

Національна академія наук України  
Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова

Інв. № \_\_\_\_\_

На правах рукопису

**Грищенко Володимир Миколайович**

УДК 539.3, 539.56, 539.421

**ЗВ'ЯЗОК ЛОКАЛЬНИХ І НОМІНАЛЬНИХ ХАРАКТЕРИСТИК  
РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ З ОЦК ГРАТКОЮ В  
УМОВАХ КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ**

Спеціальність 01.04.13 – фізика металів

Дисертація на здобуття наукового ступеня  
кандидата фізико-математичних наук

Науковий керівник:  
Котречко Сергій Олексійович  
доктор фіз.-мат. наук, професор

Київ – 2015

## ЗМІСТ

Список умовних позначень, символів, одиниць, скорочень і термінів...	4
ВСТУП.....	5
РОЗДІЛ 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД .....	10
1.1 Зародкові тріщини та мікромеханізми їх утворення в металах і сплавах.....	10
1.2 Експериментальні докази існування ЗТ.....	13
1.3 Фізична модель холодоломкості металів та сплавів.....	15
1.4 Критична температура крихкості в умовах концентрації напружень..	16
1.5 Локальний підхід до руйнування .....	21
1.5.1 Детерміністична версія Локального підходу .....	21
1.5.2 Статистичний опис ініціювання крихкого руйнування в околі тріщини або надрізу .....	25
1.5.3 Фізична версія Локального підходу до руйнування .....	27
1.6 Закономірності зміни величини локальної деформації ініціювання руйнування $e_f$ .....	29
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА МАТЕРІАЛИ.....	36
2.1 Вибір матеріалів .....	36
2.2 Термічна обробка .....	37
2.3 Підготовка зразків для випробувань .....	38
2.4 Механічні випробування .....	40
2.5 Моделювання процесу навантаження методом скінчених елементів.....	42
2.6 Прогнозування ймовірності крихкого руйнування зразків з кільцевими концентраторами .....	45
2.7 Фрактографічні дослідження .....	49
РОЗДІЛ 3 МІНІМАЛЬНИЙ РІВЕНЬ КРИХКОЇ МІЦНОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ .....	54
3.1 Методика визначення мінімального рівня крихкої міцності $R_{MC}$ конструкційних сталей .....	56

3.2 Співвідношення між рівнем $R_{mc}$ та величиною границі плинності конструкційних сталей .....	63
РОЗДІЛ 4 ЛОКАЛЬНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ІНІЦІЮВАННЯ	
КРИХКОГО РУЙНУВАННЯ .....	66
4.1 Статистична природа локального напруження ініціювання крихкого руйнування $\sigma_f$ та критичної деформації $e_f$ .....	66
4.2 Закономірності зміни величини локального напруження руйнування в широкому інтервалі температур .....	73
РОЗДІЛ 5 АНАЛІЗ ОКРИХЧУЮЧОЇ ДІЇ КОНЦЕНТРАТОРІВ	
НАПРУЖЕНЬ В ТЕРМІНАХ ЛОКАЛЬНИХ ТА ГЛОБАЛЬНИХ ХАРАКТЕРИСТИК .....	83
5.1 Визначення критичної температури крихкого руйнування зразків з концентраторами напружень .....	85
5.2 Співвідношення між величиною критичної температури $T_c$ та значення температури загальної плинності $T_{gy}$ в момент руйнування.....	88
5.2.1 Залежність критичної температури загальної плинності $T_{gy}$ від величини границі плинності $\sigma_{02}$ та показника деформаційного зміцнення	90
5.3 Зв'язок між значеннями локального та номінального параметрів окрихчуючої дії концентраторів напружень .....	92
РОЗДІЛ 6 ЗВ'ЯЗОК МІЖ ВЕЛИЧИНОЮ ЛОКАЛЬНОГО	
НАПРУЖЕННЯ РУЙНУВАННЯ $\sigma_f$ І РІВНЕМ КРИХКОЇ МІЦНОСТІ $R_{mc}$ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ .....	101
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ .....	112
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ .....	117
ДОДАТКИ.....	120

## СПИСОК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ, ОДИНИЦЬ, СКОРОЧЕНЬ І ТЕРМІНІВ

ЗТ	Зародкові тріщини
ДС	Дислокаційне скупчення
КС	Конструкційні сталі
МСЕ	Метод скінчених елементів
$\omega$	Кут розкриття концентратора напружень, ( $^{\circ}$ )
$\sigma_{0.2}$	Умовна межа плинності при випробуваннях на розтяг, МПа
$\sigma_2$	Напруження, що відповідає макропластичній деформації 2% при випробуванні на розтяг, МПа
$\sigma_{11}$	Локальні розтягуючі напруження, МПа
$\sigma_i$	Інтенсивність локальних напружень, МПа
$\sigma_{GY}$	Напруження загальної плинності зразків з концентратором напружень, МПа
$n$	Коефіцієнт деформаційного зміцнення за Холломоном, (-)
$R_{MC}$	Крихка міцність конструкційних матеріалів (напруження мікросколу), МПа
$K_{ms}$	Параметр механічної стабільності гладких зразків, (-)
$\sigma_f$	Критичне напруження втрати стабільності зародкових тріщин, МПа
$e_{in}$	Локальна деформація ініціювання зародкових тріщин, (-)
$F_{V_j}$	Ймовірність руйнування елементарного об'єму, (-)
$\sigma_{th}$	Порогове напруження (нижня границя міцності), МПа
$\xi_{ij}$	мікронапруження що генеруються дислокаціями, МПа
$\eta$	параметр типу мікронапруженого стану
$F_1(\xi_c)$	ймовірність втрати рівноваги ЗТ при заданій величині нормальних мікронапружень
$F(\sigma)$	Ймовірність руйнування при даному рівні напружень, МПа
$\sigma_{NF}$	Номінальне (середнє) напруження руйнування зразків з концентраторами напружень

## ВСТУП

Для забезпечення надійної роботи конструкційних матеріалів, підвищення їх довговічності та попередження раптового крихкого руйнування необхідно мати чітке фізично обґрунтоване розуміння процесів, що відбуваються в слабких ланках будь-якої конструкції, а саме в місцях концентрації напружень – у вістрі надрізів чи гострих тріщин, оскільки здатність металів чинити опір крихкому руйнуванню в умовах неоднорідних силових полів, що створюються концентраторами напружень, характеризує метал як конструкційний матеріал.

Наука про міцність розвивається вже багато років, проте два десятиліття тому стало зрозуміло, що для розв’язання існуючих задач використання лише методів механіки руйнування недостатньо, тому ці задачі почали розглядати з точки зору фізичних процесів, що відбуваються у вістрі концентраторів напружень, так був створений новий напрямок – Локальний підхід до руйнування. Головна ідея Локального підходу – ініціювання крихкого руйнування локалізоване в надзвичайно малому об’ємі “process zone” у вістрі концентратора  $V_{PZ} = 0.001 - 1 \text{ мм}^3$ , причиною локалізації в гранично малих з макроскопічної точки зору об’ємах є сильно неоднорідні силові поля, які виникають в околі концентраторів напружень. Тому руйнування ініціюється *локальними* а не *номінальними* (середніми) характеристиками – напруженням  $\sigma_{II}$  та деформацією  $\epsilon_i$ . В той же час при атестації металів та сплавів їх здатність чинити опір крихкому руйнуванню оцінюється за допомогою номінальних (середніх) характеристик, які визначаються за результатами випробувань на одновісний розтяг, динамічний згин, тощо. Крім того, саме ці характеристики використовуються при розрахунках на міцність елементів конструкцій. У зв’язку з чим встановлення зв’язку між локальними та номінальними характеристиками є актуальною проблемою.

### **Зв’язок роботи з науковими програмами, планами, темами**

Результати, що увійшли в дисертаційну роботу, були отримані в рамках наукових тематик відділу Фізики міцності та руйнування Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, а саме:

1. Відомчої тематики «Фізична природа механічної стабільності ОЦК – металів на нанорівні», 2013-2015рр., № держреєстрації 0111U002084

2. Цільової наукової тематики «Розробка методики та визначення критичних рівнів крихкої міцності опроміненого корпусного металу реакторів ВВЕР-1000 при перепризначенні їх ресурсу», 2013р., № держреєстрації 0113U004838

### **Мета і задачі дослідження**

Мета роботи – встановити закономірності процесу ініціювання крихкого руйнування в локальній області у вістрі концентраторів напружень (кільцевих надрізів чи тріщин) і на цій основі віднайти основні фактори, які визначають рівень локальних характеристик руйнування та встановити зв'язок між *локальними* і *номінальними* характеристиками в конструкційних сталях. Досягнення поставленої мети потребує вирішення наступних задач:

1. Розробити методику визначення мінімального рівня крихкої міцності  $R_{mc}$  конструкційних сталей.
2. Віднайти критичні значення локальних напружень та деформацій при руйнування конструкційних сталей в умовах концентрації напружень. Встановити закономірності їх зміни та основні фактори, які визначають рівень цих величин.
3. Віднайти умови за яких існує зв'язок між локальним напруженням руйнування  $\sigma_f$  і критичним рівнем міцності металу  $\sigma_{2c}$  та розробити методику експериментального визначення критичної температури  $T_c$ , при якій цей зв'язок реалізується.
4. Встановити зв'язок між локальними та номінальними характеристиками окрихчуючої дії концентраторів напружень.
5. Встановити зв'язок між локальним напруженням руйнування  $\sigma_f$  та рівнем крихкої міцності  $R_{mc}$  конструкційних сталей.

*Об'єкт дослідження* – Типові конструкційні сталі, після термічних обробок, які забезпечують широкий інтервал величини їх зміни міцності  $\sigma_{0.2}=372-1530$  МПа.

*Предмет дослідження* – Локальні характеристики ініціювання крихкого руйнування в неоднорідних силових полях, створюваних концентраторами напружень і зв'язок цих величин з номінальними (середніми) характеристиками руйнування зразків з концентраторами напружень та механічними властивостями металу.

## Методи дослідження

1. Низькотемпературні серіальні випробування на одновісний розтяг гладких циліндричних зразків та зразків з концентраторами напружень.
2. Фрактографічні дослідження поверхні зламу.
3. Металографічні дослідження мікроструктури конструкційних сталей.
4. Визначення локальних характеристик руйнування з використанням методу скінчених елементів.
5. Комп'ютерне моделювання процесів утворення та втрати стабільності зародкових тріщин в полікристалічному агрегаті.

## Наукова новизна отриманих результатів

1. Встановлено зв'язок між величиною локального напруження ініціювання крихкого руйнування  $\sigma_f$  в околі концентраторів напружень та рівнем мінімального напруження крихкого руйнування металу  $R_{mc}$ .
2. Розроблена і апробована фізично обґрунтована методика визначення критичної температури крихкості  $T_c$ , при якій існує однозначний зв'язок величини локального напруження руйнування  $\sigma_f$  та критичним рівнем міцності  $\sigma_{2c}$  металу.
3. Встановлено зв'язок між параметром  $q_\sigma$ , який характеризує окрихчуючу дію концентратора напружень, та критичним рівнем механічної стабільності  $K_{msc}$  металу.
4. Встановлено, що ключовим ефектом, який контролює здатність конструкційних матеріалів чинити опір крихкому руйнуванню в умовах концентрації напружень є перевищення величини локального напруження руйнування  $\sigma_f$  над рівнем крихкої міцності  $R_{mc}$  металу. Цей ефект обумовлений зменшенням кількості зародкових тріщин критичних розмірів в результаті локалізації процесу ініціювання руйнування в гранично малому об'ємі «process zone».
5. Для типових конструкційних сталей в широкому інтервалі значень їх міцності отримані кількісні дані щодо їх стійкості до окрихчення внаслідок дії концентраторів напружень.

6. Встановленні закономірності впливу структурного стану конструкційних сталей на їх здатність чинити опір крихкому руйнуванню в умовах концентрації напружень.

### **Практичне значення отриманих результатів**

1. Розроблена методика експериментального визначення рівня крихкої міцності конструкційних сталей, яка не потребує проведення затратних серіальних низькотемпературних випробувань і може бути реалізована в умовах заводської лабораторії.

2. Запропонована нова характеристика  $k_v$ , яка на кількісному рівні дозволяє оцінити якість сталі, як конструкційного матеріалу. Розроблена методика її експериментального визначення. Отримані експериментальні значення цієї характеристики в широкому інтервалі значень міцності конструкційних сталей.

### **Особистий внесок здобувача**

Постановка задач, обговорення та інтерпретація отриманих результатів проведені з науковим керівником д.ф-м.н, професором Котречко С.О. Автор роботи брав участь у написанні статей та звітів на основі отриманих результатів разом із співавторами. Основний обсяг проведених термічних обробок, серіальних низькотемпературних випробувань на одновісний розтяг, а також комп'ютерних розрахунків та обробка експериментальних і розрахункових даних були виконанні особисто здобувачем. Комп'ютерні розрахунки проведені у співпраці з к.ф-м.н. м.н.с Мамедовим С.О., фрактографічні дослідження на електронному растровому мікроскопі проведені в співпраці з м.н.с. Синюком В.С. (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАНУ).

