



Міністерство освіти і науки України
Національний технічний університет України
"Київський політехнічний інститут"
Інженерно-фізичний факультет
Кафедра фізики металів

В.В. Холявко

ФІЗИЧНІ ОСНОВИ МІЦНОСТІ ТА РУЙНУВАННЯ

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

для студентів
напряму підготовки 6.050403 – Інженерне матеріалознавство
спеціальності 7.05040303, 8.05040303 Композиційні та порошкові матеріали,
покриття

денної та заочної форм навчання



КИЇВ-2015

Холявко В.В. Фізичні основи міцності та руйнування [Текст]: Конспект лекцій з дисципліни для студентів напряму підготовки 6.050403 „Інженерне матеріалознавство” спеціальності 8(7).05040303 – «Композиційні та порошкові матеріали, покриття» денної та заочної форм навчання / Уклад.: В.В. Холявко. – К.: НТУУ „КПІ”, 2015. - 100 с.

Рекомендовано вченою радою
Інженерно-фізичного факультету НТУУ „КПІ”
(Протокол № 04/15 від 27.04.2015 р.)

Навчальне видання

ФІЗИЧНІ ОСНОВИ МІЦНОСТІ ТА РУЙНУВАННЯ

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

для студентів
напряму підготовки 6.050403 – Інженерне матеріалознавство
спеціальності 7.05040303, 8.05040303 Композиційні та порошкові матеріали,
покриття
денної та заочної форм навчання

Укладач: *Холявко Валерія Вікторівна*, канд. техн. наук

Відповідальний
редактор: *Волошко Світлана Михайлівна*, д-р техн. наук, проф.

Рецензент: *Юркова Олександра Іванівна*, доктор техн. наук

Викладений матеріал дозволить студентам опанувати увесь об'єм інформації з дисципліни та вчасно й якісно підготуватися до практичних занять та семестрового контролю. Конспект може бути корисним й при вивченні інших матеріалознавчих дисциплін.

Конспект лекцій розрахований для студентів всіх форм навчання кафедри Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії НТУУ «КПІ» та інших матеріалознавчих спеціальностей вищих навчальних закладів України.

За редакцією укладачів

© Холявко В.В., 2015

ЗМІСТ

ПЕРЕДМОВА.	4
Лекція 1. Вступ.	6
Лекція 2. Руйнування матеріалів.	13
Лекція 3. Механізми руйнування матеріалів.	21
Лекція 4. Механіка та фізика руйнування.	36
Лекція 5. Фізика руйнування (опір мікросколу).	45
Лекція 6. Тріщиностійкість матеріалів.	61
Лекція 7. Конструкційна міцність матеріалів.	71
Лекція 8. Розподіл напружень в зразку з концентратором.	79
Лекція 9. Пластична деформація та руйнування в умовах дії концентраторів напружень.	86
ПЕРЕЛІК використаної літератури	98

ПЕРЕДМОВА

Предметом вивчення кредитного модуля «Фізичні основи міцності та руйнування» є теорія та практика визначення механічних властивостей металів та сплавів, що використовуються у техніці при навантаженнях, що можуть викликати руйнування. Знання курсу необхідні для розробки принципів структурної інженерії матеріалів нового покоління. Основна ідея курсу полягає у визначенні фізичних механізмів, що відповідають за структурну чутливість механічних властивостей матеріалів.

В методичному плані курс побудовано на широкому використанні теорії дислокацій та сучасних моделей процесів руйнування. При побудові курсу широко використані феноменологічні та теоретичні уявлення, що відомі студентам з курсів загальної фізики та «Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів», які в цьому спецкурсі уточнюються відповідно до його задач. При викладанні курсу передбачається обговорення методичних питань, пов'язаних з визначенням механічних властивостей.

Особливість подання цієї проблематики студентам даної спеціальності полягає у визначенні фізичних механізмів, що відповідають за структурну чутливість механічних властивостей матеріалів.

Для кращого засвоєння матеріалу студентами передбачено використання ряду дидактичних та технічних засобів навчання: плакатів, зразків для механічних випробувань, фрактографічних знімків, презентацій, діапозитивів поверхні руйнування, схем та механізмів деформації, діаграм та карт механізмів руйнування тощо.

Метою кредитного модуля є формування у студентів здатностей:

- здатність до самостійного поглиблення базових знань з теоретичних та прикладних наук для використання в професійній діяльності при аналізі, теоретичному чи експериментальному дослідженні матеріалів та процесів;
- навички самостійного використання технічних засобів для вимірювання та контролю основних параметрів технологічних процесів, структури та властивостей матеріалів та виробів з них;

- поглиблене володіння методиками експериментального визначення рівня механічних характеристик неорганічних матеріалів та здатність планувати експеримент для одержання необхідних знань про структурну чутливість механічних властивостей та визначати напрямки оптимізації структури матеріалів в залежності від експлуатаційних вимог до їх механічних властивостей;

Основні завдання кредитного модуля.

Згідно з вимогами освітньо-професійної програми студенти після засвоєння кредитного модуля мають продемонструвати такі результати навчання:

знання:

- Комплексу характеристик, що визначають механічні властивості матеріалів;
- Фізичних чинників, що відповідають за реалізацію кожного з механізмів руйнування матеріалів.
- Механізмів впливу структури на процеси руйнування, що надають можливість оптимізувати структуру конструкційних матеріалів.

уміння:

- Експериментально визначати рівень механічних характеристик матеріалів,
- Обирати комплекс досліджень для одержання необхідних знань про структурну чутливість механічних властивостей матеріалів
- Пропонувати методики оптимізації структури матеріалів в залежності від експлуатаційних вимог стосовно рівня його механічних характеристик
- Визначати придатність матеріалу з певним рівнем механічних характеристик до застосування в визначених умовах експлуатації,

досвід:

- Пояснення фізичних закономірностей процесів руйнування, що відбуваються в досліджуваних матеріалах
- Розрахунку рівня основних механічних та експлуатаційних характеристик матеріалів за результатами механічних випробувань.

Лекція 1. ВСТУП.

Місце науки про міцність в загальній системі людських знань

План

- 1.1. Історична довідка.
- 1.2. Багаторівневий аналіз механічної поведінки матеріалу.
- 1.3. Основні задачі фізики міцності.
- 1.4. Методологія дослідження.

1.1. Історична довідка

«Сума наукових фактів лише тоді стає наукою, коли вона освітлена ідеєю, яка дозволяє розглядати ці факти як прояв певного фізичного закону – нехай лише емпіричного, але закону» - Н.Н. Давиденков

«Какие бы задачи ни ставило перед собой человечество, возможность их осуществления всегда будет определяться прочностью конструкционных материалов» - М.В. Классен-Неклюдова, Т.А. Канторова

Явище деформації та руйнування існує стільки ж, скільки існує Всесвіт. Воно супроводжує землетруси, виверження вулканів, утворення нових гірських масивів і т.д. Бажання пояснити це явище існує стільки ж, скільки існує думаюча людина. З самого початку використання металу, людина намагалася покращувати механічні властивості сплавів, що застосовувалися. Приблизно 5000 років тому з'явилися перші способи вдосконалення складу та методів термообробки металів. Наразі вони стосувалися лише військових пристосувань, а в повсякденному житті й надалі використовували металеві сплави випадкового хімічного складу та без подальшої обробки. Але й на початку виникнення промислового виробництва способи зміни (регулювання) механічних властивостей металів були кустарними, випадковими. Оптимальні хімічні склади та режими термічної обробки встановлювалися експериментально. Найчастіше це відбувалося на основі інтуїції майстра та його досвіду, ніж з використанням повноцінної наукової інформації.

Завдяки геніальному розуму Галілея, наприкінці XVI ст з області загальної фізики виділилося вчення про опір матеріалів та теорія пружності.

Це було початком систематичних досліджень явищ деформації. Їх стимулював стримкий розвиток суднобудування в XVI-XVII ст. Предметом дослідження були корабельні дошки. Це був достатньо вигідний зразок для механічних випробувань, оскільки при дії на нього порівняно невеликими навантаженнями (порівняно з вагою людського тіла) спостерігались макроскопічні переміщення, які можна було легко вимірювати.

Поступово накопичення і поглиблення цих знань призвело до зародження науки під назвою «континуальна механіка деформації». Ця наука має феноменологічний, або описувальний характер і відповідає на питання **як** поводить себе тіло при дії на нього зовнішнього навантаження. Відповідь на питання **чому** деформується та руйнується матеріал довелося чекати ще достатньо довго.

Більш прикладний (технологічний) характер наука про міцність отримала на початку XX ст. Саме тоді було встановлено, що рівень механічних властивостей знаходиться в прямій залежності від внутрішньої структури матеріалів. Це основне положення дозволив суттєво уточнити бурхливий розвиток та вдосконалення експериментальної техніки (рентгено-структурний, електронно-мікроскопічний аналізи).

Фізична теорія деформації почала бурно розвиватись з тих пір, як в 1934 році Орован, Полянї та Тейлор незалежно ввели уявлення про дислокації. Незабаром їх теоретичні передбачення були підтвердженні експериментально. Застосування теорії дефектів кристалічної ґратки дозволило перейти від феноменологічного до фізично обґрунтованого аналізу атомного механізму процесів пластичної деформації. Якщо казати про розвиток науки про руйнування, то поштовхом до побудови сучасної теорії руйнування потрібно вважати статтю Гриффітса, написану ще в 1921р, присвячену розрахунку енергетичного балансу у вершині тріщини, що рухається.

В 50-х роках XX ст. почалося інтенсивне дослідження природи властивостей металічних матеріалів. Було показано, що більшість механічних властивостей матеріалів залежить від особливостей тонкої кристалічної

будови (опір пластичній деформації та руйнуванню в різних умовах). Цей висновок спричинив не лише суттєве вдосконалення методик вивчення тонкої внутрішньої будови, але й застосування фізичних теорій про структуру реальних металів для пояснення багатьох незрозумілих явищ та для конструювання сплавів з заданими властивостями.

Сума міцної фізичної теорії, тонкої електронно-мікроскопічної теорії та високорозвиненої експериментальної техніки дала можливість встановити ряд принципових факторів, на яких зараз і будується наука про механічні властивості металів. Наразі дійсно вірні результати можуть бути отримані лише при відповідному та органічному сполученні теоретичної (аналітичної) та експериментальної складової явищ.

До сьогодні існує умовний розподіл властивостей матеріалу на фізичні та механічні. Такий розподіл обумовлений рядом ознак:

- Результатами вимірювання властивостей (при вимірюванні мех. властивостей зразок руйнується чи необоротно деформується).
- Різними теоретичними підходами при оцінці рівня властивостей (мех.власт. – теорія кристалографічних дефектів, фіз.власт. – теорія динаміки кристалічної ґратки та теорія взаємодії електронів між собою та полем ґратки).

Позиції вивчення механічних властивостей:

- Математична теорія пружності, пластичності та повзучості (базується на континуальних уявленнях про щільне безперервне середовище),
- Фізика твердого тіла (атомна структура та її дефекти з урахуванням теорії дислокацій та вакансій),
- Фізико-хімічна механіка (вплив навколишнього середовища на тіло, що деформується),
- Металознавство (мікроструктура та її зміни).

1.2. Багаторівневий аналіз механічної поведінки матеріалу

В наш час ми добре собі уявляємо, що деформація та руйнування - це складний процес зв'язаний з явищами масопереносу, що відбуваються у твердому тілі при дії на нього зовнішньої сили. Інформація про ці процеси приходить до нас з різних масштабних рівнів.

Як формується система знань про міцність і яке місце нашого предмета вивчення в цій системі знань можна уявити, якщо розглянути схему багаторівневого аналізу механічної поведінки матеріалу, запропоновану Екоборі.

Таблиця 1

Багаторівневий аналіз механічної поведінки матеріалу

Структурний рівень	Теорія	Масштаб, м
Атомний рівень	Атомна теорія та квантова механіка	10^{-12} - 10^{-9}
Мікроструктурний рівень	Теорія дислокацій, методи структурного аналізу	10^{-9} - 10^{-4}
Мезорівень	Континуальна механіка деформування, механіка руйнування	10^{-6} - 10^{-3}
Макрорівень	Аналіз механічної поведінки конструкції. Синтез знань, що поступають з різних рівнів	10^{-3} -10

З кожного рівня до нас поступає важлива інформація про механічну поведінку матеріалу:

а) Задачі атомного рівня вирішуються з позицій апарату квантової механіки, квантова теорія міцності ще далека від завершення. Точні рішення одержані тільки для найпростіших моделей молекул та атомів. Найбільших успіхів вдалось досягти в розрахунках пружних констант матеріалів. Квантова теорія пластичності знаходиться в менш задовільному становищі оскільки не вдається вирішити проблему локалізації атомів при деформації металів.

б) Теорія дислокацій вирішує цю проблему введенням нелінійної поправки в область ядра дислокацій. Цей оригінальний підхід прискорив розвиток фізичної теорії міцності. Хоч згідно класифікації Екоборі теорію

дислокації потрібно віднести до методології атомного рівня, вона в основному використовується для вирішення задач структурно-фізичного рівня, тобто для аналізу впливу структури на механізми деформації та руйнування. Завдяки розвитку експериментальної техніки і глибоким теоретичним проробкам в цій області за останні роки досягнуті суттєві успіхи.

в) Уявлення континуальної механіки використовуються при аналізі процесів деформації та руйнування, які проходять на мезорівні. Рівняння континуальної механіки дозволяють передбачити поведінку об'ємів матеріалу, якщо їх розміри настільки великі, що матеріал можна вважати однорідним, ізотропним та щільним. Вимоги безструктурності об'єкту що вивчається (тобто його ізотропності, однорідності та щільності) суттєво обмежують використання підходів континуальної механіки для вирішення матеріалознавчих задач - конструювання нових матеріалів із заданими властивостями. Ці задачі найбільш ефективно вирішуються з використанням методології фізики міцності. Основним споживачем тих знань, які напрацьовуються фізичною теорією міцності, є бурхливо розвиваючийся матеріалознавчий напрямок - структурна інженерія матеріалу.

1.3_Фізичний аспект теорії міцності, основні задачі фізики міцності

У даному курсі лекцій ми будемо розглядати фізичні аспекти проблеми деформації та руйнування матеріалів. В рамках фізичної теорії міцності нами буде розглянуто такі проблеми:

а) фізичні явища, які відповідають за процес масопереносу в матеріалах, що знаходяться під впливом навантаження;

б) фізичні причини процесу, який забезпечує здатність матеріалу здійснювати опір зовнішньому навантаженню без пластичної деформації;

в) закономірності накопичення і еволюції дефектної структури при навантаженні;

г) процеси деградації матеріалу під час навантаження, аж до моменту руйнування.

1.4. Методологія досліджень

Для того, щоб уявити собі, як ведуть себе реальні матеріали під навантаженням, треба знати, як впливають різні структурні елементи на властивості. Цей вплив пов'язаний з певними процесами (механізмами) - (наприклад дислокаційним механізмом масопереносу, механізмом взаємодії структурних елементів (зерна, пори, частки і т.і.) з носіями деформації, мікромеханізмами формування дефектів і т.п.). Як правило, ці механізми описуються фізичними моделями, з яких виходять певні формули, які зв'язують властивості матеріалу із структурними параметрами (наприклад розмір зерна, щільність дислокацій, об'ємний вміст часток або пор). При наявності такого інструменту адекватність фізичних моделей реальним процесам можна перевірити експериментально.

Іншими словами послідовність вивчення процесу поведінки матеріалу під навантаженням така: створення гіпотези - розробка механізму - побудова фізичної моделі - її математична інтерпретація - експериментальна перевірка.

Для експериментальної перевірки фізичних уявлень необхідно вміти будувати експеримент таким чином, щоб він був адекватним до моделі, яку ми перевіряємо. Такий експеримент називається модельним.

Враховуючи, що реальний матеріал - це складний матеріалознавчий об'єкт, структура якого включає різноманітні структурні елементи (дефекти кристалічної ґратки), у фізиці міцності особлива увага надається проблемі аналізу та синтезу інформації, що одержується. Початковим моментом всіх фізичних моделей звичайно являється такий модельний експеримент, в якому дослідження впливу одного параметра на властивість при інших однакових.

Ми будемо аналізувати вплив внутрішніх параметрів матеріалу чи структурних факторів (таких як розмір зерна, щільність дислокацій, об'ємний зміст часток та інше) та вплив зовнішніх факторів (таких як температура випробувань, швидкість деформації, ступінь деформації напружений стан).

Прикладом модельного експерименту, в якому досліджується вплив структурного параметру є дослідження залежності границі плинності від розміру зерна. Як правило, залежність границі плинності від розміру зерна описується функцією $\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ та відображається у вигляді графіка прямої лінії у координатах $\sigma_T - d^{-1/2}$. При цьому параметр K - характеризує здатність границь передавати деформацію. Очевидно, що в цьому експерименті всі інші структурні матеріали і всі параметри, що характеризують умови експерименту повинні залишатись незмінними.

Іншим прикладом модельного експерименту є дослідження температурної залежності границі плинності. В цьому випадку змінним параметром є зовнішній фактор, а структура матеріалу, що досліджується для всіх експериментів залишається незмінною. Очевидно, що для коректної постановки експерименту потрібна добра матеріалознавча підготовка та володіння технікою експерименту по встановленню механічних властивостей (так званих механічних випробувань).

Лекція 2.

Руйнування матеріалів

План

- 2.1. Загальні відомості про руйнування металів
- 2.2. Класифікація видів руйнування
- 2.3. Ієрархія структурних рівнів руйнування (за Хольцманом)

2.1. Загальні відомості про руйнування металів

Руйнування – це порушення суцільності тіла співмірне з прийнятим масштабом структурної неоднорідності. Руйнування може бути повним та неповним. Неповне руйнування – це порушення суцільності певної ділянки об'єму, що відбувається внаслідок виникнення та кінцевого розвитку тріщини. Повне руйнування – це розділення тіла на частини.

Рушійною силою руйнування можуть бути: механічні, термічні, електричні, магнітні або фізико – хімічні напруження, що виникають внаслідок обробки тиском, зварювання, пресування, кристалізації, термообробки та інших процесів.

Порівняно з деформацією руйнування є набагато більш локальним процесом. Воно починається з зародження тріщини, розвиток якої визначається процесами, що ідуть попереду та біля її вершини. Руйнування є завершальною стадією майже всіх деформацій, що розвиваються.

На атомному рівні руйнування являє собою розрив міжатомних зв'язків. Як правило розглядають дві схеми руйнування міжатомних зв'язків: під дією нормальних та дотичних напружень. Відповідно виникає два альтернативних типи руйнування: відрив та зсув.

Мікроруйнування відбувається тоді, коли напруження перевищує теоретичну міцність, яка для зсуву оцінюється значенням $G/10$, а для відриву $E/10$. Проте, реальні матеріали руйнуються при значно нижчих напруженнях. Таке зниження міцності матеріалу обумовлене наявністю або виникненням в реальних матеріалах дефектів (наприклад, тріщин). Концентрація напруження

в голові тріщини веде до того, що біля кінця тріщини в матеріалі досягається теоретична міцність, тоді як в інших місцях зразка діє порівняно низьке напруження.

Руйнування відбувається по площинам з найменшою щільністю пакування атомів. Ці площини називаються площинами спайності.

Руйнування має 3 стадії:

- 1) підготовча – складається з :
 - зародження тріщин
 - інкубаційного періоду (швидкість росту тріщини повільно зростає)
 - період гальмування росту тріщин
- 2) критична – швидкість росту тріщини постійна
- 3) закритична – це лавиноподібний ріст тріщин до повного руйнування тіла.

Загальна енергія руйнування складається з роботи зародження та роботи розвитку тріщини. Закритичний розвиток відбувається без затрат енергії. Докритичний може вимагати різної величини роботи. Від цього й залежатиме вид руйнування.

Основна задача фізики руйнування – встановити зв'язок між мікро- та мікропроцесами руйнування і на цій основі розробити уявлення про вплив структури металу на його макроскопічні характеристики міцності.

2.2. Класифікація видів руйнування

Насьогодні існує велика кількість критеріїв, згідно яких можна класифікувати процес руйнування матеріалів. Найбільш розповсюджені наведено в табл. 2.1.

Найбільш визнаними насьогодні є класифікація за енергетичними затратами (п.1 табл.2.1) та характером розвитку тріщини (п.3 табл.2.1).

Таблиця 2.1

Класифікація процесів руйнування матеріалів

№	Критерій	Вид
1	2	3
1	<u>Величина необхідної енергії</u> 1- малоенергетичний 2- середньоенергетичний 3- високоенергетичний	-крихке, $\epsilon_T < 0,002$ -квазікрихке (макро-крихке, але мікро пластичне) Орієнтація поверхні відповідає відриву, а злам має вигляд зрізу -в`язке, $\epsilon_T = (0.3-0.5)$
2	<u>Орієнтація поверхні руйнування</u> відрив  -стиск,  - розтяг $\perp S_{max}$ зріз —  -стиск,  -розтяг $\angle 45^\circ S_{max}$	- відрив (розтягуючі напруження стають $S_{max} > S_{відр}$ раніше ніж $t_{max} = t_{пласт.деф}$); руйнування іде майже без попередньої пласт. деформації - зріз (дотичні напруження $t_{max} = t_{пласт. д}$ раніше ніж $S_{max} = S_{відр}$), руйнування після деякої пластичної деформації
3	<u>Структурне положення поверхні руйнування</u> При транскристалітному руйнуванні тріщина іде в середині зерна , При інтеркристалітному руйнуванні тріщина іде по границях зерен, При змішаному типі на поверхні є ознаки обох типів.	-транскристалітне -інтеркристалітне -змішане
4	<u>Характер силової дії</u> 1-навантаження монотонно змінюється, періоду постійного навантаження немає 2-період постійного навант. сумірний з періодом руйнування 3- циклічне навантаження 4-навантаження періодично та багаторазово змінюється 5- динамічне	1.короткочасне 1-разове статичне 2. довготривале 1-разове статичне. 3. статичне повторне. 4. утомлююче. 5. ударне. тощо.
5	<u>Морфологія поверхні руйнування</u> Скол іде без пластичної деформації. Квазіскол - це скол + пластична деформація Ямки – наслідок злиття пор	- скол (алмаз) - квазіскол (ОЦК, кімнатна темп.) - ямки

1	2	3
6	<u>Вплив зовнішнього середовища</u>	- корозія - опромінення - зниження поверхневої енергії - наявність легкоплавних фаз покриттів
7	<u>Ступінь розвитку руйнування</u> На докритичному етапі розміри тріщини значно менші перерізу тіла. В інкубаційному періоді швидкість розповсюдження тріщини ($V_{тр}$) повільно зростає. На критичному етапі $V_{тр} = \text{const}$, розміри тріщини трохи менші перерізу тіла. На закритичному етапі іде доламування тіла, зростання тріщини дуже швидке та некероване.	1.зародження тріщини. 2.розповсюдження тріщини -підготовчий етап(докритичний) - інкубаційний період - гальмування тріщини -критичний етап (стаціонарний період) -закритичний етап (лавиноподібне руйнування)
Похідні класифікації (є наслідком основних)		
8	<u>Швидкість розповсюдження руйнування</u> 1-При крихкому руйнуванні швидкість тріщини (0.4-0.5) $V_{звук}$. 2-При в'язкому руйнуванні швидкість тріщини дорівнює швидкості деформування;	- дуже висока (крихке) - мала (в'язке)
9	<u>Морфологія поверхні зламу</u> А) скол, поверхня з гладких блискучих фасеток сколу Б) скол + суттєва пластична деформація, або квазіскол – іде розвиток тріщини та є мікротріщини на вершинах В) ямковий злам. Руйнування іде за рахунок пластичн. деформ., сколу немає, велика шийка. Г) тріщина іде по границям зерен; поширення полегшується наявністю поля пружних напружень по границям зерен. Д) скол в матеріалі границі зерна (лінії ковзання виходять на межу) Е) тріщина розвивається по границям зерен з формуванням ямкового рельєфу.	А) крихке транскристалітне Б) квазікрихке транскристаліне В) в'язке транскристаліне Г) крихке інтеркристалітне Д) квазікрихке інтеркристаліне Е) в'язке інтеркристалітне

Продовження табл. 2.1

1	2	3
10	<u>Стан матеріалу</u> А) дуже пластичний стан, нема ані макро-, ані мікро-тріщин Б) після появи початкових мікро-тріщин розвивається пластична деформація В) крихке руйнування при напруженнях $\approx \sigma_T$ Г) дуже крихкий стан, пластична деформація лише місцева.	А - $\sigma_T < \sigma_{зар}$ Б - $\sigma_{зар} < \sigma_T < \sigma_{розв}$ В - $\sigma_T > \sigma_{розв}$ Г - $\sigma_T \gg \sigma_{розв}$ $\sigma_{зар}$ - опір зародженню тріщини $\sigma_{розв}$ - опір розвитку тріщини
11	<u>Вид випробувань</u>	Для розтягнення, стиску, крутіння, згину та інших типів навантаження буде різний вид фактографічної поверхні

При руйнуванні реальних деталей конструкцій вони піддаються комплексній дії багатьох вищеназваних факторів.

