремого півциклу навантажування з початком у точці розвантажування та дозволяє всі кінцеві та поточні точки  $k$ -го півциклу навантажування на тій же кривій для даного півциклу навантажування.



# Тема №11 КІНЕТИЧНІ ДІАГРАМИ ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ. МЕТОДИ ВИПРОБУВАННЯ НА ЦИКЛІЧНУ ТРІЩИНІСТІЙКІСТЬ

## Основні рівняння для опису швидкості росту втомних тріщин

Для прогнозування довговічності тіл з тріщинами при циклічному навантаженні необхідно знати залежність швидкості росту втомної тріщини (РВТ) відносно параметра, який характеризує напружено-деформований стан (НДС) в околі вістря тріщини. Графічне зображення вказаної залежності називають діаграмою втомного руйнування (ДВР). В межах лінійної механіки руйнування швидкість росту втомних тріщин в координатах  $\lg V - \lg \Delta K$  ( $K_{max}$ ) являє собою S-подібну криву, що обмежена зліва максимальним пороговим коефіцієнтом інтенсивності напружень КІН  $K_{th}$  (пороговим КІН  $\Delta K_{th}$ ), а справа – критичним КІН  $K_{fc}$  (циклічною в'язкістю руйнування, рис. 11.1).

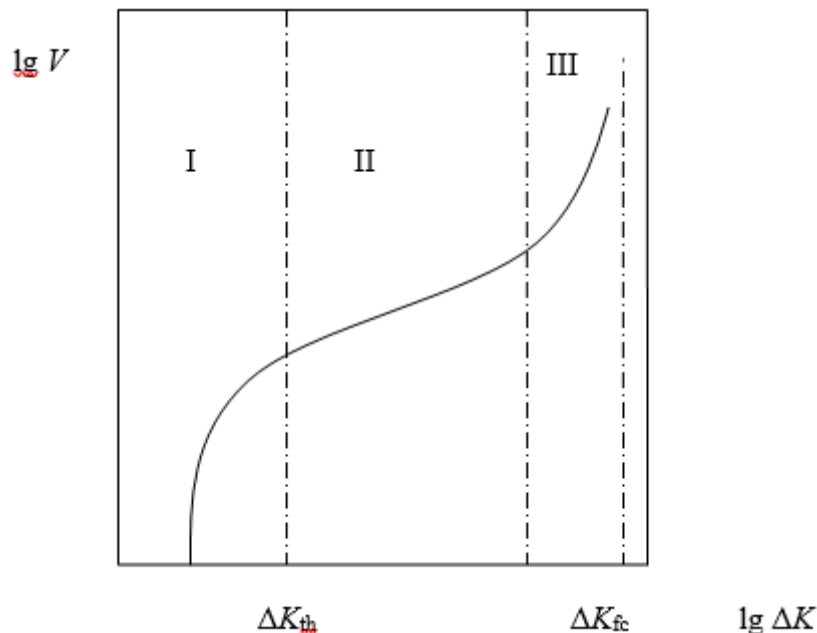


Рис. 11.1. Кінетична діаграма втомного руйнування

Діаграма складається з трьох ділянок: ділянка I приблизно відповідає швидкості  $V \approx 10^{-10} \dots 10^{-8}$  м/цикл, на якій швидкість РВТ істотно збільшується за незначної зміни  $\Delta K$  ( $K_{max}$ ), ділянка II має вид прямої лінії і знаходиться в межах  $10^{-8} \dots 10^{-6}$  м/цикл, ділянка III характеризується прискореним ростом тріщини і відповідає значенням  $V > 10^{-6}$  м/цикл. В літературі ділянки I, II, III отримали назви відповідно: низькоамплітудна, середньоамплітудна і високоамплітудна.

На ділянках I і III спостерігається істотний вплив мікроструктури сплавів, рівня середніх напружень, температури і корозійного середовища. Ділянка II менш чутлива до впливу вказаних факторів.

Методи експериментального визначення швидкості РВТ регламентуються відповідними нормативними документами. У загальному випадку всі моделі швидкості РВТ залежно від застосованих критеріїв можна поділити на силові, енергетичні і деформаційні.

В літературі описано велику кількість залежностей швидкості РВТ відносно параметрів навантаження, характеристик механічних властивостей матеріалу та розмірів тріщини.

Розглянемо найбільш поширені залежності. Основним параметром для опису швидкості РВТ в умовах плоскої деформації є КІН, який визначає НДС в околі вістря тріщини. В цьому випадку швидкість РВТ нормального відриву можна описати досить загальним співвідношенням.

$$V = dl/dN = F(K_{max}, R), \quad (11.1)$$

де  $R = K_{min} / K_{max}$  – коефіцієнт асиметрії циклу навантаження. Уперше цей підхід був застосований *Перісом П. та Эрдоганом Ф., 1963*

$$V = C(\Delta K)^m, \quad (11.2)$$

де  $C$  і  $m$  – параметри матеріалу;  $\Delta K = K_{max} - K_{min}$  – розмах КІН;  $K_{max}$ ,  $K_{min}$  – найбільший і найменший КІН.

Формула (11.2) отримала найбільше поширення для опису швидкості РВТ і справедлива в основному для другої ділянки ДВР. При цьому коефіцієнт  $C$  і показник  $m$  для різних матеріалів можуть змінюватись в широких межах ( $m = 2 \dots 10$ ). Для опису лінійної ділянки ДВР конструкційних матеріалів використовують також модифіковану формулу (2) *Яреми С. Я., 1981*

$$V = 10^{-7} \left( \frac{\Delta K}{\Delta K^*} \right)^m \quad (11.3)$$

де  $\Delta K^*$  – розмах КІН, що відповідає  $10^{-7}$  мм/цикл.

Формула, запропонована *С. Я. Яремою і С. І. Микитишиним (1975)*, дає змогу описати ДВР під час зміни  $K_{max}$  від порогового КІН  $K_{th}$  до циклічної в'язкості руйнування  $K_{fc}$  у випадку, якщо діаграма має вигляд S-подібної кривої

$$V = V_0 [(K_{max} - K_{th}) / (K_{fc} - K_{max})]^{q_0} \quad (11.4)$$

де  $V_0$ ,  $q_0$  – параметри, які визначають із експерименту.

Елбером було введено термін ефективного розмаху КІН  $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$ . З урахуванням цього, формулу (11.2) можна записати

$$V = C[U\Delta K]^m \quad (11.5)$$

де  $U = \Delta K_{eff} / \Delta K$  – так званий коефіцієнт відкриття (закриття) тріщини.

Головною перевагою формули (11.5) є те, що ДВР конструкційних сплавів, зображені в осях  $V-\Delta K_{eff}$ , в окремих випадках є інваріантними відносно асиметрії циклу навантаження, товщини зразків, довжини тріщини (для коротких тріщин), одноразових і циклічних перевантажень, залишкових напружень у металі.

Для опису швидкості РВТ за пружно-пластичного деформування використовують такі параметри, як розкриття тріщини  $\delta$  і  $J$ -інтеграл.

Рівняння для опису швидкості РВТ відносно  $\delta$  і  $J$ -інтеграла у більшості випадків мають структуру, аналогічну формулі (2).

За циклічного навантаження враховується розмах  $J$ -інтеграла  $\Delta J$ , який визначають з експериментально отриманих петель гістерезису в координатах  $P-v$ , і тоді

$$V = V_0[\Delta J/\Delta J_0]^\gamma \quad (11.6)$$

де  $V_0$  – відносна швидкість,  $V_0 = 10^{-6}$  м/цикл;  $\Delta J_0$ ,  $\Delta J_0, \gamma$  – параметри, які визначаються з експерименту.

Відомо, що залежності між швидкістю РВТ і параметрами механіки руйнування у формі (11.1)–(11.6), не дають змоги прогнозувати траєкторію тріщини при пружно-пластичному деформуванні, а також не враховують вплив середнього напруження циклу на швидкість РВТ. Ці обмеження усуваються використанням для аналізу РВТ коефіцієнта питомої енергії деформації

$$V = C(\Delta S_{min})^m, \quad \Delta S_{min} = S_{min}^{max} - S_{min}^{min} \quad (11.7)$$

де  $S_{min}^{max}$ ,  $S_{min}^{min}$  – мінімальний і максимальний коефіцієнти питомої енергії деформації в напрямку  $\Theta = \Theta_0$ , тобто

$$\Delta S_{min} = S(\Theta, \sigma_{max}) - S(\Theta, \sigma_{min}) \quad (11.8)$$

де  $\sigma_{max}$ ,  $\sigma_{min}$  – відповідно максимальне і мінімальне напруження циклу.

Формули (11.1)–(11.8) для опису швидкості РВТ потребують здійснення прямого експерименту і є по суті апроксимуючими. Поряд з цими формулами запропоновано моделі, які дають змогу за результатами непрямих дослідів, наприклад на статичну та циклічну міцність, прогнозувати швидкість РВТ в матеріалі.

Визначення швидкості РВТ полягає в послідовному вимірі через деякі проміжки часу (кількість циклів навантаження) характерного розміру  $l$  (довжини або глибини) тріщини у зразку та відповідної кількості циклів навантаження ( $\Delta N$ ).

За цими даними обчислюють швидкість РВТ як деякого усередненого приросту тріщини за один цикл:

$$V = \frac{\Delta l}{\Delta N} \quad (11.9)$$

і ставлять їй у відповідність параметр руйнування – величину, що контролює стан матеріалу та руйнівний процес в області передруйнування біля фронту тріщини (рис. 11.1).

ДВР використовується для визначення впливу різноманітних технологічних факторів з метою оптимізації конструкцій за критеріями механіки руйнування. На їх основі оцінюють працездатність матеріалу і конструкцій в умовах експлуатації, на етапі виготовлення ці характеристики дають оцінку допустимості знайдених дефектів, можливість призначення методів контролю.

#### Типи зразків для визначення швидкості росту втомної тріщини

Стандартизована методика для визначення швидкості РВТ, яка використовується в Україні, рекомендує застосовувати наступні основні типи зразків: плоский прямокутний (смуга) з центральною тріщиною (рис. 11.2 а) і циліндричний із зовнішньою кільцевою тріщиною для досліджень осьовим розтягом; прямокутний компактний з боковою тріщиною – позацентровим розтягом (рис. 11.2 б); плоский прямокутний з боковою тріщиною для досліджень трьохточковим згином (рис. 11.2 в), прямокутний з боковою тріщиною – одновісним розтягом (рис. 11.2 б). Стандарт ставить більш жорсткі вимоги до технології виготовлення і геометричних розмірів зразків, а також – до методики наведення втомних тріщин, відносна довжина яких не обмежується. Не регламентується також і товщина зразків.

Для прямокутного зразка для випробувань позацентровим розтягом (рис. 11.2а):  $l=(0,4..0,55)b$ ;  $t=0,5b$ ;  $c=1,25b$ ;  $d=0,25b$ ;  $F=0,55b$ ;  $I=(0,2..0,45)b$ ;  $H=1,2b$ .

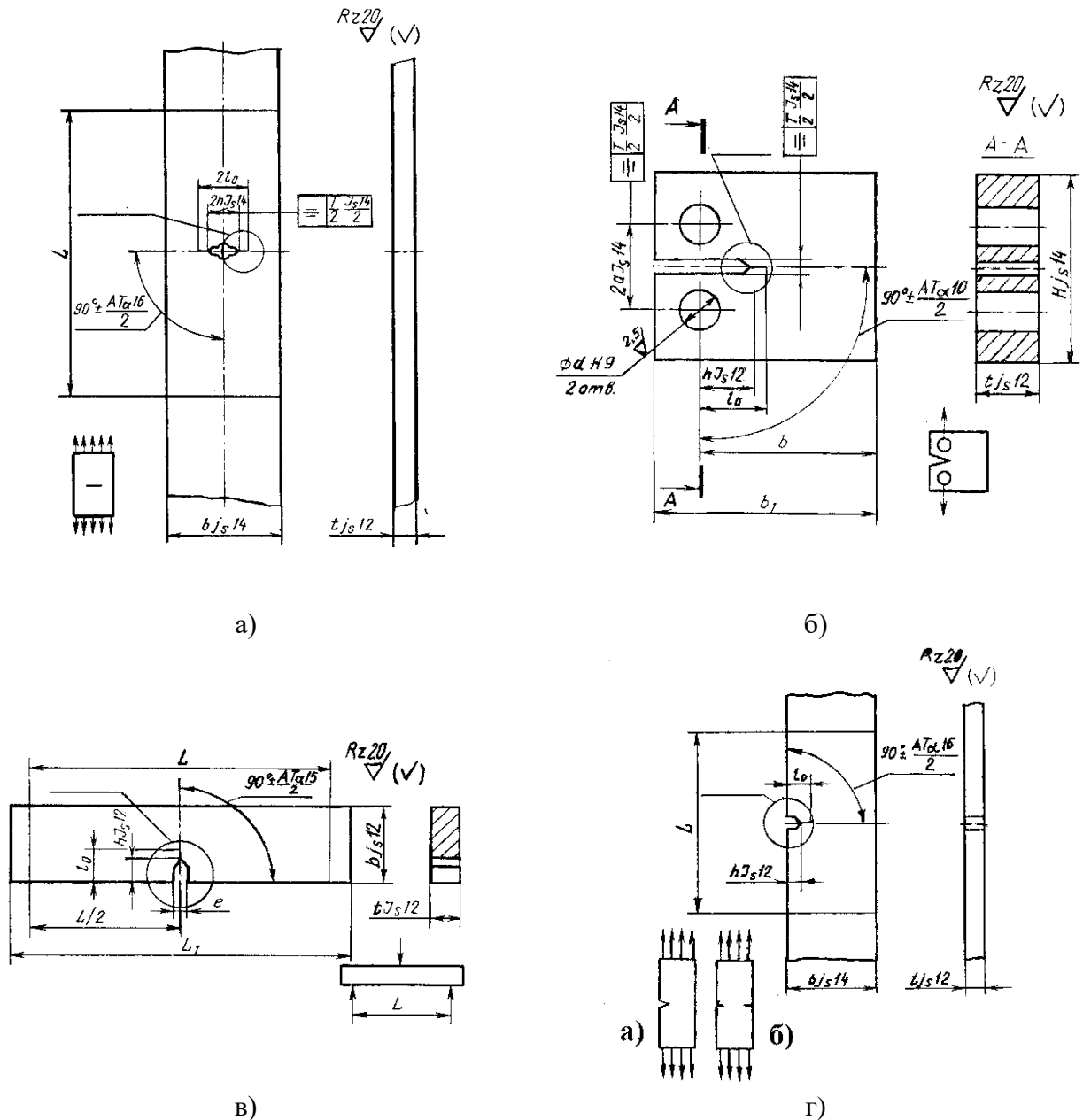


Рис. 11.2. Зразки для визначення швидкості РВТ: а) смуга з центральною тріщиною для випробування розтягом; б) прямокутний компактний зразок з крайовою тріщиною для випробувань позакентровим розтягом; в) прямокутний зразок з крайовою тріщиною для досліджень триточковим згиним; г) смуга з боковою тріщиною для випробування розтягом

Для випробування на циклічну тріщиностійкість зварних з'єднань використовують аналогічні типи зразків із зварними швами. Вісь зварного шва може бути розміщена паралельно і перпендикулярно площині тріщини.