### **Апробація результатів дисертаційної роботи**

Результати дисертаційної роботи доповідались на наступних конференціях:

1. Міжнародна науково-технічна конференція **DFMN 2011** «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», Москва, Росія, 22-25 жовтня 2011р.;
2. Міжнародна конференція «Одинговские чтения», Москва, Росія, 13-16 вересня 2012р.;
3. Міжнародна науково-технічна конференція «Конструкційна міцність матеріалів і ресурс обладнання АЕС», Київ, Україна, 15-19 жовтня 2012.;

4. Сьома міжнародна конференція **MSMF-7 «Materials structure & micromechanics of fracture»**, Брно, Чеська Республіка, 1-5 липня 2013р.;
5. Міжнародна науково-технічна конференція **DFMN 2013 «Деформація и разрушение материалов и наноматериалов»**, Москва, Росія, 22-25 жовтня 2013р.;
6. П'ята міжнародна науково-технічна конференція **«Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій»**, Львів, Україна, 24-27 червня 2014р.;
7. Міжнародна науково-технічна конференція **«Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування та прогнозування»**, Тернопіль, Україна, 21-24 вересня 2015р.

#### **Публікації**

Результати дисертації опубліковані в 6 роботах, із них 4 статті в науковому фаховому виданні «Металофізика та новітні технології», одна стаття в міжнародному науково фаховому виданні «Key Engineering Materials», 1 стаття в збірнику матеріалів конференції, та 6 тез доповідей.

#### **Структура та обсяг дисертації**

Дисертаційна робота складається із вступу, 6 розділів, висновків, списку використаних джерел із 65 найменувань. Повний обсяг дисертації становить 122 сторінки машинописного тексту із врахуванням 60 рисунків та 8 таблиць.

## РОЗДІЛ 1

### ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

За для забезпечення надійної роботи та довговічності металічних конструкцій від раптового крихкого руйнування необхідно мати ясне, фізично обґрунтоване розуміння явища крихкості та факторів, які окрихчують матеріал.

Відомо, що крихкість чи пластичність не властивості матеріалу, а лише характеристики стану в якому матеріал може знаходитись в залежності від факторів таких як: температура, швидкість деформації, наявність концентраторів напружень, чи структурних особливостей.

Крихке руйнування зазвичай відбувається при нестабільному, лавиноподібному рості тріщин, йому характерна швидкість співрозмірна із швидкістю звуку в металі. Дослідження явища крихкого руйнування зазвичай проводять з використанням одного з критеріїв, які умовно можна поділити на силові та енергетичні. Згідно із силовими критеріями локальне напруження в місці зародження тріщини має перевищувати критичний рівень. За енергетичних критеріїв процес зародження та втрати стабільності тріщини має бути енергетично вигідним. В цілому, енергетичний критерій - необхідна умова руйнування, силовий - достатня.

На практиці метали руйнуються за напружень на кілька порядків нижчих теоретично розрахованих, причина такої невідповідності – дефекти кристалічної будови. При крихкому руйнуванні основну роль відіграють зародкові тріщини (ЗТ), ці дефекти в процесі крихкого та квазікрихкого руйнування відіграють таку ж ключову роль як дислокації в процесі пластичної деформації.

#### **1.1 Зародкові тріщини та мікромеханізми їх утворення в металах і сплавах**

В основі механізму утворення зародкових тріщин лежить пластична деформація, тобто рух дислокацій. Як вважають автори [1] всі відомі дислокаційні механізми можна поділити на три групи. До першої групи відносяться моделі, які базуються на концепції скупчення дислокацій в активних площинах ковзання, вони виникають коли рухомі дислокації зустрічаються з бар'єрами, якими можуть виступати великокутові границі зерен, включення інших фаз, двійники, сидячі

дислокації, тощо. Зародкові тріщини виникають в результаті взаємодії дислокацій в площині ковзання завдяки наявності полів напружень в голові скупчення. До цієї групи відносяться моделі Зінера-Стро [2], Беллафа-Гілмана [3], Орована-Стро [4] згідно [5] поблизу голови скупчення  $n$  крайових дислокацій, які стиснуті дотичним напруженням  $\tau$ , виникає розтягуюче напруження величиною пропорційною  $n\tau$ . Оскільки руху дислокацій перешкоджає напруження тертя ґратки  $\tau_0$ , то результуюче ефективне напруження, що діє на скупчення дислокацій рівне різниці  $\tau - \tau_0$ , а розтягуюче напруження, що виникає, має порядок  $n(\tau - \tau_0)$ . Утворення зародкових тріщин є результатом цієї концентрації напружень.

До другої групи відносяться моделі, які пов'язують виникнення зародкових тріщин з утворенням дислокаційних скупчень в процесі розвитку пластичної деформації та взаємодією дислокацій, що розташовані в системах ковзання які перетинаються [6]. Класичний приклад цієї групи – модель Котрелла [7]

Третя група це моделі безбар'єрних механізмів зародження тріщин: вакансійний механізм – об'єднання ланцюжків вакансій, які утворились в процесі руху дислокацій, механізм зародження тріщин в результаті злиття дислокацій протилежних знаків, тощо.

Аналіз мікромеханізмів утворення ЗТ дозволяє зробити висновок про неоднорідний характер мікропластичних деформацій, що призводить до несумісностей пластичної деформації на границях зерен і є основною причиною утворення ЗТ в кристалічних твердих тілах. Ці несумісності призводять до утворення потужних полів мікронапружень, достатніх для появи зародкових тріщин довжиною 0.05-0.5мкм. Утворення ЗТ є елементарним актом процесу руйнування.

Проте вирішальним є не схема зародження тріщини, а характер її поведінки в процесі пластичної деформації, головне питання чи залишиться тріщина стабільною, чи почне катастрофічно рости призводячи до руйнування. Найбільш повно математично обґрунтована теорія, щодо цього питання була розроблена

Стро [2]. Згідно з його концепцією критичним моментом руйнування є стадія зародження тріщини, поява якої одразу призводить до руйнування. Напруження руйнування добре співставляється з емпіричною залежністю Петча [8] для напруження крихкого сколу маловуглецевої сталі:

$$\sigma_p = \sigma_o + K_p \cdot d^{-1/2}, \quad (1.1)$$

де  $\sigma_o$  - опір ґратки руху дислокацій,  $d$  - розмір феритного зерна,  $K_p = \left( \frac{6\pi\gamma G}{1-\nu} \right)^{1/2}$  - коефіцієнт пропорційності.

Результати фрактографічного аналізу поверхонь зламу підтверджують реалізацію механізму Стро у випадку квазіскольного руйнування кристалів, однак ставлять під сумнів можливість його використання на всій довжині температурного інтервалу крихкості. Не знаходить пояснення наявність у зламах наслідків пластичної деформації, а також ті обставини, що зразки маловуглецевої сталі містять значну кількість стабільних тріщин, які не приймають участі в руйнуванні [2]. Розвиваючи модель Стро, Котрелл [7] та Петч [8] незалежно один від одного запропонували дислокаційний механізм руйнування, в якому допускається стабільне підростання тріщини до розмірів  $c$  з наступним її підростанням при збільшенні розтягуючого напруження до грифітсовського значення:

$$c = \frac{2\gamma G}{\pi(1-\nu)\sigma^2}, \quad (1.2)$$

де  $\sigma$  – локальне нормальне напруження зародження тріщини

Невизначеність цього виразу у розрахунку  $\gamma$  - поверхневої енергії, яка в значній мірі залежить від пластичної деформації у вістрі тріщини. Орован [9] ввів замість величини  $\gamma$  її ефективний еквівалент -  $\gamma_{ef}$ , який враховує роботу пластичної деформації, тоді:

$$\sigma_p \approx \left( \frac{E\gamma_{ef}}{c} \right)^{1/2}. \quad (1.3)$$

Основна проблема теорії в'язкого та крихкого руйнування полягає у визначенні чисельного значення  $\gamma_{ef}$ . Орован [9] запропонував гіпотезу згідно з якою при перетині тріщиною границь вивільнюється пружна енергія  $\gamma_p$ , яка була

накопичена на границях зерен. Ця енергія повністю гасить затрати на роботу пластичної деформації, тому  $\gamma_{\text{еф}} = \gamma + \gamma_p$  або  $\gamma = \gamma_{\text{еф}} - \gamma_p$ .

Величина істинної поверхневої енергії  $\gamma$  може бути отримана безпосередньо з дослідів [10,11] або розрахована за термодинамічними параметрами [12]. Розрахунок ефективної поверхневої енергії  $\gamma_{\text{еф}}$  зводиться, в основному, до кількісного аналізу умов руйнування за механізмом Орована-Стро-Котрелла-Петча через експериментальне значення  $\sigma_p$  з урахуванням розміру тріщини:

$$\gamma_{\text{еф}} = \left( \frac{\sigma_p^2 \cdot d}{E} \right). \quad (1.4)$$

Підставляючи характерні для  $\alpha - Fe$  величини в вираз (1.4):  $\sigma_p = 0,5$  ГПа (50 кгс/мм<sup>2</sup>),  $d = 14 \cdot 10^{-5}$  м (0,14 мм),  $E = 2 \cdot 10^2$  ГПа ( $2 \cdot 10^4$  кгс/мм<sup>2</sup>) отримаємо значення ефективної поверхневої енергії  $\gamma_{\text{еф}} = 1,75 \cdot 10^{-2}$  Дж/м<sup>2</sup> ( $1,75 \cdot 10^{-2}$  кгс · мм/мм<sup>2</sup>), що перевищує значення  $\gamma = 2$  Дж/м<sup>2</sup> ( $2 \cdot 10^{-4}$  кгс мм/мм<sup>2</sup>) на два порядки.

## 1.2 Експериментальні докази існування ЗТ

Відповідно до існуючих уявлень час існування зародкових тріщин в металі не перевищує десятих долей секунди. Це обумовлено двома основними факторами, вибухоподібним механізмом виверження накопиченої пружної енергії в результаті утворення ЗТ у вершині дислокаційного скупчення, або в результаті сколу часток другої фази та можливістю релаксації напружень в вершині ЗТ яка зупинилась. Це означає, що якщо в момент утворення ЗТ рівень розтягуючих напружень нижчий за Гріфітссовські, тобто недостатній для катастрофічного росту ЗТ, вона зупиняється. В металах це може призвести до релаксації напружень в її вершині (наприклад, шляхом випускання дислокацій) в результаті чого така зародкова тріщина не може в подальшому конкурувати з щойно утвореними гострими тріщинами, які неперервно генеруються в процесі пластичної деформації. В залежності від умов навантаження (температури, швидкості, тривісності напруженого стану тощо) такі тріщини можуть

захлопуватися, перетворюючись в пори, або повільно підростати, переходячи в розряд другого класу дефектів – мікротріщин.

У чистих ГЦК металів рівень розтягуючих напружень недостатній для катастрофічного поширення ЗТ. Це дозволяє експериментально досліджувати розміри та щільність «відбитків» ЗТ, тобто порожнин, які утворилися в результаті зупинки та розкриття ЗТ. Типові розміри таких відбитків, що були отримані в полікристалічному алюмінії, нікелі та міді складають 80-500нм [13].

Довжина ЗТ є структурно детермінованою, тобто задається параметрами мікроструктури (розміром зерна в однофазних полікристалах, діаметром мартенситного (бейнітного) пакету, перлітної колонії або товщиною цементитної пластини в сталях).

Ця властивість ЗТ має принципове значення для матеріалознавства, оскільки дозволяє керувати довжиною ЗТ, а отже і величиною критичного напруження крихкого руйнування, шляхом цілеспрямованої впливу на мікроструктуру металу та конструкційного сплаву.

Зародкові тріщини утворюються у визначених кристалографічних площинах, що призводить до анізотропії величини критичного напруження крихкого руйнування в металі, якій має кристалографічну текстуру, а також є однією з причин зміни крихкої міцності металу після попередньої пластичної деформації.

Концентрація ЗТ в одиниці об'єму суттєво залежить від величини пластичної деформації. В більшості випадків, при значенні пластичної деформації 1-30% концентрація ЗТ така, що середня відстань між ЗТ більш ніж на 2 порядки перевищує їх довжину, це дозволяє в першому наближенні знехтувати взаємодією між ЗТ, тобто при моделюванні розглядати ансамбль ЗТ як розріджений газ часток які не взаємодіють.

Зародкові тріщини - це тріщини нанорівня, тому вони чуттєві до флуктуації мікронапружень, які виникають при пружних та пластичних деформаціях полікристалічних металів та сплавів.

Згідно концепції Дж.Нотта [14] зародкові тріщини можна розглядати, як Гріффітсовські тріщини нанорівня, які у випадку достатніх мікронапружень в момент утворення втрачають стабільність, що призводить до руйнування.