2.3. Ієрархія структурних рівнів руйнування (за Хольцманом)

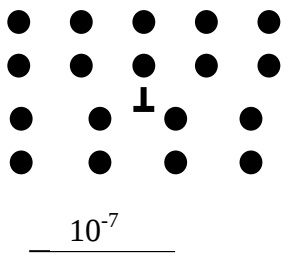
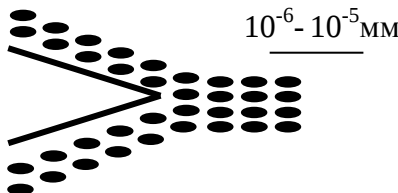
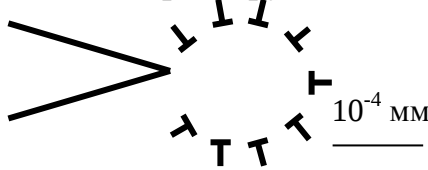
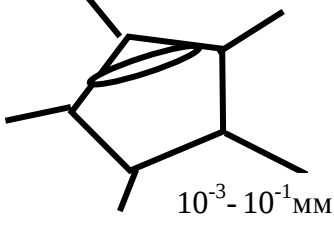
Кожний рівень руйнування характеризується своїм механізмом порушення цілісності твердого тіла та критеріями руйнування (тобто параметрами, при досягненні яких іде руйнування матеріалу).

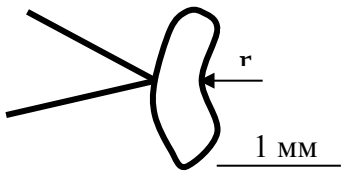
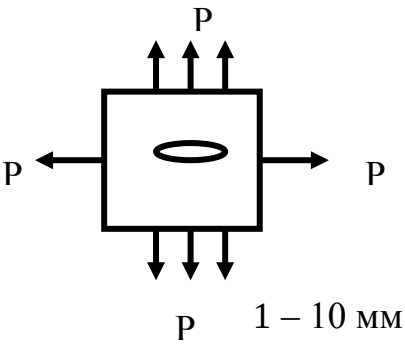
Джерелом руйнування в фізичному плані є тріщина. Тріщина, як дефект твердого тіла, може бути трьох видів: макротріщина, мікротріщина та субмікротріщина. Макро- та мікротріщини є механічно стабільними дефектами, залікувати які можливо лише іноді застосуванням високотемпературних дифузійних відпалів разом з пластичною деформацією. Субмікротріщина має набагато менші розміри та є механічно нестабільною. Фактично це наддислокація, що перебуває в стані пружної рівноваги з полем розтягуючих напружень від скупчення дислокацій та полем стискаючих напружень в навколишньому матеріалі, що виникає від клину тріщини. Ці напруження легко релаксують при низькотемпературному відпалі внаслідок чого субмікротріщини заліковуються.

Відповідно такому розділенню тріщин, існують декілька структурних рівнів на яких може початися руйнування (див. табл. 2.2.).

Таблиця 2.2

Ієрархія структурних рівнів руйнування матеріалів

Рівень	Схема руйнування	Особливості
АТОМНИЙ	1-10 Å розрив атомних зв'язків  10⁻⁷	На дислокацію впливає: - атомно-кристалічна структура металу (сили зв'язку в ґратці, легуючі елементи, домішки - (розміри цих факторів біля 10⁻⁷ мм)), - наявність другої фази, інших дислокацій, границь зерен- (розміри -- 10⁻²-10⁻¹ мм).
СУБМІКРОСКОПІЧНИЙ	10-100 Å– субмікротріщина, або наддислокація  10⁻⁶ - 10⁻⁵ мм	Довжина наддислокації дорівнює: $c=n^2b$ де c-довжина тріщини, n-кількість дислокацій, b- вектор Бюргерса.
	до 1000 Å (10⁻⁴ мм) – субмікротріщина критично го розміру  10⁻⁴ мм	Зародкова тріщина ($1/70$ діаметру зерна) знаходиться у стані пружної рівноваги з полями зовнішніх та внутрішніх напружень. Для субмікротріщини величина нормальних напружень не ажлива до певного критичного рівня.
МІКОСКОПІЧНИЙ	10-100 мкм мікротріщина  10⁻³ - 10⁻¹ мм	Виникнення мікротріщин. Мікротріщина з розміром, що приблизно дорівнює розміру зерна. Квазістабільний дефект. Росте при високих нормальних напруженнях, іде релаксація напружень.

МАКРОРІВЕНЬ	1 мм – макротріщина 	Макротріщина - сингулярна особливість у полі пружних напружень з деякою зоною пластичної деформації у верхівки тріщини.
	10-100 мм - дефект конструкції 	Макротріщина, як стабільний дефект в матеріалі. Відбувається втрата рівноваги та катастрофічне поширення макротріщини. Нині дозволяється експлуатація конструкцій з тріщиною на докритичній стадії розвитку.

Процес руйнування починається після того, як зародкова тріщина досягне критичного розміру та створяться умови, що сприяють її подальшому зростанню. Не кожна з суб- та мікроскопічних тріщин може бути зародковою. Порівняльний аналіз тріщин, який дозволить визначити саме зародкову тріщину, наведено в табл.2.3.

Таблиця 2.3.

Відмінність зародкової від мікротріщини

Критерій порівняння	Зародкова тріщина	Мікротріщина
Розміри	до 500 нм	до кількох мікрометрів
Форма	Клиноподібна з радіусом при вершині 0,1 нм	Вершини тріщини не гострі
Механічна стабільність	Механічно – нестабільна. Перебуває в стані пружної рівноваги між розтягуючим напруженням від скупчення дислокацій та стискаючими напруженнями в матеріалі навколо тріщини.	Механічно – стабільний дефект
Напруження, що контролює зростання	Розмір визначається величиною внутрішнього дотичного напруження	Зростання контролюється величиною зовнішнього нормального напруження.
Місце виникнення	З'являється на кінці смуги ковзання, що зупинилася перед бар'єром, тому що причиною її виникнення є мікроплин, який контролюється дотичними напруженнями.	Мікротріщина виникає та росте за рахунок нормальних напружень в місцях їх концентрації
Заліковування	Заліковується низькотемпературним відпалом внаслідок зняття внутрішніх напружень.	Заліковування відбувається дуже складно внаслідок високотемпературного дифузійного відпалу разом з пластичною деформацією стисканням

Лекція 3.

Механізми руйнування матеріалів

План

3.0. Класифікація механізмів руйнування

3.1. Крихкий скол

3.2. Квазікрихке руйнування

3.3. Ямкове (в'язке) транскристалітне руйнування

3.4. Міжзеренне руйнування

3.4.1. Розповсюдження тріщини в межах окремої границі

3.4.2. Взаємодія тріщини із стиком зерен

3.4.3. Стадія катастрофічного розповсюдження тріщини

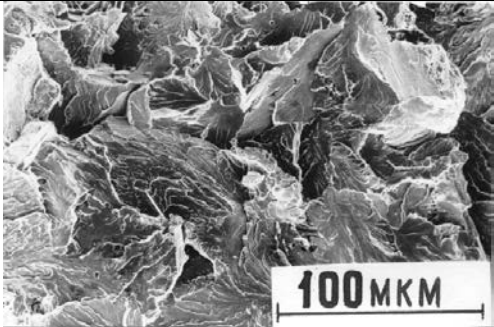
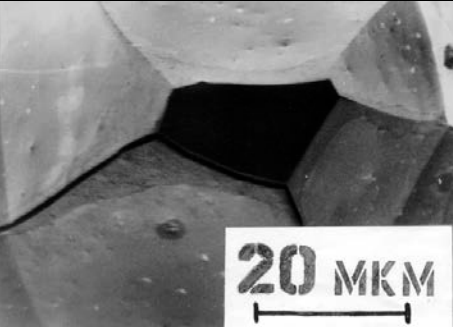
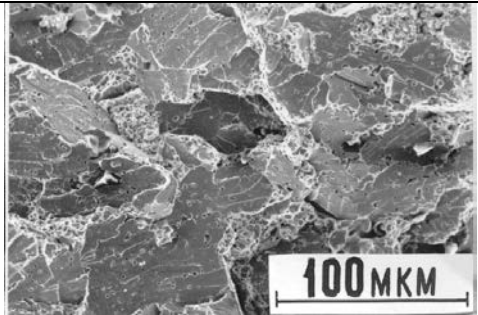
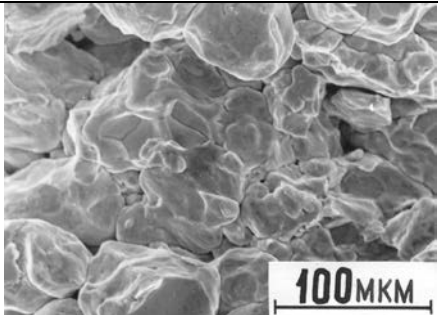
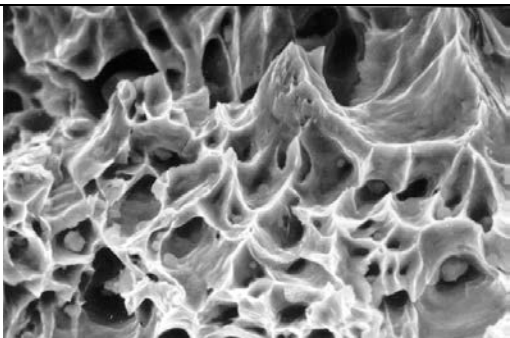
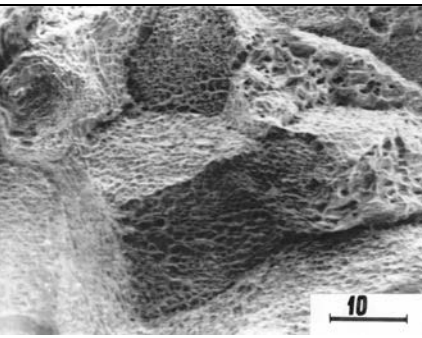
3.0. Класифікація механізмів руйнування

Багатоваріантність реалізації структури в матеріалі обумовлює різні можливі варіанти розвитку процесу деградації матеріалу та його остаточного руйнування. Як було показано раніше, в основу класифікації руйнування покладено ряд найбільш загальних ознак. За *енергетичними витратами* (п.4 табл.2.1) руйнування поділяють на крихке (малоенергетичне), квазікрихке (проміжне) та в'язке (високоенергетичне). За *структурними ознаками* (п.3 табл.2.1) розділяють на транскристалітне (по тілу зерен) та міжкристалітне (по границям елементів структури). Оскільки ці дві головні ознаки можуть зустрічатись у будь-якому сполученні, така класифікація виділяє шість головних типів руйнування (див. табл. 3.1):

- 1) крихкий скол;
- 2) крихке міжзеренне;
- 3) скол з релаксацією;
- 4) міжзеренне з малою пластичною деформацією;
- 5) ямкове внутрікристалічне руйнування;
- 6) в'язке міжзеренне.

Таблиця 3.1.

Головні типи руйнування

	Транскристалітне	Міжкристалітне
Крихке руйнування		
	1	2
Квазікрихке руйнування		
	3	4
В'язке руйнування		
	5	6

3.1. Крихкий скол

Сколом називають розщеплення кристалів по атомних площинах під дією нормального напруження. Руйнування сколом у ОЦК - металах частіше за все відбувається по площинах $[100]$, хоча в деяких випадках має місце руйнування по інших площинах (наприклад, $[110]$). З припущення Гілмена площинами сколу повинні бути такі площини, які мають мінімальну поверхневу енергію.

З геометричних міркувань випливає, що площинами з найменшою поверхневою енергією повинні бути площини з найбільш щільно упакованими атомами. В ОЦК - металах такими площинами є $[110]$. Для подолання протиріччя Гілмен запропонував враховувати при розрахунку поверхневої енергії міжатомні зв'язки, що належать другій координаційній сфері.

Айрі показав, що розповсюдження тріщини в площині $[100]$ викликає мінімальну пластичну деформацію, що зумовлює її перевагу з точки зору енергетичного балансу руйнування. Красовський та Вайншток звернули увагу на необхідність врахування перерозподілу напруження в голові тріщини за рахунок анізотропії модуля пружності. Таке врахування також робить площину $[100]$ більш привабливою для розповсюдження тріщини. Тобто всі ці моделі доводять, що при розповсюдженні тріщини по площині $[100]$ в ОЦК - металах витрачається мінімальна енергія.

За В.М Фінкелем руйнування називається крихким, якщо для його протікання та завершення достатньо пружної енергії конструкції, що руйнується. Тобто:

- енергопостачання процесу забезпечується за рахунок пружного розвантаження самого тіла. Руйнування іде з великою швидкістю (до половини швидкості звуку в матеріалі).
- виникає прямий злам,
- руйнуюче напруження не перевищує границю плинності ($\sigma_p < \sigma_t$). Пластичної деформації майже не має.

Зупинити розвиток крихкої тріщини можливо лише на ранній докритичній стадії (на стадії зародкової тріщини). Після досягнення критичного розміру, тріщина росте за рахунок внутрішньої пружної енергії, тому зниження зовнішніх напружень на неї не впливає.

Оскільки крихке руйнування відбувається внаслідок сколу по площині з найменшою щільністю атомів то фактографічна поверхня буде блискучою та складатися з фасеток сколу. Крихке руйнування може відбуватися внаслідок поширення однієї тріщини, або одночасно можуть виникати декілька тріщин.

Крихке руйнування може бути і транс і інтеркристалічним. Характерною особливістю поверхні руйнування за механізмом транскристалічного сколу є наявність сходинок. Такі сходинок утворюються в наслідок об'єднання тріщин сколу, що лежать на різних рівнях в кристалі. Виникнення сходинок можливе також при доланні тріщиною структурних дефектів (подвоювання, гвинтових дислокацій, часток фази тощо).

Об'єднання багатьох тріщин сколу та відповідне йому зливання сходинок сколу формує так званий “струмковий візерунок”. Напряму, у якому зливаються сходинок сколу зумовлюється напрямом розповсюдження тріщини. Рухаючись проти “течії струмка” легко відшукати джерело руйнування (див. рис.3.1-3.2.).

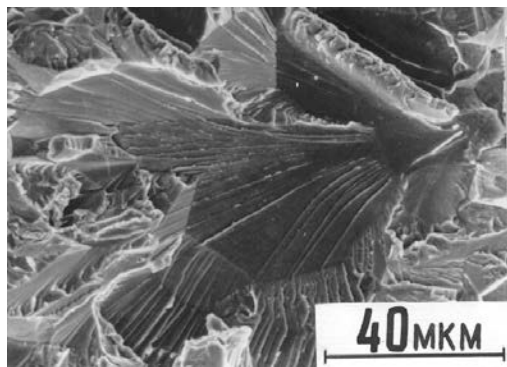


Рис. 3.1. Струмковий візерунок при руйнуванні сколом

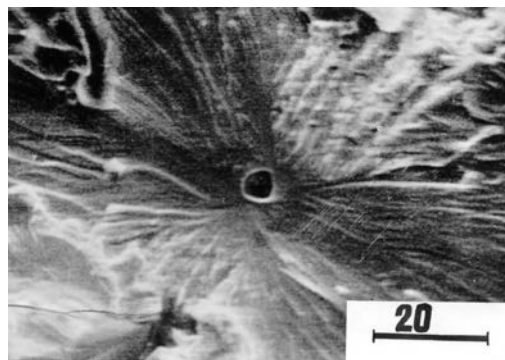


Рис. 3.2. Джерело руйнування

Місце зародження тріщини називається фокус зламу (див. рис.3.2). Чим вища швидкість виникнення фокусів і менша швидкість розповсюдження тріщин тим більша кількість фокусів.

Навколо фокуса розташована гладенька поверхня початкової стадії руйнування, так зване «дзеркало зламу». Сходинок в цій зоні невисокі та тонкі. Вони віялоподібно розходяться від фокусу зламу. При збільшенні температури розміри першої зони руйнування зростають.

Друга зовнішня зона вкрита грубими рубцями, які також віялоподібно розходяться від фокусу. Друга зона відповідає лавинному руйнуванню. Розвиток тріщини тут залежить від факторів, які визначають швидкість руйнування та не залежить від стану поверхні та сили зовнішнього навантаження.

Якщо фокусів дуже багато то другі зони від різних фокусів можуть перекриватися, внаслідок чого рубці на них будуть більш гладкими.

У випадку крихкого руйнування, коли рух дислокацій неможливий і, як наслідок, неможливі дислокаційні механізми зародження тріщини, джерелом руйнування стають існуючі технологічні дефекти (тріщини або пори), що виникають при створенні матеріалу. Розробка бездислокаційних механізмів зародження дефектів при низьких температурах (наприклад, флуктуаційна дислокаційна модель) доки не дали задовільних узгоджень з експериментом.

3.2. Квазікрихке руйнування

Квазікрихке руйнування включає три послідовні стадії: зародження тріщини, її підростання та катастрофічне розповсюдження. Найпростіша модель зародження тріщини являє собою скупчення краєвих дислокацій біля границі зерна, чи іншої перешкоди. В цих випадках тріщина зароджується шляхом об'єднання кількох передніх дислокацій скупчення. Такий процес стає можливим завдяки концентрації напруження в голові скупчення дислокацій. При цьому в площині перпендикулярній площині ковзання діє розтягуюче напруження, яке досягає рівня теоретичної міцності. Стро уточнив цю модель і встановив, що розтягуюче напруження має максимальне значення під кутом $70,5^\circ$ до площини ковзання (див. рис.3.3).

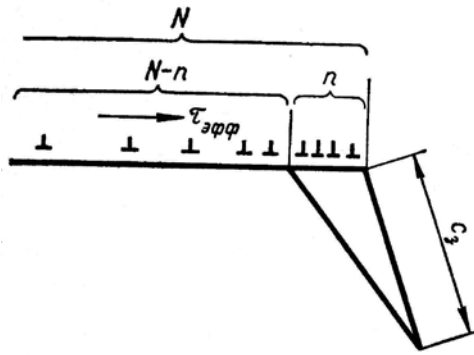


Рис. 3.3. Розподіл дислокацій в скупченні згідно моделі Стро.

Умова формування тріщини за теорією Стро визначається виразом

$$n\tau > \frac{12\alpha G}{1+\mu} \approx 0,7G,$$

де n - кількість дислокацій в скупченні; μ - коефіцієнт Пуассона; α - стала величина $\sim 0,06$; τ - прикладене напруження зсуву; G - модуль зсуву. При реальних значеннях τ та G розрахована кількість дислокацій дорівнює $10^2 - 10^3$, що близько до реальної кількості дислокацій, що спостерігається в скупченнях.

Інші можливі моделі базуються на зародженні тріщини в перетинних дислокаційних площинах або при взаємодії скупчення з подвоєнням. В ГЦП - металах дислокаційні тріщини можуть зароджуватись безпосередньо в базових площинах.

Згідно з теорією Стро рівноважна форма зародкової тріщини - це клин, довжина якого пов'язана з кількістю дислокацій, що ввійшли в площину тріщини.

$$C_3 = \frac{n^2 b^2 G}{\pi(1-\mu)\gamma} \approx n^2 b,$$

де b - вектор Бюргерса; G - модуль зсуву; μ - коефіцієнт Пуассона; γ - поверхнева енергія.

Розвиток дислокаційної моделі зародження тріщини для випадку полікристалу призвів до створення моделі мікросколу (модель Котречко-Мешкова). В межах цієї моделі було встановлено, що довжина субкритичної

тріщини залежить від розміру зерна. В тому випадку, коли матеріал руйнується на границі плинності ($\sigma_p = \sigma_T$), розмір тріщини пов'язаний з розміром зерна співвідношенням

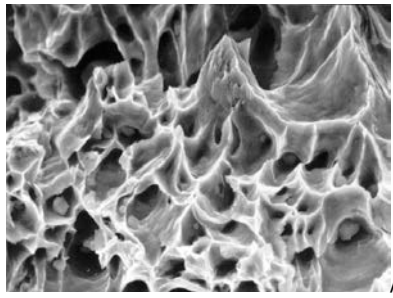
$$C_3 \approx \frac{\alpha_1 \pi^2 [1 - \mu]^2 K_T^2}{4G^2 b} d,$$

де K_T - коефіцієнт в залежності Хола-Петча; α_1 - коефіцієнт $\sim 0,25$. Вводячи ці значення в рівняння, отримуємо для заліза та сталей співвідношення між розміром тріщини та розміром зерна в вигляді. $C_{кр} = d/70$.

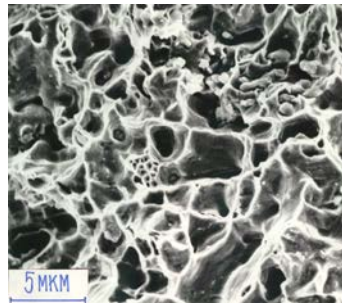
3.3. Ямкове (в'язке) транскристалітне руйнування

В'язке руйнування відбувається зазвичай після значної пластичної деформації матеріалу. Його головною особливістю є повільний розвиток тріщини та висока енергоємність, обумовлена необхідністю витрати значної роботи пластичної деформації у верхівці тріщини. На відміну від крихкого руйнування, при в'язкому іде зародження та розвиток великої кількості субмікротріщин, деякі з яких можуть зливатися одна з одною, утворюючи одну велику магістральну тріщину. Фрактографічна поверхня звичайно матова, нерівна, зі слідами пластичної деформації у вигляді грубих смуг. Рельєф поверхні має вигляд окремих ямок діаметром 0,5-20 мкм та глибиною до декількох мікрометрів. Ямки є наслідком виникнення, зростання та злиття множини мікропор. На дні ямок виявляються частинки надлишкових фаз (див. рис. 3.4).

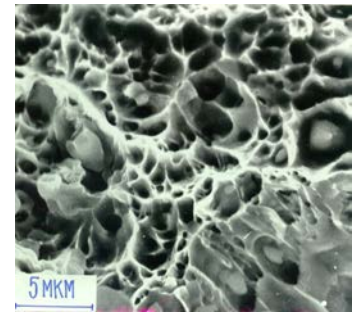
Процес ямкового руйнування також складається із стадій зародження, росту та злиття пор (див. рис. 3.5). В'язке руйнування розвивається поступово протягом 3^x стадій.



а



б



в

Рис. 3.4. Ямкове руйнування заліза з різним об'ємним вмістом часток другої фази: а – мала кількість часток, б – середня кількість часток, в – велика кількість часток.