### Основні методи вимірювання довжини тріщини

*Візуальний метод.* Полягає в періодичному замірі положення вістря тріщини при  $\dots 50$  кратному збільшенні відносно деякої базисної точки: бічної поверхні зразка, надрізу, риски тощо. Для цього використовують мікроскоп типу МБС, з сіткою нанесеною на об'єктив, який по мірі росту тріщини пересувають на ширину поля зору вздовж траєкторії росту тріщини. На шляху передбачуваного росту тріщини,

перпендикулярно до її напрямку також наносять тонкі риски з певним кроком. Як правило для цього застосовують мікротвердомір, або спеціальні пристосування.

*Метод пружної піддатливості.* Полягає у вимірюванні піддатливості зразка  $\lambda$ , яка змінюється із зміною довжини тріщини. Відносну пружну піддатливість обчислюють за результатами вимірювання зміщення вздовж лінії дії сили  $\Delta v$  або переміщення берегів тріщини

$$\lambda = \Delta v E t / \Delta P = f(\bar{l}, b, \Delta v, \mu), \quad (11.10)$$

де  $E$  – модуль пружності першого роду;  $\bar{l} = l/b$  відносна довжина тріщини;  $\mu$  – коефіцієнт Пуассона.

Залежність між довжиною тріщини і переміщенням точок прикладання зусилля може бути визначена інтегруванням рівняння

$$\frac{d\lambda}{dl} = \frac{2t}{E_1} \cdot \frac{K^2}{P^2} \quad (11.11)$$

Де  $E = E_1$  для плоского напруженого стану.

Ефективність методу буде тим більшою, чим інтенсивніше зростає КІН зразка і чим довша тріщина.

*Метод давачів послідовного руйнування.* На продовжені тріщини поперек її траєкторії наклеюють через тонку підкладку тонкі провідники або гребінчасті тензорезистори, які складаються з багатьох паралельних тензониток. Їх виготовляють травленням фольги безпосередньо на підкладці на зразку методом фотодруку або напилюванням металу через шаблон у вакуумі. Гребінчасті давачі з одного боку з'єднані спільним струмоводом, з другого – мають індивідуальні струмоводи. Розрив провідника сигналізує про проходження тріщини.

Переваги: автоматизація процесу вимірювання довжини тріщини. Недоліки: провідник може руйнуватись до досягнення його тріщиною внаслідок великих пластичних деформацій або після проходження тріщини від її розкриття.

*Метод різниці електричних потенціалів.* Ґрунтується на вимірюванні електричного опору зразка і потенціалу електричного поля в ньому, які змінюються із зміною довжини тріщини. Різниця електричних потенціалів для двох точок 1 і 2 (рис. 11.3) в даному зразку  $U_{1,2}$  залежить від відносної довжини тріщини  $\bar{l}$  сили струму  $I$ , площі поперечного перерізу зразка  $F$ , питомого опору матеріалу  $\rho$ , а також розміщення точок кріплення струмоводів і вимірювальних (точки 1 і 2): контактів

$$U = f(\lambda, l, F, \rho, x_i, y_i) \quad (11.12)$$

Проте зручніше користуватись замість різниці потенціалів відношенням різниці потенціалів двох пар точок

$$\bar{U} = U_{1,2} / U_{3,4} = g(\bar{l}) \quad (11.13)$$

яке не залежить від матеріалу, розмірів зразка і сили струму і дозволяє використовувати єдину залежність для геометрично подібних зразків.

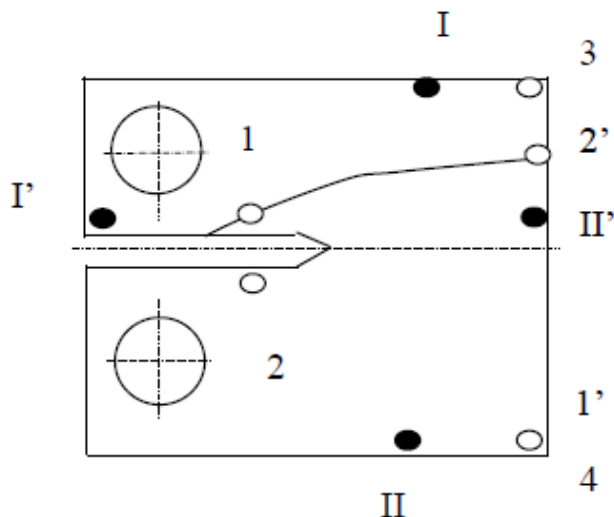


Рис. 11.3 Схема розміщення точок кріплення струмоводів (I, I', II, II') і вимірювальних контактів (1-4,2) у зразку

Чутливість схеми тим менша, чим ближче до тріщини вимірювальні контакти 1, 2. Звично через зразок пропускають постійний струм, проте використовують і змінний струм низької частоти. За однакової різниці потенціалів роздільна здатність схеми на змінному струмі у декілька разів більша. Залежність (11.13) визначають градуванням для кожного типу зразків при заданому розміщенні контактів.

*Ультразвуковий метод.* З бічної грані зразка на тріщину спрямовують ультразвукові коливання в

мегагерцовому діапазоні, які ослабляються при проходженні через тріщину, відхиляються і відбиваються від неї назад. Про довжину тріщини судять по зменшенні енергії ультразвукових коливань які пройшли через тріщину (тіньовий спосіб) і за амплітудою відбитого променя (ехо-спосіб). Похибка вимірювання складає приблизно  $\pm 0,25$  мм. Випромінювачем і приймачем в ультразвуковому методі служать пластинки з п'єзоелектричних матеріалів.

*Метод вихрових струмів.* З допомогою котушки змінного струму в зразку, перпендикулярно до його поверхні індукуються вихрові струми, які залежать від електромагнітних властивостей матеріалу, форми зразка і зазору між ним і котушкою. Тріщина створює завади струму, збільшуючи електричний опір зразка, а отже і повний електричний опір котушки, обмотку якої включають у вимірювальну мостову схему. Метод застосовують для випробувань електропровідних ферромагнітних матеріалів. Похибка вимірювання складає не більше 0,3 мм.

*Магнітний метод.* Використовується зміна магнітних силових ліній в намагнічувальному зразку, які біля тріщини виходять назовні, утворюючи на поверхню зразка сегментоподібний виступ. Ці зміни магнітного поля фіксуються магнітною стрічкою, яка щільно прилягає до поверхні зразка. Магнітні зображення проявляють магнітним порошком (суспензією) і вимірюють за допомогою інструментального мікроскопу. Метод забезпечує високу точність, проте придатний тільки для ферромагнітних матеріалів. До магнітних, відноситься також метод заснований на ефекті Баркгаузена, який полягає на вимірюванні зміни намагніченості магнітних ділянок, обумовленої швидким ростом тріщини, і виникненням імпульсів в котушці, розміщеній навколо зразка. Застосовують для вимірювання приростів тріщини в ферромагнітних крихких матеріалах.

## Тема № 12. ВПЛИВ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ І ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ЧИННИКІВ НА ЦИКЛІЧНУ ТРИЩИНІЙКІСТЬ

### Асиметрія циклу

Асиметрія циклу, один з головних експлуатаційних чинників, що істотно впливають на швидкість РВТ. Як правило, дія цього чинника опосередкована також іншими факторами, зокрема структурою матеріалу, дією оточуючого середовища, температурою тощо, тому результати досліджень іноді мають суперечливий характер, що утруднює їх узагальнення.

У випадку подання швидкості РВТ залежно від  $K_{\max}$  (рис. 12.1), збільшення коефіцієнту асиметрії циклу навантаження  $R$  від 0,1 до 0,95 (0,89) істотно зменшує швидкість РВТ в сталях і зварних швах. Для сталі 15Х2МФА(І) збільшення  $R$  від 0,1 до 0,75 в 1..20 разів зменшує швидкість РВТ.

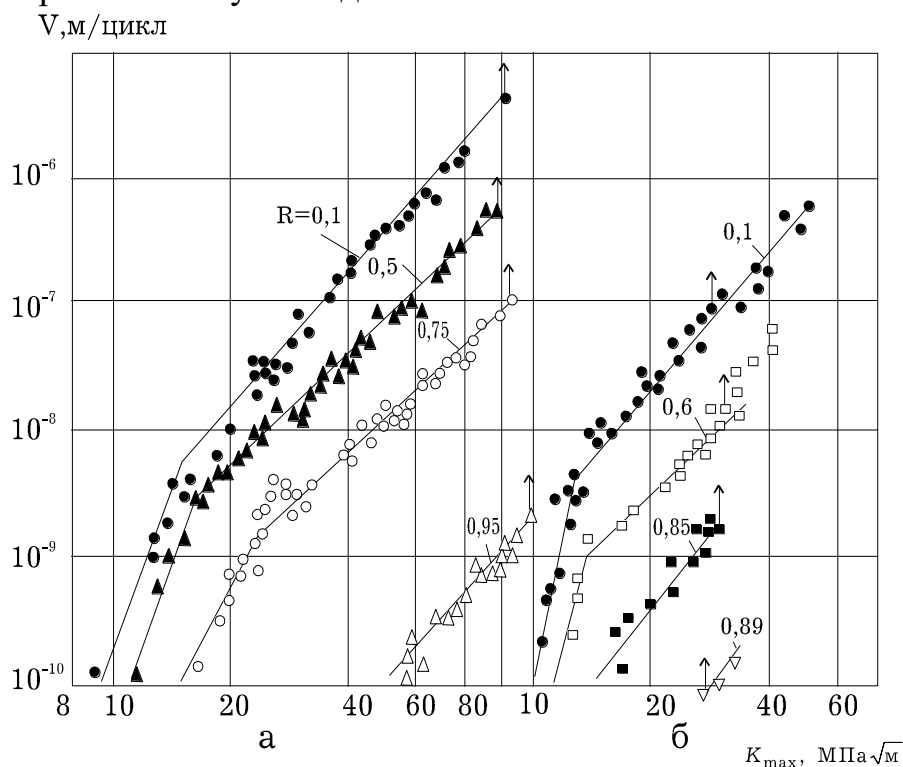


Рис. 12.1 ДВР сталі 15Х2МФА(І) (а) і 15Х2МФА(ІІІ) (б) при 293 К та різній асиметрії циклу навантаження

При збільшенні асиметрії циклу від  $R = 0,1$  до 0,6 швидкість РВТ в сталі 15Х2МФА(ІІІ) зменшується в 8..15 разів залежно від рівня  $K_{\max}$ . Як загальну тенденцію для досліджених сталей і зварних швів слід зазначити, що зі збільшенням коефіцієнта асиметрії циклу навантаження швидкість РВТ, яка відповідає перелому ДВР (переходу від ділянки припорогового зростання тріщини до ділянки Періса), зменшується. Наприклад, для сталі 15Х2МФА(І) збільшення  $R$  від 0,1 до 0,95 знижує вказану швидкість РВТ від  $5 \times 10^{-9}$  до  $2 \times 10^{-10}$  м/цикл.



За представлення результатів випробувань в координатах  $\lg V - \lg \Delta K$  спостерігається протилежний до розглядуваного характер впливу асиметрії циклу на швидкість РВТ. Зокрема для сталі 15Х2МФА(І) збільшення  $R$  від 0,1 до 0,75 в 1..20 разів зменшує швидкість РВТ. При збільшенні асиметрії циклу від  $R=0,1$  до 0,6 швидкість РВТ в сталі 15Х2МФА(ІІІ) зменшується в 8...15 разів залежно від рівня  $K_{max}$  (рис. 12.1).

Загалом, в залежності від структури матеріалу (рівня їх міцності) сплави можна поділити на значно залежні, середньо чутливі і нечутливі до асиметрії циклу (рис. 12.2).  $\Delta K_{th}$

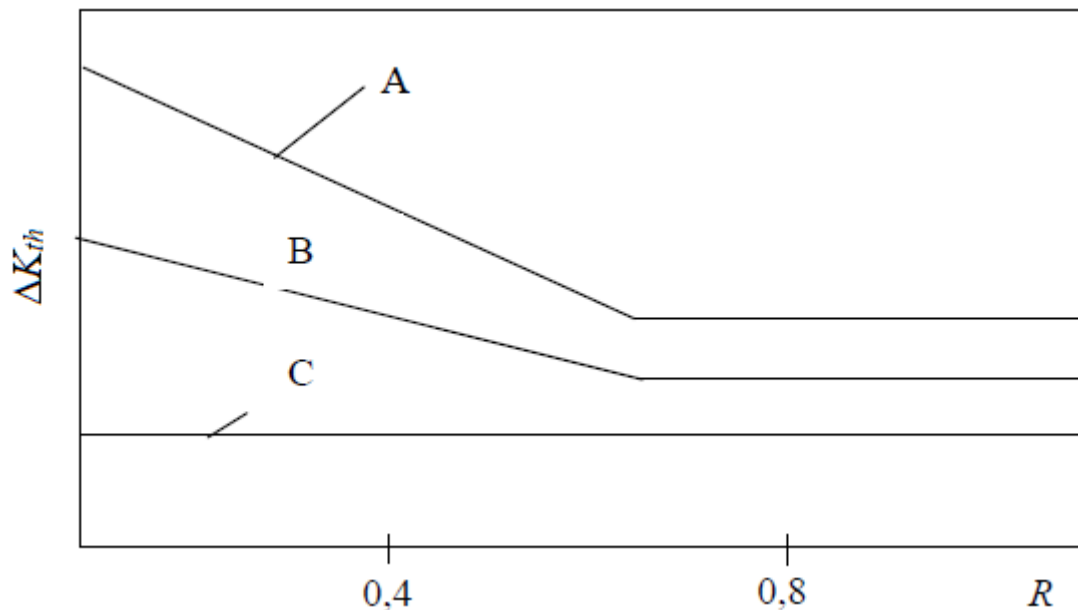


Рис. 12.2. Залежності порога втоми від  $R$ :  $A$  – значно залежні,  $B$  – середньо чутливі і  $C$  – нечутливі до асиметрії циклу

Запропонована велика кількість залежностей для опису впливу асиметрії на швидкість РВТ.

Зокрема У. Форменом запропоновано наступне рівняння

$$V = \frac{\Delta K^n}{(1-R)K_c - 2\Delta K}, \quad (12.1)$$

Ф. Ердоган для середньоамплітудної ділянки ДВР запропонував залежність

$$V = K_{max}^\eta (\Delta K^\xi), \quad (12.2)$$

яка враховує комплексний вплив  $K_{max}$  і  $\Delta K$ . Тут  $n, \eta, \xi$  – сталі матеріалу.

Для опису впливу асиметрії циклу на пороговий КІН в першому наближенні використовують наступну формулу

$$\Delta K_{thR} = (1-R)\Delta K_{th0}, \quad (12.3)$$

де  $\Delta K_{thR}$  і  $\Delta K_{th0}$  – поріг втоми за  $R$  і  $R=0$ .