### 1.3 Фізична модель холодоломкості металів та сплавів

На сьогоднішній день найбільш поширеною характеристикою, яка дозволяє ранжувати сталі за їх стійкістю до роботи при низьких температурах є температура холодоломкості  $T_x$ . На відміну від ГЦК металів, метали з об'ємно центрованою кубічною ґраткою схильні до холодноломкості, це явище суттєво обмежує широке застосування матеріалів з ОЦК ґраткою в якості конструкційного матеріалу. Літературні дані [15] свідчать, що температура переходу до крихкого руйнування  $T_x$  суттєво залежить від структурних особливостей сталі, так зміна характеру зеренної чи дислокаційної структури може змістити значення  $T_x$  на декілька десятків градусів. В рамках моделі Стро [16,17] вдалося достатньо прицезійно проаналізувати ряд структурних факторів, проте певні параметри, що враховуються в моделі, такі як область впливу дислокаційного джерела, не мають достатнього фізичного трактування.

У випадку, якщо відома температурна залежність напруження опору руху дислокацій  $\sigma_0$  то вираз отриманий Коттреллом, що характеризує момент переходу дислокацій ковзання в розкриття має вигляд:

$$(\sigma_0 d^{1/2} + K_y) K_y \geq \beta G \gamma, \quad (1.5)$$

де  $\beta$  – коефіцієнт, що враховує характер напруженого стану;  $G$  – модуль зсуву;  $d$  – розмір зерна;  $K_y$  – коефіцієнт.

Величина напруження  $\sigma_0$  визначається рядом факторів та наближено може бути представлена у вигляді суми складових:

$$\sigma_0 = \sigma_p + \alpha \eta G b \sqrt{\rho} + \sigma_{np} + \sigma_c + \sigma_{pao}, \quad (1.6)$$

де  $\sigma_p$  – напруження спротиву кристалічної ґратки руху дислокацій (може бути інтерпретовано як напруження Паєрса-Набарро).

Метали з ОЦК граткою характеризуються високим рівнем направленої складової в міжатомному зв'язку, тому  $\sigma_p$  дає основний вклад в температурну залежність  $\sigma_0$ . У відповідності до [17] температурна залежність  $\sigma_p$  може бути описана експоненціальною функцією:

$$\sigma_p = C \sqrt[3]{\dot{\varepsilon}} \exp( H / 3kT ), \quad (1.7)$$

де  $C$  – константа матеріалу;  $\dot{\varepsilon}$  – швидкість деформації;  $H$  – енергія активації руху дислокацій.

В рамках такого підходу вираз для температури холодноломкості  $T_x$  має вигляд

$$T_x = H / 3k \{ \ln[ ( \frac{\beta G \gamma}{K_y} ) d^{-1/2} - \sum_i \sigma_i ] - \ln C \sqrt[3]{\dot{\varepsilon}} \}, \quad (1.8)$$

$$\text{де } \sum_i \sigma_i = a \eta G b \sqrt{\rho} + \sigma_{np} + \sigma_{\psi} + \sigma_{рад}$$

Залежність (1.8) дозволяє в явному вигляді встановити зв'язок між температурою холодноломкості  $T_x$  та складовими, що характеризують опір руху дислокацій, розмір зерна полікристалу та швидкість деформації.

#### 1.4 Критична температура крихкості в умовах концентрації напружень

Принцип визначення критичної температури крихкості зразків з концентраторами напружень, як межі переходу матеріалів із в'язкого в крихкий стан зображений в класичній схемі А.Ф.Йоффе (рис. 1.1) [18].

На цій схемі співставляються температурні залежності напруження необхідного для початку пластичної деформації – межа плинності  $\sigma_{0.2}$ , та напруження крихкої міцності – істинного напруження руйнування  $S_{відриву}$ . Величина  $S_{відриву}$  згідно уявлень Йоффе практично не залежить від температури, а величина  $\sigma_{0.2}$  має тенденцію до збільшення при зниженні температури.

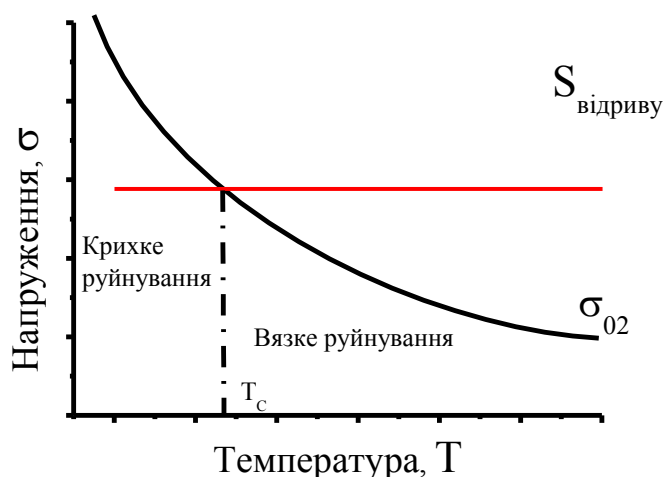


Рисунок 1.1 – Класична схема Йоффе, що пояснює перехід із пластичного стану матеріалів в крихкий [18].

Критична температура крихкості  $T_c$  визначається точкою перетину цих кривих. Із схеми видно, що при  $T > T_c$  руйнування відбувається в'язке, оскільки перед руйнуванням матеріал має змогу пластично деформуватись, при  $T < T_c$  руйнування – крихке. Завдяки схемі А.Ф.Йоффе вперше було зроблено спробу пояснити явище холодоломкості металів. До холодоломких металів, здатних при низьких температурах руйнуватись крихко, відносяться більшість металів з ОЦК-граткою (залізо та сплави на основі заліза, хром, молібден, вольфрам) та ГПУ-граткою (цинк, кадмій, магній). Метали із ГЦК-граткою (мідь, алюміній, нікель) руйнуються в'язко навіть при температурах близьких до температури абсолютного нуля ( $T_c$  алюмінію  $4,3^0\text{K}$ ). Це пояснюється високими значеннями  $S_{\text{відриву}}$  та слабкою температурною залежністю межі плинності.

За допомогою схеми Йоффе можна оцінити здатність металів переходити в крихкий стан не тільки внаслідок зниження температури, але й під дією інших факторів, що впливають на величини  $S_{\text{відриву}}$  та  $\sigma_{0.2}$ , це насамперед *концентратори напружень, швидкість деформації, мікроструктурні параметри* (розмір зерна, перлітної колонії, колишнього аустенітного зерна та інш.). Критерій  $T_c$  дозволяє проводити якісне порівняння здатності металу чинити опір крихкому руйнуванню.

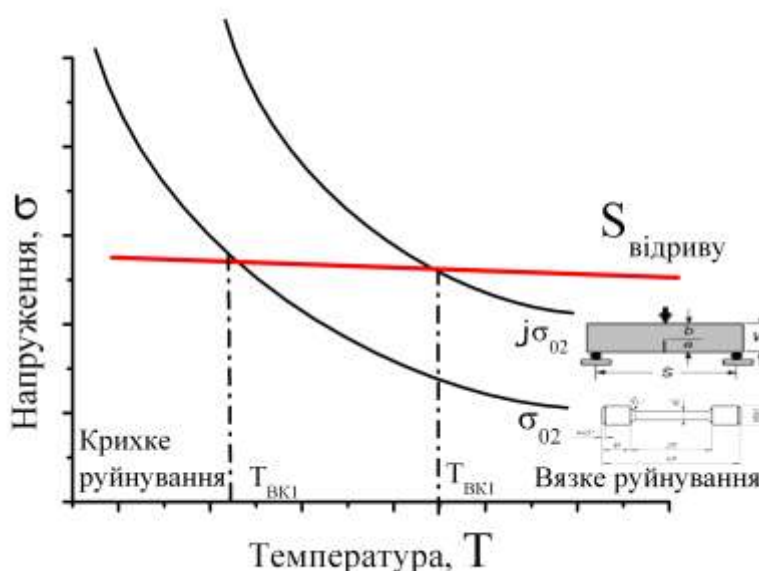


Рисунок 1.2 – Схема Йоффе, що пояснює зміщення крихкості в наслідок впливу концентрації напружень(  $j$  - жорсткість напруженого стану, або коефіцієнт перенапруження за Ноттом)

Зразок з надрізом чи тріщиною має більш високе значення критичної температури  $T_c$ , оскільки у відповідності до уявлень Менаже-Людвіка [19] наявність тривісного розтягу в околі вершини концентратора є причиною зменшення рівня діючих дотичних напружень, і як результат, збільшення величини розтягуючих напружень, при яких починається пластична деформація. Таким самим чином на границю плинності впливає збільшення швидкості деформації. Зміна розміру зерна в свою чергу впливає на істинне напруження відриву, дрібнокозернистим структурам властиве вище значення напруження відриву ніж для крупнозернистих структур. Тому схема Йоффе для зразків з концентраторами (рис. 1.2) показує, що: при  $T < T_{BK1}$  відбувається крихке руйнування, при  $T > T_{BK2}$  - в'язке, а в інтервалі температур між  $T_{BK1}$  та  $T_{BK2}$  зразки без концентратора руйнуються в'язко, а з концентратором – крихко.

З часів А.Ф.Йоффе розуміння природи в'язко-крихкого переходу значно поглибилось, вчені розробили десятки критеріїв визначення критичних температур. Більшість методів визначення  $T_c$  умовно можна поділити на 3 групи:

1. Енергетичні
2. Фрактографічні
3. Деформаційні

До енергетичних методів визначення критичної температури відносять:

1.1 групу методів, що базуються на заданому значенню роботи руйнування  $A_p$ , в залежності від матеріалу та призначення конструкції. Величина критичного значення  $A_p$  за якою визначають  $T_c$  як правило лежить в межах 20-40 [Дж / см<sup>2</sup>].

1.2 група методів оснований на відносному зменшенні роботи руйнування  $A_p$ , зазвичай до 50%

1.3 методи основані на відносній енергії руйнування, суть яких полягає в нормуванні ударної в'язкості руйнування  $KCV$  або  $KCU$  на максимальну величину цієї величини  $KCV_{max}$  чи  $KCU_{max}$ . Постулюється, що критичній температурі відповідає умова  $KCV / KCV_{max} = 0.55$ .

Найвідоміший серед фрактографічних критеріїв визначення критичної температури  $T_c$  безперечно – зменшення долі в'язкої складової до 50%.

Деформаційні критерії основані на фіксації певної величини деформації – відносного звуження  $\psi$  в шийці циліндричного зразка чи поперечного розширення  $\lambda$  на протилежному боці надрізу призматичних зразків Шарпі.

Існують і такі методи які складно класифікувати до однієї з груп, як наприклад, критерій запропонований А.Я.Красовським та Ю.А.Кашталом [20], які пропонують визначати критичну температуру  $T_c$ , як максимальну температуру де ще виконується умова плоскої деформації  $B \geq 2.5(K_{1C} / \sigma_{02})^2$ . Автори роботи [21] Г.А.Вомпе та К.К.Рябой пропонують визначати критичну температури за видом діаграм, якщо отримані діаграми «зусилля-видовження» відображають прямі лінії то це крихке руйнування, якщо ж перейшли межу плинності – в'язке руйнування. Критичну температуру  $T_c$  вважають усередненою між останньою крихкою та першою в'язкою.

Кожен із вище згаданих критеріїв має свої переваги та недоліки, зокрема візуальний огляд фактографічних критеріїв не виключає значних похибок та

суб'єктивності [22]; енергетичні критерії основані на роботі руйнування сильно залежать від товщини зразка [23]; показники пластичності в деформаційних методах сильно залежать від міцності  $\sigma_{0.2}$  матеріалу та його здатності до деформаційного зміцнення  $n$ , і тому надійно їх можна використовувати лише до  $\sigma_{0.2} = 700$  МПа [24].

Автори роботи [25] Д.М.Шур та С.А. Шпак провели порівняння температур (рис.1.3) отриманих за різних критеріїв і зробили висновок про досить умовний характер самого поняття критичної температури  $T_c$ .

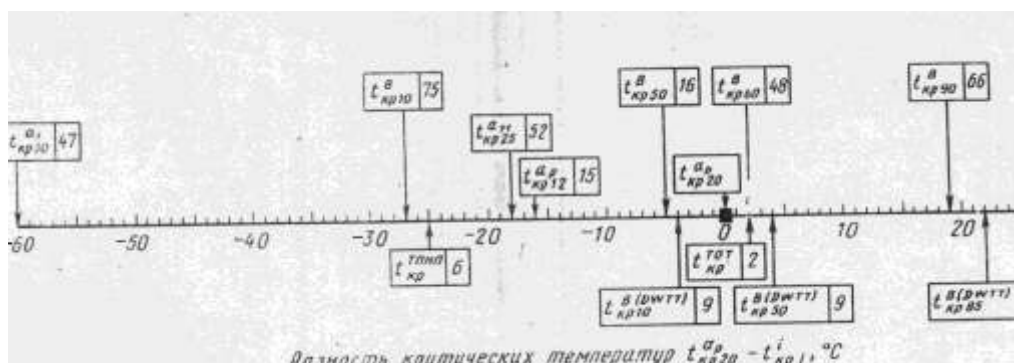


Рисунок 1.3 – Порівняння критичних температур крихкості отриманих за різних критеріїв. Дані роботи Д.М.Шура та С.А.Шпака [25]

Аналізуючи елементарні етапи утворення та розповсюдження тріщин в металах, розвинувши ідеї Стро (де встановлено аналітична залежність  $T_c$  від структурних та субструктурних факторів), В.І.Трефілов отримав фізично обґрунтований вираз для розрахунку критичної температури при руйнуванні в умовах одновісного розтягу.:

$$T_c = \frac{\sigma_0 - 0.75 K_f l^{-0.5}}{\beta \ln\left(\frac{N}{\varepsilon} \left(\frac{l}{d}\right)^{0.5}\right)}, \quad (1.9)$$

де  $\sigma_0$  - сумарний опір руху дислокацій при температурі абсолютного нуля ( $T = 0^\circ K$ ),  $l$  - розмір блоків субструктури,  $\beta$ ,  $K_f$  та  $N$  константи для даного матеріалу,  $\varepsilon$  - деформація.