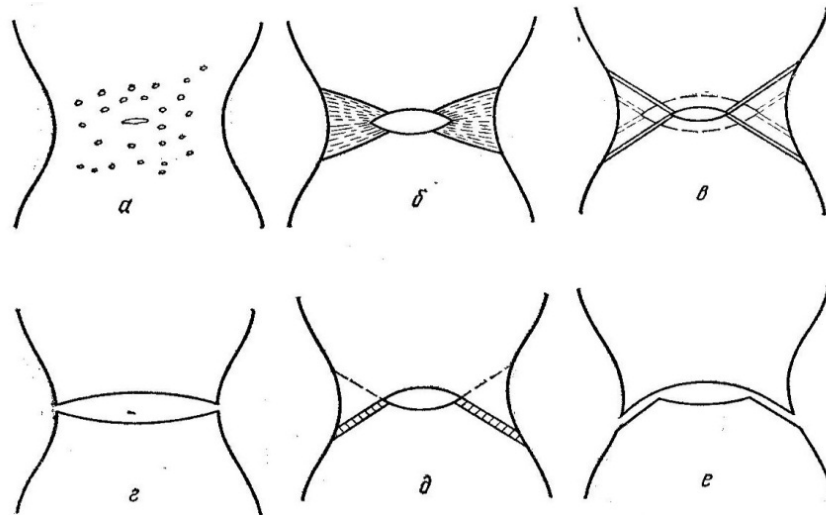


Рис. 3.5. Стадії в'язкого руйнування: а - 1 стадія, б – 2 стадія, в-г – 3 стадія «подвійна чашка», д-е – 3 стадія «чашка з конусом»

На *першій стадії* виникає велика кількість пор в центральній частині зразка. При збільшенні навантаження пори витягуються вздовж напрямку дії розтягуючого напруження. Ослаблений порами матеріал руйнується, пори зливаються одна з однією і виникає центральна тріщина перпендикулярна осі зразка (рис. 3.5 а).

На *другій стадії* іде поширення центральної тріщини, тобто формування дна чашки (рис. 3.5, б). Процес відбувається за рахунок приєднання нових пустот внаслідок підвищеної концентрації напруження біля вершини тріщини. Швидкість цього процесу невелика.

Третя стадія, або формування конічної частки зламу. Тріщина при цьому досягає периферійних зон зразка. Швидкість її руху збільшується в 10 разів і змінюється напрямком поширення (рис.3.5 в). Процес може відбуватися за двома варіантами: 1) Якщо кількість дефектів з обох боків центральної тріщини однакова, то подальше зростання тріщини іде під дією дотичних напружень (під кутом 45^0) і внаслідок появи нових смуг зсуву лінія виходить на поверхню і виникає злам в формі подвійної чашки (рис.3.5 в-г). 2) Якщо після початку формування зсуву в периферійних областях шийки з одного боку від центральної тріщини з'являються нові мікротріщини, то подальша деформація буде локалізована саме в цих місцях і кінцеве руйнування відбудеться шляхом зрізу вздовж новоутворених тріщин і виникне чашка з конусом (рис.3.5 д-е).

В залежності від кристалічної будови матеріалів при в'язкому руйнуванні реалізуються різні типи ямкового зламу (див. рис.3.6.):

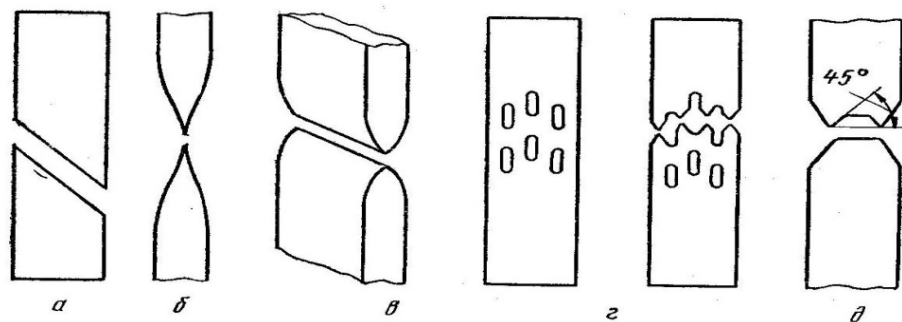


Рис. 3.6. Форми зламів при ямковому руйнуванні.

а) Зріз реалізується в ГЦП кристалах внаслідок базисного ковзання. Поверхня має форму однобокого клину. В ГЦК кристалах зріз відбувається після інтенсивного ковзання з формуванням грубих стрічок деформації.

б) В ОЦК матеріалах та ряді ГЦК матеріалів можливе формування великої шийки. У високопластичних матеріалах звуження наближається до 100% .

в) Якщо пластичний зразок з ГЦК ґраткою плоский, то можливе формування «леза ножа».

г) Якщо в матеріалі присутні грубі частинки іншої фази, спостерігається волокнистий злам. Тріщина розвивається по міжфазній поверхні чи по тілу частинок, якщо вони крихкіші за матрицю.

д) Найпоширенішим механізмом в'язкого руйнування є «чашковий злам», який є результатом поєднання в єдину тріщину великої кількості мікропор.

Найбільш проста модель зародження пор запропонована Петчем. Згідно його моделі, пори утворюються під час пластичної деформації по границях розподілу частка - матриця у зв'язку з наявністю різниці у пружних та пластичних властивостях часток та матриці.

Більш повно дислокаційна модель зародження та росту пор на частках розроблена Броеком. Згідно цієї моделі пори виникають на границі розподілу «частка – матриця» завдяки створенню у часток дислокаційних скупчень (див.рис.3.7).



Рис. 3.7. Модель зародження пор (Модель Броека).

Навколо часток виникають дислокаційні петлі. Під дією розтягуючих сил ці петлі відштовхуються від часток. В той же час передня петля виштовхується до частки наступними дислокаціями під дією напруження зсуву. Якщо одна, чи більше петель будуть відштовхнені на границю, частка відділиться від матриці і утвориться пора. Суттєвим слідством цього процесу буде значне зниження сил відштовхування, що діють на наступні петлі,

завдяки цьому більша частина дислокаційного скупчення вийде на вільну поверхню пори, збільшуючи її.

Зростання пор, що виникли на границі розподілу частка - матриця, та наступний розвиток ямкового руйнування розглянутий в моделі Герланда. Згідно положенням цієї моделі умовою руйнування є досягнення критичного значення величини k_2 (відношення довжини пори в напрямку прикладення навантаження b_1 , до відстані між порами L). Тобто критерій ямкового руйнування записується у вигляді:

$$k_2 = b_1 / L .$$

При цьому зростання пор в напрямку прикладеного навантаження записується у вигляді:

$$b_1^2 = k_1 b_0^2 \exp(2e - 1),$$

де b_0 та b_1 - відповідно початковий розмір пори та її розмір під час деформації; e - відповідна ступінь деформації. Залежність відстані між порами від ступеню деформації:

$$L = L_0 [\exp(-e / 2)],$$

Оскільки миттєві значення b_1 та L залежать від об'ємної долі часток, а з іншого боку - можуть бути розраховані у зв'язку з загальною деформацією матеріалу, Герланд одержав зв'язок між критичною деформацією в момент руйнування e_r та об'ємною долею часток другої фази у вигляді

$$e_r = \frac{1}{2} \ln \left\{ 1 + \frac{k_2^2}{k_1} \left[\frac{3}{2} \frac{L + 2f}{f} \exp\left(-\frac{e_r}{2}\right) - 2 \right]^2 \right\}.$$

Параметр граничної пластичної деформації є найбільш структурно чутливою характеристикою ямкового руйнування. Теоретична залежність Герланда добре узгоджується з експериментальними даними впливу об'ємної долі часток та пор на граничну деформацію.

Згідно моделі Хана та Розенфілда тріщиностійкість матеріалу при ямковому характері руйнування описується виразом:

$$K_{1C} = 3nk(E\sigma_T e_r)^{1/2},$$

де k - стала величина; n - показник зміцнення; E - модуль Юнга; σ_T - границя текучості; e_r - гранична деформація.

3.4. Міжзеренне руйнування

Міжзеренне руйнування - один з найбільш небезпечних і небажаних типів руйнування. Руйнування по міжкристалічних границях суттєво знижує механічні характеристики матеріалу та обмежує його використання. Фізичні причини міжзеренного руйнування пов'язані з наявністю збагачених домішками границь зерен та субзерен.

При аналізі міжзеренного руйнування слід враховувати, що це стадійний процес, який складається з ряду етапів:

- зародження тріщини;
- розповсюдження тріщини в межах окремої границі;
- взаємодія тріщини із стиком зерен;
- катастрофічне розповсюдження тріщини.

Розглянемо детально ці етапи.

3.4.1. Розповсюдження тріщини в межах окремої границі

У найпростішому випадку розповсюдження тріщини в межах окремої границі необхідно враховувати одночасну дію кількох факторів: атомної структури границь; впливу домішок та внеску від пластичної деформації.

Вплив структури границь на енергію руйнування можна дослідити з статистичного аналізу механічних випробувань кількох границь зерен одного матеріалу. Драчинський із співробітниками виконали такі дослідження на вольфрамі з великим зерном (понад 5 мм). Була досліджена тріщиностійкість

30 окремих границь (див. рис. 3.8). За результатами досліджень було встановлено, що у значної більшості границь зерен (27 з 30), розбіжність у тріщиностійкості складала не більше як 20% і лише 3 гранці мали значно більшу тріщиностійкість. Кристалографічний аналіз показав що більш високу тріщиностійкість мають спеціальні границі з надграткою співпадаючих вузлів. Такі границі більш упорядковані і мають значно меншу ємкість для домішків.

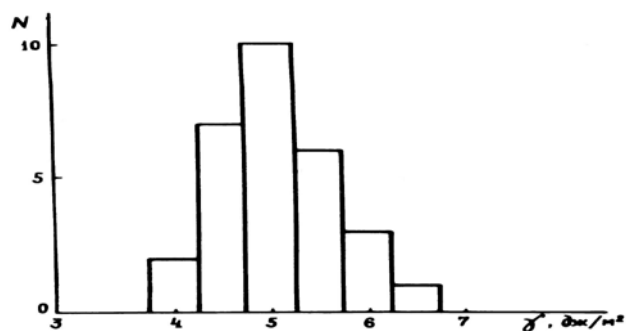


Рис. 3.8. Гістограма розподілу енергії руйнування границь зерен в вольфрамі.

Вплив домішків на схильність до міжзеренного руйнування вивчав Мак Лін та його послідовники. На основі їх досліджень створена термодинамічна теорія сегрегацій. Ця теорія стала базою для розробки наукових принципів раціонального легування матеріалів, за допомогою якого вдається запобігти виникненню міжзеренного руйнування. Експерименти показали, що для виникнення на границі моношарової сегрегації домішки, інколи достатньо ввести в об'єм 0,1% домішку.

Вплив домішків на поверхневу енергію границі розглянув Глікман. Він показав, що для поверхневої енергії справедливий вираз

$$\gamma_{\text{пов}} = \gamma_a(1-X_b) + \gamma_b X_b - \Pi Z U_c X_b,$$

де γ_a - поверхнева енергія розчинника; γ_b - поверхнева енергія домішки; X_b - концентрація домішки на вільній поверхні; Π - середня щільність пакування атомів на одиницю поверхні; U_c - енергія змішування, що розрахована на один зв'язок. У спрощеному варіанті достатньо використовувати лише перших два доданка. Параметри $\gamma_{\text{пов}}$ та γ_a розраховуються теоретично або визначаються експериментально. Концентрація домішки X_b приймається рівною

концентрації домішки при зернограничній сегрегації, і визначається експериментально методом Оже - спектроскопії, або розраховується методами теорії сегрегації.

Вклад пластичної деформації в енергетичний баланс руйнування границі залежить від рухливості дислокацій у вершини тріщини. Вплив цього фактора аналізується аналогічно випадку квазікрихкого внутрізеренного руйнування.

3.4.2. Взаємодія тріщини із стиком зерен

Рух тріщини вздовж площини границі завершується стиком зерен. Взаємодія тріщини зі стиком потребує додаткових витрат енергії. Для визначення розміру цих енергетичних витрат необхідно дослідити вплив кута розвороту тріщини на енергію руйнування. Драчинський з співробітниками виконали цей експеримент на сплаві вольфраму схильному до міжзеренного руйнування. Експериментальні результати продемонстрували значне збільшення енергії руйнування із збільшенням кута розвороту тріщини.

3.4.3. Стадія катастрофічного розповсюдження тріщини

В матеріалах, що схильні до транскристалічного або змішаного руйнування тріщина розповсюджується вздовж границі лише при малих кутах відхилення. При досягненні деякого критичного кута $\varphi_{кр}$ енергія внутрізеренного руйнування (по прямій траєкторії) стає меншою за енергію розповсюдження тріщини вздовж розгорнутої границі. Для кожного сплаву існує свій критичний кут, для якого

$$K_{1C}^{\dot{a}}(\varphi_{Rp}) = K_{1C}^T,$$

Чим більше значення критичного кута, тим більша схильність сплаву до міжзеренного руйнування. Тобто частка міжзеренної складової в зламі залежить від значення критичного кута.

Характер зламу в матеріалі формується на стадії катастрофічного розповсюдження тріщини. Оскільки тріщина, що розповсюджується по полікристалу зустрічає на своєму шляху границі, які розгорнуті на різний кут

відносно напрямку її розповсюдження, для визначення долі міжкристалічної частки треба побудувати гістограму розподілу границь зерен по кутах (рис.3.9).

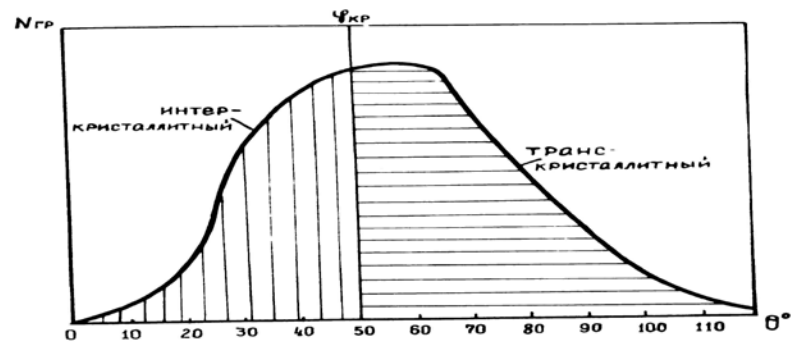


Рис.3.9. Схема визначення міжкристалічної частки зламу.

Частина площини зліва від критичного кута відповідає міжзеренній складовій, справа - траскристалічній. Схильність до міжзеренного руйнування залежить від співвідношення тріщиностійкостей тіла зерна та границі.

Лекція 4.

Механіка та фізика руйнування

План

4.1. Розвиток тріщини з позиції механіки руйнування

4.1.1. Енергетичний критерій руйнування

4.1.2. Силловий критерій руйнування

4.1.3. Розподіл напружень біля верхівки тріщини

4.2. Розвиток тріщини з позиції механіки руйнування

Основне положення механіки руйнування – макроскопічне руйнування тіла є наслідком розвитку тріщини, що виникли або при виготовленні, або внаслідок пластичної деформації при експлуатації.

4.1.1. Енергетичний критерій руйнування

При навантаженні в матеріалі накопичується пружна енергія, ця енергія вивільняється під час розповсюдження тріщини; з іншого боку створення нових поверхонь під час руйнування потребує енергетичних витрат. Грифітс сформулював енергетичний критерій руйнування матеріалів на основі аналізу енергетичного балансу процесу розповсюдження тріщини.

Основні положення теорії Грифітса такі:

- наявність в абсолютно пружному тілі вихідних дефектів у вигляді тріщин,
- тріщина має форму еліпсу довжиною $2c$ та радіусом при вершині ρ ,
- закон Гука виконується скрізь, навіть на вістрі тріщини,
- при розвитку тріщини виконується енергетичний баланс:
 - o енергія прикладених сил (допомагає розвитку тріщини),
 - o поверхнева енергія тріщини (перешкоджає розвитку тріщини),
 - o пружна енергія деформованого тіла (може діяти в обох напрямках).

Для графічного зображення та моделювання процесу руйнування використовують ізотропну пластину одиничної товщини, що рівномірно

розтягується. В пластині є тріщина, що перпендикулярна напрямку розтягування. Розмір тріщини набагато менший за ширину пластини, радіус при її вершині наближається до нуля.

Раніше Інгліс з'ясував, що чим довша та гостріша тріщина, тим більші напруження будуть виникати біля її вершини при тому самому зовнішньому напруженні σ :

$$\sigma_{max} = \sigma \left(1 + 2 \sqrt{c/\rho} \right) \quad (1)$$

При певних значеннях σ , c та ρ відбудеться перевищення σ_{max} над рівнем напружень розриву міжатомних зв'язків. Внаслідок цього тріщина почне рости.

Енергія пружної деформації при цьому дорівнює:

$$U_E = - \underbrace{\frac{1}{2} \frac{\sigma^2}{E}}_{\substack{\text{пружна} \\ \text{енергія} \\ \text{одиниці} \\ \text{об'єму}}} \cdot \underbrace{2\pi c^2}_{\substack{\text{об'єм} \\ \text{еліпсу}}},$$

де c - напівдовжина тріщини. Іноді цей вираз беруть із знаком “-”, щоб підкреслити, що він описує процес визволення енергії.

Поява тріщини супроводжується появою нових вільних поверхонь. При довжині тріщини $2c$ енергія виникнення кожної з поверхонь буде γ , а повна енергія поверхонь тріщини:

$$U_S = 4\gamma c,$$

де γ - поверхнева енергія на одиницю площини.

Критерій Грифітса полягає в тому, що тріщина розповсюджується, якщо збільшення поверхневої енергії буде менше, ніж зменшення енергії пружної деформації. Тобто має виконуватися постійність загальної енергії системи. Умова рівноваги записується у вигляді:

$$\frac{dU}{dc} = \frac{d(U_S - U_E)}{dc} = \left(4\gamma - \frac{2\pi\sigma^2}{E} \right) = 0,$$

Звідки отримаємо рівняння Грифітса:

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

Вперше ця залежність була опублікована А.Грифітсом в роботі «Явища розриву і плинності в твердих тілах» в 1920 році в часописі «Філософські праці Лондонського Королівського товариства». Там же було зазначено, що якщо пластина з тріщиною дуже товста, то змінюється вид напруженого стану по її товщині й потрібно враховувати коефіцієнт Пуассона. Тоді рівняння Грифітса буде мати вигляд:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi(1-\mu^2)}} \quad (3)$$

Відзначимо дві важливі особливості цього рівняння, які є основою фізики крихкого руйнування:

- руйнуюче напруження обернено пропорційне квадратному кореню з довжини тріщини;
- в коефіцієнт пропорційності входить енергія створення нових поверхонь.

В експериментах, що виконав Грифітс для підтвердження своєї теорії, використовувалось скло. Підставляючи в рівняння відповідні експериментальні дані Грифітс одержав значення поверхневої енергії скла, які добре узгоджувались зі значеннями цієї величини, відомими з інших незалежних експериментів. Більшість експериментів, що підтверджують теорію Грифітса виконані на аморфних матеріалах в інтервалі низьких температур, де подавлена пластична деформація.

Але на два десятиліття ці результати були забуті, що обумовлено рядом причин:

- було незрозуміло, чи можна поширювати результати, отримані для скла на металеві матеріали,
- при розв'язанні практичних завдань виникали значні математичні труднощі,
- на той час не було нагальної потреби в прогнозуванні поведінки матеріалу з тріщиною.

Експерименти, що були виконані на більш пластичних матеріалах, також демонстрували наявність обернено пропорційної залежності руйнуючого напруження від квадратного кореня з довжини тріщини для широкого діапазону довжин тріщин. Проте розрахована з рівняння Грифітса енергія в багато разів перевищує ту енергію, що необхідна для створення нових поверхонь. Враховуючи цей результат, Орован запропонував ввести в умову енергетичного балансу енергію пластичної деформації. Тоді рівняння енергетичного балансу приймає такий вигляд:

$$\sigma_p = \sqrt{\frac{2E(\gamma_0 + \gamma_n)}{\pi c}},$$

де σ_p - руйнуюче напруження; γ_0 - істинна поверхнева енергія; γ_n - енергія пластичної деформації.

При подальшому розвитку енергетичного критерію були знайдені інші доданки, що включені в енергетичний баланс руйнування. З урахуванням цих факторів енергія руйнування реального полікристалічного матеріалу може бути записана як сума:

$$\gamma_p = (\gamma_0 + \gamma_n + \gamma_c - 1/2\gamma_r)\psi, \quad (4)$$

де γ_c - енергія виникнення сходинок сколу при перетині тріщиною гвинтових дислокацій та границь кручення; γ_r - енергія границь та субграниць, що звільняється під час руху по ним тріщини; ψ - фактор нерівності поверхні руйнування, значення якого залежить від профілю поверхні (змінюється в діапазоні від 1 до 6).

Ірвін ввів параметр, який є енергетичним критерієм зростання тріщини та називається *опір просуванню тріщини (в'язкість руйнування)*:

$$G = \frac{\pi \sigma^2 c}{E} \quad (5)$$

Фізичний зміст G – робота, яку потрібно виконати при формуванні нової поверхні тріщини одиничної довжини, або перемістити фронт тріщини одиничної довжини на одиничну відстань. Можна записати рівняння Грифітса через опір просуванню тріщини:

$$\sigma = \sqrt{\frac{GE}{\pi c}}$$

При цьому значення G перевищують енергію руйнування γ на 2-3 порядки.

4.1.2. Силовий критерій руйнування

В основі силового критерію руйнування лежать ті ж співвідношення між руйнуючим напруженням та довжиною тріщини, що і в енергетичному критерії. Силовий критерій руйнування ввів Ірвін, називається він *коефіцієнтом інтенсивності напружень* та інтерпретується як напруження, що діє попереду тріщини вздовж напрямку її поширення на відстані $\pi/2$ мм від верхівки:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi c}, \quad (6)$$

де Y – поправочний коефіцієнт, що враховує вплив геометрії зразка.

В табл. 4.1 наведено деякі значення поправочного коефіцієнту.

Таблица 4.1

Значення поправочного коефіцієнту					
$2c/a$	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6
Y	1,026	1,05	1,12	1,18	1,302

Фізичний зміст K – Характеризує локальне підвищення рівня розтягуючи напружень у верхівці тріщини.

Існує три типи зміщення поверхонь відносно одна одної при зростанні тріщини. Таким чином існує три моди параметру K (див. рис. 4.1): K_I , K_{II} , K_{III} .

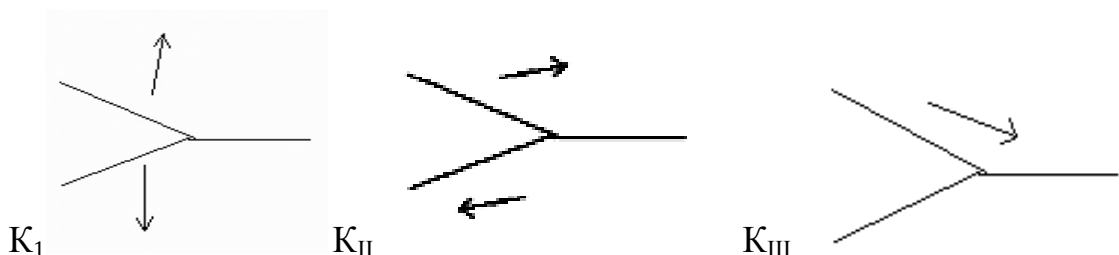


Рис. 4.1. Моди коефіцієнту інтенсивності напружень: K_I – тріщина відриву, K_{II} – тріщина зрізу, K_{III} – тріщина крутіння.

Найпоширенішою є мода K_I . Найчастіше її називають *тріщиностійкістю*. Тріщиностійкість є основною характеристикою механіки руйнування. Вона характеризує здатність матеріалу до опору при розповсюдженні тріщини і визначається з рівняння Ірвіна:

$$K_{IC} = \sigma_p \sqrt{\pi c}, \quad (7)$$

яке співпадає з рівнянням енергетичного критерію при умові що

$$K_{IC}^2 = 2E\gamma_p = GE. \quad (8)$$

При зростанні товщини зразка, коефіцієнт інтенсивності напружень зменшується, досягаючи певного постійного рівня й при подальшому потовщенні зразка залишається незмінним. Значення K стає постійним і є константою матеріалу за умови, якщо товщина зразка b :

$$b \geq \beta \left(K_I / \sigma_T \right)^2, \quad (9)$$

де β – коефіцієнт, величина якого залежить від матеріалу. Для низьковуглецевих та титанових сплавів $\beta=2,5$; для аустенітних сталей $\beta=5$; для чавунів - $\beta=0,6$.