Більш точно залежність  $\Delta K_{th}$  від асиметрії циклу описує формула запропонована М. Клеснілом і П. Лукашом

$$\Delta K_{thR} = (1 - R)^\chi \Delta K_{th0}, \quad (12.4)$$

де  $\chi < 1$  – стала матеріалу.

### Температура

Основні типи зміщення низькотемпературних ДВР. I тип – у всьому діапазоні зміни КІН від  $\Delta K_{th}$  до  $K_{fc}$  швидкість РВТ за низької температури завжди менша ніж за нормальної; II тип – швидкість РВТ за низьких розмахів КІН менша, а за високих більша порівняно з нормальною температурою; III тип – швидкість РВТ за низьких температур вища порівняно з нормальною температурою у всьому діапазоні зміни розмаху КІН.

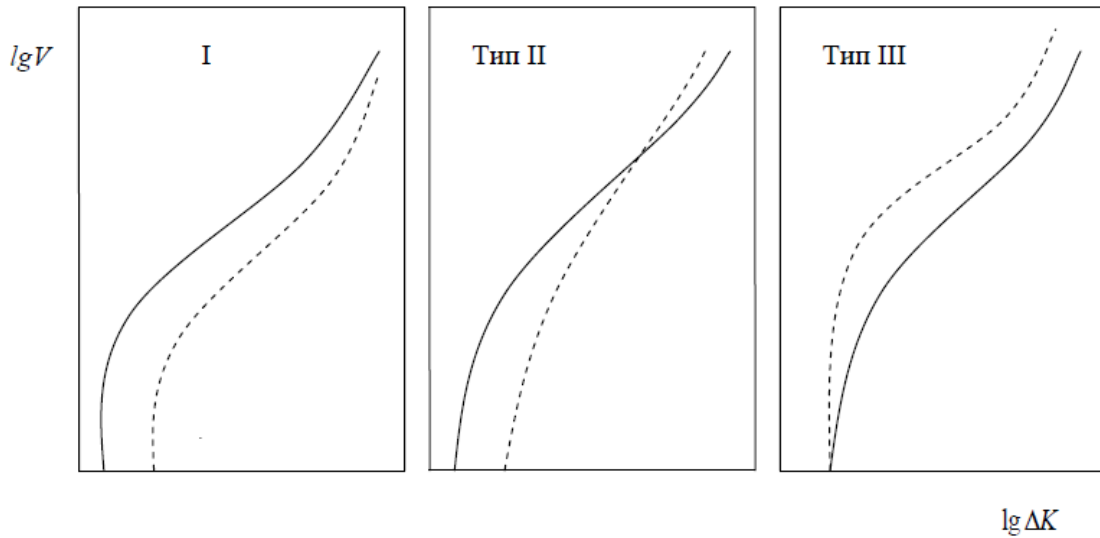


Рис. 12.3. Типи низькотемпературного зміщення ДВР  
(суцільна лінія – нормальна температура, штрихова – низька температура)

### Попереднє пластичне деформування

Відомо, що залежно від пропорції  $\sigma_B/\sigma_{0,2}$  конструкційні сплави умовно можна поділити на циклічно знеміцнювані ( $\sigma_B/\sigma_{0,2} \leq 1,2$ ), циклічно зміцнювані ( $\sigma_B/\sigma_{0,2} > 1,4$ ) і циклічно стабільні ( $1,2 < \sigma_B/\sigma_{0,2} < 1,4$ ).

На рис. 12.4 побудовано узагальнюючі графіки для циклічно зміцнюваних та знеміцнювальних матеріалів. Для циклічно знеміцнювальних матеріалів, в яких відношення  $\sigma_B/\sigma_{0,2} > 1,5$ , попереднє пластичне деформування (холодне вальцювання, розтяг) призводить до збільшення швидкості РВТ (рис. 12.4 а). Для конструкційних сплавів, які мають пропорцію  $\sigma_B/\sigma_{0,2} < 1,5$ , попереднє пластичне деформування зменшує швидкість РВТ порівняно з первісним станом (рис. 12.4 б).

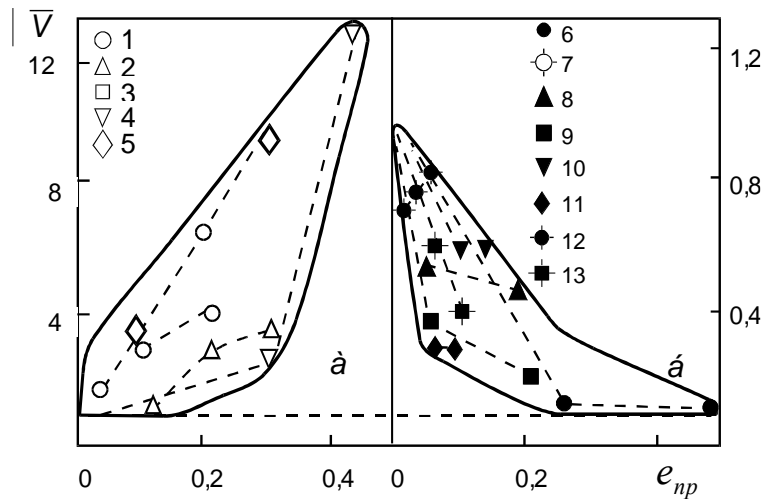


Рис. 12.4. Залежність відносної швидкості РВТ  $\bar{V}$  від попередньої пластичної деформації при  $\sigma_B/\sigma_{0,2}$  первісного матеріалу 1,5..3,93 (а) і 1.0..1,48 (б)

#### Розміри зразка та вплив частоти навантажування

Вплив товщини зразка на швидкість РВТ не є однозначним. В залежності від класу матеріалу, діапазону товщини, рівня міцності, середовища, умов випробування збільшення товщини збільшує, зменшує або не впливає на швидкість РВТ.

Найбільше частота навантажування  $f$  впливає на швидкість РВТ на ділянці I (низькоамплітудній) ДВР. За частоти менше 0,1 Гц із її зменшенням швидкість РВТ зростає у високоміцних сталях і зменшується в низькоміцних сталях, що обумовлено впливом середовища. За частоти більше 5-10 Гц, швидкість РВТ зменшується із підвищенням частоти, що обумовлене інтенсифікацію оксидування на берегах тріщини.

На середньоамплітудній ділянці II вплив частоти проявляється менше – як правило, збільшення частоти дещо зменшує або не впливає на швидкість РВТ. Це характерно для конструкційних сталей, алюмінієвих та титанових сплавів.

На середньоамплітудній ділянці вплив частоти навантажування на швидкість РВТ може бути описаний рівнянням

$$V = C_1 \Delta K^n f^{-\alpha}, \quad (12.5)$$

Є дуже обмежені дані стосовно впливу частоти на швидкість РВТ на високоамплітудній ділянці ДВР. Зокрема відмічається зниження швидкості РВТ із підвищенням частоти з 0,1 до 20 Гц в магнієвому та титановому сплавах.

Загалом вплив частоти на швидкість РВТ може бути обумовлений наступними чинниками: зміною межі текучості; процесами зміцнення (знеміцнення) у вершині тріщини; ймовірною зміною температури; дією середовища.

## Тема № 13. МЕХАНІКА КВАЗІКРИХКОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ ЗА ДІЇ КОРОЗІЙНИХ СЕРЕДОВИЩ

### Механізми корозійного розтріскування

Корозійне руйнування при тривалому навантажуванні полягає у тому, що хімічний вплив середовища локалізується і посилюється напруженнями, спричиненими цим навантажуванням.

Чисельними дослідженнями виявлено, що руйнування конструкційних металів та сплавів (рис. 13.1) під дією довготривалих статичних або циклічних навантажень та корозійних середовищ характеризується певною стадійністю (рис. 13.2).



Рис. 13.1. Схематичне зображення основних чинників, що визначають корозійне розтріскування

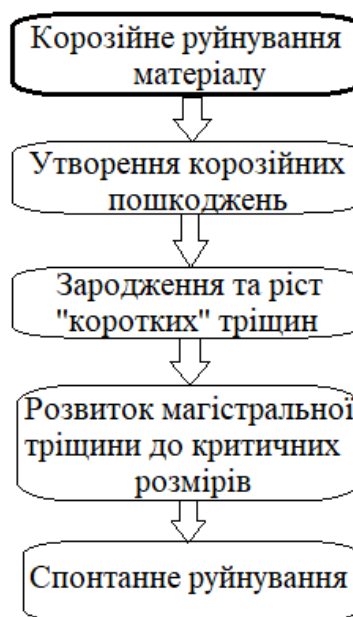


Рис. 13.2. Основні стадії локального корозійного руйнування матеріалу шляхом зародження та розвитку тріщиноподібних дефектів

Спочатку на поверхні матеріалу зароджуються дефекти (пітинги, корозійні виразки тощо), які згодом переростають у макротріщини. На цій стадії визначна роль відводиться електрохімічній корозії, активованій механічними напруженнями. Інтенсивність зародження тріщин залежить від електродного потенціалу металу і рН середовища.

Формула для обчислення величини рН (що не має одиниць розмірності) є наступною:

$$\text{pH} = -\lg[\text{H}^+] \quad (13.1)$$

$[\text{H}^+]$  показує концентрацію іонів  $\text{H}^+$  (або, якщо казати точніше, для водних розчинів – іонів гідроксонію  $[\text{H}_3\text{O}^+]$ ), виміряних в молях на літр (одиниця концентрації, що називається «молярність»). В розчинах невисокої концентрації активність іонів збігається з величиною їхньої концентрації. рН абсолютно чистої води мусить мати значення 7. Але в реальності такого майже ніколи не трапляється – наприклад завдяки тому, що, при розчинюванні у воді вуглекислого

газу ( $\text{CO}_2$ ) з повітря, утворюється вугільна кислота  $\text{H}_2\text{CO}_3$ , яка при дисоціації на іони  $\text{H}^+$  та  $\text{CO}_3^{2-}$  може зменшувати значення рН води до величини 5.7-6.

Утворення тріщин зв'язане з активно-пасивним переходом і пробоєм пасивувальної плівки під час перепасивації, коли відбувається вибіркоче розчинення компонентів сплаву в зонах мікропластичної деформації, виділення водню і абсорбція його металом за пасивного стану решти поверхні.

Після формування макротріщини корозійне руйнування різко локалізується і стає процесом її субкритичного розвитку, за яким іде короткочасна стадія спонтанного катастрофічного руйнування матеріалу.

Виділяють три основні види корозійного розтріскування конструкційних матеріалів: *адсорбційне зниження міцності, локальне анодне розчинення, водневе окрихчування.*

#### Адсорбційне зниження міцності

Адсорбція поверхнево-активних речовин. *Адсорбція* (від лат. ad - на, при і лат. sorbeo – поглинаю) – вибіркоче поглинання речовини з газового чи рідкого середовища поверхневим шаром твердого тіла (адсорбенту) чи рідини.

*Абсорбція* (англ. Absorption) – вибіркоче поглинання речовини з газового чи рідкого середовища усім об'ємом твердого тіла чи рідини. Наприклад рідини – твердою речовиною (чорнила – промокальним папером) чи газу – рідиною (аміаку – водою).

Адсорбція поверхнево-активних речовин напруженим металом біля вершини тріщини зменшує поверхневу енергію і цим полегшує руйнування матеріалу (ефект Ребіндера).

*Ефект Ребіндера* – (адсорбційне зниження міцності), зміна механічних властивостей твердих тіл внаслідок фізико-хімічних процесів, що спричиняють зменшення поверхневої (міжфазної) енергії тіла. Проявляється в зниженні міцності і виникненні крихкості, зменшенні довговічності, полегшенні диспергування.

Під ефектом Ребіндера розуміють зниження міцності, полегшення деформації, руйнування металів внаслідок оборотного фізико-хімічного впливу середовища. Для прояву ефекту Ребіндера необхідні наступні умови: 1) контактування металу з рідким середовищем; 2) розтягувальні напруження у металі.

Адсорбційний вплив середовища суттєво зменшує тріщиностійкість  $K_{Ic}$ . При  $K_I - K_{Ic}$  механізм адсорбційного зниження міцності (тріщиностійкості) домінує, оскільки часу для реалізації інших механізмів нема. Ефект Ребіндера найбільше виявляється при рідкометалевому окрихченні легкоплавкими металами: ртуть спричиняє значне окрихчення цинку і латуні; менше вісмут-міді. Вплив порівняно слабких поверхнево-активних речовин (наприклад, спиртів) менший але значно впливає на високоміцні сталі з мартенситною структурою.

Поверхнева енергія руйнування складається з істинної поверхневої енергії  $\gamma_0$  та енергії пластичної деформації  $\gamma_n$

$$\gamma = \gamma_0 + \gamma_n \quad (13.2)$$

а вплив середовища виявляється передовсім у зменшенні складової  $\gamma_0$ . Із збільшенням пластичності зростає частка  $\gamma_n$  у загальній ефективній енергії руйнування, тому ефект адсорбційного зниження міцності слабшає. Особливістю адсорбційного зниження міцності є швидкодія, і це відрізняє його від інших можливих механізмів впливу активних середовищ.

### Локальне анодне розчинення

Тріщина поширюється шляхом локального електрохімічного розчинення сплаву в околі вершини тріщини. Локалізація електрохімічної корозії є обов'язковою умовою руйнування за даним механізмом, тобто інтенсивність розчинення сплаву в околі вершині тріщини значно вища, ніж на її берегах і гладкій поверхні.

Така вибірковість розчинення обумовлена структурною гетерогенністю матеріалу і наявністю в ньому механічних напружень. Прикладом локалізації електрохімічного розчинення, спричиненого гетерогенністю структури, є міжкристалічна корозія, вибіркова на границі зерен без прикладення навантаження. Однак існування порогових значень коефіцієнтів інтенсивності напружень при корозійному розтріскуванні свідчить, що для корозійного зростання тріщини, крім гетерогенної структури сплаву, необхідне певне механічне навантаження.

Є два види навантаження з прикладеним сталим напруженням:

- рівним частині межі текучості  $\sigma_T$ ;
- більшим межі текучості.

Розглянемо другий вид навантаження. У результаті пластичного деформування захисна плівка, яка вкриває зразок і захищає його від загальної корозії, руйнується (коли смуга ковзання виходить на поверхню металічної підкладки). При відповідному потенціалі рН, хімічному складі розчину відкрита поверхня почне репасувати і в результаті цього піддаватися анодному розчиненню.

При низьких швидкостях відбувається повна репасивація. При високих швидкостях часу для анодного розчинення замало В критичному діапазоні швидкостей деформації швидкість утворення чистої поверхні дорівнює швидкості поширення однієї глибокої тріщини.

Модель поширення тріщини тільки за рахунок анодного розчинення металу в її вершині показана на рис. 3. Модель передбачає, що бічні поверхні тріщини захищені від рівномірної корозії шаром пасивного оксиду.

Зі схеми (рис. 3) очевидно, що анодний струм розчинення металу навколо вершини тріщини компенсується катодним на пасивному оксиді і що катодна

реакція частково відбувається за межами тріщини на поверхні зразка. Тому дана система є коротко замкнутим гальванічним елементом з відносно великою поверхнею.