Літературний огляд показує, що величина  $T_c$  не може безпосередньо використовуватись для кількісної оцінки здатності матеріалу чинити опір крихкому руйнуванню, що є її основним недоліком. Така оцінка передбачає використання сучасних методів такритеріїв крихкого руйнування.

## 1.5 Локальний підхід до руйнування

Локальний підхід (ЛП) до руйнування це напрямок науки про руйнування, який був створений в 80-х роках минулого століття та активно розвивається дотепер. В ньому використовуються методи мікромеханіки та враховуються фізичні особливості процесів утворення та втрати стабільності ЗТ в околі магістральної тріщини, або будь-якого іншого концентратора напружень. Локальний підхід в широкому розумінні передбачає опис руйнування металу в умовах концентрації напружень на підставі аналізу локальної картини руйнування металу в околі вершини концентратора. Центальною проблемою у такому підході є розробка критерію руйнування металу в умовах концентрації напружень. Головна вимога до якого – інваріантність до параметрів та типу концентратора. Завдяки розвитку ЛП в межах єдиного наближення можна аналізувати процес руйнування зразків будь-якої геометрії, з довільним концентратором напружень. Головна особливість Локального підходу полягає в тому, що критерії руйнування включають як локальні ( $\sigma_f, e_f$ ) так і номінальні (середні)  $\sigma_{NF}$ ,  $K_{IC}$  характеристики руйнування.

### 1.5.1. Детерміністична версія Локального підходу

Розвиток уявлень про руйнування матеріалів тісно пов'язаний з дослідженнями міцності у неоднорідних силових полях, створюваних концентраторами напружень. Відомо, що змінюючи параметри концентратору напружень можна варіювати співвідношенням між максимальними дотичними  $\tau_{\max}$  та нормальними  $\sigma_{I\max}$  напруженнями, що згідно з запропонованою діаграмою механічного стану Я.Б.Фрідмана (рис.1.4) дозволяє перейти від руйнування зсувом до руйнування відривом, тобто змінюючи вид напруженого стану можна змінити характер руйнування від крихкого до в'язкого.

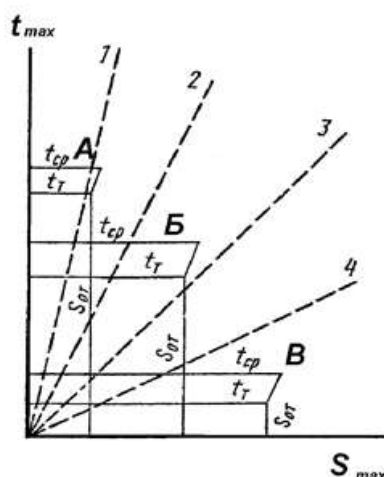


Рисунок 1.4 – Діаграма Фрідмана

Вперше цією особливістю зацікавився Г.В.Ужик [26], що використовував концентратори як інструмент для дослідження опору відриву  $R_\sigma$ . Ця характеристика  $R_\sigma$  являє собою силовий критерій крихкого руйнування та характеризує здатність матеріалу чинити опір крихкому руйнуванню під дією нормальних напружень. Г.В.Ужик вперше звернув увагу на той факт, що поведінка матеріалу під навантаженням визначається локальними напруженнями у вістря концентратора, а не середніми напруженнями, які діють в поперечному перерізі зразка. Саме тоді вперше було показано, що крихке руйнування пластичних матеріалів відбувається, коли локальний об'єм у вершині надрізу піддається багатовісному нерівномірному розтягу. Математичний критерій крихкого руйнування сформований як:

1. Крихке руйнування без деформації:

$$\sigma_i < \sigma_T \quad \sigma_1 = R_\sigma \quad (1.10)$$

де  $\sigma_T$  – межа плинності;

$\sigma_i, \sigma_1$  – інтенсивність напружень та максимальне розтягуюче напруження;

$R_\sigma$  – Опір відриву недеформованого матеріалу.

2. Крихке руйнування після деформації:

$$\sigma_i > \sigma_T \quad \sigma_1 = R_{\sigma i} \quad (1.11)$$

де  $R_{\sigma i}$  – опір відриву після пластичної деформації, що збільшується з ростом ступеню наклепу.

Опір відриву  $R_\sigma$  розуміється як максимальна міцність реального матеріалу, що характеризує середню величину сил зчеплення для всього полікристалу, за аналогією, як межа плинності  $\sigma_T$  характеризує середній опір здвигу полікристалічного зразка.

Важливий вклад в розвиток уявлень, щодо процесу крихкого руйнування в умовах неоднорідних силових полів був зроблений Л.А.Копельманом, він інтерпретував опір відриву  $S_{omp}$  як мінімальне напруження крихкого руйнування при температурі в'язко-крихкого переходу в умовах одновісного розтягу. При цьому була зроблена спроба встановити зв'язок між  $S_{omp}$ , визначеним при одновісному розтязі, і максимальним локальним напруженням у вістрі концентратора. Л.А.Копельман довів, що в першому наближенні залежність опору відриву від деформації інваріантна до виду напруженого стану [27].

На той час сформувалась система уявлень згідно з якою максимальне головне напруження  $\sigma_f$  в момент руйнування розглядалось як фундаментальна характеристика матеріалу, що відображає його здатність чинити опір крихкому руйнуванню. Головний недолік використання  $\sigma_f$  в якості міри міцності матеріалу полягає в тому, що безпосередньо з експерименту *локальне* напруження руйнування визначити неможливо, його можна лише розрахувати розв'язуючи краєву задачу. Від способу вирішення краєвої задачі залежить не тільки точність отриманих розрахунків, а й фізичний сенс цієї характеристики. Так численні дослідники на чолі з Дж. Ноттом використовували теорію ліній ковзання [28], що дозволяло визначити  $\sigma_f$  лише за однієї температури, коли руйнування відбувається в момент загальної плинності зразка з концентратором. Змінюючи кут розкриття концентратора Дж.Нотт варіював коефіцієнтом перенапруження, тим самим зміщуючи температуру загальної плинності. Точність розв'язання краєвої задачі не дозволила йому встановити певну температурну залежність локального напруження руйнування  $\sigma_f$ . Щоб пояснити ці ефекти, не виходячи за рамки концепції Йоффе-Орована, було запропоновано умову руйнування в

неоднорідних силових полях як досягнення значення  $\sigma_f$  не в точці, а в межах деякої області

$$\sigma_{1\max}(x_c) = \sigma_f, \quad (1.12)$$

де  $x_c$  – характеристична відстань.

З рисунку 1.5 видно, що  $x_c$  повинно мати таку величину, щоб забезпечити сталість рівня напруження руйнування  $\sigma_f$  для надрізів різних радіусів. Більшість дослідників розглядали характеристичну відстань, як структурну константу матеріалу. Тому були зроблені спроби встановити зв'язок між  $x_c$  та розміром дійсного зерна. Для більшості конструкційних сталей  $x_c$  лежить в межах  $2-3 d_\phi$ .

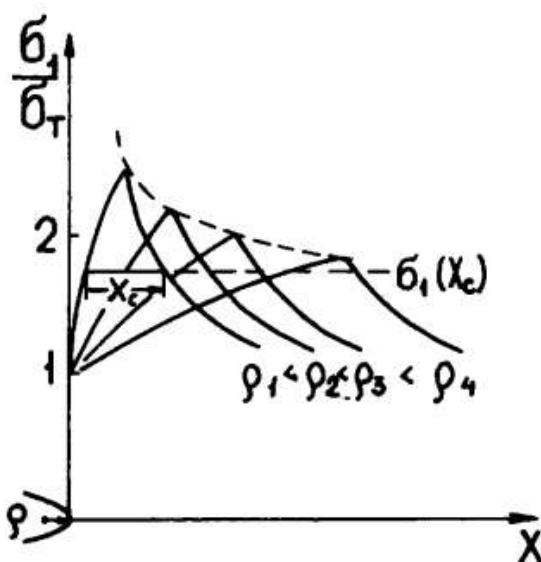


Рисунок 1.5 – Інтерпретація характеристичної відстані  $x_c$  за Кюне [29]

Вперше поняття характеристичної відстані було введено при аналізі картини руйнування в вершині макроскопічної втомної тріщини, оскільки через сингулярність напружень у вершині умова руйнування  $\sigma_{1\max}(x_c) = \sigma_f$  виконується при безкінечно малих зовнішніх напруженнях. Варто звернути увагу на те, що величина  $x_c$  розраховується за експериментальними даними  $K_{IC}$  та  $\sigma_f$  і тому в залежності від способу та точності визначення цих величин, значення  $x_c$  досліджуваних сталей за однакових умов можуть відрізнятись.

Величина  $x_c$  як структурна характеристика металу знайшла своє застосування в численних моделях, як іноземних – Каррі та Нотт [30] так і вітчизняних – А.Я.Красовський [20] науковців. Проте фізичні уявлення про природу руйнування не вийшли далеко за рамки уявлень Йоффе про здатність матеріалу чинити опір відриву  $S_{отр}$  згідно якого постулюється незалежність  $S_{отр}$  від виду напруженого стану, швидкості навантаження та температури випробувань. Основний прогрес полягає в встановленні зв'язку між локальним напруження руйнування  $\sigma_f$  та параметрами мікроструктури.

### 1.5.2. Статистичний опис ініціювання крихкого руйнування в околі тріщини, або надрізу

Статистичні моделі передбачають розрахунок ймовірності руйнування зразка з концентратором (надрізом чи тріщиною) за допомогою «розбиття» всього об'єму зразка на сукупність певним чином вибраних елементарних об'ємів  $V_j$ , та розрахунку ймовірності руйнування кожного елементарного об'єму.

$$F_{V_j} = F(\sigma_{11} > \sigma_f; e > e_{in}), \quad (1.13)$$

де  $\sigma_{11}$  - головне локальне розтягуюче напруження що діє в вибраному елементарному об'ємі;  $\sigma_f$  - критичне напруження втрати стабільності зародкових тріщин;  $e$  - інтенсивність локальних пластичних деформацій;  $e_{in}$  - локальна деформація ініціювання зародкових тріщин.

Умова руйнування зразка з надрізом чи тріщиною, що містить  $N$  таких елементарних комірок (об'ємів) визначається наступним чином:

$$1 - \prod_{i=1}^N [1 - F_{V_j}] = F_C, \quad (1.14)$$

де  $F_C$  - допуск на ймовірність руйнування.

В практичному плані приймаються величини  $F_C = 5\%$  - нижня границя напруження руйнування,  $F_C = 95\%$  - верхня границя,  $F_C = 50\%$  - при симетричній функції густини ймовірності руйнування відповідає середній величині напруження руйнування.

Головна проблема статистичних підходів – віднаходження функції ймовірності руйнування комірки  $v_j$ . В більшості робіт (зокрема BEREMIN-модель[31]) постулюється можливість використання розподілу Вейбула:

$$F_{v_j}(\sigma) = 1 - \exp\left\{-\frac{V_j}{V_0}\left(\frac{\sigma_f - \sigma_{th}}{\sigma_u}\right)^m\right\} \quad (1.15)$$

де  $\sigma_{th}$  - порогове напруження (нижня границя міцності);  $m$  - параметр, що визначає форму функції ймовірності;  $\sigma_u$  - характеризує чутливість напруження руйнування до зміни об'єму;  $v_j$  - об'єм елементарної комірки;  $V_0$  - еталонний об'єм.

При цьому постулюється, що параметри Вейбула  $(\sigma_{th}, m, \sigma_u, V_0)$  – є константами металу, тобто не залежать від напружено-деформованого стану конструкції.

Для спрощення розрахунків деякі дослідники користуються дво-параметричним критерієм, тобто приймають  $\sigma_{th}=0$  [31,32,33], що з фізичної точки зору не може бути в принципі, тому дво-параметричний критерій Вейбула варто розглядати як спрощення зручне для апроксимацій проте позбавлене фізичного змісту.