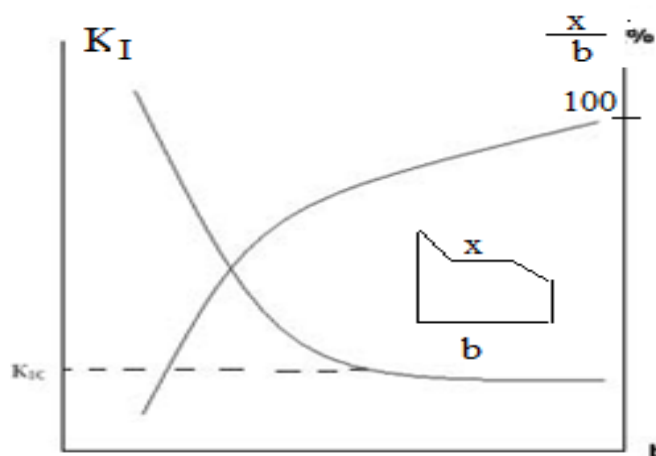


Рис. 4.2. Зміна геометрії зламу та коефіцієнта інтенсивності напружень при зміні товщини зразка.

Разом з K_I змінюється й геометрія зламу. При малій товщині зразка велика частина зламу є косою, а при збільшенні товщини b доля прямого зламу зростає, тобто відбувається руйнування відривом, а не зрізом (див. рис. 4.2).

4.1.3. Розподіл напружень біля верхівки тріщини

Силовий та енергетичний критерії руйнування мають формальну схожість, проте наукові концепції, що лежать у їх основі принципово відрізняються. В основу моделей механіки руйнування покладений аналіз розподілу напруження біля вершини тріщини. Цей підхід був запропонований у 1948 році Дж. Ірвіном, а на рік пізніше Е. Орованом.

Розподіл напруження біля вершини тріщини в пружно деформованому безперервному середовищі може бути записаний у вигляді

$$\sigma_{ii} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f(\theta) , \quad (10)$$

де r - відстань від вершини тріщини; $f(\theta)$ - кутова функція розподілу напруження. Особливість функції $f(\theta)$ полягає в тому, що в площині тріщини ($\theta=0$) вона досягає максимального значення, яке дорівнює одиниці. Таким чином, якщо зафіксувати відстань r від вершини тріщини, а також кут θ , то рівень напружень в кожній точці буде повністю визначатися коефіцієнтом інтенсивності напружень K_I .

Графічно рівняння (10) має вигляд представлений на рис. 4.3.

Перевага визначення концентрації напруження через єдиний параметр K полягає у тому, що залежність $\sigma \sim \frac{1}{\sqrt{2\pi r}}$ спостерігається для різних систем прикладення навантаження. Тому при дії декількох сил сумарне напруження визначається як $\sigma_{xx} = (K_{P1} + K_{P2} + K_{P3} + \dots) / \sqrt{2\pi r}$.

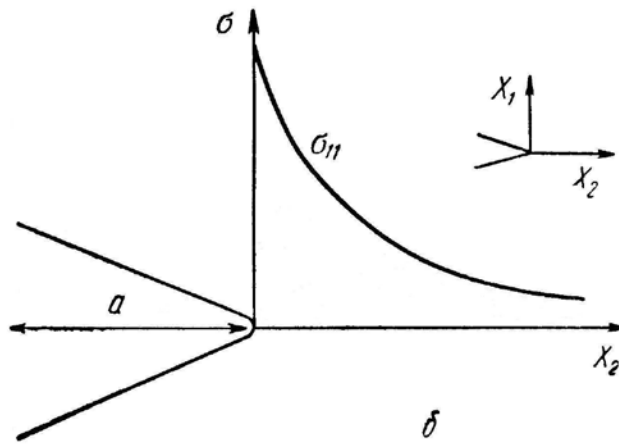


Рис. 4.3. Розподіл напруження біля вершини тріщини.

Якщо при збільшенні навантаження коефіцієнт інтенсивності напруження досягає критичної позначки K_{Ic} , в матеріалі починається розповсюдження тріщини. Отже, тріщиностійкість матеріалу характеризується критичним коефіцієнтом концентрації напруження.

Таким чином, для прогнозування небезпеки руйнування виробу, необхідно за відомою довжиною тріщини та рівнем навантаження розрахувати коефіцієнт інтенсивності напружень та порівняти його з тріщиностійкістю матеріалу. Крім того, при відомих значеннях тріщиностійкості та рівні діючих напружень, завжди можна визначити безпечну довжину тріщини (тобто таку, при якій тріщина не буде розвиватися). Вирішення цих питань складає одну з основних задач механіки руйнування.

Використовуючи рівняння Інгліса для визначення рівня максимальних напружень, що виникають на вістрі тріщини, можна визначити, що після досягнення тріщиною певних розмірів, значення максимальних напружень перевищують σ_T й біля вершини виникає зона пластичної деформації. Розмір пластичної зони r_p визначається із співвідношення:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_T} \right)^2 \quad (11)$$

Ірвіном та Орованом також було показано, що всі вищевикладені залежності дозволяють з достатньою точністю прогнозувати напруження

руйнування, якщо характерний розмір області пластично деформованого металу біля вершини тріщини набагато менший за її довжину. Це дозволяє застосовувати дані залежності при описі квазікрихкого руйнування, яке характеризується наявністю локальної плинності біля вершини тріщини.

Було показано, що зона пластичної деформації достатньо мала, поки $\sigma_{max} < 0,6\sigma_T$. Розширення цієї зони при збільшенні зовнішнього навантаження пов'язане з розкриттям тріщини δ , яке можна розрахувати за формулою:

$$\delta = \frac{8\sigma_{Tc}}{\pi E} \ln \left(\frac{1}{\cos \pi \sigma / 2\sigma_T} \right) \quad (12)$$

Момент переходу розвитку тріщини до лавинного механізму, розкриття тріщини називають критичним й розраховують за формулою:

$$\delta_c = \frac{K_{IC}^2}{\sigma_T E} \quad (13)$$

Це називається критерієм Панасюка-Уельса. Фізичний зміст критичного розкриття тріщини – міра енергії, що витрачається на розвиток тріщини при наявності пластичної деформації в зоні квазікрихкого руйнування.

Рівняння Грифітса в такому випадку запишеться у вигляді:

$$\sigma_p = \sqrt{\frac{E \sigma_T \delta_c}{\pi c_{kp}}} \quad (14)$$

Лекція 5.

Механіка та фізика руйнування (частина II)

План

- 5.1. Дислокаційна модель пластичної зони біля вершини тріщини
- 5.2. Опір мікросколу
 - 5.2.1. Фізична модель мікросколу
 - 5.2.2. Методи експериментального визначення опору мікросколу матеріалу
 - 5.2.3. Коефіцієнт в'язкості матеріалів
- 5.3. В'язко-крихкий перехід
- 5.4. Температурна залежність характеристик міцності та руйнування

5.1. Дислокаційна модель пластичної зони біля вершини тріщини

У фізичній теорії руйнування формування пластичної зони пов'язане з особливостями поведінки дислокацій, що імітуються з голови тріщини. Згідно Райсу та Томпсону силовий рельєф біля вершини тріщини створюється сукупністю сил:

- зовнішньою силою (з урахуванням концентрації напруження),
- силою що діє на дислокації з боку вільних поверхонь
- силою тертя кристалічної ґратки.

Перша сила змінюється з відстанню від голови тріщини за законом

$$\sigma_{ii} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f(\theta), \quad \text{друга} - \text{за залежністю} \quad \sigma_m = -\frac{Gb}{4\pi r}, \quad \text{де } G - \text{модуль зсуву; } b -$$

вектор Бюргерса. Сила тертя ґратки σ_{fr} приймається незмінною. Суперпозиція цих сил схематично представлена на рис. 5.1.

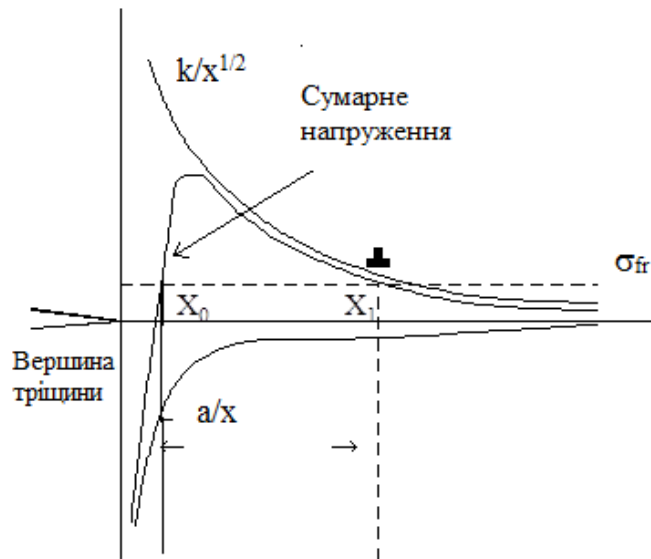


Рис.5.1. Розподіл сил біля верхівки тріщини.

На відстані $X < X_0$ дислокації притягуються до тріщини; на відстані $X_0 < X < X_1$ – відштовхуються від тріщини та вільно рухаються у силовому полі і при $X > X_1$ гальмуються силами тертя ґратки. При малих зовнішніх навантаженнях вивільнення дислокацій з голови тріщини не відбувається доти, доки відстань X_0 не стане більшою за радіус ядра дислокації. При досягненні необхідного навантаження дислокації виходять з вершини тріщини та переміщуються у позитивному (додатньому) потенціальному полі на відстань $X > X_0$, створюючи у вершині зону вільну від дислокацій.

Дислокації, що вийшли з вершини згруповуються в скупчення. Щільність дислокацій у скупченні зменшується по мірі віддалення від голови тріщини (див. рис. 5.2). Такі скупчення спостерігаються при навантаженні зразка з тріщиною “in situ” в колоні мікроскопа (див. рис.5.3).

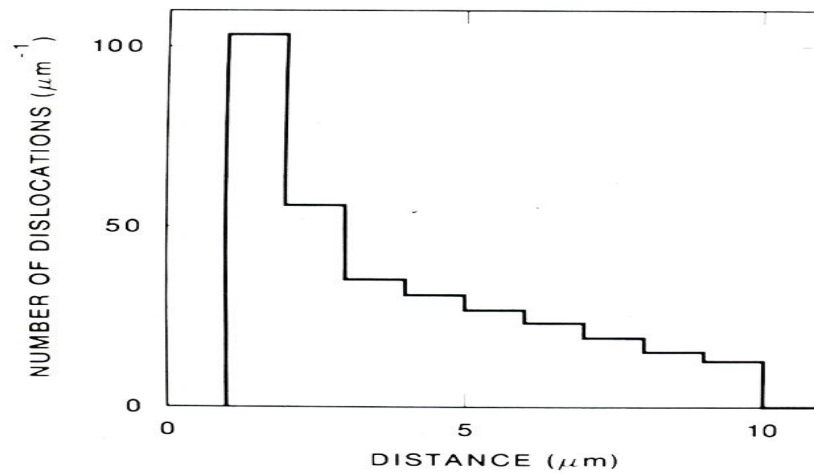
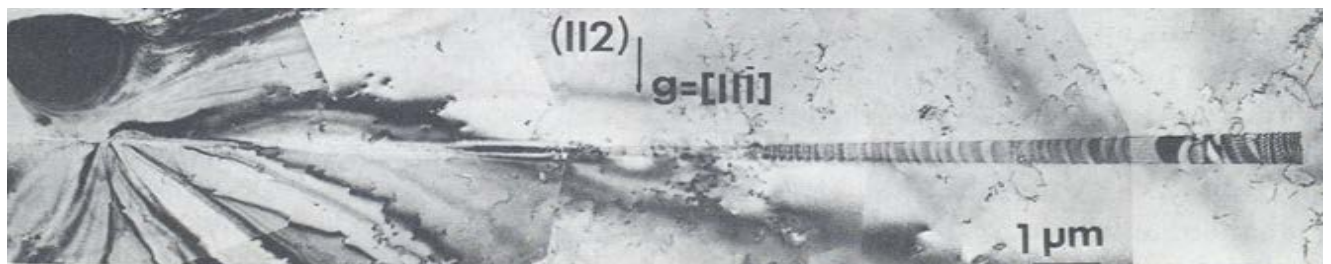


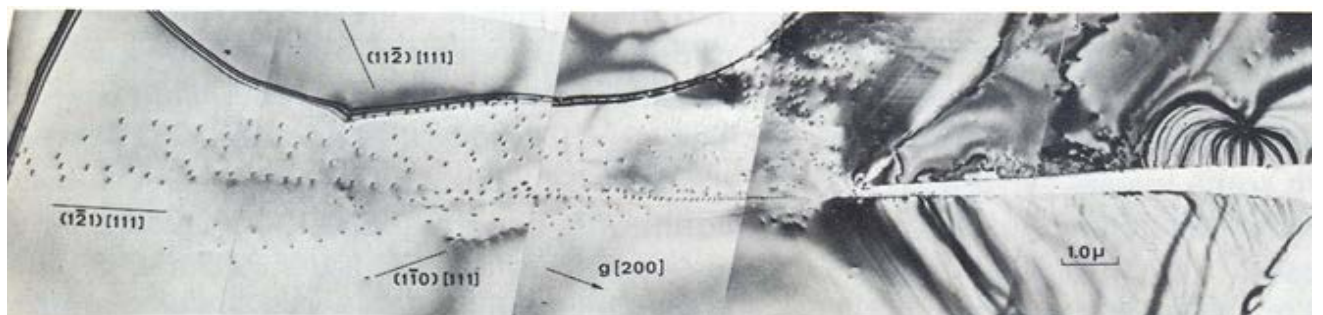
Рис. 5.2. Розподіл кількості дислокацій у скупченні біля вершини тріщини.



а



б



в

Рис. 5.3. Електронномікроскопічне зображення пластичної зони біля вершини тріщини: а – мідь, б – нікель, в – молібден.

Такі скупчення можуть розглядатись як простіша дислокаційна модель пластичної зони, яку можна використовувати для розрахунку енергетичних витрат при розповсюдженні тріщини в умовах сколу з релаксацією.

5.2. Опір мікросколу

Критичний момент в рості зародкової тріщини – коли вона має енергію, достатню для подолання такої серйозної перешкоди, як межа зерна.

За теорією Грифітса тріщина в крихкому матеріалі розвивається без наявності пластичної деформації. Але в реальних металевих матеріалах такий стан не можливий. Навіть навколо субмікротріщини малих розмірів існує зона пластичної деформації. За оцінками, її розмір на порядок менший за розмір самої тріщини, а отже становить декілька десятків нанометрів. В областях таких розмірів гратку металу можна вважати бездефектною, оскільки в ній можуть вміститися лише окремі точкові дефекти, або незначна частина лінії одиничної дислокації.

Таким чином, на початку зростання субмікротріщини під дією зовнішнього навантаження, руйнування відбувається шляхом розриву міжатомних зв'язків без явищ пластичної релаксації. Зовнішнє напруження при якому на вістрі тріщини досягається рівень теоретичної міцності та розриваються міжатомні зв'язки називається напруженням мікросколу.

Мікроскол – це початковий етап зростання зародкової тріщини в бездефектних мікрообластях кристалу, коли вона переходить в лавиноподібний зріст під дією зовнішнього розтягуючого напруження за механізмом руйнування атомних зв'язків без ефектів супутньої пластичної деформації.

Напруження зародження крихкого руйнування (мікроскола) – це дуже важлива характеристика. Вона характеризує опір сталі крихкому руйнуванню, або її ще називають *опір мікросколу* -- R_{mc} .

Фізичний зміст опору мікросколу – це напруження початку руйнування на границі плинності.

Можна розрахувати, що при напруженні мікросколу зародкова тріщина, розміри якої дорівнюють розмірам зерна, має достатню кількість енергії, щоб пройти границю зерна без зупинки та зростати до повного руйнування зразка. (Для мікротріщини можливо подолати границю зерна, тільки якщо її ефективна поверхнева енергія менше ніж пружна енергія, що виділяється при релаксації матеріалу навколо тріщини.)

Виходячи з фізичного змісту R_{mc} можна розробити аналітичний критерій мікросколу:

$$\begin{cases} \sigma_1 = R_{mc} \\ \sigma_i = \sigma_T \end{cases}$$

Перше рівняння описує максимальні діючі нормальні напруження при руйнуванні, а друге – умову плинності, де σ_i -- інтенсивність напружень.

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}$$

Опір мікросколу залежить від:

- структурних характеристик матеріалу (розмір зерна, товщина пластин цементиту тощо),
- визначається константами матеріалу (E , G , μ , γ (енергія ґратки), K_T (константа Холла-Петча)).

На рівень R_{mc} впливають:

- сильна пластична деформація (внаслідок появи текстури) -

$$R_{mce} = R_{mc} \sqrt[4]{\psi}$$

- внутрішні напруження – знижують R_{mc}
- структура

Опір мікросколу не залежить від:

- масштабного фактору (тобто розміру зразка)
- фактору часу (довготривалість навантаження)

- виду напруженого стану
- температури випробувань
- швидкості деформування

Покращити R_{mc} (збільшити опір мікросколу) можливо, якщо:

- зменшити розміри зерен (термообробкою, інше...)
- змінити склад сталей (легування)
- зменшити рівень внутрішніх напружень (відпал, інше...)

5.2.1. Фізична модель мікросколу

Структурне походження мікросколу може бути різним. Існує два типи мікросколу:

- * гомогенний (дислокаційно-зеренний),
- * гетерогенний (в перлітних сталях):
 - від зрізу частинок цементиту в маловуглецевих сталях,
 - від зрізу цементитних пластин в евтектоїдних сталях,
 - від зрізу глобулярної частинки,
 - в сталях зі змішаною структурою.

Дислокаційно-зеренний механізм руйнування.

Як відомо, при крихкому руйнуванні найчастіше зародкова тріщина виникає в скупченні дислокацій на межах зерен, або на міжфазній границі (біля включень іншої фази, грубих частинок домішок ...). Це модель Стро. Як зазначалося на попередніх лекціях, розмір зародкової тріщини за моделлю Стро можна визначити за формулою:

$$c_{зар} = \frac{\alpha^2 \pi^2 (1 - \mu)^2 K_T^2 d}{4G^2 b}, \quad (1)$$

де α - кількість дислокацій, що входять до тріщини в момент порушення рівноваги; μ - коефіцієнт Пуасона, K_T - константа Холла-Петча, d - діаметр зерна, G - модуль зсуву, b - вектор Бюргерса.

Тоді критичне напруження мікросколу (за теорією Гріффітса) буде:

$$\sigma_{кр} = \sqrt{\frac{4\gamma E}{\pi c}} = \frac{4G\sqrt{\gamma E b}}{\alpha\pi(1-\mu)K_T} d^{-1/2} = K_p d^{-1/2}, \quad (2)$$

де K_p – константа руйнування, яка буде різною для різних типів зародження мікросколу.

Для простого випадку одновісного розтягу та враховуючи, що $d/c_{зар} \approx 70$ отримуємо:

$$R_{mc} = \sqrt{\frac{300\gamma E}{\pi}} \cdot d^{-1/2} = 18 \cdot d^{-1/2} \quad (3)$$

Цей вираз і є критерієм руйнування за дислокаційно-зеренним механізмом.

Руйнування маловуглецевих сталей.

Маловуглецеві сталі складаються з двох фаз – феррита (чисте залізо) та цементита (Fe_3C), що знаходиться на границях ферритних зерен (див. рис.5.4). Крихкі частинки цементиту можуть грати роль ініціаторів руйнування, конкуруючи з дислокаційно-зеренним механізмом. Критична довжина зародкової тріщини в маловуглецевих сталях буде дорівнювати подвійній товщині прошарку цементиту (t_c): $C_{зар} = 2 t_c$. Тоді опір мікросколу можна визначити за формулою:

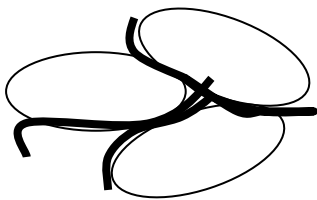


Рис. 5.4. Схема структури маловуглецевих сталей.

$$R_{mc} = \sqrt{\frac{4\gamma E}{2\pi \cdot t_c}} = 1,1 \cdot t_c^{-1/2} \quad (4)$$

Знайдемо умови переходу від зеренного до цементитного механізму руйнування. Для цього потрібно порівняти вирази (3) та (4). Звідки й знаходимо співвідношення:

$$\frac{t_{\text{ц}}}{d_3} = \frac{1}{140} \quad (5)$$

З виразу (5) видно, що якщо $t_{\text{ц}} > d_3 / 140$ – іде руйнування за цементитним механізмом, а якщо $d_3 > 140 t_{\text{ц}}$ – реалізується дислокаційно-зеренний механізм.

Руйнування сталей евтектоїдного класу.

В сплавах евтектоїдного класу структура складається з зерен перліту, що мають шарувату структуру пластин ферриту та цементиту, які передуються (див. рис. 5.5). Всі ферритні прошарки одного перлітного зерна мають однакову кристалографічну орієнтацію, а товщина прошарку цементиту $t_{\text{ц}}$ залежить від товщини ферритних пластин. Розмір зародкової тріщини складає $C_{\text{зар}} = 10 t_{\text{ц}}$. Вона виникає внаслідок сколу пластин цементиту при пластичній деформації зразка.

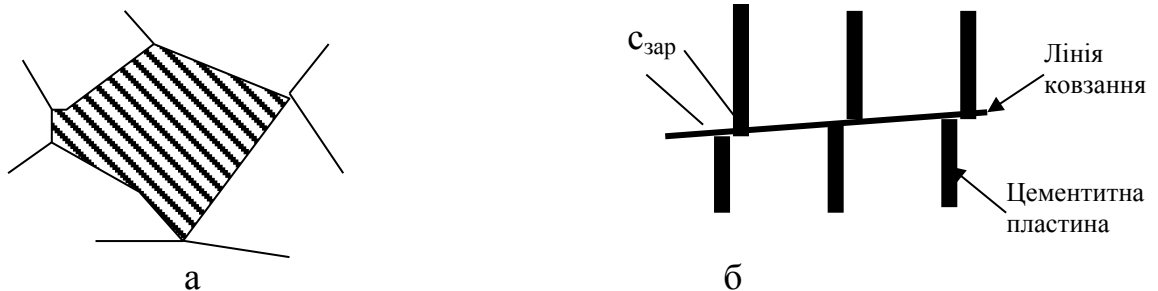


Рис. 5.5. Схема зерна перліту: а – загальний вигляд, б – модель руйнування.

Опір мікросколу для цього випадку розраховують за формулою:

$$R_{\text{мс}} = n \sqrt{\frac{4\gamma E}{\pi \cdot 10 t_{\text{ц}}}} = 0,78 \cdot t_{\text{ц}}^{-1/2} \quad (6)$$

де $n=1,15$ – фактор орієнтації пластин.

Знайдемо умови переходу від зеренного до цементитного механізму руйнування. Для цього потрібно порівняти вирази (3) та (6). Звідки й знаходимо співвідношення між розмірами перлітної колонії $d_{\text{п}}$ та пластини цементиту $t_{\text{ц}}$:

$$\frac{t_{ц}}{d_{п}} = \frac{1}{550} \quad (7)$$

З виразу (7) видно, що якщо $t_{ц} > d_{п} / 550$ – іде руйнування за цементитним механізмом, а якщо $d_{п} > 550 t_{ц}$ – реалізується дислокаційно-зеренний механізм.

Руйнування сталей з зернистим цементитом.

Існує цілий ряд сталей, в яких цементит знаходиться в формі глобуля (кулі) в середині, або на границі ферритного зерна (див. рис. 5.6). Руйнування відбувається по тілу цементитного глобуля, внаслідок чого в ферритній матриці виникає дископодібна область розірваних атомних зв'язків, яка й виступає в якості зародкової тріщини.