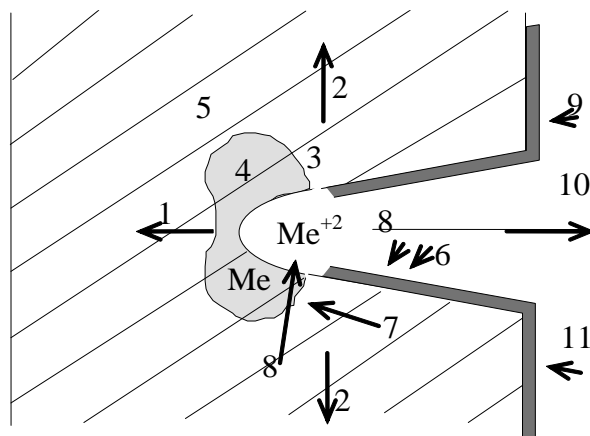


Рис. 13.3. Реакція на аноді:  $Me-4e=Me^{+4}$

Реакція на катоді:  $O_2+2H_2+4e=4OH^-$

- 1 – напрям поширення тріщини;
- 2 – розтягувальні напруження;
- 3 – активна вершина тріщини;
- 4 – пластична зона;
- 5 – пасивна зона; 6 – дифузія, конвекція, міграція;
- 7 – репасивація; 8 – електроліт в тріщині;
- 9 – пасивний оксид; 10 – електроліт;
- 11 – катодна реакція

Під дією механічного навантаження, яка зумовлює пластичну деформацію і розрив металу біля вершини тріщини, утворюються ювенільні поверхні. Незважаючи на пасивувальний вплив корозійного середовища, з досягненням певного рівня напружень у вершині тріщини неперервно виникають свіжі поверхні. Це сприяє інтенсифікації корозійних процесів у зоні передруйнування. Таким чином, у вершині тріщини, що розвивається, з'являється квазістаціонарна анодна мікрозона, яка характеризується високою концентрацією пружно-пластичних деформацій і переміщується вглиб металу. Її просування може бути і неперервним, і дискретним. Анодне розчинення та мікропластична деформація у вершині тріщини взаємозв'язані: пластична деформація робить метал більш «анодним» і, відповідно, збільшує швидкість розчинення; анодний процес прискорює пластичну деформацію, полегшуючи вихід дислокацій на поверхню внаслідок усунення поверхневих бар'єрів (механізм Евальда-Полянї). Така специфічна взаємодія корозійного середовища з деформованим металом призводить до того, що у зоні передруйнування в околі вершини тріщини складаються своєрідні електрохімічні умови, які принципово відрізняються від умов на поверхні зразка чи деталі. На сьогодні цей факт доведено експериментально для різних систем «матеріал-середовище», а також з допомогою різних методичних підходів.

Однією з перших, можна вважати працю Брауна зі співавторами, які прямо вимірювали значення рН середовища у вершині тріщини. Використовуючи метод заморожування розчину в зразку з наступним його аналізом, вони з допомогою високочутливого індикаторного паперу встановили, що значення рН 3,5%-го розчину (рН 6,5;  $T = 25^{\circ}C$ ) всередині тріщини і поблизу вершини зменшується для алюмінієвого сплаву марки 7075 до 3,5, для титанового сплаву Ti8AlMo1V у вершині тріщини становить близько 1,7, а для сталі типу 45 дорівнює 3,8.

Значення рН корозійного середовища у вершині тріщини (рНв) залежно від початкового рН розчину на поверхні зразка (рНп)

Матеріал	Середовище	рНп	рНв
Сталь АІ8І 4340	3,5%-й розчин NaCl	5,7	3,5...3,9
Сталь 304	Киплячий розчин MgCl <sub>2</sub>	4,5	1
Сталь 12Х18Н10Т	3,5%-й розчин NaCl	6,5	1,7...1,8
Сталь 45	3,5%-й розчин NaCl	6,5	5,8
Сталь 15ХН5МФ	3,5%-й розчин NaCl	6,5	3,5
Сталь 45ХН2МФА	3,5%-й розчин NaCl	—	3,5
Алюмінієвий сплав 7075Т	3,5%-й розчин NaCl	6,5	3,5
Алюмінієвий сплав Д16	3,5%-й розчин NaCl	6,5	2,1...2,2
Титановий сплав АТЗ	3,5%-й розчин NaCl	6,5	0,7...0,8
Титановий сплав Ті8АІМо1V	3,5%-й розчин NaCl	6,5	1,7
Уранієвий сплав U7,5Nb2,52r	3,5%-й розчин NaCl	9,5	1,2

Багатьма вченими шляхом непрямих спостережень неодноразово виявлялася різниця в значеннях електродних потенціалів на поверхні зразка і у вершині тріщини.

Спираючись на побудовані залежності електродного потенціалу від рН середовища, кількісно оцінили значення електродного потенціалу в вершині тріщини у зразку зі сталі АІSІ 4340 в процесі корозії під напруженням у 3,5%-му розчині NaCl. Це значення було на 125 мВ від'ємнішим від значення потенціалу зовнішньої поляризації на поверхні зразка.

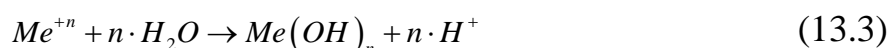
В цілому, слід відзначити, що тепер доведено факт кардинальної різниці електрохімічних взаємодій між металом і корозійним середовищем у тріщині та інших аналогічних тріщиноподібних об'єктах порівняно з гладкою відкритою поверхнею. При цьому значення рН і електродного потенціалу в тріщині зумовлені не тільки типом системи «метал-середовище», але й рядом механічних, геометричних і часових факторів, які також суттєво впливають на специфіку та інтенсивність фізико-хімічних процесів. Тому будь-яка цілеспрямована зміна значень рН і електродного потенціалу необов'язково спровокує аналогічні зміни цих параметрів у вершині корозійної тріщини.

Розглянуті відмінності електрохімічних умов у тріщині порівняно з поверхнею матеріалу є наслідком певних фізико-хімічних процесів. З іншого боку, ці умови створюють можливості для протікання інших типів електрохімічних реакцій, невластивих взаємодії корозійного середовища з поверхнею металу. В літературі нема єдиної думки щодо характеру і послідовності протікання електрохімічних реакцій у вершині корозійної тріщини. Це, очевидно, зв'язано з їхньою залежністю від конкретного стану зони передруйнування в околі вершини тріщини, а також

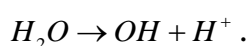


часовим та іншими факторами. Незважаючи на це, найтипівішим вважають анодне розчинення металу, яке призводить до переходу в розчин іонів металу  $Me^{+n}$ . Цей процес може значно пришвидшуватись деформаційним чинником, утворенням ювенільної поверхні, а також наявністю в середовищі депасиваторів (наприклад, іонів хлору), які викликають локальні пошкодження пасивних шарів металу, створюючи електрохімічно активовані ділянки.

Оскільки відведення продуктів корозії з тріщини загальмоване, то в околі її вершини виникають умови, коли концентрація  $Me^{+n}$  стає достатньою для протікання відповідних реакцій гідролізу:



де  $n$  – валентність іонів металу. Виділення водню внаслідок цих реакцій (про це свідчить зниження рН у вершині тріщини) є одним з основних факторів, які активізують корозійно-механічне руйнування металів і сплавів. Крім реакції гідролізу, причиною утворення водню в вершині тріщини може бути реакція електролітичного розкладу води:



#### Водневе окрихчування

До гіпотез водневого окрихчування належать:

- молекулярний тиск водню;
- зниження поверхневої енергії (ефект Ребіндера);
- утворення гідридної фази в гідридотворних металах і сплавах;
- зниження когезивної міцності;
- зневуглецювання;
- утворення метану на границях зерен тощо.

Джерелами водню в металі є електролітичне наводнення і газова фаза при заданих тиску і температурі.

Ріст тріщини при електрохімічній корозії сплаву AlMn3 у хлоридному розчині показано на рис. 13.4. Передбачається, що навколо вершини тріщини знаходиться соляний шар хлориду алюмінію, через який проходить розчинення алюмінію до  $Al^{+3}$ . Після цього в результаті гідролізу отримуємо іони  $AlOH^{+2} + H^+$  і в околі вершини тріщини розпочинається локальне виділення водню з утворенням проміжного продукту адсорбованого водню.

Частина цього водню рекомбінується до  $H_2$ , і виділяється у вигляді бульбашок, інша частина адсорбується і спричиняє окрихчення металу.

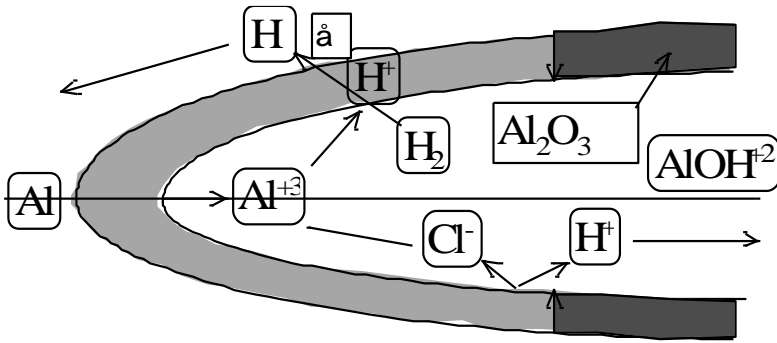


Рис. 13.4. Ріст тріщини при електрохімічній корозії сплаву AlMn3 у хлоридному розчині

В основі теорії зростання тріщини під дією механічних напружень і водню лежать такі аксіоми:

1. для локального руйнування металу (просування тріщини при заданій інтенсивності механічної дії) необхідна певна кількість водню в деяких мікроб'ємах металу на ділянці передруйнування;
2. під час деформування металу до моменту досягнення певного рівня напружень, відповідальних за руйнування, в мікроб'ємах не обов'язкове нагромадження необхідної для руйнування кількості водню.

Поширення тріщини можна досягнути за певний час в процесі встановлення рівноважного стану в системі метал-водень. Таким чином зростання тріщини в металах при дії водню контролюється не тільки властивостями матеріалу, але й особливостями процесу переносу, нагромадження водню в локальних об'ємах даної системи метал-водень.

## Тема № 14. ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МАТЕРІАЛІВ ПРИ КОРОЗІЙНО-СТАТИЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

### Крива корозійного розтріскування і кінетична діаграма корозійної тріщиностійкості

Корозійним розтріскуванням під напруженням називають руйнування матеріалу (зародження та поширення тріщини в матеріалі) при одночасній дії корозійного середовища і тривалого статичного навантаження. Спочатку вплив корозії під напруженням на руйнування конструкційних матеріалів вивчали на стандартних зразках для визначення короточасної тріщиностійкості ( $K_{IC}$ ). Результати випробувань подавали у вигляді залежності загального часу  $\tau$  до руйнування зразка з заздалегідь створеною втомною тріщиною від початкової інтенсивності напружень  $K_{I0}$  (рис. 14.1).

Так для деяких класів конструкційних матеріалів було знайдено граничне значення  $K_{I0}$ , нижче від якого час до руйнування зразка практично необмежений. Це порогове значення, яке позначається  $K_{ISCC}$ , є значенням коефіцієнта інтенсивності напружень, після якого зростання субкритичної тріщини в корозійному середовищі під впливом статичного навантаження не відбувається. Параметр  $K_{ISCC}$  є важливою характеристикою корозійного руйнування конструкційних матеріалів у корозійних середовищах і за його значеннями для заданої системи «матеріал-середовище» можна визначити безпечний рівень напруження в конструкції за наявності тріщини. Однак не для всіх матеріалів існує чітко виражена межа  $K_{ISCC}$ . Тоді знаходять умовне значення  $K_{ISCC}^*$  яке є мінімальним значенням коефіцієнта інтенсивності напружень, нижче від якого протягом заданого часу (бази випробувань  $\tau_0$ ) розвитку тріщини в заданому корозійному середовищі не спостерігається (рис. 14.1, крива 2).

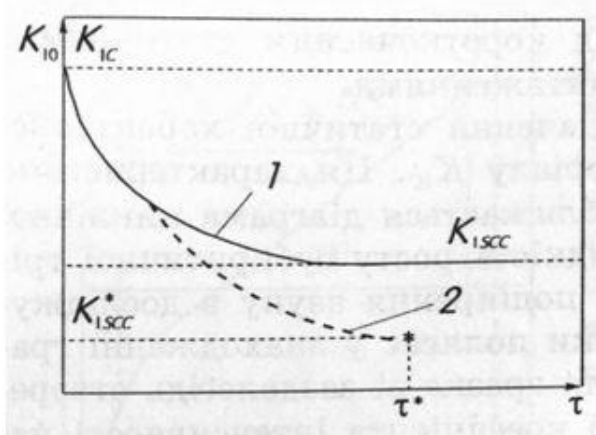


Рис. 14.1. Типова крива корозійного розтріскування зразка з попередньою тріщиною за наявності фізичної межі  $K_{ISCC}$  (1) та її відсутності (2)

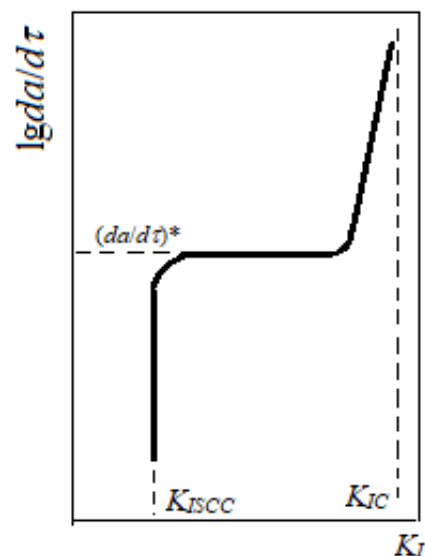


Рис. 14.2. Діаграма корозійної тріщиностійкості під час корозійного розтріскування матеріалів

Описані випробування обмежені, оскільки не дають прямої інформації про закономірності розвитку субкритичної тріщини. Тому ширше застосовують випробування для оцінки швидкості росту корозійної тріщини  $da/d\tau$  в матеріалі під дією заданого корозійного середовища. Тут аналогічно з втомними випробуваннями в інертних середовищах і конце-пцією Періса, про яку вже згадувалось, використовують зразки різних геометрій з попередньо ініційованими тріщинами і вважають, що якщо корозійна тріщина розвивається у площині симетрії напружень, то її розвиток можна описати одним параметром, наприклад, величиною  $K_I$ , а макроскопічна швидкість тріщини  $da/d\tau$  є однозначною функцією цього параметра.

Типова діаграма корозійної тріщиностійкості (рис. 14.2) розміщена між двома граничними значеннями коефіцієнта інтенсивності напружень – нижнім  $K_{ISCC}$  і верхнім  $K_{IC}$ , при якому починається спонтанний розвиток тріщини, і складається з трьох ділянок. Першій властивий прискорений розвиток корозійної тріщини, викликаний незначним приростом  $K_{IC}$ . На другій, платоподібній, швидкість росту тріщини слабо залежить від величини  $K_I$ , а геометрія розвитку магістральної тріщини характеризується інтенсивним розгалужуванням мікротріщин. Третя ділянка відрізняється крутизною і характеризується стохастичним розвитком магістральної тріщини. Співставлення і аналіз діаграм статичної корозійної тріщиностійкості різних матеріалів показало, що швидкість росту тріщини на платоподібній ділянці  $(da/d\tau)^*$  можна також розглядати як деякий характерний параметр корозійного розтріскування, коли магістральна тріщина розгалужується.