Незважаючи на успіхи використання статистичної моделі із застосуванням розподілу Вейбула, зокрема успішному прогнозуванню температурної залежності номінального напруження руйнування зразків на згин, та тріщиностійкості в нижньому шельфі, на сьогоднішній день існує багато підстав говорити про обмеженість концептуальної бази. Зокрема в роботі [29] показано, що розрахункове значення напруження руйнування більше ніж на 30% вище ніж експериментальні.

Більш коректний підхід запропонований в роботі [34] де використовують трьох параметричний розподіл Вейбула, а параметри функції Вейбула визначались на основі даних щодо розподілу карбідних часток, які виступають в ролі джерел зародкових тріщин. Такий підхід дозволив більш точно описати температурні залежності номінального напруження руйнування зразків з надрізом, та тріщиностійкість сталі в нижньому шельфі. Проте розраховане значення порогового напруження  $\sigma_{th}$  значно перевищує величину мінімального

напруження крихкого руйнування зразків без концентраторів. Вказані вище недоліки настановлюють на думку, що запропонований варіант ЛП є концептуально незамкненим, що не дає змоги встановити вклад мікроструктурних параметрів та характеру НДС в ймовірність руйнування.

В останні роки в роботах [35,36,37] запропонований новий підхід, до розв'язання задач ЛП. Він полягає у визначенні виду функції ймовірності руйнування та величини її параметрів виходячи із "перших принципів", тобто з аналізу елементарних актів руйнування, пов'язаних з утворенням та втратою рівноваги зародкових тріщин.

### 1.5.3 Фізична версія Локального підходу до руйнування

На сьогоднішній день вважається, що причиною крихкого руйнування металів є зародкові тріщини ЗТ. Це особливий вид дефектів кристалічної структури, які не існують в гратці початково, а утворюються в процесі пластичної деформації, шляхом несумісництва мікропластичних деформацій. Ці несумісності накопичуються на границях зерен та призводять до виникнення потужних полів мікронапружень, достатніх для розриву міжатомних зв'язків та утворення субмікростріщин. Базуючись на цих уявленнях в роботі [37] вперше отриманий вираз, що описує фактори які впливають на розмір ЗТ:

$$a = \frac{p}{\gamma} \left( \frac{\delta \tau_c}{\beta} \right) \frac{d_g}{\varepsilon}, \quad (1.16)$$

де  $\beta$  – константа;  $d_g$  – розмір зерна;  $\varepsilon$  – величина еквівалентної мікропластичної деформації у зерні розміром  $d_g$ .

У полікристалічних матеріалах розмір зерна  $d_g$ , та величина мікропластичної деформації  $\varepsilon$  – величини випадкові, тому розмір зародкової тріщини  $a$  також випадкова величина. Отже як слідує із вище сказаного, характер розподілу розмірів зародкових тріщин суттєво залежить від пластичної деформації.

Розміри зародкових тріщин – субмікроскопічні, їх довжина зазвичай не перевищує 1мкм, тому мікронапруження суттєво впливають на поведінку цих

дефектів і можуть спричинити втрату їх стабільності, а отже катастрофічне поширення. В роботі [37] доведено доцільність розділяти мікронапруження створені пружними деформаціями  $\xi_{ij}$ , та мікронапруження що генеруються дислокаціями  $\xi_{ij}^p$ . В першому наближенні  $\xi_{ij}$  однорідно розподілені в межах зерна, змінюючись лише при переході від зерна до зерна. Величина дисперсії цих напружень визначається макронапруженим станом полікристалічного зразка, тобто залежить від головних мікронапружень  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ . Обчислити дисперсію мікронапружень можна за описаними в [38] аналітичними залежностями:

$$\begin{aligned} D(\xi_{11}) &= D_I \sigma_1^2 + D_{II} (\sigma_2^2 + \sigma_3^2) + 2[\mu_I (\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_1 \sigma_3) + \mu_{II} \sigma_2 \sigma_3] \\ D(\xi_{22}) &= D_I \sigma_2^2 + D_{II} (\sigma_1^2 + \sigma_3^2) + 2[\mu_I (\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3) + \mu_{II} \sigma_1 \sigma_3] \\ D(\xi_{33}) &= D_I \sigma_3^2 + D_{II} (\sigma_2^2 + \sigma_1^2) + 2[\mu_I (\sigma_1 \sigma_3 + \sigma_2 \sigma_3) + \mu_{II} \sigma_2 \sigma_1], \end{aligned} \quad (1.17)$$

де  $D_I, D_{II}, \mu_I, \mu_{II}$  – коефіцієнти, що визначаються пружними константами кристалічної ґратки та законом розподілу розорієнтацій зерен.

Із залежності (1.17) випливає навіть при одновісному розтязі полікристалу ( $\sigma_1 > 0, \sigma_2 = \sigma_3 = 0$ ) окремі зерна знаходяться у багатовісному напруженому стані ( $\xi_{11} \neq 0, \xi_{22} \neq 0, \xi_{33} \neq 0$ ). При цьому мають місце значні флуктуації мікронапружень, наприклад за умов одновісного розтягу полікристалічного заліза мікронапруження  $\xi_{11}$  лежить в інтервалі  $0.6\sigma_1 \dots 1.4\sigma_1$ , а величини мікронапружень  $\xi_{22}$  та  $\xi_{33}$  в межах  $-1.24\sigma_1 \dots +1.24\sigma_1$ .

Сформульована умова рівноваги субмікростріщин у двовірному наближенні має вигляд:

$$\xi_{11} + \tilde{\xi} = \frac{K}{\sqrt{a}} \varphi(\theta, \eta), \quad (1.18)$$

де  $\eta = \frac{\xi_{22}}{\xi_{11}}$  – параметр типу мікронапруженого стану;

$\theta$  – кут між площиною тріщини та напрямком мікронапружень  $\xi_{11}$ ;  $K$  – коефіцієнт, що характеризує опір металу поширенню зародкової тріщини;  $\varphi(\theta, \eta)$  – функція впливу мікронапруженого стану та орієнтації зародкової тріщини на величину Гріффітського напруження.

$$\varphi(\theta, \eta) = \frac{1}{\sqrt{\sin^2 \theta + \eta \cos^2 \theta}}. \quad (1.19)$$

Враховуючи вираз (1.18) можна отримати вираз для критичної величини розтягуючих мікронапружень  $\xi_{11}$ , за яких зародкова тріщина стане нестабільною:

$$\xi_c = \frac{K}{\sqrt{a}} \varphi(\theta, \eta) - \tilde{\xi}. \quad (1.20)$$

Залежність (1.20) дозволяє отримати вираз, що описує ймовірність втрати стабільності та катастрофічного росту зародкової тріщини при заданому рівні мікронапружень:

$$F(\sigma) = \frac{1}{2} \int_{\xi_c^{\min}}^{\xi_c^{\max}} f_1(\xi_c) [1 - \operatorname{erf}(\frac{\xi_c - \sigma_f}{\sqrt{2} I(\xi_{11}) \sigma_c})] d\xi_c, \quad (1.21)$$

де  $f_1(\xi_c) = \frac{dF_1(\xi_c)}{d\xi_c}$ ;  $F_1(\xi_c)$  – ймовірність втрати рівноваги ЗТ при заданій величині нормальних мікронапружень  $\xi_c$ ;  $I(\xi_{11})$  - коефіцієнт варіації мікронапружень  $\xi_{11}$ .

У процесі пластичної деформації полікристалу утворюється ансамбль з  $N_a$  субмікростріщин. Ймовірність катастрофічного поширення  $F_n(\sigma_f)$  не менше ніж однієї з них описується залежністю:

$$F_n(\sigma_f) = 1 - [1 - F_2(\sigma_f)]^{N_a}. \quad (1.22)$$

Зародкові тріщини утворюються в процесі пластичної деформації, тому величина  $N_a$  не є сталою, тобто змінюється в процесі деформації.

Фізична версія локального підходу дозволяє пояснити численні експериментальні дані, зокрема наявність спадаючої гілки на залежності напруження руйнування від величини локальної пластичної деформації [39].

### 1.6 Закономірності зміни величини локальної деформації крихкого руйнування $e_f$

Аналіз літературних даних [40-45] показує, що межі варіації локальної критичної деформації ініціювання крихкого руйнування  $e_f$  досить широкі (0.1-20%) тому, що параметри локального напружено-деформованого стану під концентратором є функцією багатьох змінних і залежать від гостроти надрізу  $\rho$ , температури випробувань  $T$ , в'язкості матеріалу  $K_{IC}$ , геометрії зразка  $(b, w, t, \theta)$ , та мікроструктурних особливостей.

Обробка наведених в роботах [40,41] експериментальних даних в широкому інтервалі температур ( $-196 \dots -50^{\circ}\text{C}$ ) дозволяє побудувати залежності (рис.1.6), що демонструють межі розкиду локальної деформації ініціювання крихкого руйнування на маловуглецевих сталях та металі їх зварного шва. Результати свідчать, що при фіксованій температурі випробувань існує досить суттєвий інтервал значень локальної пластичної деформації (при  $T = -100^{\circ}\text{C}$  локальна деформація змінюється від 0,4 до 11,2% а це в 28 раз), причина цього явища в стохастичній природі крихкого руйнування оскільки за сталої температури зразки руйнуються при різних навантаженнях і відповідно при різному рівні  $K_{IC}$ . Цікаво, що розкид експериментальних даних в матеріалі зварного шва значно менший, причина цього скоріш за все в значно меншій кількості випробуваних зразків.

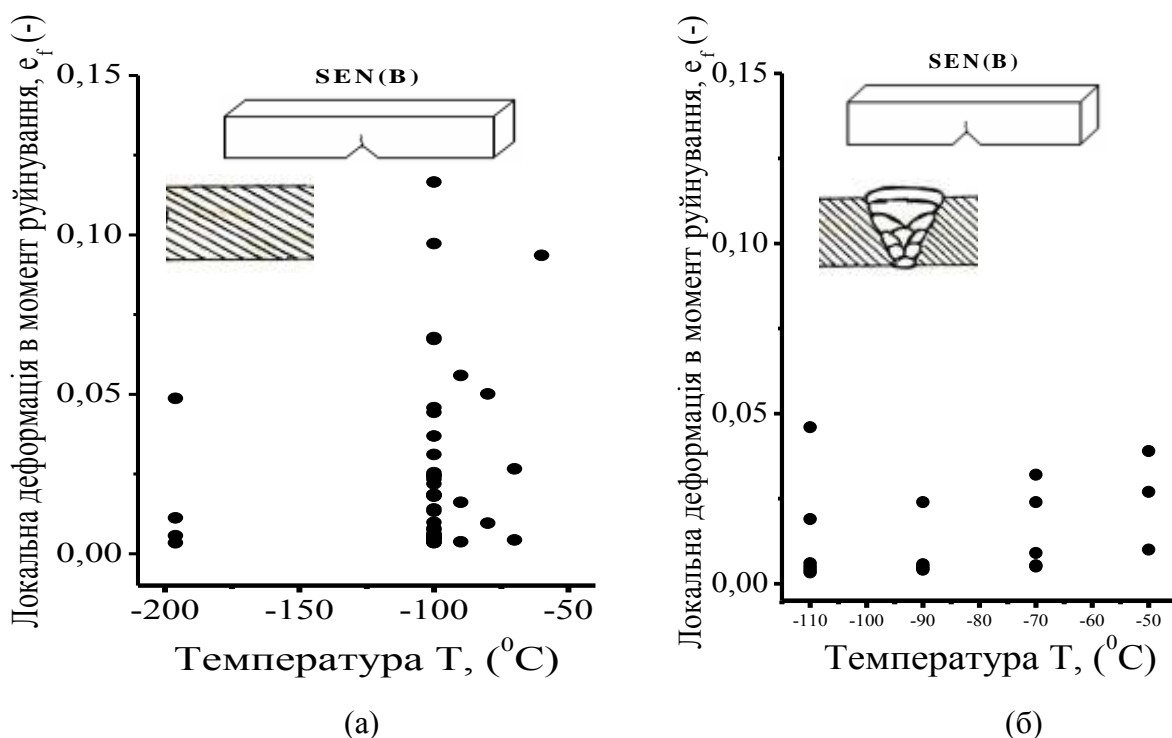


Рисунок 1.6 – Залежність локальної критичної деформації ініціювання крихкого руйнування від температури,  $e_f$  визначена експериментально за допомогою фрактографічних методів на призматичних SEN(B) зразках з наведеною тріщиною, матеріал – маловуглецева сталь (а)- основний метал; (б) – метал зварного шва. За даними роботи [40]

Обробка табличних даних опублікованих в роботі [41] свідчить, що аналогічні закономірності мають місце і при руйнуванні зразків з надрізами (рис.1.7).