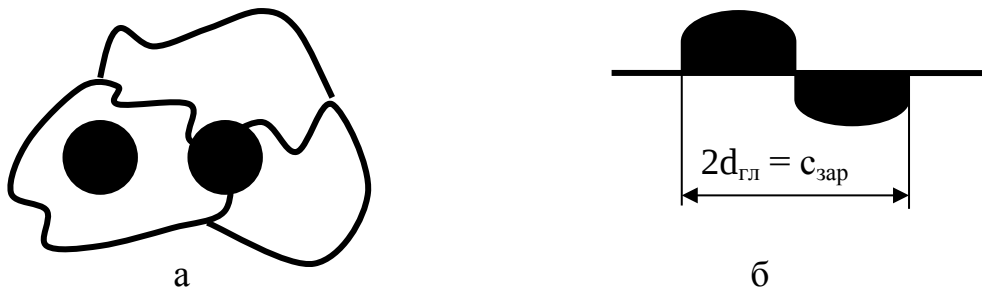


Рис.5.6. Модель структури сталі з глобулярним цементитом: а – загальний вигляд, б – руйнування.

Для розрахунку опору мікросколу використовують рівняння Зака (модифікований варіант рівняння Гриффітса):

$$R_{мс} = \sqrt{\frac{\pi \gamma E}{2}} \cdot d_{гл}^{-1/2} = 2,5 \cdot d_{гл}^{-1/2} \quad \begin{array}{l} \text{- якщо глобуль} \\ \text{знаходиться всередині зерна} \end{array} \quad (8)$$

$$R_{мс} = \sqrt{\frac{\pi \gamma E}{2}} \cdot d_{гл}^{-1/2} = 3,5 \cdot d_{гл}^{-1/2} \quad \begin{array}{l} \text{- якщо глобуль} \\ \text{знаходиться на границі зерна} \end{array} \quad (9)$$

Умова зміни механізмів руйнування має вигляд:

$$- d_{\text{зер}} / d_{\text{гл}} \approx 50 \quad \text{-- якщо глобуль знаходиться всередині зерна:} \quad (10)$$

$$d_{\text{зер}} > 50 d_{\text{гл}} \quad \text{-- іде зеренний механізм}$$

$$d_{\text{гл}} > d_{\text{зер}} / 50 \quad \text{-- іде глобульний механізм}$$

$$- d_{\text{зер}} / d_{\text{гл}} \approx 25 \quad \text{-- якщо глобуль знаходиться на границі зерна:} \quad (11)$$

$$d_{\text{зер}} > 25 d_{\text{гл}} \quad \text{-- іде зеренний механізм}$$

$$d_{\text{гл}} > d_{\text{зер}} / 25 \quad \text{-- іде глобульний механізм}$$

Руйнування сталей зі змішаною структурою.

Формула для опору мікросколу отримана на базі кореляційно-регресивного аналізу:

$$R_{\text{мс}} = 40 + 6,6 \cdot d_{\text{зер}}^{-1/2} \quad (12)$$

де $d_{\text{зер}}$ - розмір зерна найбільшої за кількістю структурної складової.

Всі умови руйнування мають експериментальне підтвердження на сталях з відповідною структурою.

5.2.2. Методи експериментального визначення опору мікросколу матеріалу

З визначення $R_{\text{мс}}$ як напруження крихкого руйнування на границі плинності стає зрозумілою процедура його практичного знаходження. Виконують стандартні механічні випробування на одновісний розтяг при температурах, нижчих за кімнатну. При цьому вимірюють границю плинності σ_T , опір руйнуванню в шийці зразка S_k , та звуження ψ (див. рис. 5.7).

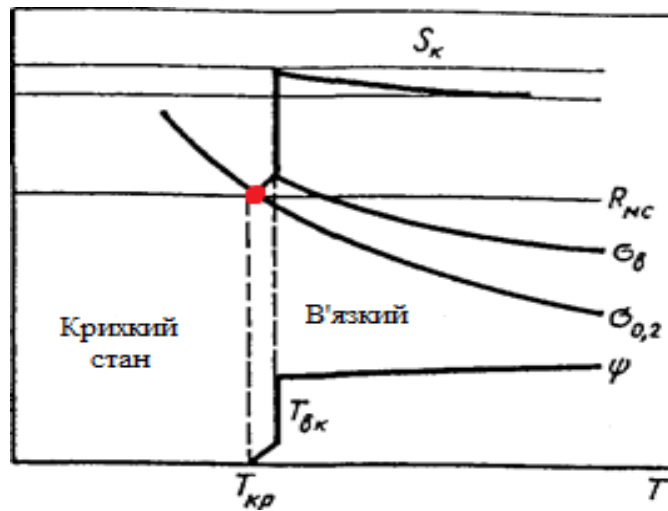


Рис. 5.7. Схема визначення опору мікросколу.

Температура випробувань знижується до тих пір, поки не досягне умови в'язко-крихкого переходу. Опір мікросколу тоді визначається як напруження, при якому виконується умова: $R_{mc} = \sigma_{0,2} = S_k$

Існує також багато інших методів визначення значень опору мікросколу матеріалів:

- статичний згин зразків з надрізом (за Ноттом),
- випробування зразків з кільцевим надрізом (за Ужином),
- випробування на ударний згин,
- розтяг дротових зразків з вузлом,
- розрахунком за результатами визначення інших механічних характеристик при кімнатній температурі, похибка близько 10%.

$$R_{mc} = \sigma_B \frac{1}{1-\psi^2}, \quad R_{mc} = \frac{S_k}{-2,75\psi^2 + 2,2\psi + 1}$$

5.2.3. Коефіцієнт в'язкості матеріалів

Користуючись аналітичним критерієм мікросколу можна знайти ще одну важливу характеристику матеріалів. Розділив R_{mc} на σ_T , отримаємо коефіцієнт в'язкості K_B :

$$K_B = \frac{R_{mc}}{\sigma_T}$$

Фізичний зміст – в якій мірі потрібно збільшити напруження плинності, щоб максимальне діюче напруження досягло рівня R_{mc} та виникли умови для мікросколу.

Якщо $K_b=1$ матеріал стає крихким та мікроскол, що виник на границі плинності призводить до руйнування. Якщо $K_b>1$, то в матеріалі спочатку починається пластична деформація, він зміцнюється та лише потім відбудеться в'язке руйнування. При $K_b < 1$ матеріал переокрихчений. Таким чином, чим більше коефіцієнт в'язкості, тим вищі можливості матеріалу опиратися виникненню мікросколу.

5.3. В'язко-крихкий перехід

Явище в'язко-крихкого переходу спостерігається в ОЦК та ГЦП матеріалах в інтервалі температур 293-50К та пов'язано з різкими змінами рівня механічних характеристик при зміні температури. При зниженні температури зовнішнього середовища імовірність крихкого руйнування різко зростає. Виділяють температурний інтервал, протягом якого відбуваються швидкі зміни рівня таких механічних характеристик, як границя плинності, напруження руйнування, звуження. В'язко-крихкий перехід відбувається в інтервалі температур протягом якого:

- напруження руйнування S_k зменшується в 1,5 рази,
- відносне звуження Ψ зменшується на порядок (від 0,5-0,8 до 0,02-0,05)
- відбувається зміна морфології фактографічної поверхні (від ямок до фасеток сколу).

Відповідні зміни зображено на рис. 5.8, а. Характер температурної залежності границі плинності не змінюється.

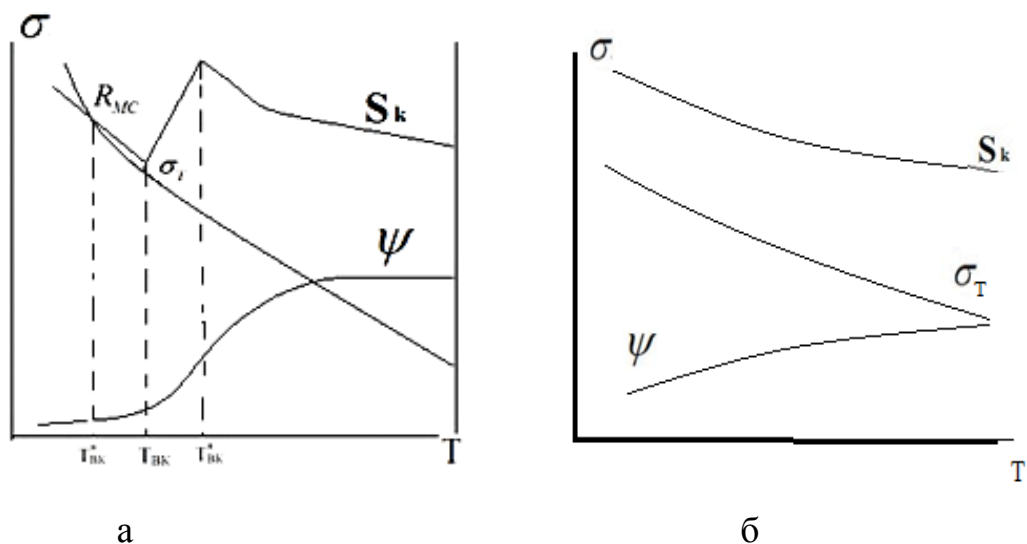


Рис. 5.8. Температурна залежність механічних характеристик для матеріалів з (а) та без (б) в'язко-крихкого переходу.

Для чистих ГЦК металів та сплавів характерна монотонна зміна механічних характеристик з температурою (див. рис. 5.8, б).

Найчастіше використовують поняття: температура в'язко-крихкого переходу. За неї приймають температуру при якій в зламі ознаки в'язкого та крихкого руйнування присутні в рівній мірі.

Температура в'язко-крихкого переходу не константа матеріалу. Вона суттєво залежить від структури та умов випробувань:

- 1) чим менший коефіцієнт в'язкості, тим вище T_{BK} ;
- 2) збільшення швидкості деформування підвищує T_{BK} ;
- 3) покращення якості поверхні знижує T_{BK} ;
- 4) збільшення розміру зерен підвищує T_{BK} (див. рис. 5.9);

За Трефіловим: $\frac{1}{T_{BK}} = K_1 - K_2 \ln d$, де K_1, K_2 – константи, d – діаметр зерна,

T_{BK} – температура в'язко-крихкого переходу .

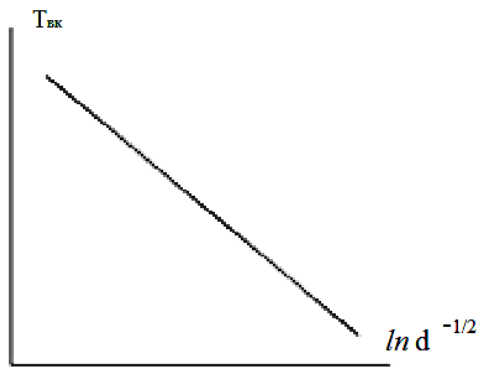


Рис. 5.9. Залежність температури в'язко-крихкого переходу від розміру зерна.

Можливість існування в матеріалі в'язко-крихкого переходу можна визначити за схемою О.Ф. Йоффе (див. рис. 5.10).

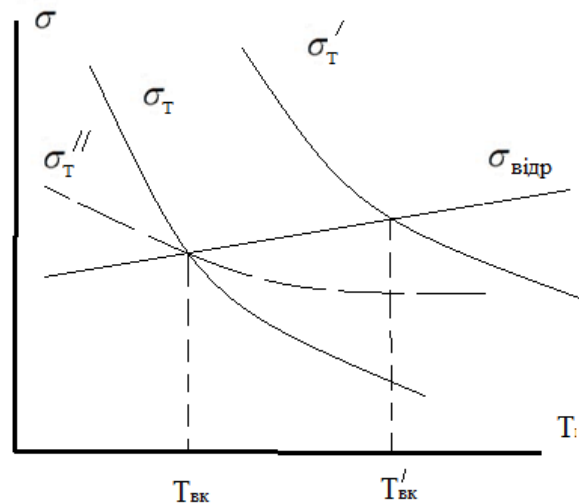


Рис.5.10. Схема Йоффе для визначення імовірності в'язко-крихкого переходу.

При температурах, менших за T_{BK} руйнування відривом відбувається раніше, ніж пластична деформація – наявні ознаки крихкого руйнування.

При температурах, більших за T_{BK} пластична деформація передуює руйнуванню – ознаки в'язкого руйнування. За схемою Йоффе в'язко-крихкий перехід в матеріалі можливий за умови істотної залежності σ_T від температури. Схема не враховує можливості додаткової концентрації напружень на вістрі тріщини, тому якщо σ_T від температури залежить слабо

(крива σ_T''), дуже важко встановити точку перетину цієї кривої з кривою опору руйнуванню відривом $\sigma_{\text{відр}}$, а значить різкої зміни механізму руйнування не відбудеться і явище в'язко-крихкого переходу не спостерігається.

При збільшенні швидкості деформації границя плинності також зростає (крива σ_T') та температура переходу також збільшується.

5.4. Температурна залежність характеристик міцності та руйнування

Досліджувалася сталь при статичному одновісному розтязі. Результати досліджень наведено на рис.5.11. Розділ на зони здійснено для зручності пояснень процесів, що відбуваються.

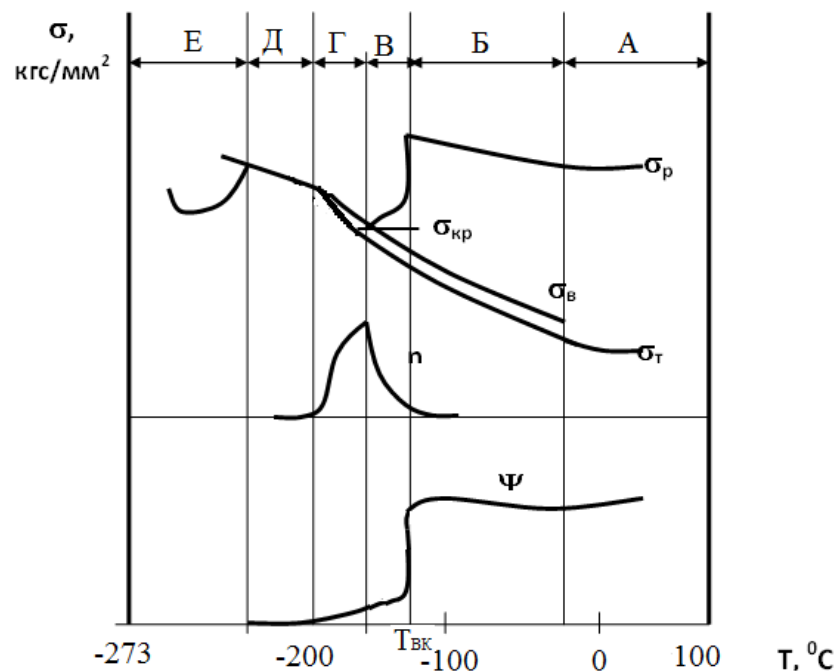


Рис. 5.11. Температурна залежність характеристик міцності та руйнування.

А: руйнування в'язке з формуванням шийки, відносне звуження становить Ψ 50-60% .

Б: істотне зростання σ_T внаслідок температурної залежності її складових ($\sigma_T = \sigma_0 + K_T d^{-1/2}$, де σ_0 – напруження опору руху дислокацій, $K_T = \text{const}$, d – діаметр зерна) та менш різке зростання σ_p . Шийка також формується, але вид

зламу потроху змінюється: з'являються зони крихкого сколу, кількість яких зростає при наближенні до наступної зони.

Б-В: на цій межі відбувається різке падіння руйнуючого напруження σ_p до рівня границі міцності σ_b яке супроводжується зникненням шийки та істотним зменшенням пластичності. Ця температура є температурою в'язко-крихкого переходу. При більш низьких температурах руйнування відбувається лише за рахунок крихкого сколу.

В: деяке наближення характеристик σ_b та σ_T , відносне звуження мале й поступово зменшується. Суттєва особливість: наявність великої кількості мікротріщин у всьому об'ємі зразка, розмір яких дорівнює розміру зерна.

Г: напруження руйнування, та границя міцності практично співпадають з рівнем σ_T . Кількість мікротріщин різко зменшується. Відносне звуження ще є, хоч й дуже мале.

Д: руйнування сколом відбувається раптово, при верхній границі плинності. Мікротріщини не спостерігаються, тому що перша з них приведе до сколу.

Е: відбувається руйнування зразка при напруженнях, менших σ_T .

Лекція 6.

Тема 6. Тріщиностійкість матеріалів

План

- 6.1. Концепція тріщиностійкості
- 6.2. Фізична природа тріщиностійкості
- 6.3. Властивості тріщиностійкості
- 6.4. Експериментальне визначення тріщиностійкості матеріалу

Для матеріалознавців проблематика тріщиностійкості матеріалів має два основні аспекти.

Перший, обумовлений необхідністю відповідної атестації створюваних матеріалів. Для того, щоб коректно ставити задачу на проведення таких випробувань, фахівець-матеріалознавець повинен розуміти зміст цієї характеристики та орієнтуватися в особливостях методики її визначення.

Другий аспект полягає в тому, що основною задачею сучасного матеріалознавства є створення матеріалів з наперед заданим рівнем експлуатаційних властивостей, а для цього необхідно мати уявлення відносно фізичної природи тріщиностійкості матеріалу, щоб знати як впливаючи на структуру досягти високих рівнів тріщиностійкості нового матеріалу.

6.1. Концепція тріщиностійкості

Одна з задач прогнозування руйнування матеріалу, який містить тріщину полягає в визначенні критичного рівня діючих напружень, які призведуть до катастрофічного росту тріщини відомих розмірів. Це питання можна розв'язати за допомогою рівняння Грифітса:
$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi c(1 - \mu^2)}}$$
.

Однак користування цією залежністю вимагає аналізу стану всього тіла, що становить певні математичні та фізичні складності. Тому Дж. Ірвіном та Е.Орованом був запропонований інший механізм вирішення проблеми – аналіз

напружень безпосередньо біля вершини тріщини, тобто в місці, де відбувається руйнування матеріалу. Напружений стан в кожній точці поблизу верхівки тріщини цілком описується коефіцієнтом інтенсивності напружень:

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi c}$$

Оскільки K_I визначає рівень розтягуючих напружень біля вершини тріщини, то критерій руйнування логічно сформулювати наступним чином:

$$K_I = K_{IC},$$

де K_{IC} – коефіцієнт тріщиностійкості, або в'язкість руйнування.

Принциповою перевагою K_{IC} в порівнянні з іншими характеристиками граничної міцності (наприклад, σ_B , S_b , S_k при розтязі, t_k при крутінні) є те, що тріщиностійкість враховує і довжину тріщини. Будь-який критерій руйнування, виражений через напруження, припускає, що руйнування відбувається миттєво по досягненні цього напруження. Насправді всяке руйнування — це результат розвитку тріщини, і тому характеристика граничної здатності до гальмування руйнування повинна включати не тільки напруження, але і довжину тріщини.

Залежності, які описують фізико-механічні явища, як правило, наближені. В зв'язку з цим завжди необхідно орієнтуватися відносно області, де вони коректні. В даному випадку запропоновані залежності є асимптотичними, тому вони справедливі на такій відстані від вершини тріщини, де деформації малі та виконується закон Гука. Крім того, Ірвіном та Орованом було показано, що з достатньою точністю прогнозувати описаним методом напруження руйнування можна лише за умови, якщо розмір зони пластичної деформації біля вершини тріщини набагато менший за її довжину. Нагадаємо, що область локальної плинності на вершині тріщини має мінімальні розміри, якщо виконується умова, при якій товщина зразка b перевищує певну величину, яка може бути розрахована за формулою $b \geq \beta \left(K_I / \sigma_T \right)^2$.

Значення тріщиностійкості типових конструкційних матеріалів наведено на рис. 6.1. Відповідно до цих даних, величина тріщиностійкості змінюється в широкому інтервалі – від $0,01 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ для пластмас, до $300 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ для сталей та сплавів.

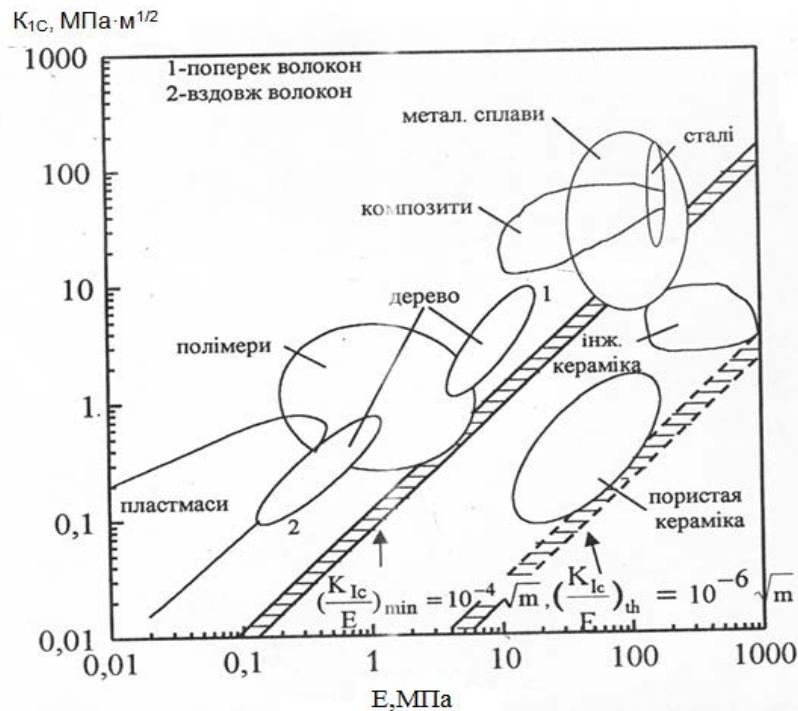


Рис.6.1. Рівні тріщиностійкості типових конструкційних матеріалів.

В багатьох випадках можливість застосування матеріалу в тому чи іншому виробі визначається саме рівнем тріщиностійкості. Так, наприклад, створення керамічних матеріалів з $K_{IC} = (5-10) \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ дозволило використовувати їх в поршневих двигунах та газових турбінах. Для конструкційних сплавів мінімальний рівень $K_{IC} = (20-30) \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

6.2. Фізична природа тріщиностійкості

Відповідно до сучасних уявлень, існує два механізми руйнування матеріалу в вершині тріщини: декогезійний та коалесцентний.

При декогезійному механізмі відбувається безпосередній розрив міжатомних зв'язків в вершині макротріщини. За таким механізмом

відбувається поширення тріщини в крихких матеріалах (скло, кераміка тощо). Цьому механізмові притаманні дуже низькі рівні тріщиностійкості. Нормована гранична величина тріщиностійкості для таких матеріалів становить $K_{IC} / E = 3 \cdot 10^{-6} \text{ м}^{1/2}$ (див. рис. 6.1).

Руйнування більш в'язких матеріалів відбувається шляхом утворення зародкових тріщин на певній відстані (характеристична відстань X_C) від вершини магістральної тріщини. В цьому випадку магістральна тріщина росте за рахунок злиття (коалесценції) з зародковими тріщинами. При такому механізмі руйнування мінімальний рівень тріщиностійкості на два порядки вищий, ніж при декогезійному механізмі і складає в нормованому вигляді величину порядку $K_{IC} / E = 10^{-4} \text{ м}^{1/2}$ (див. рис. 6.1).

Як відомо, мінімальний рівень розтягуючих напружень при яких починається втрата зародковими тріщинами рівноваги, визначається величиною опору мікросколу R_{mc} . В свою чергу, R_{mc} залежить від лінійних розмірів елементів мікроструктури. Таким чином виникає можливість поєднати такі важливі характеристики матеріалу, як опір мікросколу R_{mc} , коефіцієнт в'язкості K_B , та показник деформаційного зміцнення n :

$$K_{IC} \approx \sqrt{X_C} R_{mc} K_B^{\frac{1-n}{2n}}$$

де $d < X_C < 10d$, d – розмір зерна.

Відповідно до цієї залежності, основним засобом підвищення тріщиностійкості є подрібнення зерна, оскільки $R_{mc} \sim 1/\sqrt{d}$. Підвищення границі плинності за рахунок твердорозчинного зміцнення призводить до падіння K_B і, відповідно, тріщиностійкості. На зв'язок між K_B та K_{IC} в значній мірі впливає схильність до зміцнення, яка характеризується показником n . Як показано на рис.6.2, високі рівні тріщиностійкості низькоміцних сталей обумовлені їх значною в'язкістю.