### Проблема однозначності характеристик корозійної тріщиностійкості матеріалів

Основними характеристиками, за якими визначають опір матеріалу розвитку в ньому тріщини (тобто характеристиками тріщиностійкості) при одночасній дії статичного або циклічного навантаження і корозійного середовища є діаграми статичної або циклічної тріщиностійкості, які відтворюють залежність швидкості росту тріщини  $da/dN$  (швидкості корозійного руйнування) від коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_I$  (або  $\Delta K_I$ ). При побудові таких діаграм дослідниками відзначено вплив початкового коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_I$  (чи  $\Delta K_I$ ), геометрії зразка і довжини початкової тріщини на швидкість руйнування. Результати цих експериментів показують, що для заданої системи «матеріал-середовище» існує не одна, а кілька функціональних залежностей  $da/dN$  від  $K_I$  які відображають неоднозначний взаємозв'язок коефіцієнта інтенсивності напружень зі швидкістю росту тріщини.

Проілюструємо це на діаграмах статичної корозійної тріщиностійкості для високоміцних сталей з мартенситною структурою. Неоднозначність діаграм корозійної статичної тріщиностійкості кількісно оцінювали, порівнюючи швидкості росту корозійної тріщини на другій платоподібній ділянці діаграми, тобто:

$$k = (da/d\tau)_n^{max} / (da/d\tau)_n^{min} \quad (14.1)$$

де  $(da/d\tau)_n^{max}$  і  $(da/d\tau)_n^{min}$  – відповідно максимальні та мінімальні швидкості росту корозійної тріщини, зафіксовані для даної системи «матеріал-середовище».

Випробовували сталь 40X13 двох режимів термообробки. Режим 1: нагрів до 1050°C, витримка, гартування в олії, відпуск 300°C ( $K_{IC} = 37,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ). Режим 2: нагрів до 1200°C, витримка, гартування в олії, повторний нагрів із швидкістю 1...2°C/хв до 1050°C, витримка, гартування, відпуск ( $K_{IC} = 60,5 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ). Крім цього, випробовували сталь 40ХН (термообробка: нагрів до 860°C, витримка, гартування в олії, відпуск 200°C, ( $K_{IC} = 50,9 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ). Як корозійні середовища використовували дистильовану воду і 3%-й розчин NaCl.

Для сталі 40X13 при обидвох режимах термообробки спостерігається (рис. 14.3) значне розходження між діаграмами статичної корозійної тріщиностійкості, отриманими при різних початкових значеннях коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_I$ . При цьому зі зростанням  $K_I$  швидкість росту корозійної тріщини  $(da/d\tau)_n$  на платоподібній ділянці діаграми збільшується. Відношення максимального і мінімального значень  $(da/d\tau)_n$  становить 3,9 для режиму термообробки 1 і 4,1 – для режиму 2 (див. табл. 14.1). Тут необхідно відзначити таку обставину. Оскільки досліджували у тому ж середовищі (3%-й розчин NaCl), а ступінь неоднозначності діаграм для двох режимів термообробки практично однаковий (значення коефіцієнта  $k$  мало відрізняються), то особливості структури матеріалу і, в свою чергу, геометрія корозійної тріщини в даному випадку відіграють другорядну роль у явищі неоднозначності діаграм корозійної статичної тріщиностійкості.

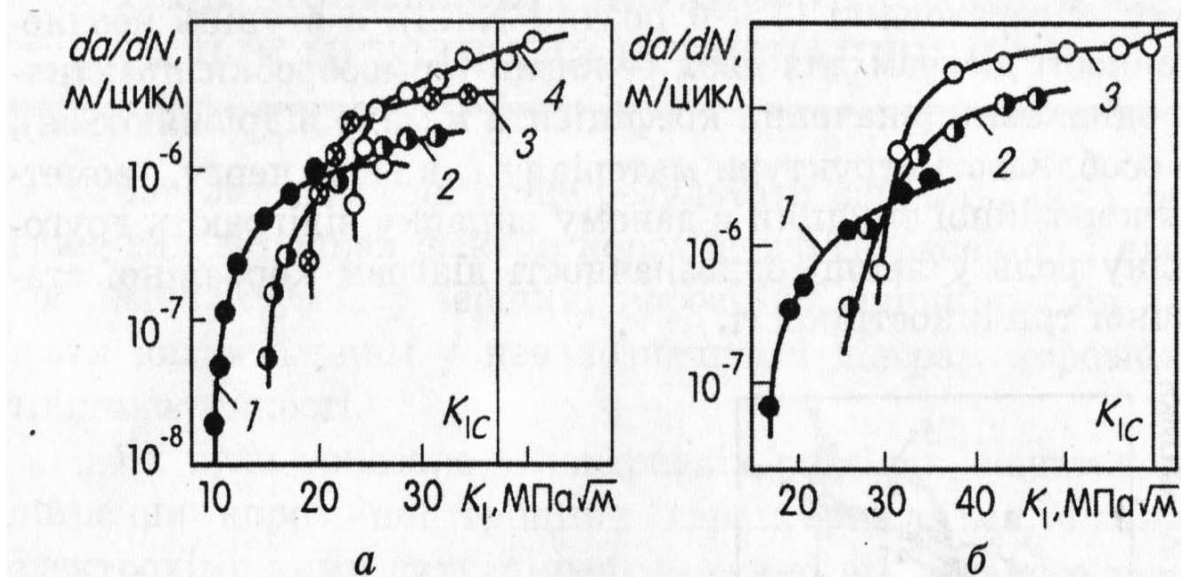


Рис. 14.3. Неоднозначні діаграми статичної корозійної тріщиностійкості сталі 40X13 різних режимів термообробки в 3%-му розчині NaCl: а – режим 1 (1 –  $K_I = 10 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 2 – 24; 3 – 20; 4 – 25); б – режим 2 (1 –  $K_I = 17 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 2 – 24; 3 – 27,5)

Результати досліджень сталі 40ХН також свідчать (рис. 14.4 і 14.5) про значні відмінності між значеннями  $(da/d\tau)_n$  для діаграм, отриманих при різних початкових коефіцієнтах  $K_I$ . Однак розкид даних експериментів (табл. 1), проведених у дистильованій воді і в 3%-му розчині NaCl, суттєвий.

Таблиця 14.1

Дані про неоднозначність діаграм корозійної статичної тріщиностійкості для різних систем «матеріал-середовище»

Система	$(da/d\tau)_n^{max} \cdot 10^6, \text{ м/с}$	$(da/d\tau)_n^{min} \cdot 10^6, \text{ м/с}$	$k$
Сталь 40Х13 (режим 1) – 3%-й розчин NaCl	6,3	1,4	3,9
Сталь 40Х13 (режим 2) – 3%-й розчин NaCl	28,0	6,9	4
Сталь 40ХН – дистильована вода	17,6	2,1	8,4
Сталь 40ХН – 3%-й розчин NaCl	5,7	1,3	4,4

Так, для дистильованої води він складає 8,4 рази, а для хлоридного розчину 4,4. Це вказує на значний вплив складу корозійного середовища на неоднозначність результатів випробувань на корозійну статичну тріщиностійкість.

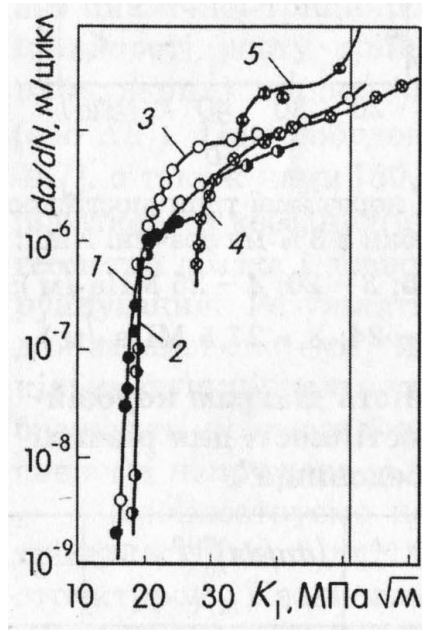


Рис. 14.4. Неоднозначні діаграми статичної корозійної тріщиностійкості сталі 40ХН у дистильованій воді: 1 –  $K_I = 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 2 – 18; 3 – 20; 4 – 27,5; 5 – 34,5

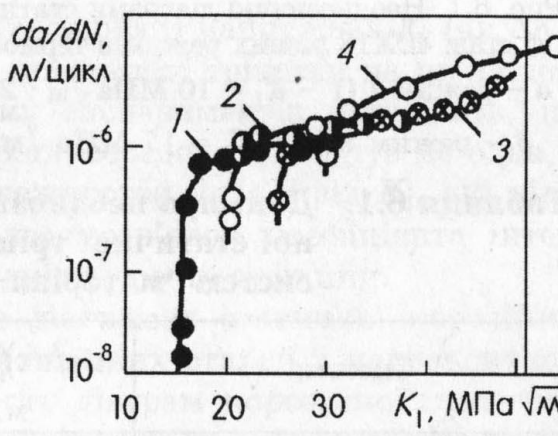


Рис. 14.5. Неоднозначні діаграми статичної корозійної тріщиностійкості сталі 40ХН у дистильованій воді: 1 –  $K_I = 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 2 – 20; 3 – 25; 4 – 30

Умови інваріантності діаграм корозійної тріщиностійкості металів та експериментальні методи для їх визначення

Загалом наведені вище результати свідчать, що у розглянутих випадках фактор корозійного середовища і електрохімічних умов у вершині корозійної

тріщини слід вважати визначальним у неоднозначності діаграм корозійної тріщиностійкості.

Як було показано в попередніх розділах, початок поширення корозійної тріщини характеризується різними електрохімічними ситуаціями, залежно від заданого рівня навантаження (початкового значення коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_I$ ). З подальшим ростом тріщини характер зміни електрохімічної ситуації у її вершині суттєво залежить від електрохімічних умов у момент старту. Ці залежності зв'язані з неоднорідністю діаграм корозійної тріщиностійкості матеріалів наступним чином.

Ріст корозійної тріщини – це деяка послідовність її елементарних просувань. Перше просування залежить від електрохімічної ситуації в вершині, яка визначається початковим значенням  $K_I$  (або  $\Delta K_I$ ). Далі, в міру поширення тріщини, в її вершині формується нова електрохімічна ситуація, яка залежить від початкової і від величини самого просування. Отже, кожне наступне просування тріщини залежить від електрохімічної ситуації, яка виникла під впливом попереднього. Це в результаті приводить до неоднозначності діаграм статичної корозійної тріщиностійкості, оскільки кожна фіксована швидкість росту тріщини визначається не тільки рівнем  $K_I$  але й електрохімічною ситуацією, яка залежить від передісторії розвитку тріщини. Остання, у свою чергу, визначається електрохімічною ситуацією, яка передує старту тріщини і залежить від початкового навантаження  $K_I$  (чи  $\Delta K_I$ ). Тому для отримання інваріантних (однозначних) діаграм корозійної тріщиностійкості необхідно, щоб кожне елементарне просування тріщини відбувалося при деякій постійній електрохімічній ситуації, яка б не залежала від передісторії її розвитку. У даному випадку зміна швидкості росту корозійної тріщини залежатиме лише від величини  $K_I$  (чи  $\Delta K_I$ ), що зумовить однозначність діаграм корозійної тріщиностійкості як функції  $(da/d\tau)$  від  $K_I$  чи  $(da/dN)$  від  $\Delta K_I$ . Звідси випливає умова однозначності діаграм корозійної тріщиностійкості матеріалів:

$$pH_B = const ; E_B = const \quad (14.2)$$

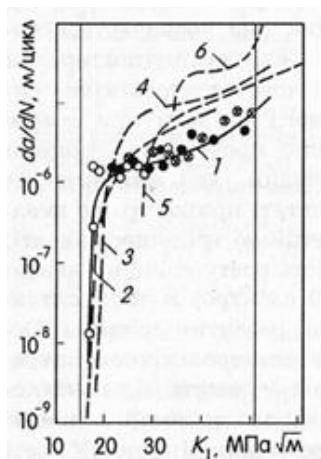


Рис. 14.6. Однозначні (1) і неоднозначні (2-6) діаграми статичної корозійної тріщиностійкості сталі 40ХН у дистильованій воді  
(1 –  $pH_B = const$ ; 2-6 –  $pH_B = const$ ):  
○ –  $K_I = 16,5 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; ● –  $21,5 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ;  
–  $25 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$



Стабілізація електрохімічних умов під час випробувань матеріалів на корозійну тріщиностійкість здійснюється за допомогою спеціальної методики.

Випробовували високоміцну сталь 40Х13 двох режимів термообробки і сталь 40ХН (рис. 14.6). Режими термообробки і значення короточасної статичної тріщиностійкості  $K_{IC}$  наведені вище. Суть досліджень полягала у побудові діаграм статичної корозійної тріщиностійкості сталей за постійних (стабілізованих) умов у вершині тріщини, що розвивається, і різних початкових рівнів навантаження  $K_I$ .

Встановлено (рис. 14.7 а, б), що експериментальні точки, отримані при різних початкових значеннях, задовільно лягають на одну криву, тобто спостерігається однозначність і повторюваність результатів випробувань. Коли електрохімічна ситуація змінюється, зафіксовано значні відмінності в швидкостях росту тріщини (пунктирні лінії).

Таким чином, зі стабілізацією електрохімічної ситуації під час випробувань конструкційних матеріалів на статичну корозійну тріщиностійкість, як і на циклічну, стає можливою побудова однозначних (інваріантних) діаграм статичної тріщиностійкості в заданому корозійному середовищі. Це дуже важливо при використанні експериментальних даних про закономірності росту корозійної тріщини в розрахунках на довговічність елементів конструкцій, які експлуатуються в корозійних середовищах.