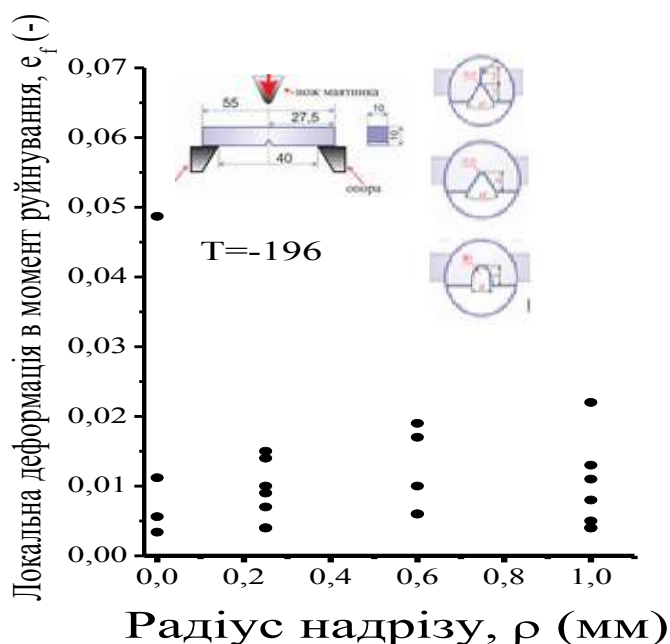


Рисунок 1.7 – Залежність локальної критичної деформації в момент руйнування від радіусу надрізу при фіксованій температурі  $T = -196^{\circ}\text{C}$ .  $e_f$  визначена експериментально на призматичних SEN(B) зразках з наведеною тріщиною, матеріал – маловуглецева сталь. За даними роботи [41]

Автори роботи [42] дослідили закономірності зміни локального напруження крихкого руйнування маловуглецевої сталі після різних термообробок, чим вдалося досягти зміни розмірів карбідів не змінюючи середній розмір феритного зерна. Опрацювання опублікованих ними даних [42] дає змогу з'ясувати, як саме впливає розмір карбідів на величину локальної деформації (рис.1.8). З рисунку можна судити, що трьохкратне збільшення розміру карбідів не впливає на рівень критичної деформації руйнування  $e_f$ . В роботі [43] досліджували вплив зміни глибини надрізу та кута його розкриття на локальні характеристики у вістря концентратора. Нажаль приведені в роботі дані дозволяють тільки опосередковано судити про діапазон зміни локальної критичної деформації. На рисунку 1.9 проілюстрований діапазон варіації відстані до місця руйнування CID (Cleavage Initiation distance), призматичних зразків за температури  $T = -196^{\circ}\text{C}$  з різною глибиною та кутом розкриття концентратора. Ці дані дозволяють стверджувати про аналогічний інтервал зміни локальної деформації.

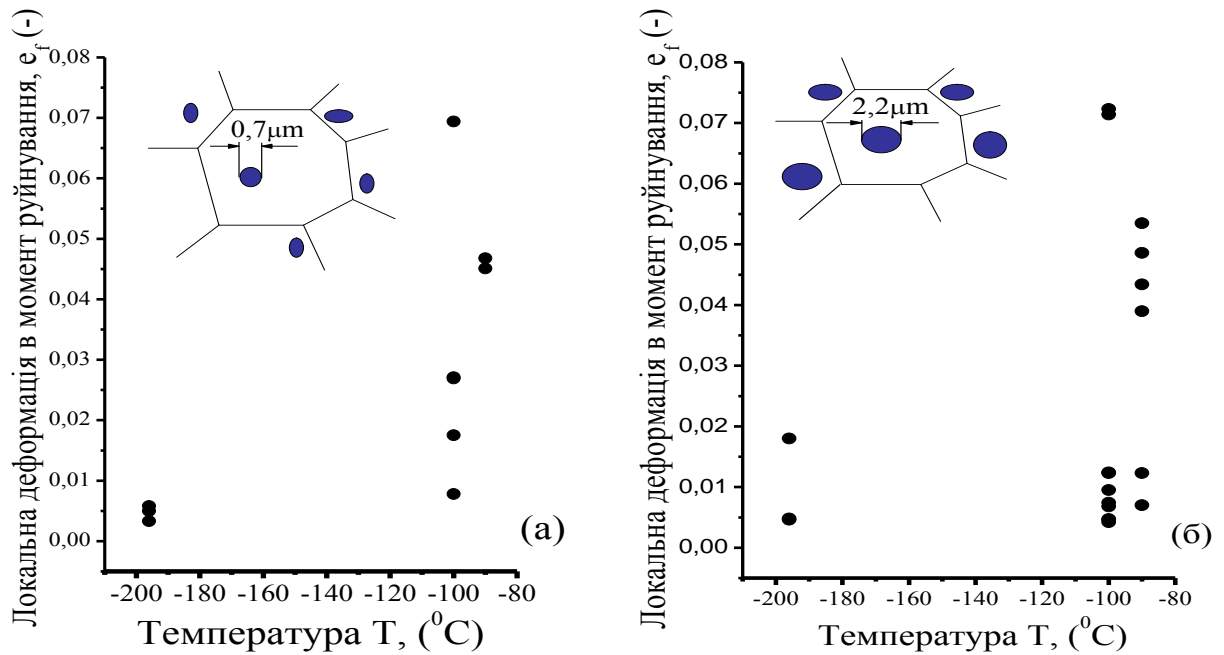


Рисунок 1.8 – Залежність локальної критичної деформації від температури за різних структурних станів. (а) – середній розмір карбідів  $0,7 \mu\text{m}$ , (б) – середній розмір карбідів  $2,2 \mu\text{m}$ ; середній розмір феритного зерна в обох випадках  $9,3 \mu\text{m}$ .

Матеріал – маловуглецева сталь. За даними роботи [42]

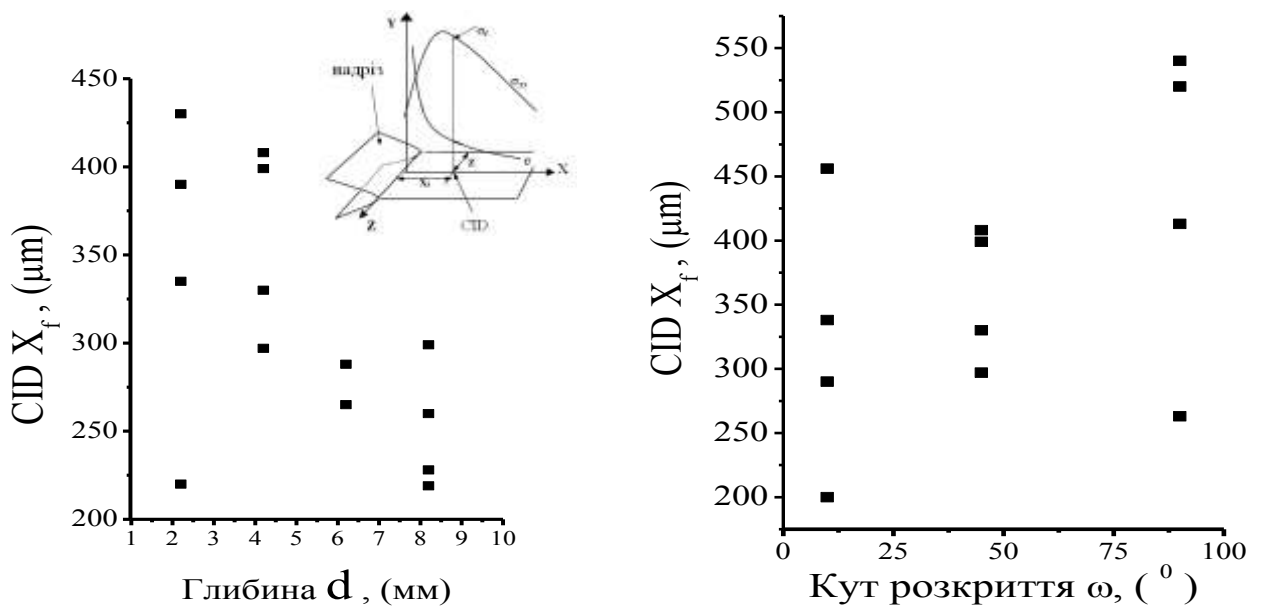


Рисунок 1.9 – Залежність відстані до місця ініціювання руйнування CID- Cleavage Initiation distance, від глибини  $d$  та кута  $\omega$  розкриття концентратора. Відстань CID виміряна за допомогою фрактографічних знімків призматичних SEN(B) зразків, що були випробувані за температури  $T = -196^{\circ}\text{C}$  за даними роботи [43]

В наступних роботах авторів G.Z.Wang та J.H.Chen [44] аналізується вплив геометричних розмірів призматичних зразків на 4-х точковий згин на локальний напружено деформований стан. Обробка опублікованих даних дозволяє встановити характер зміни локальної деформації (рис. 1.10). Як видно з рисунку,

із збільшенням геометричних розмірів зразка, локальна деформація ініціювання крихкого руйнування має слабку тенденцію до зменшення.

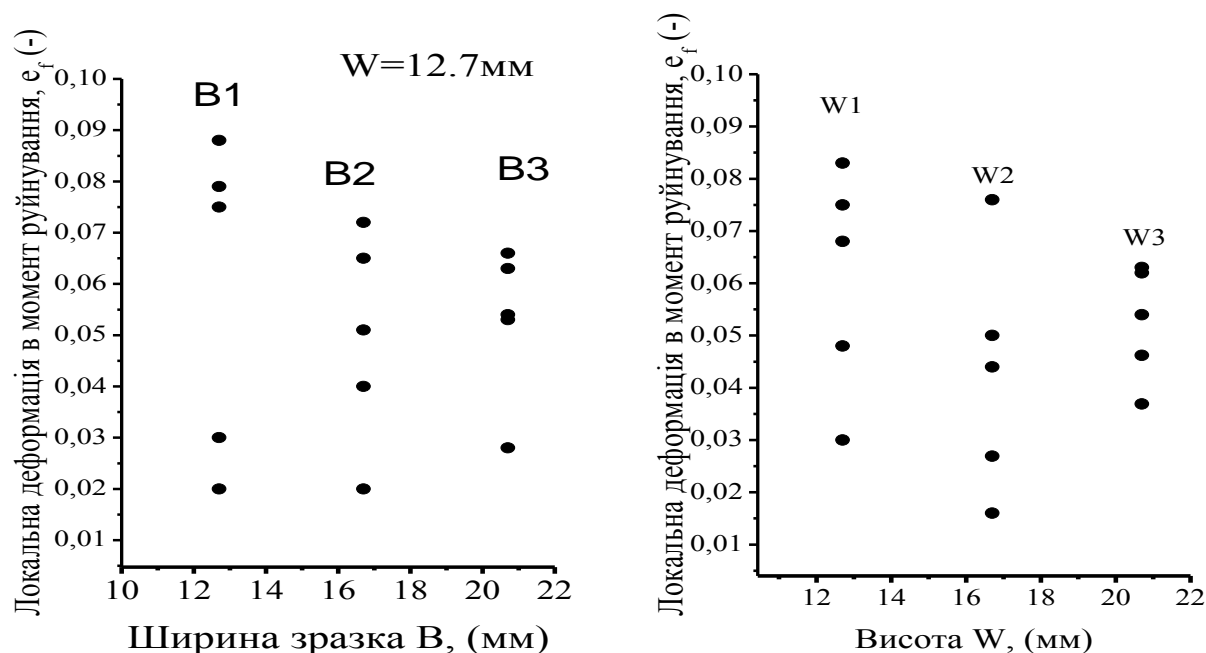


Рисунок 1.10 – Геометричні розміри використаних в роботі призматичних SEN(B) зразків на 4х точковий згин та залежність локальної пластичної деформації в момент руйнування від геометричних особливостей зразка. За даними роботи [44]

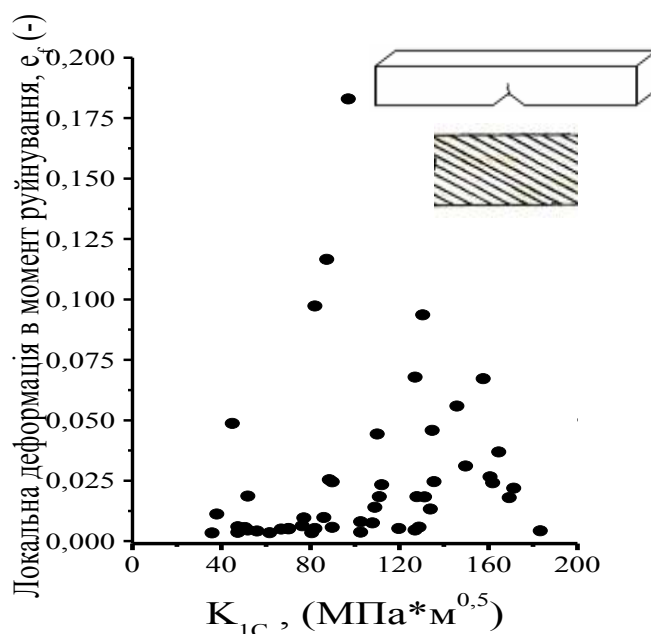


Рисунок 1.11 – Залежність локальної пластичної деформації  $e_f$  ініціювання крихкого руйнування від тріщиностійкості  $K_{IC}$  сталі в широкому температурному інтервалі (-196...-60°C). SEN(B) зразки, матеріал – маловуглецева сталь. За даними роботи [45]

Обробка опублікованих в роботах [43] та [45] даних дозволила виявити певну закономірність зміни локальної деформації ініціювання крихкого

руйнування в залежності від величини номінального напруження руйнування, яка в цих роботах аналізувалась в термінах величини коефіцієнта інтенсивності напружень в момент руйнування  $K_{IC}$  (рис. 1.11). Зростання величини  $K_{IC}$  супроводжується збільшенням величини локальної деформації руйнування  $e_f$ .