Високоміцні сталі мають значно меншу в'язкість K_B , проте й схильність до деформаційного зміцнення в них значно менша. Останнє дозволяє

підвищити в них рівень тріщиностійкості шляхом зменшення їх схильності до деформаційного зміцнення.

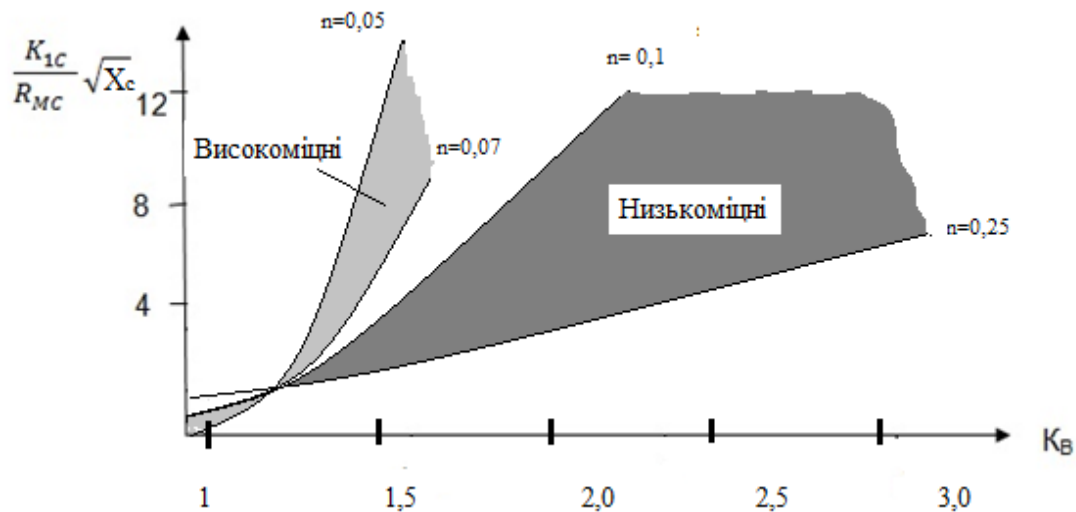


Рис.6.2. Рівні тріщиностійкості сталей.

Згідно моделі Хана та Розенфілда тріщиностійкість матеріалу при ямковому характері руйнування описується виразом

$$K_{1C} = 3nk(E\sigma_T e_r)^{1/2},$$

де k - стала величина; n - показник зміцнення; E - модуль Юнга; σ_T - границя плинності; e_r - гранична деформація.

6.3. Властивості тріщиностійкості

Тріщиностійкість матеріалу залежить від:

- Температури (чим вище температура, тим більше K_{1C});
- Швидкості навантаження (чим більша швидкість, тим менше K_{1C});
- Жорсткості навантаження (чим більше жорсткість, тим менше K_{1C});
- Пористості матеріалу
-

I. Температурна залежність тріщиностійкості характеризується наявністю верхнього та нижнього шельфу, а також перехідною зоною (див. рис.6.3). На верхньому шельфі руйнуванню передують значні пластичні деформації, тому в цій області неможливе коректне визначення рівня тріщиностійкості та

використовується умовна характеристика K_Q . Нижній шельф характеризується крихким руйнуванням при мінімальному для конструкційних металевих матеріалів рівню тріщиностійкості.

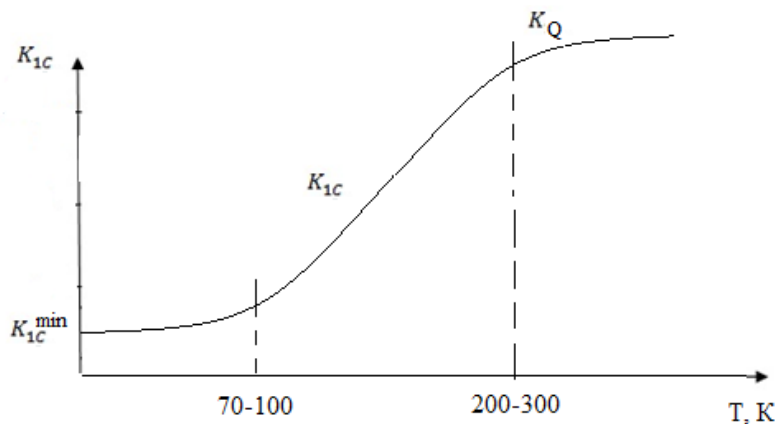


Рис. 6.3. Температурна залежність тріщиностійкості.

II. Здатність матеріалу протидіяти росту тріщини залежить від швидкості навантаження наступним чином (див. рис.6.4): чим більша швидкість навантаження, тим менша тріщиностійкість матеріалу, проте мінімальний рівень тріщиностійкості зберігається постійним.

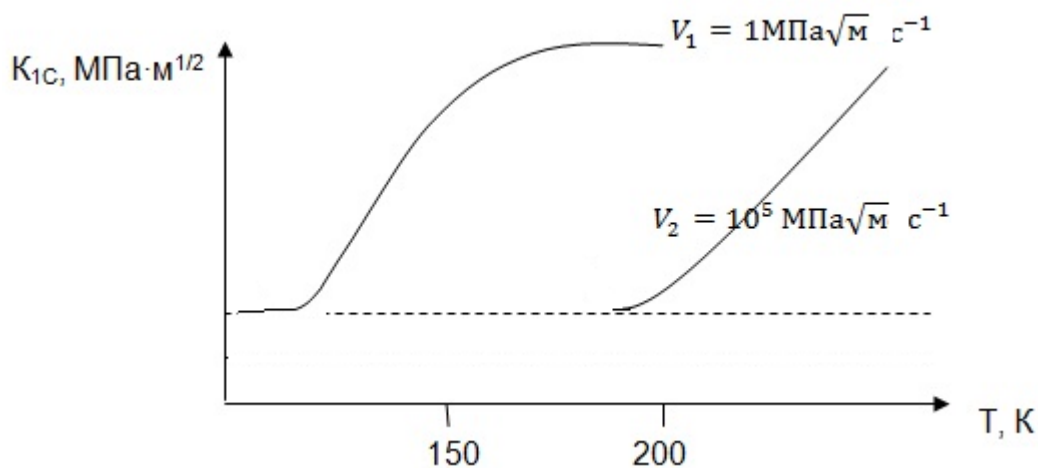


Рис. 6.4. Залежність тріщиностійкості від швидкості деформування.

III. Жорсткість схеми навантаження суттєво впливає на рівень тріщиностійкості. Чим більша доля розтягуючи напружень, тим жорсткіше схема навантаження. Розтягуючі напруження сприяють прояву крихкості

матеріалів, тому збільшення жорсткості схеми навантаження призводить до зниження рівня тріщиностійкості.

IV. Пористість матеріалу суттєво впливає на рівень тріщиностійкості та ударної в'язкості матеріалу. З ростом пористості ударна в'язкість може зменшуватися на порядок величини (див. рис. 6.5).

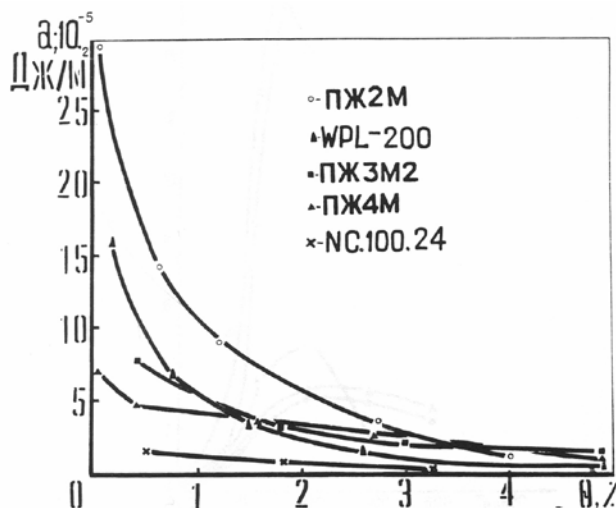
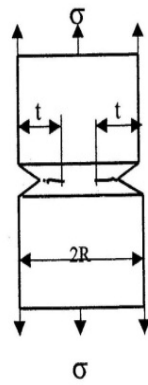


Рис.6.5. Залежність ударної в'язкості заготовок, отриманих гарячим пресуванням з різних порошків, від пористості

6.4. Експериментальне визначення тріщиностійкості матеріалу

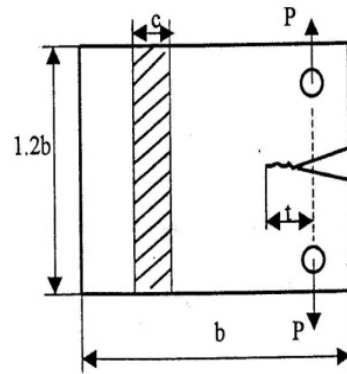
Визначення K_{IC} проводиться або за методикою одновісного навантаження циліндричного зразка з концентратором напружень (див. рис.6.6, а) або методом позацентрового розтягу зразка з концентратором (див. рис.6.6, б) або трьохточковим згином зразка з концентратором (див. рис.6.6, в).

У випадках використання зразків з прямокутним поперечним перерізом, їх розміри мають бути такі: $a = \frac{1}{2}b$, і однобічним надрізом з $\omega = 30 \div 60^\circ$ довжиною $0,25—0,45 b$. Крім надрізу, у зразок перед початком випробування повинна бути введена втомна тріщина. Вона ініціюється надрізом і розвивається від його вершини вглиб зразка. Розмір загальної глибини концентратору, що складається з довжини тріщини і висоти механічно нанесеного надрізу повинен бути в межах $(0,45—0,55) b$.



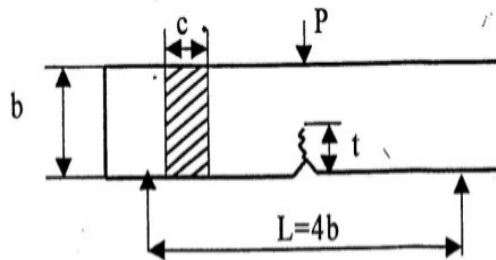
$$K_Q = \sigma_Q \sqrt{t} \cdot Y\left(\frac{t}{R}\right)$$

а



$$K_Q = \frac{P_Q \sqrt{t}}{cb} Y\left(\frac{t}{b}\right)$$

б



$$K_Q = \frac{6P_Q \sqrt{t}}{cb} Y\left(\frac{t}{b}\right)$$

в

Рис. 6.6. Схема проведення випробувань для визначення тріщиностійкості матеріалу: а - одновісне навантаження циліндричного зразка з концентратором напружень, б - позацентровий розтяг зразка з концентратором, в - трьохточковий згин зразка з концентратором.

Співвідношення всіх розмірів зразка, надрізу і тріщини мають у цих випробуваннях особливе значення, оскільки вони повинні забезпечити умови плоскої деформації у вершини тріщини й пружно-напружений стан подалі від неї. Тільки в цьому випадку можливо правильне визначення K_{Ic} . Наприклад, мінімальну товщину a зразків для визначення K_{Ic} можна оцінити по величині відношення границі плинності до модуля нормальної пружності, що зазначені в табл. 6.1.

Дані для розрахунку тріщиностійкості

$\sigma_{0,2} / E$	a , мм	$\sigma_{0,2} / E$	a , мм
0,0050—0,0057	75	0,0071-0,0075	32
0,0057—0,0062	63	0,0075—0,0080	25
0,0062—0,0055	50	0,0080—0,0085	20
0,0065—0,0068	44	0,0085—0,01	12
0,0068—0,0071	38	> 0,01	6

Випробування можна проводити на будь-яких універсальних машинах (наприклад, УМЭ-10Т) для статичних випробувань, які мають електротензометричний пристрій для фіксації навантаження, і двохкоординатний самописець. Порядок визначення тріщиностійкості наступний:

1) В процесі навантаження будь-якої схеми випробувань записується діаграма в координатах «зусилля-розкриття тріщини». Зразок такої кривої наведений на рис. 6.7.

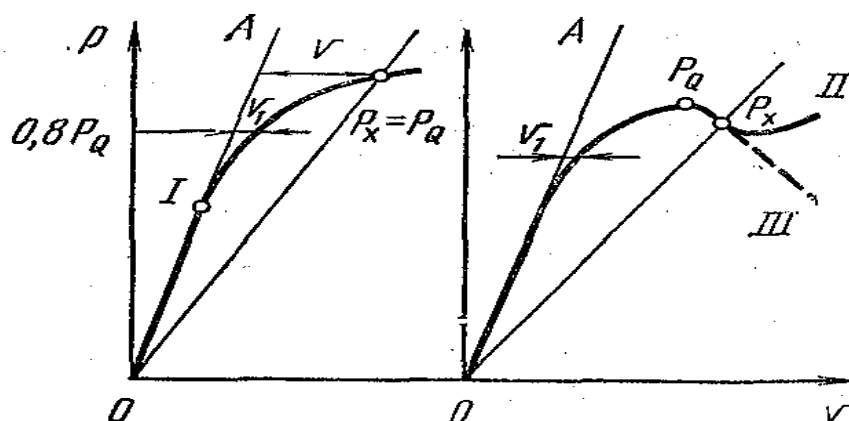


Рис.6.7. Різновиди діаграм «навантаження — зсув (розкриття тріщини)».

2) Після запису діаграми знаходять коректне значення розрахункового навантаження P_Q (не більше 1,1 від $P_{\max}$). Для цього через початок координат проводять січну OP_x з нахилом на x відсотків менше, ніж нахил OA початкової лінійної ділянки пружної деформації. Загальноприйняте значення

$x=5\%$. Визначаємо навантаження P_x , що відповідає точці перетину проведеної січної з діаграмою. Величина P_Q дорівнює P_x , або іншому невеликому навантаженню, що передує P_x . Таким чином, для діаграми I, $P_Q = P_x$, а для двох інших відповідає точці максимуму, що досягається P_x .

3) Перевіряють повноцінність отриманої діаграми. Для цього проводять горизонтальну лінію при $P=0,8P_Q$ і вимірюють відрізок v_1 між прямою OA і кривою. Він характеризує нелінійність діаграми при $P=0,8P_Q$ і повинний бути менше чверті зсуву v при навантаженні P_x . Якщо $v_1 > 0,25v$, то нелінійність вважається обумовленою не тільки ростом тріщини, але і пластичною деформацією та похибками виміру. Таким чином для адекватного визначення тріщиностійкості необхідно, щоб розміри області локальної плинності на вершині тріщини були набагато менші, ніж довжина тріщини та товщина зразка.

4) Проводиться розрахунок коефіцієнта інтенсивності напружень K_Q за формулами, що відповідають виду навантаження. Після розрахунку K_Q необхідно остаточно перевірити правильність вибору розмірів зразка. Для цього підраховують величину $2,5(K_Q / \sigma_{0,2})^2$, що повинна бути менше a .

5) При виконанні всіх вимог, можна вважати, що знайдене $K_Q=K_{1C}$. Якщо умови не виконуються, то розрахована величина може використовуватись як умовна характеристика при температурах, які не дуже відрізняються від температури холодноламкості матеріалу.

Лекція 7.

Конструкційна міцність матеріалів

План

- 7.1. Поняття конструкційної міцності
- 7.2. Найважливіші характеристики матеріалу та виробу в умовах складного напруженого стану
- 7.3. Види концентраторів напружень та їх класифікація
- 7.4. Розподіл напружень в зразках з надрізом та без нього
 - 7.4.1. Розподіл напружень в циліндричних зразках
 - 7.4.2. Розподіл напружень в плоских зразках

7.1. Поняття конструкційної міцності

Руйнування металевих виробів та конструкцій завжди було не виключно механічною, а й соціальною проблемою, оскільки торкалося не тільки виробничо-економічних інтересів суспільства, а й було пов'язане з проблемою безпеки людини в сфері її виробничо-технічної діяльності. Проблема надійності виробів та їх безпечної експлуатації іноді обмежує можливості розв'язання багатьох значних та унікальних проектів. Тому зрозуміло, чому питання міцності та руйнування матеріалів не втрачають своєї актуальності та є складовою багатьох загальнодержавних та міжнародних наукових програм.

Існує велика різниця між міцністю матеріалу при лабораторних випробуваннях (лабораторна міцність), службових умовах при спец випробуваннях (конструктивна міцність) та поведінкою матеріалу в конкретних конструкціях (конструкційна міцність).

Конструкційна міцність – це міцність металу у виробі, виражена номінальним напруженням, при якому навантажений елемент втрачає несівну здатність в даному напруженому стані внаслідок реалізації загального чи локального мікросколу або розвитку загальної плинності.

При навантаженні матеріалу в конструкції його міцність та пластичність виявляються нижчими, за величину, що визначається при лабораторних

випробуваннях. В зв'язку з цим виникає проблема визначення конструкційної міцності матеріалу. Найбільш суттєво на неї впливають два фактори:

- Складний напружений стан (в першу чергу дво- чи тривісний розтяг),
- Неоднорідність полів напружень та деформацій, що обумовлена наявністю різного типу концентраторів напружень:
 - o Конструктивних (отвори, вирізи, галтельні переходи),
 - o Дефектів металургійного та технологічного походження (непровари, дефекти обробки поверхні, неметалеві включення),
 - o Експлуатаційних дефектів (тріщини втоми тощо).

Інші фактори, що викликають різницю між конструкційною та теоретичною міцністю матеріалів:

- Масштабний – різниця у розмірах і формі зразків та реальних деталей.
- Різний градієнт напружень.
- Наявність у деталей залишкових технологічних напружень при відсутності, або іншому їх розподілі у зразків.
- Різна анізотропія властивостей у деталей та зразків.
- Різний стан поверхні деталей та зразків.
- Вплив зовнішнього середовища.
- Різні режими навантаження.

Підвищення рівня конструкційної міцності досягається шляхом раціональної зміни впливу всіх факторів, діючих на конструкцію.

Загальні правила конструювання:

1. Підвищення узагальненої рівномірності напружень та деформацій.

- o Не робити різкі перепади жорсткостей
- o Зменшення концентрації напружень в зварних швах
- o Захист від корозії та інших пошкоджень поверхні
- o Зменшення температурної деформації та градієнту температур

2. Зменшення долі розтягуючих напружень.

- 3.Максимальне збільшення різниці між максимальною частотою коливань та частотою зовнішнього навантаження.
- 4.Захист поверхні від корозії,зносу та температурних градієнтів.
- 5.Включення до системи попереджувальних сигналів.
- 6.Встановлення “вимикачів”.

7.2. Найважливіші характеристики матеріалу та виробу в умовах складного напруженого стану

Складний напружений стан (СНС)- це такий стан матеріалу, при якому два або три головні напруження відмінні від нуля.

В умовах простого напруженого стану головними характеристиками матеріалу є: опір мікросколу та коефіцієнт в'язкості. Нагадаємо, що R_{mc} визначається при одновісному розтязі як напруження, при якому досягається умова $\sigma_{02} = S_k = R_{mc}$. Це умова в'язко-крихкого переходу. Нагадаємо, що критерій мікросколу в аналітичній формі має вигляд:

$$\begin{cases} \sigma_1 = R_{mc} \\ \sigma_i = \sigma_T \end{cases}, \quad \sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$

Перше рівняння – умова початку крихкого руйнування: напруження σ_{max} досягає рівня R_{mc} ; друге рівняння – загальна умова плинності: інтенсивність напружень досягає рівня границі плинності. Розділимо перше рівняння на σ_T :

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_T} = \frac{R_{mc}}{\sigma_T} \quad (*) \quad \frac{R_{mc}}{\sigma_T} = K_B$$

K_B - коефіцієнт в'язкості, що показує у скільки разів опір мікросколу перевищує границю плинності для даного матеріалу в даних умовах. Інша частина рівняння (*) є силовою характеристикою напруженого стану:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_T} = Q,$$

де Q – пружне перенапруження.

Фізичний зміст Q – ступінь пружного перенапруження матеріалу над границею плинності, тобто в скільки разів головне розтягуюче напруження перевищує границю плинності.

При одновісному напруженому стані перенапруження не буває – $Q = 1$. В умовах складного напруженого стану може виникнути перенапруження й $Q \geq 1$:

- одновісний напружений стан - $Q = 1$,
- двохвісний напружений стан -
 - рівномірний ($\sigma_1 = \sigma_2, \sigma_3 = 0$) - $Q = 1$
 - не рівномірний ($\sigma_1 = 2\sigma_2, \sigma_3 = 0$) - $Q = 1,15$
- трьохвісний напружений стан - $Q \leq 1,4$.

Перенапруження виникає також навколо дефектів: чим менший радіус на верхівці дефекту, тим більше перенапруження: $Q(\text{сферичного дефекту}) \leq 1,1$, $Q(\text{тріщини}) \approx 2,6$.

Також СНС характеризується жорсткістю:

$$j = \frac{\sigma_i}{\sigma_1},$$

Фізичний зміст жорсткості - співвідношення між октаедричним дотичним напруженням $\tau_{\text{окт}} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sigma_i$, що відображає дію лише дотичних напружень, та найбільшим нормальним напруженням розтягу σ_1 , яке відповідає за розкриття зародкової тріщини.

При „м'яких” напружених станах $j > 1$, при одновісному розтязі $j = 1$, а при „жорстких” навантаженнях $j < 1$:

- одновісний розтяг – $j = 1$,
- двохвісний стиск-розтяг ($\sigma_1 > 0, \sigma_2 = 0, \sigma_3 = -0,5\sigma_1$) - $j = 1,3$
- трьохвісний розтяг ($\sigma_1 = \sigma_2, \sigma_3 = 0,5\sigma_1$) - $j = 0,5$.

Жорсткість напруженого стану оборотно пропорційна до пружного перенапруження:

$$j = \frac{1}{Q},$$

Чим вище жорсткість, тим сильніше ускладнена плинність, а значить, більше перенапруження. Напруження, при якому почнеться плинність в зоні з даною жорсткістю j можна розрахувати за формулою:

$$\sigma_T^j = Q \sigma_T = \frac{\sigma_T}{j} ,$$

При досить жорстких схемах випробувань напруження σ_T^j може в 2-3 рази перевищити границю плинності й забезпечити умови крихкості навіть у дуже в'язких матеріалів.

7.3. Види концентраторів напружень та їх класифікація

Концентратори напружень – це місцеві різкі зміни однорідності конструкції, що призводять до різкого локального підвищення рівня напружень. Всі концентратори можна розділити на 2 види:

1. Макроскопічні (конструктивні) – це макродефекти чи особливості конструкцій (отвори, надрізи, виточки, різкі зміни діаметру).
2. Мікроструктурні – пов'язані з неоднорідностями будови матеріалу або є наслідком експлуатації (пори, мікротріщини, ліквації, сегрегації домішок).

Конструктивні концентратори порівняно з мікроструктурними є менш небезпечними внаслідок передбачуваності їх дії на матеріал та більшого радіусу при вершині концентратора. Їх дія враховується при розробці та проектуванні конструкції. Мікроструктурні концентратори внаслідок своєї випадкової природи не можуть бути попередньо враховані, тому для знешкодження їх дії застосовують суворий контроль за дотриманням розробленої методики виготовлення та обробки матеріалів, а також методи неруйнівного контролю якості готового виробу. Для забезпечення надійності та безпеки роботи конструкції вводять коефіцієнт запасу міцності (максимальний – в 2 рази, мінімум – 10-15 %).

На наявність концентратора матеріали реагують по-різному: крихкі матеріали руйнуються при нижчих за розраховані навантаженнях. В'язкі

матеріали з надрізом, навпаки, можуть витримати більші навантаження, ніж зразок з тим самим матеріалом, але без надрізу.

Критерієм чутливості матеріалу до надрізу є відношення границь міцності гладкого та надрізаного зразків $q = \frac{\sigma_B}{\sigma_N}$. В крихких матеріалах $q > 1$, у пластичних $q \leq 1$. Чим чутливіший матеріал до надрізу, тим більші значення q він має.