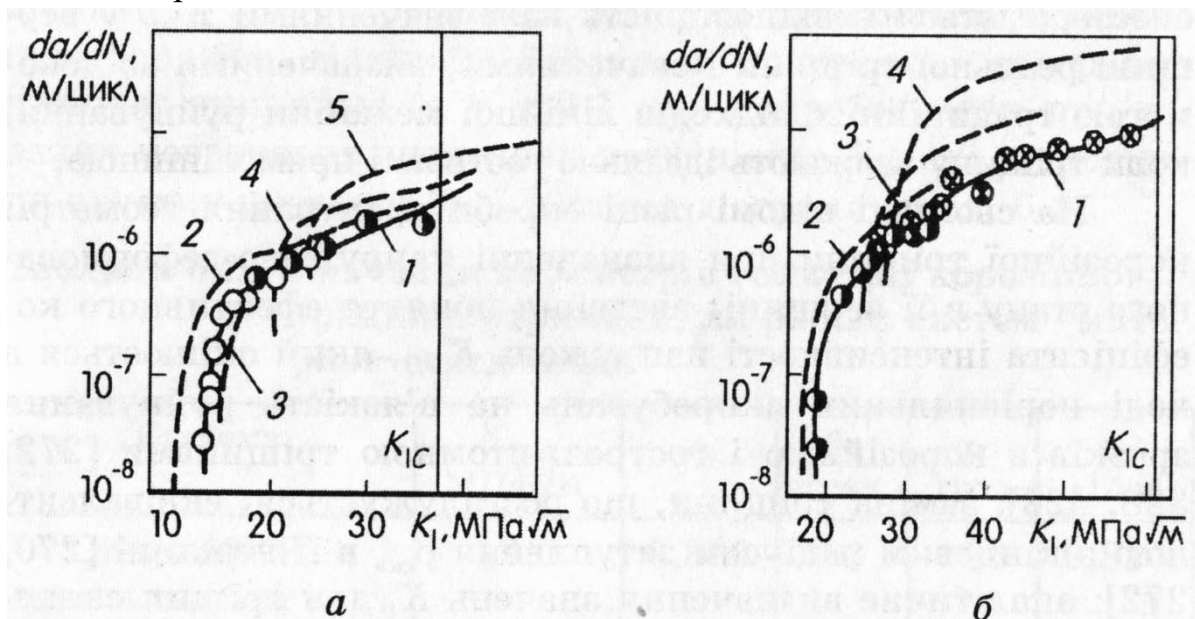


Рис. 14.7. Однозначні (1 а і 1 б) і неоднозначні (2 а–5 а, 2 б–4 б) діаграми статичної корозійної тріщиностійкості сталі 40ХН13 у 3%- му розчині NaCl: а – режим термообробки 1 ; б – режим 2 (1а, 2а –  $pH_b = \text{const}$ ; 2 а–5 а, 2 б–4 б –  $pH_b \neq \text{const}$ ):  
 $\circ$  –  $K_I = 13 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ;  $\bullet$  – 19;  $\otimes$  – 24; – 27,5  $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$

Отримана експериментально, кінетична діаграма розтріскування є основою для визначення довговічності елемента конструкції з концентратором напружень і під впливом корозійного середовища 3. При цьому використовується залежність



$$t = \int_{l_0}^{l_{pp}} \frac{dl}{(K_I, \phi, pH, C_n)} \quad (14.3)$$

де  $K_I$  – коефіцієнт інтенсивності напружень у вершині тріщини;  $\phi$  – електродний коефіцієнт системи середовище-метал;  $pH$  – водневий показник середовища;  $C$  – концентрація водню в вершині тріщини.

Методика визначення порогового значення  $K_{Isc}$  і побудова кінетичних діаграм корозійної тріщиностійкості

Дослідження докритичного росту тріщини, як при циклічному, так і при тривалому статичному навантаженні проводять з використанням зразків різних типів. Багато з них використовуються для оцінки короткочасної тріщиностійкості.

За характером зміни  $K_I$  зі збільшенням довжини тріщини при збереженні сталого зовнішнього навантажування або деформації, зразки можна поділити на три групи:

- із зростаючим КІН  $K_I$ ;
- із спадаючим КІН  $K_I$ ;
- із сталим КІН  $K_I$  для певного діапазону довжин тріщин.

Одна з найпростіших силових схем - позацентрове навантажування квадратного зразка жорстким клином (рис. 14.8).

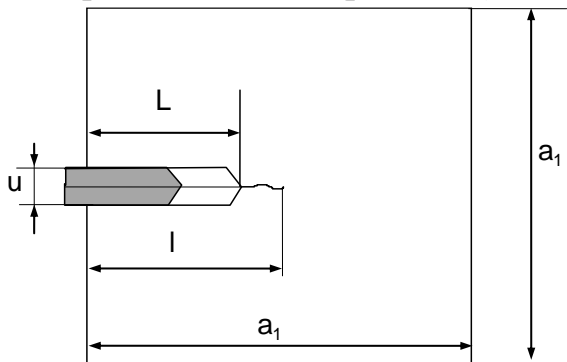


Рис.14.8 Позацентрове навантажування квадратного зразка жорстким клином

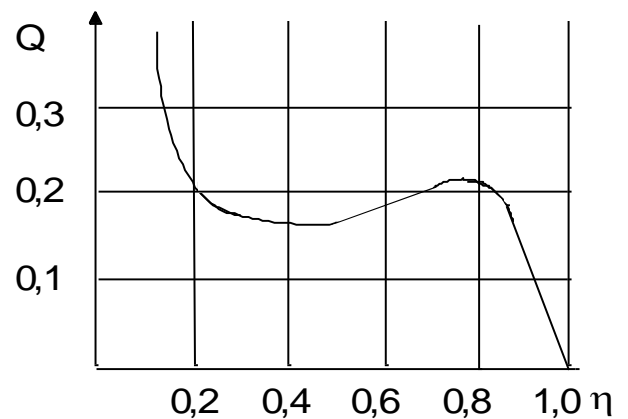


Рис. 14.9 Залежність Q від  $\eta_1$

Коефіцієнт інтенсивності напружень  $K_I$  визначається за формулою:

$$K_I = \frac{\Delta u \cdot E}{\sqrt{\epsilon_1}} Q \quad (14.4)$$

де  $\Delta u$  – переміщення берегів тріщини вздовж лінії дії розклинювального зусилля.

$$Q(\eta_1) = \frac{0.219\sqrt{1-\eta_1}(1-\eta_1 - 3.414\sqrt{\eta_1})^2}{\sqrt{\eta_1}(1+14.151\eta_1)[1-\eta_1 + 0.833\sqrt{1-(1-\eta_1)^2}]^2} \quad (14.5)$$

де  $\eta_1 = l/a_1$ .

Залежність  $Q$  від  $\eta_1$  показано на рис. 14.9. В інтервалі довжин тріщини

$$0.25 \leq \eta_1 \leq 0.45 \quad (14.6)$$

КІН  $K_I$  змінюється не більше як на 4%. Можна вважати, що в цьому діапазоні довжини тріщини  $K_I$  – сталі.

Важливим етапом є створення в зразку штучної тріщини. Тріщину вирощують при циклічному навантаженні на повітрі з гострого концентратора. У випадку коли зразок навантажують гвинтом або клином можна обійтись без спеціальних пристроїв для вирощування первісної тріщини: зразок активно навантажують до  $K_I = 0,7K_{Ic}$  а тоді поміщують в корозійне середовище з витримкою часу для зародження і поширення тріщини.

## Тема № 15. КОРОЗІЙНО-ЦИКЛІЧНА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МЕТАЛІВ

### Діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості

Розглянемо дію змінного навантаження і корозійного середовища на руйнування матеріалів.

Руйнування конструкційних матеріалів є процесом поширення в них тріщини при одночасній дії корозійного середовища і циклічного навантаження (циклічна корозійна втома). Прийнято розрізняти два види корозійної втоми: істинна і під напруженням. При істинній швидкість росту тріщини зростає в результаті синергетичної дії корозії і циклічного навантаження. Це явище реалізується в матеріалах, не схильних до корозійного розтріскування, при  $K_I < K_{ISCC}$ . Корозійна втома під напруженням – це сукупність істинної корозійної втоми і корозійного розтріскування матеріалу. Вона реалізується в процесі втоми матеріалу в середовищі, коли  $K > K_{ISCC}$ . Таким чином, нижнє порогове значення  $K_{ISCC}$  є також зручним параметром, за яким можливий поділ корозійної втоми на два види.

Результати досліджень закономірностей росту тріщин під час корозійної втоми подають у вигляді діаграм циклічної корозійної тріщиностійкості матеріалів, тобто залежностей швидкості росту тріщини  $da/dN$  від амплітудного (або максимального  $K_{Imax}$ ) значення коефіцієнта інтенсивності напружень циклу навантажування  $\Delta K_I$ . Ці діаграми розміщені між двома граничними значеннями (рис. 15.1): нижнім пороговим значенням  $K_{th}$  ( $\Delta K_{th}$ ), яке відповідає значенню  $K_I$  нижче якого корозійно-втомна тріщина не розвивається, і верхнім  $K_{fc}$ , яке є циклічною тріщиностійкістю матеріалу при доламуванні зразка (циклічна в'язкість руйнування).

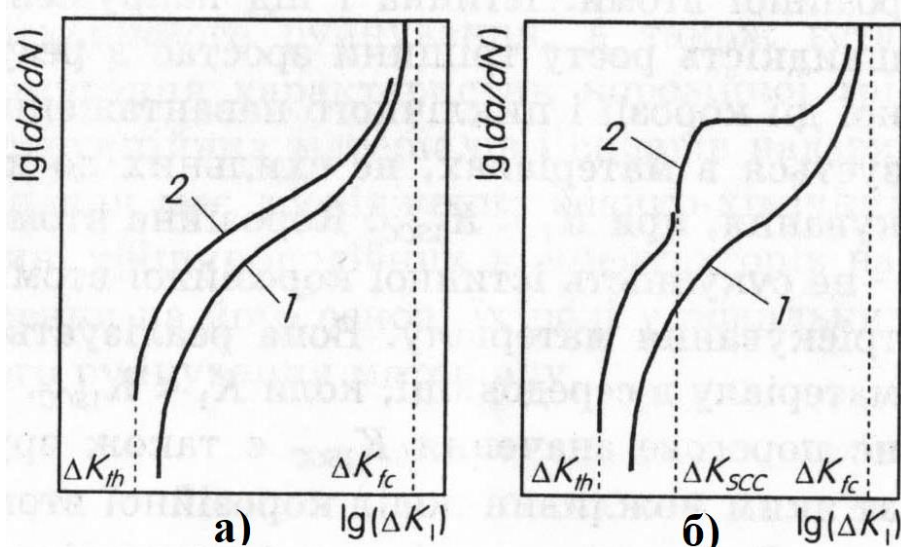


Рис. 15.1. Діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості: а – істинна корозійна втома; б – корозійна втома під напруженням. 1 – інертне середовище; 2 – корозійне середовище

Кожному видові корозійної втоми відповідають характерні діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості. При істинній корозійній втомі діаграма аналогічна такій циклічній тріщиностійкості в інертному середовищі (рис. 15.1 а). У разі корозійної втоми під напруженням діаграма циклічної корозійної тріщиностійкості набуває істотних змін: при значеннях  $K_I > K_{ISCC}$ , як і під час корозійного розтріскування, спостерігається платоподібна ділянка (рис. 15.1 б).

Залежно від умов випробувань одні і ті ж конструкційні матеріали можуть проявляти як істинну корозійну втому, так і втому під напруженням. Така зміна характеру діаграм циклічної корозійної тріщиностійкості зумовлена спільною дією двох різних явищ – втоми і корозії, перше з яких залежить від напружень, а друге – від часу протікання процесів взаємодії середовища з деформованим матеріалом.

У зв'язку з цим для розкриття деяких фізичних аспектів корозійно-механічного руйнування, а також встановлення умов формування характеристик корозійної тріщиностійкості конструкційних матеріалів і сплавів надзвичайно важливе значення має дослідження фізико-хімічних процесів у порожнині тріщиноподібних концентраторів напружень і встановлення на його основі їх ролі у локальних процесах корозійного руйнування матеріалу.

#### Умови інваріантності діаграм корозійної тріщиностійкості металів та експериментальні методи для їх визначення

Загалом наведені вище результати свідчать, що у розглянутих випадках фактор корозійного середовища і електрохімічних умов у вершині корозійної тріщини слід вважати визначальним у неоднозначності діаграм корозійної тріщиностійкості.

Для отримання інваріантних (однозначних) діаграм корозійної тріщиностійкості необхідно, щоб кожне елементарне просування тріщини відбувалося при деякій постійній електрохімічній ситуації, яка б не залежала від передісторії її розвитку. У даному випадку зміна швидкості росту корозійної тріщини залежатиме лише від величини  $\Delta K_I$ , що зумовить однозначність діаграм корозійної тріщиностійкості як функції  $(da/dN)$  від  $\Delta K_I$ . Звідси впливає умова однозначності діаграм корозійної тріщиностійкості матеріалів:

$$pH_B = const ; E_B = const \quad (15.1)$$

#### Методологія побудови базових діаграм корозійної тріщиностійкості металів

В реальних умовах експлуатації розвиток корозійної тріщини в елементі конструкції супроводжується неперервною зміною електрохімічної ситуації в її вершині. При цьому кожному значенню довжини тріщини  $a_i$  (рис. 15.2) відповідають визначені значення  $pH_i$  і  $E_i$  які залежать від початкового

електрохімічного стану  $pH_0$  і  $E_0$  у момент старту (поширення) початкової тріщини довжиною  $a_0$ , а також від часу дії середовища  $\tau$  і швидкості  $dS/dt$  утворення нової поверхні  $S$  у вершині.

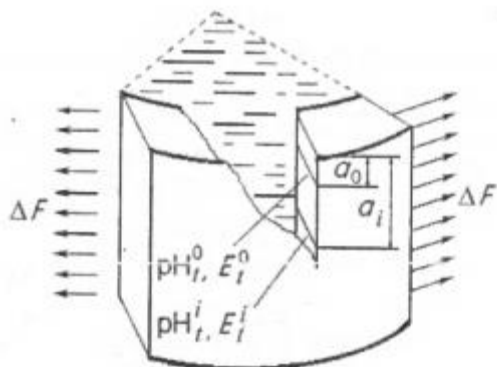


Рис. 15.2. Схематичне зображення розвитку тріщини розвитку корозійної тріщини в елементі конструкції під дією навантаження і корозійного середовища

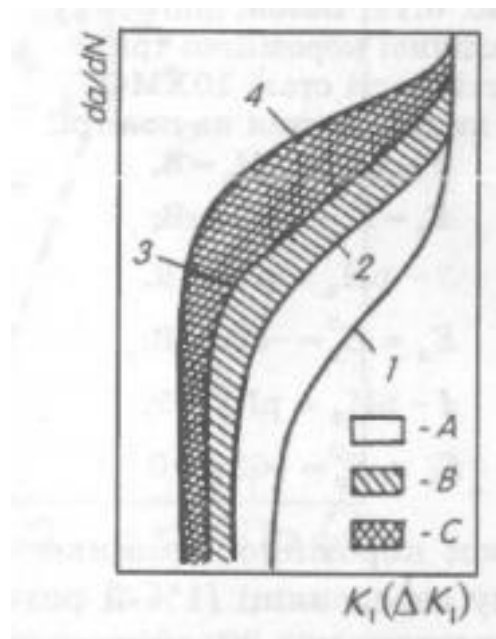


Рис.15.3. Базові діаграми для заданої системи «метал-середовище», побудовані за результатами випробувань в умовах граничних електрохімічних станів у вершині тріщини: 1 – повітря; 2 –  $pH_B = pH_{п}, E_B = E_K; pH_B = pH_{п}^c, E_B = E_B^c$ ; 3 –  $pH_B = pH_{п}^p, E_B = E_B^p$

Таким чином, залежно від значень  $pH_0$  і  $E_0$   $\tau$  і  $dS/dt$  швидкість росту корозійної тріщини для даної системи «матеріал-середовище» набуває вигляду спектра кривих  $da/d\tau = f_1(K_I)$  або  $da/dN = f_2(\Delta K_I)$ . В реальній конструкції зміна цих параметрів має імовірнісний характер внаслідок їхньої залежності від випадкових експлуатаційних факторів (коливань температури, навантаження, пауз у роботі тощо). Тому під час розвитку корозійної тріщини може реалізуватись довільна крива з можливого спектра. Через те в розрахунках на довговічність виникає проблема вибору і обґрунтування базової діаграми корозійної тріщиностійкості для заданої системи «матеріал-середовище».