Це зокрема можна проілюструвати на прикладі даних, отриманих при фіксованій температурі, в даному випадку  $T = -130^{\circ}\text{C}$  (рис.1.12)

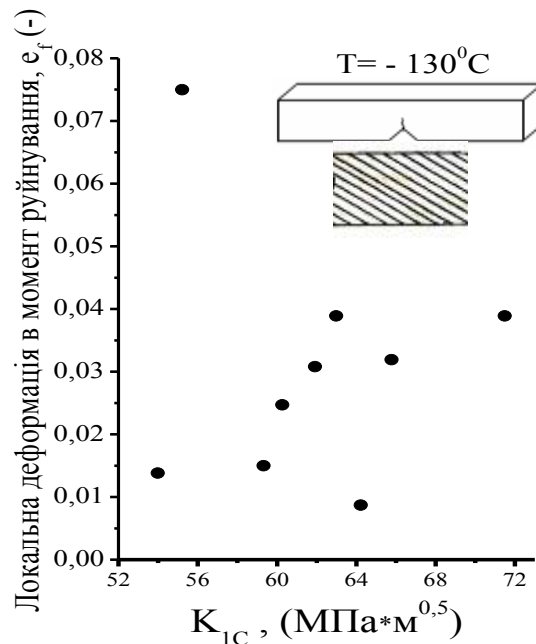


Рисунок 1.12 – Залежність локальної пластичної деформації  $e_f$  в момент руйнування від тріщиностійкості  $K_{IC}$  маловуглецевої сталі. За даними роботи[45]

Різна тріщиностійкість  $K_{IC}$  за постійної температури  $T = const$  реалізується завдяки стохастичній природі крихкого руйнування, що є причиною явища руйнування зразків за різного рівня навантаження  $P / P_{GY} (J / \sigma_{0.2})$ . Літературні дані, зокрема обробка даних роботи [45] (рис.1.13) підтверджує цю гіпотезу, при  $T = -196^{\circ}\text{C}$  та  $P / P_{GY} = 0,6$  величина локальної деформації в межах від 0,5-2% і з ростом відносного навантаження ширина цього інтервалу зростає. В цілому це дозволило виявити тенденцію до зростання локальної деформації ініціювання руйнування  $e_f$  при зростанні величини номінального (середнього) напруження руйнування.

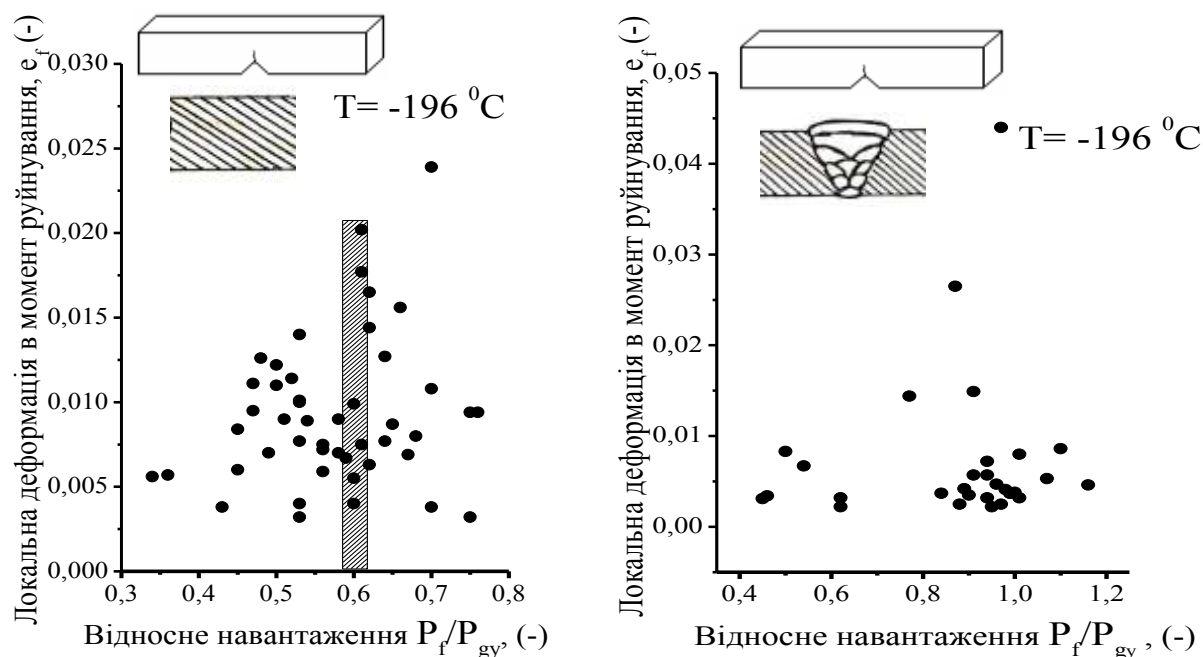


Рисунок 1.13 – Залежність локальної деформації від рівня прикладеного навантаження до SEN(B) зразків. Зліва маловуглецева сталь, з права – метал зварного шва. (значення  $e_f$  отримані фрактографічним шляхом) [45]

Виходячи із вищевикладеного літературного огляду завданням досліджень є встановлення в явному вигляді взаємозв'язку між локальними та номінальними (*середніми*) характеристиками руйнування. Тому в роботі поставлені наступні задачі:

1. Розробити методику визначення мінімального рівня крихкої міцності  $R_{mc}$  конструкційних сталей.
2. Віднайти критичні значення локальних напружень та деформацій при руйнування конструкційних сталей в умовах концентрації напружень. Встановити закономірності їх зміни та основні фактори, які визначають рівень цих величин.
3. Віднайти умови за яких існує зв'язок між локальним напруженням руйнування  $\sigma_f$  і критичним рівнем міцності металу  $\sigma_{2c}$  та розробити методику експериментального визначення критичної температури  $T_c$ , при якій цей зв'язок реалізується.
4. Встановити зв'язок між локальними та глобальними характеристиками окрихчуючої дії концентраторів напружень.
5. Встановити зв'язок між локальним напруженням руйнування  $\sigma_f$  та рівнем крихкої міцності  $R_{mc}$  конструкційних сталей.

## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ ТА МАТЕРІАЛИ

#### 2.1 Вибір матеріалів

Руйнування металів та сплавів, зокрема конструкційних, залежить як від зовнішніх (геометрія зразка, швидкість випробувань та температура) факторів так і від внутрішніх (розмірів зерна, карбідів чи мартенситної колонії, а також від характеру зміни субструктури в процесі деформації). Для вивчення впливу цих факторів на здатність сталі чинити опір крихкому руйнуванню були обрані типові конструкційні сталі – Сталь 40, Ст3, Сталь 55, леговані сталі 12ХНЗМФА, 15Х2НМФА і 30ХГСА (хім. склад наведений в табл. 2.1-2.4), при цьому, використовувалися наступні види термічних обробок: гартування та відпуск, нормалізація, відпал.

Таблиця 2.1 – Класифікація та хімічний склад Сталі 40 в масових %

<b>Класифікація:</b> Сталь конструкційна вуглецева, якісна								
<b>Застосування:</b> труби, елементи кріплення, диски, ротори, фланці, зубчаті колеса, втулки для роботи при температурах до 425 град.								
C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	As
0.37 - 0.45	0.17 - 0.37	0.5 - 0.8	> 0.25	> 0.035	> 0.035	> 0.25	> 0.3	> 0.08

Таблиця 2.2 – Класифікація та хімічний склад сталі 30ХГСА в масових %

<b>Класифікація:</b> Сталь конструкційна, легована							
<b>Застосування:</b> Вали, осі, зубчаті колеса, фланці, корпуси обшивки, лопатки компресорних машин, відповідальні зварні конструкції, різні деталі машин, що працюють за низьких температур							
C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu
0.28 - 0.34	0.9 - 1.2	0.8 - 1.1	> 0.3	> 0.025	> 0.025	0.8-1.1	> 0.3

Таблиця 2.3 – Класифікація та хімічний склад сталі 15Х2НМФА в масових %

<b>Класифікація:</b> Сталь конструкційна вуглецева, якісна								
<b>Застосування:</b> Корпуси реакторів ВВЕР400 та ВВЕР1000.								
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cu	Cr	P	V
0.06 - 0.15	0.26 - 0.33	0.48 - 0.97	2.07	1.12	0.53	1.82	0.007	0.1

Таблиця 2.4 – Класифікація та хімічний склад сталі 12ХНЗМФА в масових %

<b>Класифікація:</b> Сталь конструкційна вуглецева, якісна								
<b>Застосування:</b> машинобудування.								
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	S	P	V
0.12	0.29	0.37	2.95	0.23	1/03	0.009	0.007	0.04

## 2.2. Термічна обробка

Термічну обробку досліджуваних марок сталей проводили в електричних печах СУОЛ-0,44/12-М2-У4,2 та СНОЛ-1,6 потужністю 2,5кВт та максимальною температурою до 1250<sup>0</sup>С. Заготовки із сталі 30ХГСА термічно обробляли за режиму: нагрів вище 860<sup>0</sup>С, витримка 30хв., гартування в масло з подальшими відпусками за температур: 300<sup>0</sup>С  $\tau = 30$  хв.; 520<sup>0</sup>С  $\tau = 60$  хв.; 400<sup>0</sup>С  $\tau = 60$  хв. Такі термообробки дозволяють отримати структури мартенситу відпуску, троститу та сорбіту з значеннями границі плинності в інтервалі  $\sigma_{0.2} = 970\text{-}1530$  МПа. Також заготовки із сталі 30ХГСА піддавали відпалу (Т=920<sup>0</sup>С  $\tau = 30$  хв.) та нормалізації (Т=860<sup>0</sup>С витримка  $\tau = 30$  хв. та поступове охолодження в печі), що дозволило отримати ферито-перлітну структуру із значеннями границі плинності відповідно  $\sigma_{0.2} = 372$  МПа та  $\sigma_{0.2} = 720$  МПа.

Заготовки із сталі 40 термічно обробляли за режиму: нагрів вище 880<sup>0</sup>С, витримка 30 хв., гартування в воду з подальшим відпуском за таких температур: 560<sup>0</sup>С  $\tau = 60$  хв.; 380<sup>0</sup>С  $\tau = 60$  хв.; 400<sup>0</sup>С  $\tau = 60$  хв.; 380<sup>0</sup>С  $\tau = 30$  хв. Що дозволило отримати структури (мартенсит, сорбіт, тростит) з міцністю в інтервалі  $\sigma_{0.2} = 520\text{...}1320$  МПа. Також заготовки із сталі 40 піддавали відпалу (Т=880<sup>0</sup>С  $\tau = 30$  хв.) та нормалізації (Т=880<sup>0</sup>С витримка  $\tau = 30$  хв. та поступове охолодження в печі), що дозволило отримати ферито-перлітну структуру із значеннями границі плинності відповідно  $\sigma_{0.2} = 372$  МПа та  $\sigma_{0.2} = 403$  МПа відповідно.

Заготовки із Ст.3 відпалювали за температури Т=880<sup>0</sup>С витримка  $\tau = 30$  хв. – міцність  $\sigma_{0.2} = 355$  МПа; заготовки із сталі 55 піддавали маятниковому відпалу  $T_B = 740^0$ ,  $T_H = 680^0$   $\tau = 2$  години 5 циклів, що дозволило отримати ферито-перлітну структуру із сфероидизованими карбідами, міцність сталі  $\sigma_{0.2} = 355$  МПа.

Заготовки із сталі 12ХНЗМФА термічно обробляли за режимів: нагрів вище  $860^{\circ}\text{C}$ , витримка 30хв., гартування з подальшими відпусками за температур:  $660^{\circ}\text{C}$   $\tau = 60$  хв.;  $650^{\circ}\text{C}$   $\tau = 60$  хв.;  $630^{\circ}\text{C}$   $\tau = 60$  хв.;  $620^{\circ}\text{C}$   $\tau = 60$  хв.;  $600^{\circ}\text{C}$   $\tau = 60$  хв.;  $650^{\circ}\text{C}$   $\tau = 180$  хв. Такі термообробки дозволили отримати структури мартенситу відпуску із значеннями границі плинності в інтервалі  $\sigma_{0.2} = 700\text{-}970$  МПа

### 2.3. Підготовка зразків для випробувань

Поставлені задачі передбачали проведення механічних випробувань як при однорідному так і неоднорідному напруженому стані. Тому в роботі були використані кілька типів зразків. Для визначення механічних властивостей матеріалу (зокрема границі плинності, коефіцієнта деформаційного зміцнення, відносного звуження та істинного напруження руйнування) в широкому інтервалі температур  $-196 - +20^{\circ}\text{C}$  використовувались гладкі (не надрізані) циліндричні зразки виточені згідно ГОСТ 22706-77. Геометрію зразка наведено на рисунку 2.1.