7.4. Розподіл напружень в зразках з надрізом та без нього

Важлива особливість руйнування зразків з концентратором – перерозподіл напружень по перетину зразка порівняно з тим, що спостерігається при відсутності надрізу.

7.4.1. Розподіл напружень в циліндричних зразках

Характер зміни величини діючих в матеріалі напружень схематично зображено на рис.7.1.

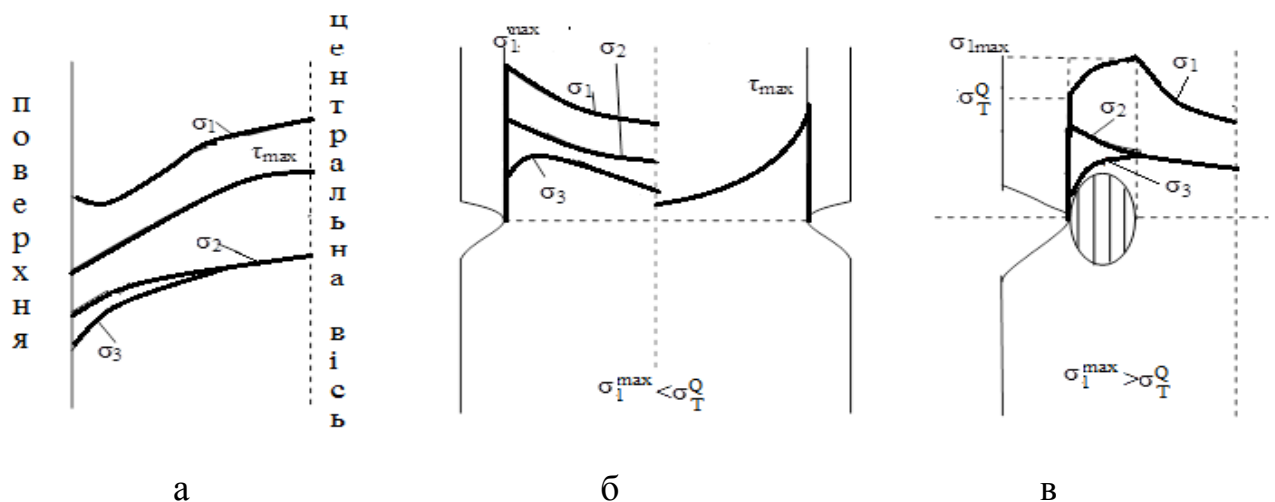


Рис.7.1. Розподіл напружень в циліндричних зразках: а – без концентратора, б – з концентратором, без локальної плинності, в – з концентратором та зоною локальної плинності.

В зразках без концентраторів нормальні та дотичні напруження поступово збільшуються при наближенні до осі зразка (див. рис. 7.1, а), що й обумовлює початок руйнування саме в серединних областях (див., наприклад, стадії зародження в'язкої тріщини).

При наявності кільцевого концентратора, розподіл залежатиме від рівня максимальних діючих навантажень. За умов відсутності локальної плинності ($\sigma_1^{max} < \sigma_T^Q$) максимум напружень буде спостерігатися в зоні вершини надрізу (див. рис.7.1, б), а поверхня зразка виявиться розвантаженою. По мірі наближення до осі зразка рівень напружень зменшуватиметься.

Якщо біля вершини тріщини концентрація напружень призводить до такого його зростання, що виникає зона пластичної деформації (див. рис.7.1, в), то розподіл напружень різко змінюється. В середині зони σ_1 збільшується від σ_T^Q до σ_1^{max} за квадратичним законом. Після досягнення напружень рівня σ_1^{max} зона пластичної деформації закінчується і подальші зміни напружень відбуваються аналогічно попередньо описаного випадку. Максимум напружень буде знаходитися на границі зони пластичної деформації з протилежної від тріщини сторони. Саме тут відбувається поява зародкових тріщин при коалесцентному механізмі руйнування.

Таким чином, видно, що у вершини надрізу напруження набагато вищі, ніж у не надрізаного зразка, реалізуються умови складного напруженого стану, є перенапруження. Все це й є основною причиною передчасного руйнування матеріалів при наявності концентраторів напружень.

7.4.2. Розподіл напружень в плоских зразках

Наявність надрізів в зразках плоскої форми так само призводить до зміни розподілу напружень, внаслідок виникнення дво- тривісного розтягу в області дії концентратора. Розрізняють два основних стани: плоский деформований (ПДС) та плоский напружений (ПНС). Схеми їх реалізації наведено на рис.7.2.

Плоский напружений стан реалізується в тонкій пластині. Внаслідок дуже малої товщини пластини можна вважати, що сили рівномірно розподілені по

товщині, тобто не залежать від координати по осі OZ. Тому всі події відбуваються в площині XOY, тобто напружень σ_z немає, але деформація буде.

7.2. Розподіл напружень та деформацій в плоских зразках з надрізом: а – ПНС, б – ПДС.

Плоский деформований стан реалізується в товстих пластинах. Напруження вздовж осі OZ рівномірні, тому деформації ϵ_z не буде, але напруження σ_z існують.

Лекція 8.

Розподіл напружень в зразку з концентратором

План

- 8.1. Перенапруження в зоні дії концентратора напружень
- 8.2. Критерій крихкого руйнування при СНС
- 8.3. Поняття «ефективний концентратор напружень»
- 8.4. Нейберівський коефіцієнт концентрації напружень

8.1. Перенапруження в зоні дії концентратора напружень

Розподіл напружень в зоні дії концентратора суттєво залежить від виду напруженого стану. Джордж Нотт у 1978 р. встановив теоретичні основи параметрів в'язкості руйнування для випадків ПНС і ПДС (схему напружень див. на рис. 8.1).

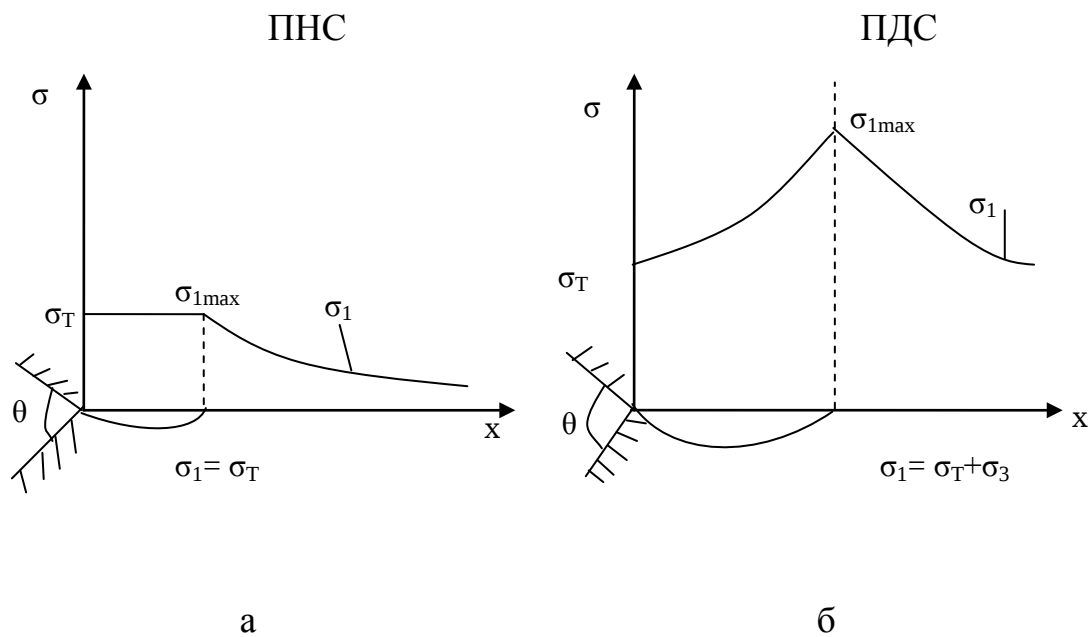


Рис. 8.1. Розподіл напружень поблизу вершини надрізу при СНС: а – ПНС, б – ПДС.

При ПНС σ_1^{max} обмежене рівнем σ_T при ПДС додатково діє ще одне напруження σ_3 , що призводить до зростання σ_1^{max} і ця точка перебуває на деякій відстані від вершини надрізу, а критерій плинності $\sigma_i = \sigma_T$ також буде

виконуватися при більшому напруженні. Розрахунки критичних параметрів для різних надрізів призвели до рівняння $\sigma_{1\max} = \sigma_T \left(1 + \frac{\pi}{2} - \frac{\theta}{2}\right)$, де θ - кут розкриття тріщини. Таким чином найбільше значення для $\sigma_1^{\max}$ в умовах СНС для випадку абсолютно гострого надрізу ($\sigma_1^{\max} = (1 + \frac{\pi}{2}) \sigma_T$) буде становити 2,57 σ_T це є найбільше перенапруження яке можливе в умовах СНС $Q_{\max} = 2,57$ (встановив Орован у 1945 р.).

Таким чином, при однаковому концентраторі в залежності від товщини зразка реалізується різний напружено-деформований стан і перенапруження в зразку буде різне:

$$\text{ПНС: } \sigma_1 > 0, \sigma_2 > 0, \sigma_3 = 0. Q = \frac{1}{j} = \frac{\sigma_1}{\sigma_i} = \frac{\sigma_1}{\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + \sigma_1^2 + \sigma_2^2}} \quad Q_{\max} = 1,15$$

$$\text{ПДС: } \sigma_1 > 0, \sigma_2 > 0, \sigma_3 = \mu(\sigma_1 + \sigma_2). Q = \frac{\sigma_1}{\sigma_i} = \frac{\sigma_1}{\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \mu(\sigma_1 + \sigma_2))^2 + (\sigma_2 - \mu(\sigma_1 + \sigma_2))^2}}$$

$$Q_{\max} = 1,7 - 2,5$$

8.2. Критерій крихкого руйнування при СНС

Крихке руйнування при простому напруженому стані виникає тоді, коли реалізуються умови мікросколу, аналітичний критерій якого має вигляд:

$$\begin{cases} \sigma_1 = R_{mc} - \text{умова} \cdot \text{початку} \cdot \text{крихкого} \cdot \text{руйнування} \\ \sigma_i = \sigma_T - \text{умова} \cdot \text{початку} \cdot \text{плинності} \end{cases}$$

В умовах СНС крихке руйнування виникає тоді, коли одночасно виконуються дві умови:

- Критерій плинності Мізеса для зародження тріщини $\sigma_i \geq \sigma_T$
- Критерій Грифітсовського розповсюдження зародкової тріщини $\sigma_1 \geq \sigma_{кр}$

Об'єднуючи ці дві умови, та враховуючи перенапруження, що виникає при СНС, можна отримати узагальнений критерій крихкого руйнування в умовах СНС:

$$\sigma_i \geq \frac{1}{Q} \sigma_{кр}$$

Властивості критичного напруження крихкого руйнування при СНС такі:

1. Суттєво залежить від розміру зерна

$$\sigma_{кр} = K_p d^{\frac{1}{2}} = \frac{K_p}{\sqrt{d}} = 18 d^{-1/2}, \quad K_p = \sqrt{\frac{\gamma E b}{\pi}} * \frac{4G}{\alpha \pi (1 - \mu) K_T},$$

де γ – поверхнева енергія тріщини, E – Модуль Юнга, b – вектор Бюргерса, G – модуль зсуву, μ – коефіцієнт Пуассона, α - кут між напрямками легкого ковзання в зернах з найбільшою разорієнтацією, K_T – константа Холла – Петча, яка характеризує напруження на границі двох максимально разорієнтованих зерен в момент початку плинності в найкраще орієнтованому зерні.

2. Залежить від виду напруженого стану та анізотропії матеріалу. При появі другого розтягуючого напруження $\sigma_{кр}$ змінюється в залежності від рівня коефіцієнту Пуассона:

якщо $\mu < 0,25$, то $\sigma_{кр} \uparrow$ до $1,5 \sigma_{кр}$,

якщо $0,25 \leq \mu \leq 0,33$, то $\sigma_{кр} \sim \text{const} \pm 10\%$,

якщо $\mu > 0,3$, то $\sigma_{кр} \downarrow$ до $0,6 \sigma_{кр}$.

Малі значення μ – висока анізотропія по напрямкам, високі значення – мала анізотропія.

3. $\sigma_{кр}$ зростає при зменшенні радіусу надрізу у вершині концентратора, що обумовлене масштабним фактором, який полягає в зменшенні об'єму металу в якому ініціюється руйнування при малих радіусах надрізу і тому для розвитку руйнування необхідні більші напруження.

4. $\sigma_{кр} \text{ min його значення } \sigma_{кр}^{\text{min}} \sim R_{мс}$.

8.3. Поняття «ефективний концентратор напружень»

Ефективним концентратором напружень називається такий концентратор, поява якого призводить до збільшення максимальних діючих напружень до рівня, який забезпечує повне руйнування зразка з надрізом.

Мікроскол в матеріалі виникає на зовнішній межі зони пластичної деформації біля вершини тріщини. Границя плинності є верхньою межею можливих пружних напружень на вістрі тріщини. Якщо максимальне розтягуюче напруження $\sigma_1^{\max}$ досягло тут значень σ_T^{CHC} , то на границях зерен в цій зоні виникнуть зародкові тріщини, які будуть розповсюджуватися, якщо $\sigma_1^{\max} = \sigma_{\text{кр}}$. Але у в'язких матеріалів $\sigma_T < \sigma_{\text{кр}}$, а $\sigma_1^{\max} = \sigma_T$. Тому умови для повного руйнування виникнуть лише за наявності перенапруження, яке збільшить границю плинності, що дозволить їй досягнути рівня напружень руйнування. Графічно дію ефективного концентратора представлено на рис. 8.2.

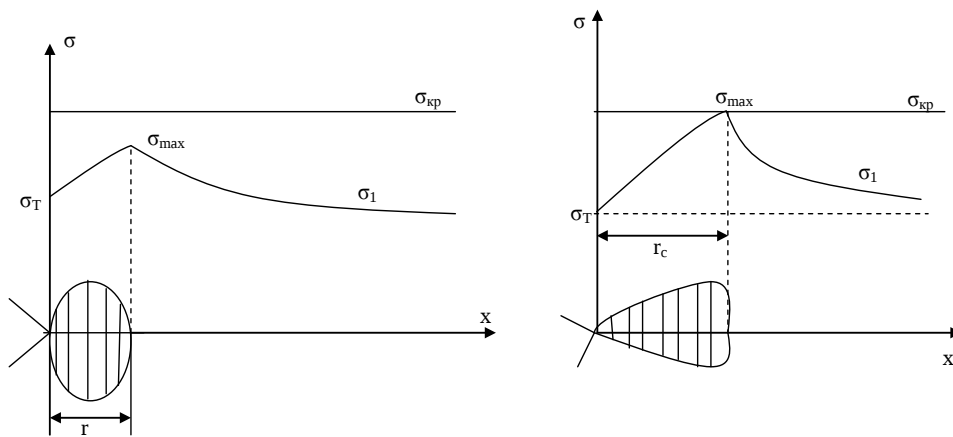


Рис. 8.2. Зміна рівня діючих напружень в матеріалі за наявності ефективного концентратора напружень: а – неефективний концентратор, б – ефективний концентратор.

Крихке руйнування зразка можливе якщо $\sigma_1^{\max} \geq \sigma_{\text{кр}}$, але при недостатньо глибоких надрізах коли на їх вершині створюється ПНС збільшення $\sigma_1^{\max}$ над рівнем σ_T може бути недостатнім внаслідок незначного перенапруження або дуже в'язкого матеріалу. Тоді руйнування від такого концентратора розвиватися не буде і лише у випадку ПДС або більшої жорсткості напруженого стану $\sigma_1^{\max}$ досягне рівня $\sigma_{\text{кр}}$ і відбудеться руйнування зразка.

Поки напруження біля вістря тріщини зростає від σ_T до $\sigma_1^{\max}$ в певній зоні створюється пластична деформація, розмір цієї зони збільшується при

зростанні ефективності концентратора. Критичний розмір зони пластичної деформації при якому $\sigma_1^{\max} = \sigma_{кр}$

$$r_c = 0,15 (\kappa_{lc} / \sigma_T)^2$$

κ_{lc} – інтенсивність напружень або тріщиностійкості.

Висновок: За наявності ефективного концентратора напружень зародкова тріщина виникає не на вістрі концентратора, а на зовнішній границі зони пластичної деформації, тобто на відстані r_c від вершини.

8.4. Нейберівський коефіцієнт концентрації напружень

Важлива особливість руйнування зразків з концентратором – перерозподіл напружень. Ступінь перерозподілу та концентрації напружень біля надрізу визначається Нейберівським коефіцієнтом концентрації напружень, який можна розрахувати за формулою:

$$K_t = \frac{\sigma_{1\max}}{\sigma_N} = \alpha_\sigma ,$$

де σ_N – номінальне напруження, що діє в мінімальному перерізі, $\sigma_{1\max}$ – найбільше нормальне напруження поблизу вершини надрізу.

Величина Нейберівського коефіцієнту концентрації напружень суттєво залежить від геометрії надрізу (див. рис.8.3).

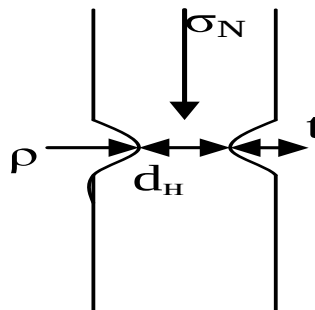


Рис.8.3. До розрахунку Нейберівського коефіцієнта концентрації напружень.

Для малих надрізів глибина яких набагато менше діаметру зразка $((2t/d_N) < 0,1)$ розрахунки проводяться за формулою:

$$K_t^{\text{мал}} = 1 + 2\sqrt{\frac{t}{\rho}}.$$

Для концентраторів великих розмірів (глибоких) коефіцієнт концентрації залежить від параметрів надрізу набагато складніше $K_t^{\text{гл}} = f(\rho, t, \mu)$:

$$K_t^{\text{гл}} = \frac{B - \alpha C}{\cos V_0} + \frac{B - A}{\cos^3 V_0},$$

де μ – коефіцієнт Пуассона, ρ – радіус у вершини надрізу, t – довжина надрізу.

$$C = \frac{1 + \cos V_0}{2[1 + (2 - \alpha) \cos V_0 + \cos^3 V_0]}, \quad A = (\alpha - 1)(1 + \cos V_0)C, \quad B = A - C \cos^2 V_0,$$

$$\cos V_0 = \sqrt{\frac{\rho}{\alpha + \rho}}, \quad \alpha = 2(1 - \mu).$$

Для великої кількості надрізів K_t змінюється в інтервалі від 2 до 5. Схематично зміну рівня Нейберівського коефіцієнту концентрації напружень для малих та глибоких тріщин наведено на рис. 8.3.

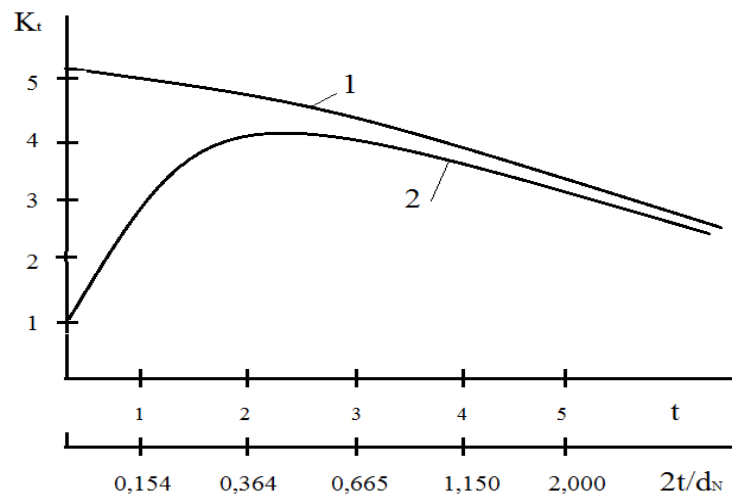


Рис. 8.3. Зміна Нейберівського коефіцієнта концентрації напружень у вершині надрізу (діаметр зразка 15 мм, радіус при вершині надрізу 0,3 мм): 1 - для безкінечно великого надрізу, 2 - для надрізу невеликих розмірів.

Застосовується наступна класифікація надрізів: надрізи, параметри яких становлять до $(2t/d_N) \approx 0,3$ – малі надрізи, $0,3 - 1,0$ -- середні. При значеннях, більших $(2t/d_N) \approx 0,6$ – криві співпадають.

Г.В. Ужик виконав ретельний аналіз залежності напруженого стану від параметрів кільцевого концентратора напружень, виходячи з розрахунків Нейбера про розподіл напружень в ідеально пружному ізотропному тілі. Він з'ясував, що характер напружень суттєво залежить від глибини надрізу. При дуже малих та дуже великих надрізах напружений стан наближається до лінійного, а найбільш ефективним з точки зору реалізації тривісного навантаження є наявність надрізу з параметрами $\frac{2t}{d_H} = 0,3 - (1,5 \div 2,0)$. Для цього випадку можна використовувати інтерполяційну формулу розрахунку :

$$K_t = 1 + \frac{(K_t^{2n} - 1) * (K_t^M - 1)}{\sqrt{(K_t^{2n} - 1)^2 + (K_t^M - 1)^2}}$$

Зазвичай на практиці як найбільш ефективний концентратор використовують ті, в яких $\frac{2t}{d_H} = (0,3 \div 1)$. При цьому можна вважати, що концентрація напружень залежить від радіуса вершини надрізу та не залежить від його глибини.

Існує кореляція між перенапруженням та Нейберівським коефіцієнтом концентрації напружень. При цьому $Q_{max} \approx K_t \sim 0,3 + \sqrt{d_N/2\rho}$

Лекція 9.

Пластична деформація та руйнування **в умовах дії концентраторів напружень**

План

9.1. Окрихчуюча дія концентратора напружень

9.1.1. Фізична природа окрихчення матеріалу концентраторами напружень

9.1.2. Окрихчення матеріалу конструктивними концентраторами напружень

9.1.3. Окрихчення матеріалу макротріщинами

9.2. Методи забезпечення силової надійності елементів конструкцій

9.2.1. Коефіцієнт запасу міцності

9.2.2. Коефіцієнт запасу в'язкості

9.2.3. Несівна здатність та зв'язок між $K_{зм}$ та $K_{зв}$.

9.2.4. Фізичні передумови вибору матеріалів для складнонапружених елементів конструкцій.

9.1. Окрихчуюча дія концентратора напружень

9.1.1. Фізична природа окрихчення матеріалу концентраторами напружень

Пластична деформація металу призводить до виникнення в ньому зародкових тріщин, тому поведінка матеріалу при його деформуванні буде залежати від стійкості цих тріщин. Тому співвідношення напруження, при якому зародкові тріщини починають рости та діючого зовнішнього напруження можна вважати певною макроскопічною характеристикою механічного стану матеріалу:

$$P_S = \frac{\sigma_{кр}}{\sigma_1^e} \quad (*)$$

де $\sigma_{кр}$ – критичне напруження крихкого руйнування при СНС, σ_1^e – рівень нормальних напружень, що діють в матеріалі, деформованому на ступінь ϵ_1^p .

Якщо $P_S > 1$, то зародкові тріщини будуть стійкими і руйнування можливе лише після дуже значної пластичної деформації, або внаслідок злиття величезної кількості зародкових тріщин. Якщо $P_S \leq 1$, то зародкова тріщина після утворення одразу розвивається і відбудеться крихке руйнування.

Було встановлено, що в ОЦК-металах в інтервалі температур $77 \div 400$ К є перехід від $P_S \leq 1$ до $1 < P_S \leq 3$, тобто можливе окрихчення за допомогою концентраторів напружень. Типові ГЦК-метали в інтервалі температур $1,6 \div 293$ К мають $P_S \geq 5$, тому ці матеріали неможливо окрихчити зниженням температури, підвищенням швидкості деформування, або за допомогою концентраторів напружень.