Тепер такі базові криві будують, узагальнюючи великий масив експериментальних даних, отриманих традиційними методами без врахування зміни електрохімічної ситуації в зоні передруйнування. При цьому за базову приймають криву, яка огинає розглянутий масив експериментальних точок. В міру нагромадження великої кількості нових даних виникає необхідність періодичного перегляду базової кривої. Так, наприклад, зроблено для базових кривих для розрахунку котлів та посудин тиску.

Панасюком В. В. і Дмитрахом І. М. запропоновано новий підхід до побудови базових діаграм тріщиностійкості на основі обмеженого обсягу цілеспрямованих

експериментальних досліджень. Для цього будують інваріантні (однозначні) діаграми корозійної тріщиностійкості, що відповідають граничним електрохімічним станам, які реалізуються для заданої системи «матеріал-середовище» в вершині корозійної тріщини.

Одним із граничних електрохімічних станів у вершині тріщини є стан, коли  $pH_B$  рівний значенню водневого показника середовища в загальному об'ємі випробувальної камери  $pH_{II}$ , а  $E_B$  – значенню потенціалу корозії  $E_K$ . Вибір інших граничних електрохімічних станів базується на аналізі закономірностей зміни  $pH_B$  і  $E_B$  в стаціонарній тріщині і у такий, що розвивається.

Встановлено, що з надходженням корозійного середовища у вершину статично навантаженої початкової тріщини, що не розвивається, змінюються в часі значення  $pH_B$  і  $E_B$ . Тенденції цієї зміни аналогічні для різних систем «метал-середовище» і мають особливість: з часом настає стабілізація при деяких характерних значеннях  $pH_B^c < pH_{II}$  і  $E_B^c < E_{II}$ , які описують систему, коли тріщина не розвивається. Тому електрохімічний стан, який визначається цими значеннями, вибраний другим граничним станом. Він відповідає екстремальним початковим умовам, за яких можливий розвиток (старт) корозійної тріщини.

У випадку поширення тріщини під час статичного чи циклічного навантажування відбувається неперервний спад значень  $pH_B$  і  $E_B$  у часі. На певному етапі розвитку тріщини, який залежить від початкових умов і швидкості її росту, рівні  $pH^P < pH_{II}$  і які характеризують екстремальні електрохімічні умови системи «метал-середовище» з розвитком тріщини і визначають третій граничний стан, стабілізуються.

Після визначення на основі попередніх досліджень значень  $pH_B$  і  $E_B$  для цих граничних електрохімічних станів проводять три серії випробувань на корозійну тріщиностійкість за постійних умов в околі вершини тріщини, а саме:

$$\begin{aligned} pH_B &= pH_{II} = \text{const}; E_B = E_K = \text{const} \text{ (I);} \\ pH_B &= pH_{II}^c = \text{const}; E_B = E_B^c = \text{const} \text{ (II);} \\ pH_B &= pH_{II}^P = \text{const}; E_B = E_B^P = \text{const} \text{ (III);} \end{aligned}$$

Потім за результатами експериментів будують інваріантні діаграми корозійної тріщиностійкості (рис. 15.3). Для порівняння проводять також випробування на повітрі і будують відповідну діаграму тріщиностійкості заданого матеріалу.

Аналіз областей, обмежених окремими діаграмами, дозволяє не тільки якісно, а й кількісно оцінити вплив тих чи інших граничних станів на швидкість розвитку корозійної тріщини. Так, область А (рис. 15.3) описує вплив робочого середовища порівняно з інертним; область В – вплив зміни початкових електрохімічних умов у вершині початкової тріщини; область С – вплив зміни електрохімічних умов у процесі розвитку корозійної тріщини. Область, обмежена кривими 1 і 4, описує максимально можливий діапазон збільшення швидкості росту корозійної тріщини

під дією середовища. При цьому крива 4 є граничною діаграмою і розрахунок ресурсу елемента конструкції за нею передбачає максимальний запас довговічності. Цю криву необхідно обирати базовою для розрахунків. У деяких випадках, враховуючи особливості роботи конкретної конструкції і поставлені до її розрахунку вимоги, можна за базову обрати криву 3. Це, наприклад, дозволяється, якщо розвиток тріщини обмежується низькими (припороговими) швидкостями її росту, при яких реалізація умов для побудови кривої 4 мало ймовірна. Розрахунок за кривою 2 дає завищені дані про довговічність, тому приймати її за базову без додаткових обґрунтувань не рекомендується.

Як приклад реалізації запропонованого підходу наведені (рис. 15.4) базові діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості сталі 10ХМФТ в робочому середовищі (1%-й розчин  $\text{H}_2\text{VO}_3 + \text{KOH}$  до рН 8) при температурі 25 °С, частоті навантажування 0,33 Гц і коефіцієнті асиметрії  $R = 0$ . Отримані дані підтверджують необхідність врахування граничних електрохімічних станів при побудові базових кривих для розрахунків довговічності.

Слід відзначити, що запропонований підхід збільшує точність і надійність розрахунків на довговічність, оскільки базується на інваріантних (однозначних) діаграмах корозійної тріщиностійкості й аналізі електрохімічного стану в вершині тріщини. Він також дозволяє диференційовано оцінювати внесок кожного граничного електрохімічного стану в експлуатаційних умовах.

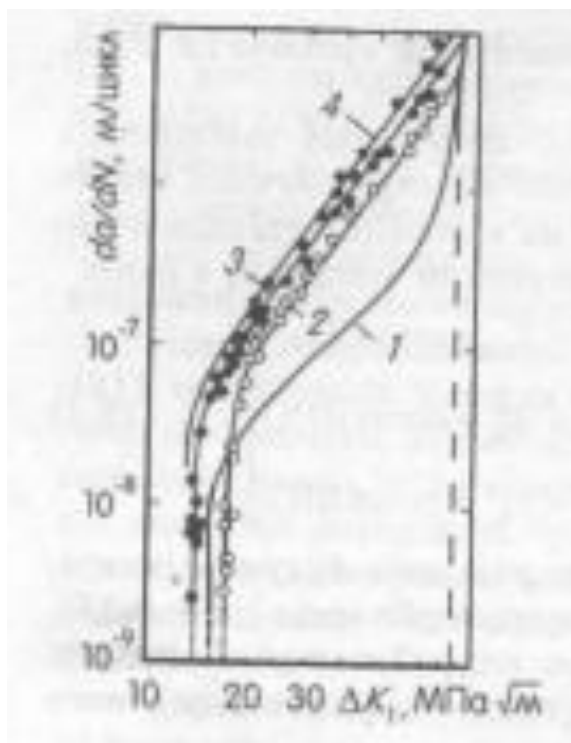


Рис. 15.4. Базові діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості сталі 10ХМФТ:

1 – випробування на повітрі; 2 –  $\text{pH}_\text{в} = \text{pH}_\text{п} = 8$ ,

$E_\text{в} = E_\text{к} = -515$  мВ; 3 –  $\text{pH}_\text{в} = \text{pH}_\text{п}^\text{с} = 6$ ,

$E_\text{в} = E_\text{в}^\text{с} = -590$  мВ; 4 –  $\text{pH}_\text{в} = \text{pH}_\text{п}^\text{р} = 5$ ,

$E_\text{в} = E_\text{в}^\text{р} = -630$  мВ

Отже, цей підхід став важливим етапом у розвитку пропонованих концепцій корозійної механіки руйнування і дозволив виконати чимало важливих прикладних досліджень для суднобудування, енергетики та авіаційної промисловості. Зокрема, зауважимо, що, користуючись ним, можна побудувати діаграму циклічної тріщиностійкості, що відображає

екстремальний вплив чинника середовища на процеси корозійно-втомного руйнування матеріалу в експлуатаційних умовах. Такі діаграми є базовими в розрахунках довговічності елементів конструкцій, що експлуатуються в корозійних середовищах.

## Тема № 16. РОЗРАХУНОК ТРИМКОСТІ І ДОВГОВІЧНОСТІ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ З ТРИЩИНАМИ

Основні нормативні підходи до визначення тримкості матеріалів корпусів реакторів за критеріями крихкого руйнування.

У відповідності з першою редакцією “Норм розрахунку на міцність” термін експлуатації корпусу реактора визначався через зсув температури в’язко-крихкого переходу під впливом експлуатаційних чинників за результатами випробувань на ударну в’язкість і визначення частки в’язкої складової в зламі зразка.

Температура крихкості визначається за формулою

$$T_k = T_{k0} + \Delta T_k, \quad (16.1)$$
$$\Delta T_k = \Delta T_{ag} + \Delta T_N + \Delta T_F + \Delta T$$

де  $\Delta T_{k0}$  – температура в’язко-крихкого переходу для первісного матеріалу;  $\Delta T_{ag}$  – зсув температури внаслідок старіння матеріалу;  $\Delta T_N$  – зсув, обумовлений циклічним навантажуванням;  $\Delta T_F$  – радіаційним опроміненням;  $\Delta T$  – запас по температурі крихкості.

Крихка міцність контролювалась перехідною температурою і напруженнями в при експлуатації і при гідровипробуваннях. Температура корпусу упродовж експлуатації  $T_{op}$  повинна бути більшою за температуру крихкості  $T_k$

$$T_{op} > T_k \quad (16.2)$$

Допустимі напруження визначаються таким чином.

$$\sigma = \sigma_{0,2} / n \quad (16.3)$$

де  $n$  – коефіцієнт запасу міцності,  $n = 2$  – для корпусів, які підлягали інспекції упродовж експлуатації у відповідності з;  $n = 4$  – якщо не проводилась інспекція корпусу.

Якщо  $T_{op} < T_k$  тоді повинні прийматись міри для забезпечення довговічності за критерієм крихкої міцності.

$$K_1 < [K]_i \quad (16.4)$$

де  $[K]_i$  – допустима величина КІН:  $i = 1$  – для штатних режимів експлуатації;  $i = 2$  – для гідравлічних випробувань;  $i = 3$  для аварійної ситуації.

Норми дають три залежності  $[K]_i = f(T - T_k)$ :

- для сталі 15X2МФА, з якої виготовляють корпус ВВЕР-440;
- для сталі 15X2НМФА, з якої виготовляють корпус ВВЕР-1000;
- для їх зварних швів.



Пізніше було отримано багато експериментальних даних з в'язкості руйнування матеріалів корпусів атомних реакторів, а також була відкоректована температурна залежність в'язкості руйнування, що знайшло своє відображення в нових документах.

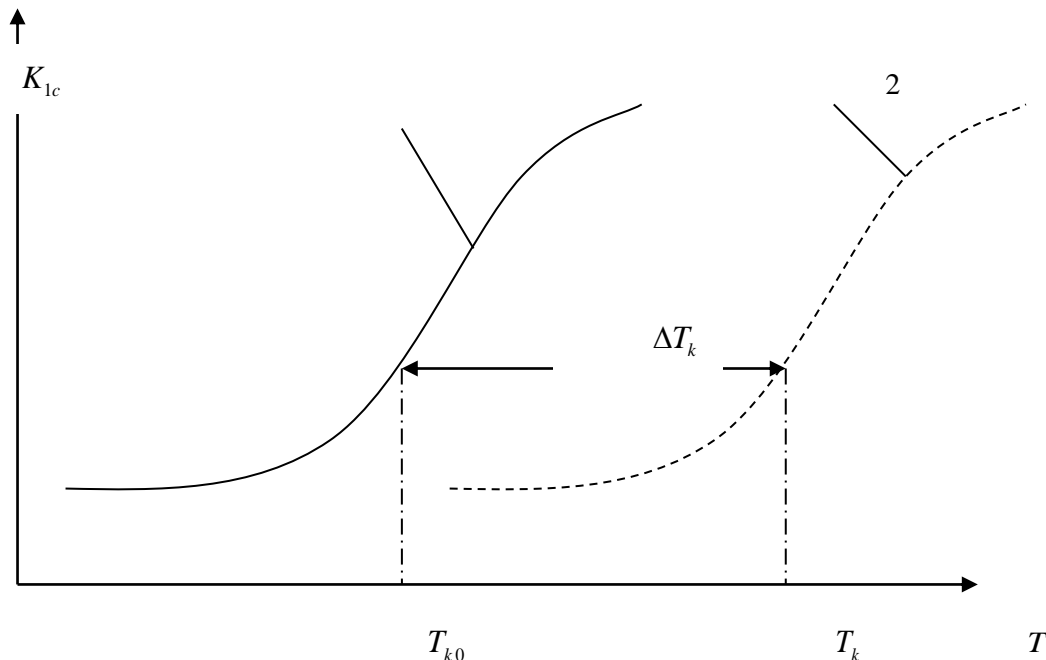


Рис. 16.1. Схематична залежність в'язкості руйнування  $K_{1c}$  від температури.  
1 – первинний стан матеріалу; 2 – з урахуванням експлуатаційних факторів

Грунтуючись на результатах досліджень виконаних за останні 25 років для сталі 15X2МФА, сталі 15X2МФАА та їх зварних швів запропоновано для оцінки опору крихкому руйнуванню корпусів атомних реакторів ВВЕР-440 та іншого обладнання, що виготовлюється із сталі подібної композиції температурну залежність

$$K_{1c} = 27 + 38 \exp[0,02(T - T_k)] \quad (16.5)$$

де  $K_{1c}$  – в'язкість руйнування матеріалу в умовах плоскої деформації.