Зазвичай, σ_1^e розраховується за формулою:

$$\sigma_1^e = Q \sigma_T \left(\frac{e_i^p}{e_T} \right)^n,$$

де σ_T та e_T – границя плинності та відповідна їй величина залишкової деформації, e_i^p – інтенсивність рівномірної пластичної деформації, n – показник деформаційного зміцнення.

Оскільки, у випадку дії неоднорідного силового поля величина критичного напруження крихкого руйнування залежить не лише від мікроструктури матеріалу, але й від локальної деформації та виду напруженого стану та змінюється неоднорідно, досягаючи свого мінімального значення при температурі в'язко-крихкого переходу, майже співпадаючи з R_{mc} гладкого зразка при одновісному розтязі, то було б логічно визначити $\sigma_{кр}$ саме через опір мікросколу:

$$\sigma_{кр} = K_{ss} R_{mc},$$

де K_{ss} – коефіцієнт, який характеризує вплив напружено-деформованого стану.

Підставив знайдені вирази у рівняння (*) отримаємо:

$$P_S = \frac{\sigma_{кр}}{\sigma_1^e} = \frac{K_{ss}}{Q(e_i^p/e_T)^n} \frac{R_{mc}}{\sigma_T} = \frac{K_B}{E_M},$$

де $E_m = \frac{Q(e_i^p/e_T)^n}{K_{ss}}$ – окрихчуюча дія концентратора напружень.

Фізичний зміст E_m – вона показує у скільки разів зменшується рівень в'язкості в області дії концентратора напружень по відношенню до K_B матеріалу в умовах одновісного навантаження при величині напружень σ_T .

З формули для окрихчуючої дії концентратора напружень видно, що при одновісному навантаженні матеріалу без концентратора після досягнення границі плинності ($e_i^p = e_T$) руйнування відбувається при $K_B = 1$. В вершині концентратора напружень $E_m > 1$, тому крихке руйнування буде спостерігатися у в'язких матеріалів. Якщо K_B матеріалу вище рівня E_m , то такий концентратор не може викликати руйнування при заданій величині залишкових деформацій e_i^p . Таким чином, параметр P_S набуває сенсу коефіцієнту запасу в'язкості, який в умовах концентрації напружень визначається механічними властивостями матеріалу (R_{mc} , σ_T , n), параметрами напружено-деформованого стану (e_i^p , Q) та градієнтом локальної деформації (K_{ss}).

Експериментально E_m визначається за результатами випробувань стандартних зразків на одновісний розтяг (див. рис. 9.1).

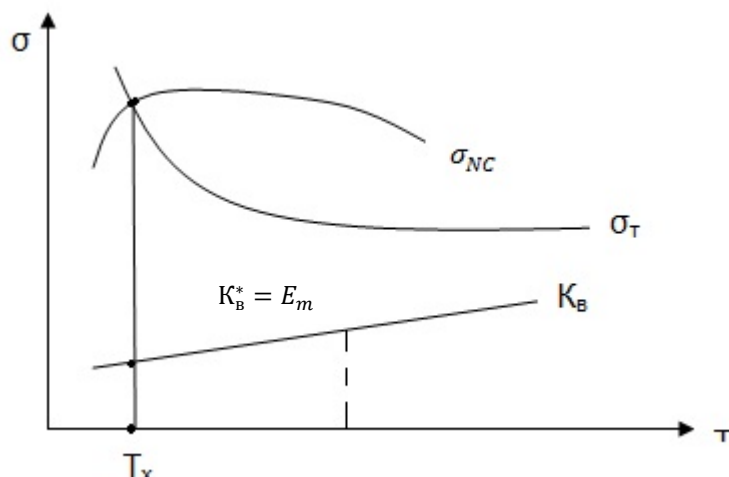


Рис.9.1. Експериментальне визначення окрихчуючої дії концентратора напружень: σ_{NC} – напруження руйнування зразка з концентратором, σ_T – границя плинності, K_B – коефіцієнт в'язкості.

Будується крива залежності K_B від температури, а потім проводять випробування зразків з концентратором та визначають температуру хладноламкості, при якій $\sigma_{NC} = \sigma_T$. Значення K_B при цій температурі й дорівнює окрихчущій дії концентратора.

9.1.2. Окрихчення матеріалу конструктивними концентраторами напружень

Конструктивні концентратори різного типу (отвори, галтельні переходи, виточки тощо) завжди присутні в конструкціях, тому необхідно знати, який рівень в'язкості потрібен для матеріалу в таких конструкціях. Розв'язання цієї задачі можливе при визначенні E_m за умови $\sigma_N = \sigma_T$ (σ_N – номінальне напруження, що діє в мінімальному перерізі). Окрихчуща дія конструктивного концентратора пов'язана з Нейберівським коефіцієнтом концентрації напружень:

$$E_m = \frac{Q}{K_{ss}} \left[K_t^2 \left(\frac{\sigma_N}{\sigma_T} \right)^2 \right]^{\frac{n}{n+1}}$$

Для більшості конструктивних концентраторів $K_T < 3$, $Q \leq 1,15$, $K_{ss} \approx 1$, тому окрихчення зразка конструктивним концентратором на границі плинності можна розрахувати за формулою:

$$1,15 K_T^{\frac{2n}{n+1}} = E_m$$

Експериментальними дослідженнями багатьох металевих матеріалів, було доведено, що конструктивний концентратор не зруйнує крихко зразок, якщо K_B матеріалу буде більше 1,4.

9.1.3. Окрихчення матеріалу макротріщинами

Загальний матеріалознавчий підхід дозволяє за вищенаведеною формулою прогнозувати окрихчущу дію концентратора будь-якого типу, включаючи макротріщини. Окрихчуща дія тріщини залежить від ряду додаткових параметрів та визначається за формулою:

$$E_m = \sigma_i(\theta, n) \frac{Q}{K_{ss}} \left[\frac{1-\mu^2}{I(n)} \right]^{\frac{n}{n+1}} \left[Y \pi \left(\frac{\sigma_N}{\sigma_T} \right)^2 \right]^{\frac{n}{n+1}} \left(\frac{l}{X_c} \right)^{\frac{n}{n+1}},$$

де $\sigma_i(\theta, n)$ - функція інтенсивності напружень, що залежить від кута розкриття тріщини та схильності до деформаційного зміцнення, $I(n)$ – функція деформаційного зміцнення, μ - коефіцієнт Пуассона, Y – коефіцієнт тарування, який враховує розміри зразка та геометрію тріщини, l – довжина тріщини, X_c – характеристична відстань від вершини тріщини до місця зародження зародкової тріщини.

Аналізуючи цей вираз, можна зробити висновок, що окрихчення тріщиною, так само й як конструктивним концентратором, залежить від виду напруженого стану (Q), ступеню розвитку локальної плинності $\left(\left(\frac{\sigma_N}{\sigma_T}\right)^2\right)$, схильності до деформаційного зміцнення (n), відносної довжини тріщини $\left(\frac{l}{X_c}\right)$, що є аналогом Нейберівського коефіцієнта концентрації напружень.

Для більшості металевих матеріалів: $\sigma_i(\theta = 0, n) = 0,74$, $I(n) = 4,71$, $Q = 3$, $K_{ss} = 1,7$, $0,05 < n < 0,15$. Як і для конструктивного концентратора, окрихчуюча дія однієї й тієї самої тріщини збільшується з ростом схильності до деформаційного зміцнення (див. рис.9.2).

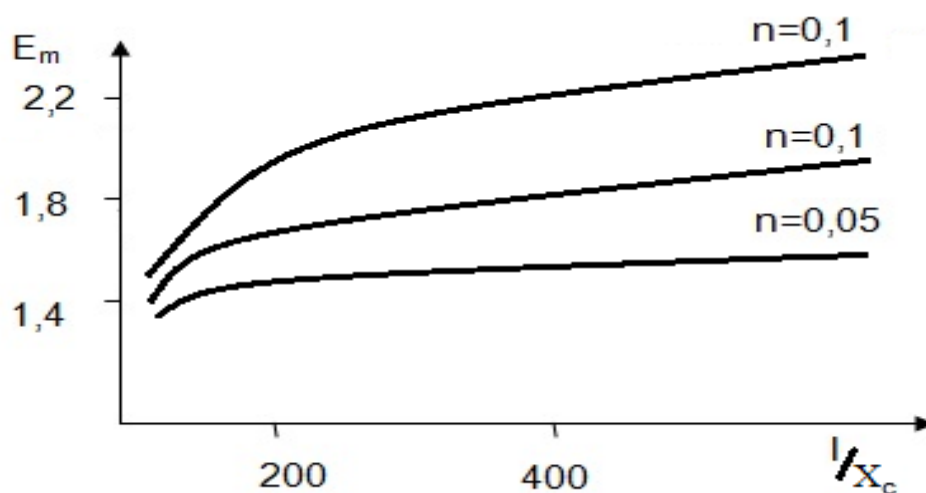


Рис.9.2. Залежність окрихчуючої дії концентратора напружень від відносної довжини тріщини.

При значеннях $\frac{l}{x_c} \leq 200 \dots 400$ спостерігається інтенсивний ріст E_m . Зі зменшенням n перехід на пологі ділянку залежності $E_m = f\left(\frac{l}{x_c}\right)$ починається при менших довжинах тріщин. За умови, що $\frac{l}{x_c} \geq 200 \dots 400$ E_m можна вважати постійною.

9.2. Методи забезпечення силової надійності елементів конструкцій

Існують два основних шляхи забезпечення надійності силових елементів конструкцій:

- вдосконалення методів розрахунку напружено-деформованого стану матеріалу в конструкції та визначення критеріїв граничного стану щодо початку плинності та руйнування;
- оптимізація механічних властивостей матеріалу.

Ці аспекти взаємопов'язані, оскільки для розрахунків граничних станів необхідно знати рівень механічних характеристик матеріалу. Отже, комплексне використання обох вимог дозволить створювати матеріали з наперед заданим комплексом механічних властивостей.

9.2.1. Коефіцієнт запасу міцності

Вихід силових елементів конструкцій з ладу зазвичай обумовлюється двома основними факторами:

- Пластична деформація матеріалу
- Крихке руйнування при номінальних напруженнях, менших за границю плинності.

Перша проблема вирішується шляхом призначення дійсного коефіцієнту запасу міцності:

$$K_{зм} = \frac{\sigma_{гр}}{\sigma},$$

де $\sigma_{гр}$ – граничні (небезпечні) напруження, σ – реально діючі напруження. Для пластичних матеріалів граничним напруженням є σ_T , для крихких –

границя пропорційності, в спеціальних умовах роботи можуть використовувати й границю довготривалої міцності. Зазвичай коефіцієнт запасу міцності становить від 1,3 до 3.

9.2.2. Коефіцієнт запасу в'язкості

Надійність матеріалу по відношенню до крихкого руйнування забезпечується коефіцієнтом запасу в'язкості:

$$K_{зв} = \frac{K_B}{E_m}$$

В цьому співвідношенні K_B характеризує рівень в'язкості металу з урахуванням температури та швидкості навантаження, а E_m – характеристика окрихчуючої дії концентратора напружень в силовому елементі конструкції.

Коефіцієнт запасу в'язкості може бути розрахований по відношенню до різних ситуацій: руйнування при температурі хладноламкості (втрата несівної здатності), або при температурі нульової пластичності (втрата пластичності).

Для сталей різного класу міцності ряд механічних характеристик наведено в табл. 9.1.

Таблица 9.1.

Критерії механічної надійності

Клас міцності сталей	σ_T , МПа	n	E_m	K_B	$K_{зв}(T_x)$
Низька	< 500	0,15 – 0,3	1,53 – 1,91	2,0 – 3,5	1,8 - ...
Середня	500 - 1000	0,08 – 0,15	1,35 – 1,53	1,6 – 2,0	1,3 – 1,8
Висока	>1000	0,04 – 0,08	1,25 – 1,35	1,27 – 1,6	1,02 – 1,3

Спрощений вид коефіцієнту запасу в'язкості можна розрахувати за формулою, аналогічною коефіцієнту запасу міцності:

$$K_{зв} = \frac{\sigma_{кр}}{\sigma_T}$$

Існує два фізично різних ступеня окрихчуючої дії концентратора:

- початкова стадія окрихчення (перші ознаки кристалічності в зламі, падіння несівної здатності матеріалу нижче $\sigma_{кр}$). Стан виникає за умови:

$$\frac{\sigma_{кр}}{\sigma_T} \leq K_t$$

- розвинуте окрихчення (несівна здатність зразка з надрізом нижче σ_T), тоді:

$$\frac{\sigma_{кр}}{\sigma_T} \leq \sqrt{K_t}$$

Таким чином, небезпека для конструкції внаслідок окрихчуючої дії концентратора може бути визначена достатньо точно. Для конструктивних концентраторів напружень (виточки, галтелі, тощо) умова відсутності навіть локальних ділянок крихкого зламу: $\sqrt{\frac{d_N}{2\rho}} + 0,3 < K_{зв}$.

9.2.3. Несівна здатність та зв'язок між $K_{зв}$ та $K_{зм}$ матеріалу конструкції

Несівна здатність надрізаного зразка (σ_B^H) – це здатність витримувати концентрацію напружень при об'ємному СНС. Вона залежить від ряду факторів, що визначаються як матеріалом, так і дією факторів конструкції.

Значну роль в забезпеченні надійності роботи конструкції також грає кількість дефектів будови матеріалу та рівень опору їх навантаженню. Для забезпечення достатнього рівня в'язкості, необхідно щоб виконувалися такі умови:

$$\sigma_0 \sim 0,3 R_{MC}$$

$$\sigma_0 \sim 0,7 \sigma_T$$

Якщо сталь не має концентраторів напружень то для надійної роботи конструкції достатньо $K_{зв} = 1,25$. Якщо є концентратори, то $K_{зв}$ має бути більший, оскільки до характерних напружень стану додається перенапруження та нейберівський коефіцієнт концентрації напруження і тоді необхідний рівень $K_{зв}$ буде виконуватися за умови: $K_B > Q_{max}$

Несівну здатність можна розрахувати за формулою:

$$\sigma_B^H = \sigma_{кр} \frac{K_B}{K_t} = \sigma_T \frac{K_{3B}^2}{K_t}$$

Кожна складова може змінюватися незалежно одна від одної, що призведе до зміни несівної здатності в широких межах. Так, несівна здатність при збільшенні K_{3B} спочатку зростає, а потім, досягнув максимуму, починає зменшуватися внаслідок переходу до повністю в'язкого руйнування. Максимум спостерігається при $K_t \approx K_B$. Отже, руйнування буде крихким, якщо $K_t < K_B$ та крихким, якщо $K_t > K_B$. Графічно це можна зобразити як на рис. 9.3. В будь-якому разі, при $K_B > 1,4$ жоден конструктивний концентратор не може призвести до руйнування виробу.

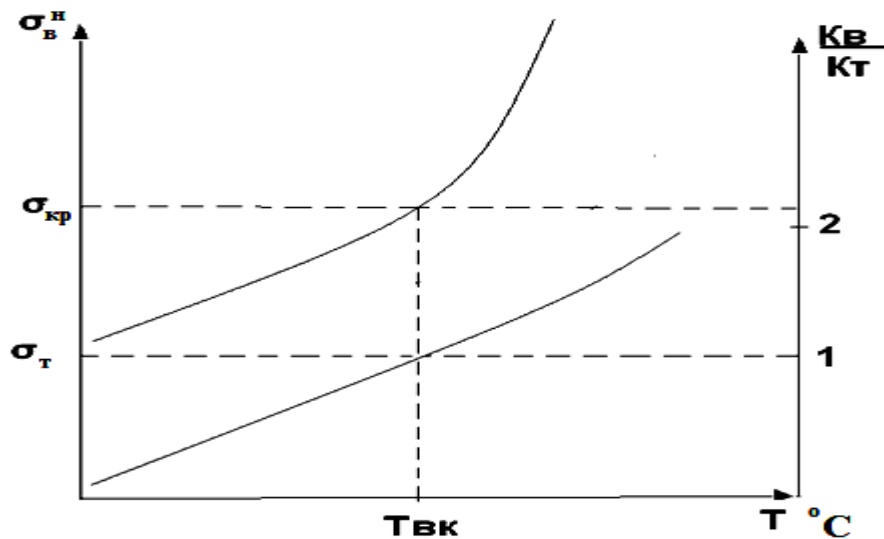


Рис. 9.3. Вплив температури на напруження руйнування.

Для конструкційних концентраторів K_{3B} та K_{3M} пов'язані між собою:

$$K_{3B} = \frac{K_B}{1,15} \left(\frac{K_{3M}}{K_t} \right)^{\frac{2n}{n+1}}$$

За необхідним рівнем коефіцієнта запасу в'язкості, та міцності сталі можна розділити на 3 класи міцності (див. рис. 9.4).

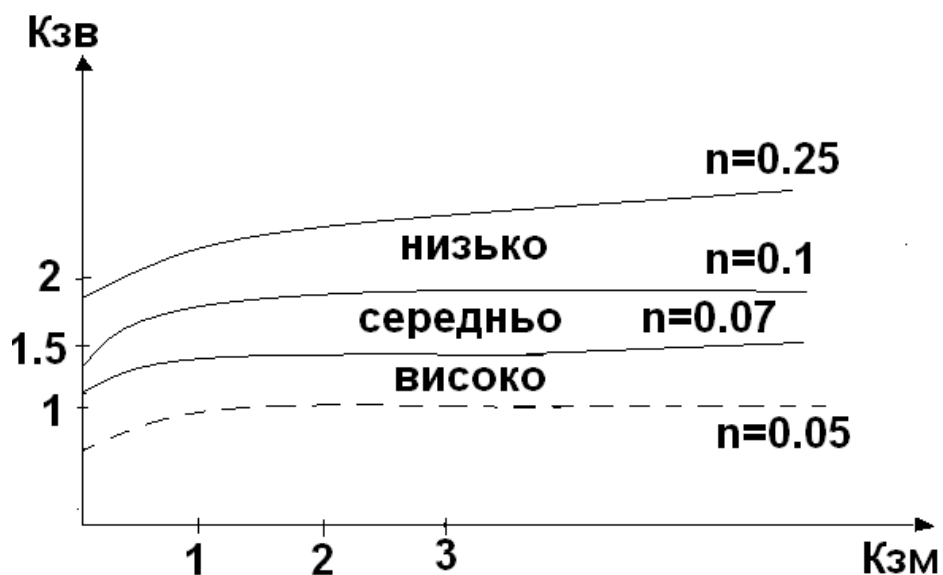


Рис. 9.4. Зв'язок між коефіцієнтами запасу міцності та в'язкості для сталей різних класів.

Границі вибору рівня коефіцієнтів запасу наведено в табл. 9.2.

Таблиця 9.2

Типові міцності характеристики

Клас міцності сталей	$\sigma_{0.2}$, МПа	n	E_m	K_B	$K_{зв}$	$K_{зм}$
Низька	500	0.15 – 0.3	1.5 - 2	2 – 3.5	1.3 – 2	> 2
Середня	500 - 1000	0.08–0.15	1.35 – 1.5	1.6 – 2	1.15 – 1.3	Не залежить від $K_{зв}$
Висока	> 1000	0.04–0.08	1.2 – 1.35	1.2 – 1.6	1.05 – 1.2	Не залежить від $K_{зв}$

Для деталей, що працюють умовах невисоких навантажень та незначних змін режимів навантажень $K_{зм} = 1.3$. Для дефектостійких сталей $K_{зм} = 1.5 - 1.7$. Зазвичай $K_{зм} = 2$.

9.2.4. Фізичні передумови вибору матеріалів для складно напружених елементів конструкцій

За умови наявності СНС та концентраторів, які завжди є в будь-яких конструкціях, існує ряд рекомендацій для розрахунку максимально допустимих безпечних навантажень $[\sigma_1]$ при яких раптове руйнування виключене. Величина цього напруження обирається в залежності від величини границі плинності матеріалу σ_T та напруження крихкого руйнування $\sigma_{кр}$ з врахуванням того, що має виконуватися співвідношення:

$$\sigma_T \geq 18 \frac{\sigma_i}{\sigma_1} d^{-1/2} \quad (d \text{ в мм}),$$

де σ_i – інтенсивність напружень, σ_1 – максимальне головне нормальне напруження, d – діаметр зерна. При цьому σ_T перераховується в σ_T^{CHC} за формулою $\sigma_T^{CHC} = \frac{\sigma_1}{\sigma_i} \sigma_T$.

Якщо з'ясується, що $\sigma_T^{CHC} < \sigma_{кр}$, до допустиме навантаження обирається з умови: $[\sigma_1] < \sigma_T^{CHC}$, якщо $\sigma_T^{CHC} > \sigma_{кр}$, то допустиме навантаження обирається меншим за $\sigma_{кр}$, причому тим меншим, чим більше розмір зерна матеріалу. Безпечний розмір зерна можна розрахувати за формулою:

$$d < \left(\frac{18\sigma_i}{\sigma_1\sigma_T} \right)^2$$

Таким чином, ніяка, навіть локальна плинність, що призводить до виникнення мікротріщин, не може викликати руйнування.

Виконання вищенаведених вимог дозволяє бути впевненим в надійності роботи виробу, навіть за умови наявності мікротріщин. Існують методики визначення безпечного розміру тріщини для даного напруженого стану. Тріщина вважається безпечною, якщо вона при існуючих навантаженнях не може перейти до стадії зростання та призвести до руйнування конструкції. Руйнування від тріщини розміром c^* в матеріалі з розміром зерна d не відбудеться, якщо: $\frac{K_{IC}}{K_p} \geq \sqrt{\pi} \sqrt{\frac{c^*}{d}}$, де K_p – константа руйнування, а отже $\frac{c^*}{d} \leq 10^{-3} K_{IC}^2$. Так, наприклад, для вуглецевої сталі з типовим розміром зерна 0,1

мм безпечний розмір тріщини становить $c * \sim 1$ мм. Для більш дрібнозернистих сталей, розмір безпечної тріщини буде менший.

Оцінити безпечний рівень концентрації напружень можна, користуючись критерієм:

$$K_t \leq K_B$$

При цьому безпечний радіус заокруглення на кільцевій виточці циліндричного стрижня можна визначити з умов:

$$\rho \geq \frac{a}{(1,5K_B^2 - 0,3)^2}$$

(при $D/a = 3 \div 10$, $a/\rho = 1 \div 16$, де D та $2a$ – більший та менший діаметри стрижня, відповідно).

Перелік використаної літератури

Основна

Вся рекомендована література наявна в достатній кількості в бібліотеці НТУУ «КПІ», або в електронному вигляді на сайті кафедри фізики металів в електронній бібліотеці навчальних засобів

1. В.С. Золоторевский. Механические свойства металлов. М.:Металлургия, 1983. – 352 с.
2. М. Л. Бернштейн, В.А.Займовский. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1979.
3. Т. Екобори. Физика и механика разрушения в прочности твердых тел. – М.: Металлургия, 1972.
4. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Под ред. Акад. В.И.Трефилова. - Киев: Наукова думка, 1989.
5. В.И. Трефилов, Ю.В.Мильман, С.А.Фирстов. Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наукова думка, 1975.
6. В.И.Владимиров. Физическая природа разрушения металла. – М.: Металлургия, 1984.
7. Ю.Я.Мешков, Г.А.Пахаренко. Структура металла и хрупкость стальных изделий. – Киев: Наукова думка, 1985.
8. Т.Екобори. Научные основы прочности и разрушения материалов. – Киев: Наук. Думка, 1978.- 351с.

Допоміжна

1. Я.Б.Фридман. Механические свойства металлов. Том 1-2. М.:Машиностроение, 1974. – 360 с.
2. Ю.Я. Мешков. Физические основы разрушения стальных конструкций. К.: Наук.Думка, 1981. – 240 с.
3. С.С. Дяченко. Фізичні основи міцності та пластичності металів: Навч. посібник. – Харків: Видавництво ХНАДУ, 2003. – 226 с.
4. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Модель разрушения стали в условиях концентрации напряжений // Проблемы прочности. – 1992. - № 12. – С. 52-57.
5. Д. Мак Лин. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1965.

Для нотаток

[illegible]

Для нотаток

[illegible]