Грунтуючись на результатах експериментальних досліджень сталей і їх зварних швів за останні 18 років, запропоновано залежності опору крихкому руйнуванню матеріалів корпусів атомних реакторів ВВЕР-1000, що виготовляються із сталі 15X2НМФА

$$K_{1c} = 38 + 17 \exp[0,028(T - T_k)] \quad (16.6)$$

Для сталі 15X2НМФАА

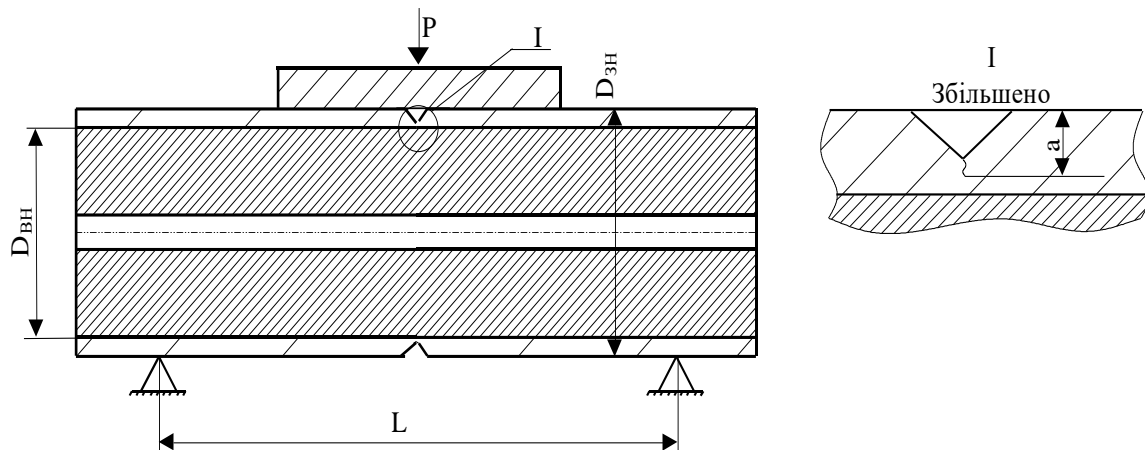
$$K_{1c} = 65 + 15 \exp[0,028(T - T_k)] \quad (16.7)$$

### Розрахунок довічності тіл з тріщинами за циклічного навантаження

Методика визначення проектного та залишкового ресурсу ролика машини безперервної розливки сталі (МБЛЗ) з урахуванням режимів навантажування.

Розрахунково-теоретичне обґрунтування живучості ролика МБЛЗ ґрунтується на розрахунку тривалості росту втомної тріщини (РВТ) на основі кінетичної діаграми втомного руйнування (КДВР) від початкового технологічного, чи експлуатаційного дефекту, що утворився в ролику під час його виготовлення, або виник упродовж експлуатації.

В даному випадку найбільш небезпечною орієнтацією дископодібного дефекту є його розміщення у площині, перпендикулярній поздовжній осі валка (рис. 16.2).



Загальні напруження у бочці ролика за принципом незалежності діючих сил визначаються впливом технологічних параметрів-феростатичного тиску, зусиль обтискання, які виникають при похибках налагодження технологічної відстані між роликами, та циклічного температурного впливу.

В рамках підходів лінійної механіки руйнування матеріалів, дослідження напружено-деформованого стану ролика МБЛЗ з тріщиною зводиться до визначення його КІН.

Алгоритм розрахунку довговічності представлено на рис. 16.3.

На середній ділянці КДВР швидкість РВТ може бути описана рівнянням Періса, Ердогана

$$V = C(\Delta K)^m \quad (16.8)$$

Довговічність ролика із тріщиною можна записати у наступному вигляді:

$$N_{3AL} = \int_{a_0}^{a_K} \frac{da}{C(\Delta K_{bi}^m)} \quad (16.9)$$

де  $a_0$  та  $a_K$  – відповідно початкова та кінцева довжина тріщини.

Ролик МБЛЗ можна представити як круговий циліндр, довжиною  $L$ , ослаблений у центральному перерізі кільцевою тріщиною, діаметри внутрішнього та зовнішнього контурів якої відповідно  $D_{3H}$  та  $D_{BH}$ . Циліндр навантажується зусиллям  $P$  за схемою наведеною на рис 16.2.

Коефіцієнт інтенсивності напружень для такої схеми запропонований у праці (Панасюк В. В., 1988). Перезаписавши формулу через напруження для круглого бруса із осьовим отвором, отримаємо:

$$K_I = \frac{0,7976\sigma \cdot W \sqrt{1-\varepsilon} \left(1 + \frac{1}{\varepsilon}\right)^2}{\left[ D_{3H}^2 \sqrt{D_{3H} \left(\frac{1}{\varepsilon} - 0,8012\right)} \right]}, \quad \varepsilon = \frac{D_{3H} - 2 \cdot a}{D_{3H}}, \quad (16.10)$$

де  $\sigma$  – нормальні напруження у поперечному перерізі ролика;  $W$  – момент опору перерізу ролика.



Рис. 16.3. Алгоритм визначення залишкового ресурсу ролика МБЛЗ

Критичну довжину тріщини приймали  $a_k = 15$  мм, з умови нерозповсюдження тріщини через поверхню розділу біматеріалу, величину зусилля  $P = 700,0$  кН, з умови забезпечення еквівалентної величини згинального моменту, що діє у перерізі зразка.

Для прогнозування довговічності ролика з тріщиною необхідно мати КДВР сталі 15X13МФл/25X1М1Фл за температури експлуатації (рис. 16.4 та 16.5).

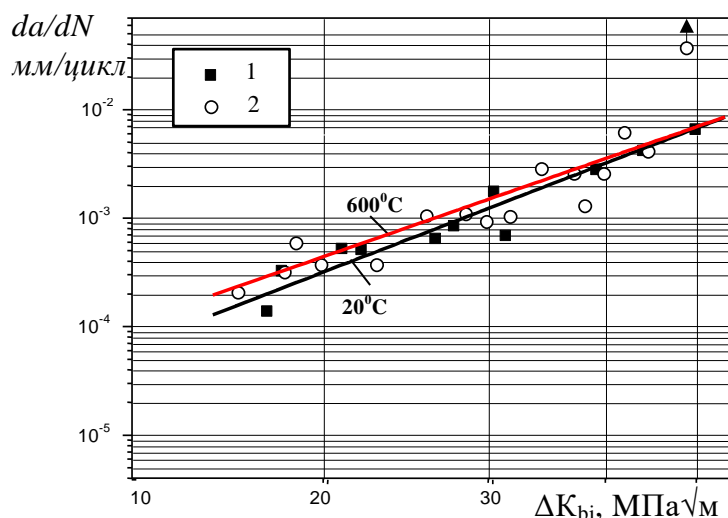


Рис. 16.4. Залежність швидкості росту втомної тріщини у біметалевому зразку 15X13МФл/25X1М1Фл при температурах +20°C (1) та +600°C (2) від максимального КІН за частоти 0,01 Гц

Характеристики механічних властивостей матеріалів ролика МБЛЗ представлені у таблиці 16.1.

Таблиця 16.1

Сталь	T, °C	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	E, МПа
15X13МФл	20	338	456	6,0	4,80	$1,81 \cdot 10^5$
	375	467	262	12,7	15,5	$1,62 \cdot 10^5$
	600	242	334	24,2	56,6	$1,31 \cdot 10^5$
25X1М1Фл	20	509	718	21,7	47,6	$2,06 \cdot 10^5$
	375	431	582	21,5	48,5	$1,71 \cdot 10^5$
	600	321	369	21,0	64,5	$1,42 \cdot 10^5$

Значення сталей використаних у формулах (8-9) для опису швидкості росту втомної тріщини у першому шарі біматеріалу і 15X13МФл/25X1М1Фл представлені в таблиці 16.2.

Таблиця 16.2

Температура, °C	$C, \frac{\text{мм / цикл}}{(\text{МПа}\sqrt{\text{м}})^m}$	m
20	$2,67 \cdot 10^{-8}$	3,16
600	$8,97 \cdot 10^{-8}$	2,84

Розраховували живучість біметалевого ролика МБЛЗ, з наступними геометричними параметрами:  $D_{зн}=0,3 \text{ м}$ ;  $L=1,9 \text{ м}$ ;  $d_0=0,08 \text{ м}$ ;  $D_{вн}=0,026 \text{ м}$ .

Розрахунок оснований на таких припущеннях:

1. Напружений стан ролика з тріщиною описували на основі підходів лінійної механіки руйнування;
2. Залишковими технологічними напруженнями в біметалевих роликах нехтували;
3. Довговічність ролика визначали для найбільшої температури  $+600^{\circ}\text{C}$ , хоча температура поверхні в різних частинах ролика коливається від  $+300^{\circ}\text{C}$  до  $+600^{\circ}\text{C}$ ;
4. Загальні напруження у ролику, визначали підсумовуванням напружень, які обумовлені механічною та термічною складовими;
5. Перепадом термонапружень на границі розділу біметалу нехтували;
6. Тріщина поширюється тільки на розтягуючій ділянці циклу навантаження ролика;

Треба зазначити, що виконаний інженерний (наближений) розрахунок ролика за умов циклічного навантажування. Дуже важко змоделювати вплив комплексу факторів, що можуть впливати на швидкість РВТ. Зокрема, аналіз РВТ у реальному ролику дещо складніший, ніж за одновісного розтягу, внаслідок перевантаження поверхневих шарів.

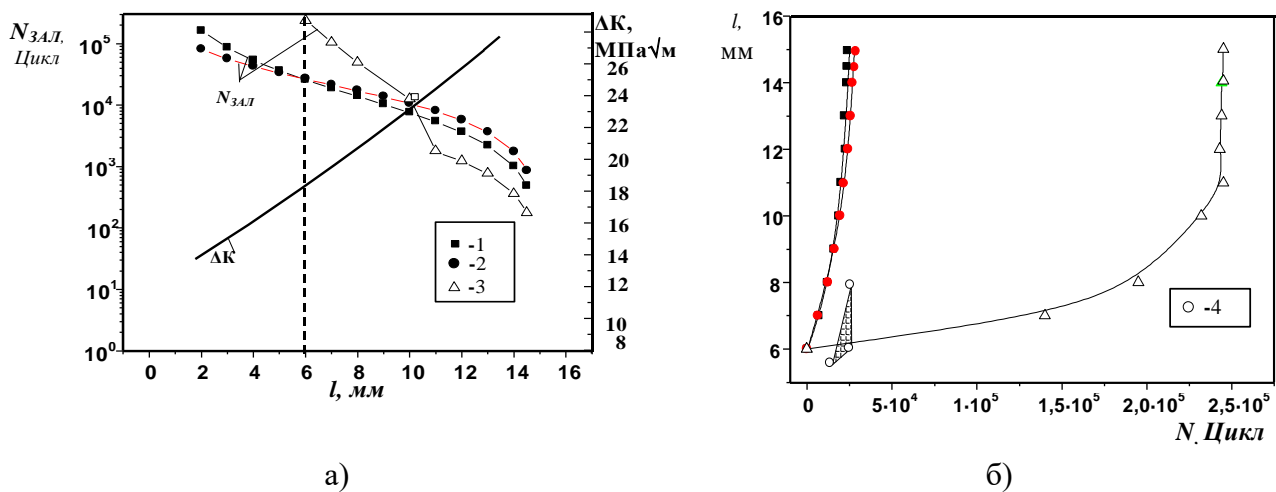


Рис. 16.5. Довговічність ролика МБЛЗ із тріщиною за частоти навантажування 0,1 Гц – (1); 0,05 Гц – (2); 0,01 Гц – (3); виробничі дані – (4). а) крива залишкового ресурсу; б) проектна довговічність

До того ж різноманітність умов навантажування, під час реальної плавки, приводить до виникнення складного спектру напружень у локальних точках конструкції.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. В. Т. Трощенко и др. Соппротивление материалов деформированию и разрушению. Т. 1. Киев: «Наукова думка», 1994. – 288 с.
2. В. Т. Трощенко и др. Соппротивление материалов деформированию и разрушению. Т. 2. Киев: «Наукова думка», 1994. – 276 с.
3. Карзов Г. П., Леонов В. П., Тимофеев Б. Т. Сварные сосуды высокого давления. – Л.: Машиностроение, 1982. – 287 с.
4. Механика квазихрупкого разрушения материалов / Панасюк В. В.; Отв. Редактор А. Е. Андрейкив; АН УССР. Физико-механический институт. – Киев: Наук. думка, 1991. – 416 с.
5. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. Пособие / Под общей ред. Панасюка В. В. // Т. 3: Расчет коэффициентов интенсивности напряжений / Ёовчик С. А., Морозов А. М. – 1988. – 436 с.
6. Соппротивление материалов деформированию и разрушению / Ответственный редактор В. Т. Трощенко / Справочное пособие в 2 частях. Часть 2.- Ёиев: Наукова Думка, 1994. – 700 с.
7. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 66 с.
8. Standard test method for plane strain fracture toughness of metallic materials: ASTM E 399 90. In: Annual Book Of Astm Standards, Philadelphia. V. 03.01.
9. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness: ASTM E 1820 01. In: Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia.
10. ДСТУ ISO 9016:2008 Випробування зварних з'єднань металевих матеріалів руйнівні. Випробування на ударний згин. Розташування зразка для випробування, надрізу на зразках, протокол випробування (ISO 9016:2001, IDT).
11. ГОСТ 10708-82 Копры маятниковые. Технические условия.
12. Механика разрушения и прочность материалов. Справочное пособие: 4 т. / Под общей ред. Панасюка В. В. Т. 4: Усталость і циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / Романив О. Н., Ярема С. Я., Никифорчин Г. Н. и др. – К.: Наукова думка, 1990. – 680 с.
13. П. В. Ясній. Пластично деформовані матеріали: втома і тріщинотривкість. – Львів: Світ, 1998. – 224 с.
14. РД-50-345-82. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 95 с.
15. Методы и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов. // Сб. научных трудов. / Отв. редактор акад. Панасюк В. В. / Об особенностях кинетических диаграмм коррозионного растрескивания конструкционных сплавов., О. Н. Романив, Г. Н. Никифорчин – 1981. 314 с.
16. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие. В 5 т. / Под общ. ред. Панасюка В. В.: Т. 1: Влияние среды на прочность и долговечность

конструкционных материалов. / Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Партон В. З. – 1988. 486 с.

17. Романив О. Н., Никифорчин Г. Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. / Металлургия. – 1986. – 292 с.

18. Дмитрах І. М., Панасюк В. В. Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень. – Львів: ФМІ, 1999. – 340 с.

19. Похмурський В. І., Хома М. С. Корозійна втома металів. – Львів: СПОЛОМ, 2008. – 301 с.

20. Андрейків О. Є., Гембара О. В. Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у воденьвмісних середовищах. – Київ: Наукова думка, 2008. – 344 с.

21. РД 50-260-81. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении. – М: Изд-во стандартов, 1982. – 56 с.

22. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 62 с.

23. ПН АЭ Г-7-008-8 Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок М: Энергоатомиздат, 1990. – 169 с.

24. ПНАЭ-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования атомных электростанций и трубопроводов. М.: Энергоатомиздат, 1980. – 525 с.

25. Прочность металлов при переменных нагрузках. Трощенко В. Т. Киев, Наук. Думка, 1978. 176 с.

26. Опір матеріалів з основами теорії пружності й пластичності. В. Г. Піскунов, В. С. Сіпетов, В. Д. Шевченко, Ю. М. Федоренко; Вища школа, 1995. 271 с.

Навчально-методична література

*Ясній Петро Володимирович,  
Ясній Володимир Петрович.*

## **Конспект лекцій**

з дисципліни

# **Механіка руйнування**

для студентів денної форми навчання за  
напрямом **6.060101 «Будівництво»**  
та **192 «Будівництво та цивільна інженерія»**

Комп'ютерне макетування та верстка *А.П. Катрич*

Формат 60x90/16. Обл. вид. арк. 4,38. Тираж 10 прим. Зам. № 3099.

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя  
46001, м. Тернопіль, вул. Руська, 56.

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 4226 від 08.12.11.