Для визначення механічних властивостей сталей в умовах дії неоднорідних полів напружень використовувались циліндричні зразки на яких виточували кільцеві надрізи різної гостроти  $\rho = 2\text{ mm}$  (рис.2.2) та  $\rho = 0.25\text{ mm}$  (рис.2.3). Для вивчення впливу жорсткості напруженого стану використовувались циліндричні зразки з кільцевим надрізом  $\rho = 0.25\text{ mm}$  та різними кутами розкриття надрізу  $\omega = 45^{\circ}$  та  $\omega = 120^{\circ}$  (рис.2.4). Варіювання радіусу надрізу та кута його розкриття дозволило змінювати ступінь тривісності напруженого стану в околі вершини концентратора. При нанесенні надрізу виходили з умови забезпечення необхідної глибини та мінімального ступеню пластичного нагартування металу в вершині надрізу. Концентратори наносили на токарному станку ИЖ-ИС611В з використанням профільних різців. Лінійні розміри зразків контролювали на інструментальному оптичному мікроскопі «ИМЦ-100х50,А» з точністю  $\pm 0.003\text{ mm}$ .

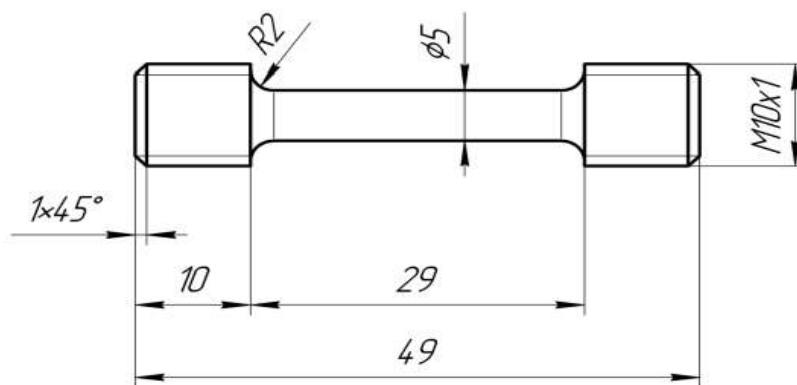


Рисунок. 2.1 – Геометрія гладкого циліндричного зразка.

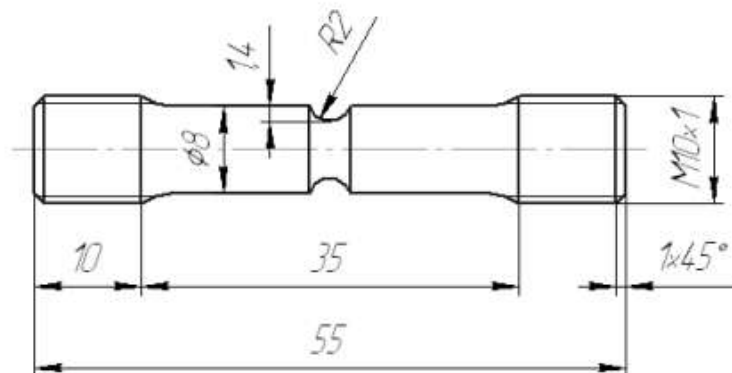


Рисунок. 2.2 – Геометрія циліндричного зразка з кільцевим надрізом радіусом  $\rho = 2\text{ mm}$ .

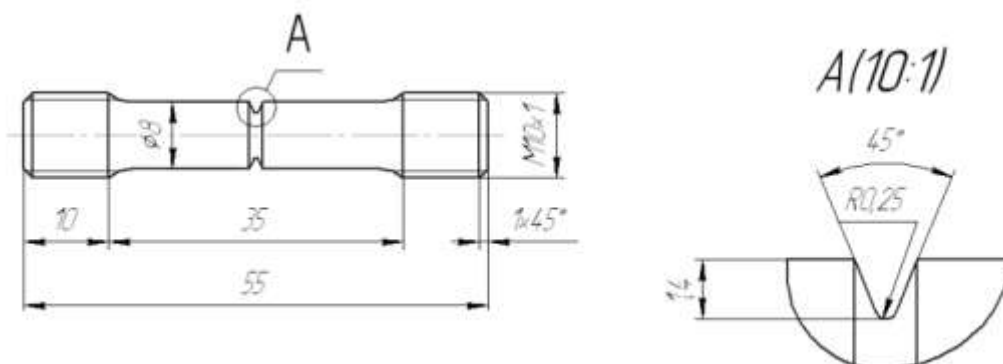


Рисунок. 2.3 – Геометрія циліндричного зразка з кільцевим надрізом радіусом  $\rho = 0.25\text{ mm}$ .

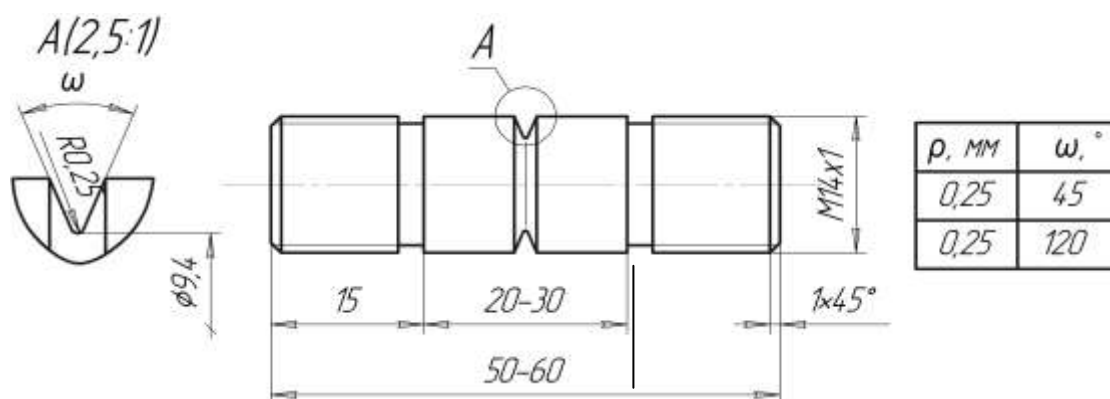


Рисунок. 2.4 – Геометрія циліндричного зразка з кільцевим надрізом радіусом

$\rho = 0.25 \text{ mm}$  . Та кутами розкриття надрізу  $\omega = 45^\circ$  та  $\omega = 120^\circ$

## 2.4 Механічні випробування

Поставлені в роботі задачі передбачали проведення статичних механічних випробувань на одновісний розтяг в широкому інтервалі температур  $T = -196 \dots + 20^\circ \text{C}$  .

Механічні випробування проводились на розривних машинах УММ, МДК-025 та Instron 8802 оснащених кріокамерами. Швидкість переміщення активної траверси становила 1.15-2 мм/хв.. Зразки в кріокамерах охолоджували за допомогою азоту та його парів, температуру зразків контролювали за допомогою мідь-константової термопари з точністю  $\pm 3^\circ \text{C}$  . Безпосередньо в процесі випробувань записувалась діаграма «зусилля-переміщення», яка в подальшому перераховувалась в діаграму «напруження-деформація». Принципова схема розривної машини УММ представлена на рис. 2.5.

За результатами випробувань гладких зразків розраховувались наступні механічні характеристики:  $\sigma_{0.2}$  – умовна границя плинності (за наявності зуба плинності –  $\sigma_T^B$  верхня та нижня  $\sigma_T^H$  границі текучості):

$$\sigma_{0.2} = \frac{P_{0.2}}{F_0}, \quad (2.1)$$

де  $P_{0.2}$  - навантаження, якому відповідає величина залишкової деформації 0.2%;  
 $F_0$  - площа поперечного перерізу зразка у вихідному стані.

$\sigma_B$  – межа міцності (тимчасовий опір руйнуванню):

$$\sigma_B = \frac{P_{\max}}{F_0}, \quad (2.2)$$

де  $P_{\max}$  - максимальне зусилля на діаграмі розтягу.

$\delta_p$  – відносне рівномірне видовження:

$$\delta_p = \frac{U_p}{L_0}, \quad (2.3)$$

де  $U_p$  - абсолютне значення рівномірного подовження;

$L_0$  - довжина робочої частини зразка.

$e_p$  - рівномірна деформація:

$$e_p = \ln(1 + \delta_p). \quad (2.4)$$

$S_B$  – істинне значення тимчасового опору руйнування:

$$S_B = \frac{P_{\max}}{F_0} (1 + \delta_p). \quad (2.5)$$

$S_K$  – істинне значення напруження руйнування:

$$S_K = \frac{P_K}{F_K}, \quad (2.6)$$

де  $P_K$  - навантаження при якому відбулось руйнування,

$F_K$  - площа зразка після руйнування.

$\psi$  – величина відносного звуження:

$$\psi = 1 - \left(\frac{d_k}{d_0}\right)^2, \quad (2.7)$$

де  $d_0$  - початковий, а  $d_k$  -кінцевий діаметр.

$n$  – коефіцієнт деформаційного зміцнення:

$$n = \frac{\lg \frac{S_B}{\sigma_T}}{\lg \frac{e_p}{0,002}}. \quad (2.8)$$

За результатами випробувань зразків з концентраторами розраховувались такі механічні характеристики:  $\sigma_{NF}$  – номінальне напруження руйнування:

$$\sigma_{NF} = P_K / F_K. \quad (2.9)$$

$\psi_k$  – відносне звуження зразка з концентратором:

$$\psi_k = 1 - \left(\frac{d_k}{d_0}\right)^2. \quad (2.10)$$

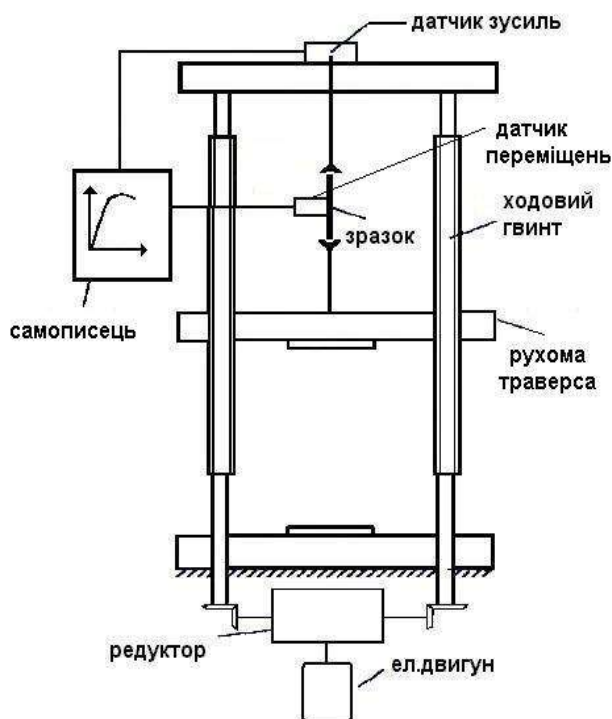


Рисунок 2.5 – Схема розривної машини УММ для випробувань на одновісний розтяг.

## 2.5 Моделювання процесу навантаження методом скінчених елементів

Метод скінченних елементів (МСЕ) - чисельний метод розв'язання задач прикладної фізики та механіки. Метод широко використовується для вирішення задач механіки деформованого твердого тіла, теплообміну, гідродинаміки і електродинаміки та інш. МСЕ заснований на ідеї апроксимації безперервної функції температури, тиску (в даному випадку переміщення) дискретною моделлю, яка будується на безлічі частково-неперервних функцій, визначених на кінцевому числі підобластей, названих кінцевими елементами.

В роботі використовували програмний комплекс Abaqus 6.10 за допомогою якого будували геометричну модель зразка з концентратором радіусом  $\rho = 0.25 \text{ mm}$  в осесиметричній проекції, яку розбивали на скінчені елементи, причому було використано 3 сітки елементів різного розміру (найменші біля концентратора) (рис. 2.6). Мінімальний розмір скінченого елемента біля концентратора  $7 \mu\text{m}$ , що

не перевищує розмір дійсного зерна типових сталей. Матеріалу «присвоювали» властивості досліджуваних сталей отриманих шляхом випробувань на одновісний розтяг, зокрема: модуль Юнга, коефіцієнт Пуасона, та крива «напруження-деформація» в істинних координатах. В модель закладали граничні умови, та прикладали переміщення до верхнього кінця зразка. Моделювання зупиняли в момент коли номінальне (середнє) напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  досягало рівня експериментально зафіксованого напруження розриву зразка. Результати розрахунку отримані в вигляді тензора напружень та деформацій для кожного скінченного елемента, а також графічне представлення у вигляді ізоліній (рис. 2.7). На основі отриманих даних за допомогою програмного комплексу Origin 8.0 будували графічні залежності розподілу локальних напружень та деформацій у вістрі концентратора (рис. 2.8).

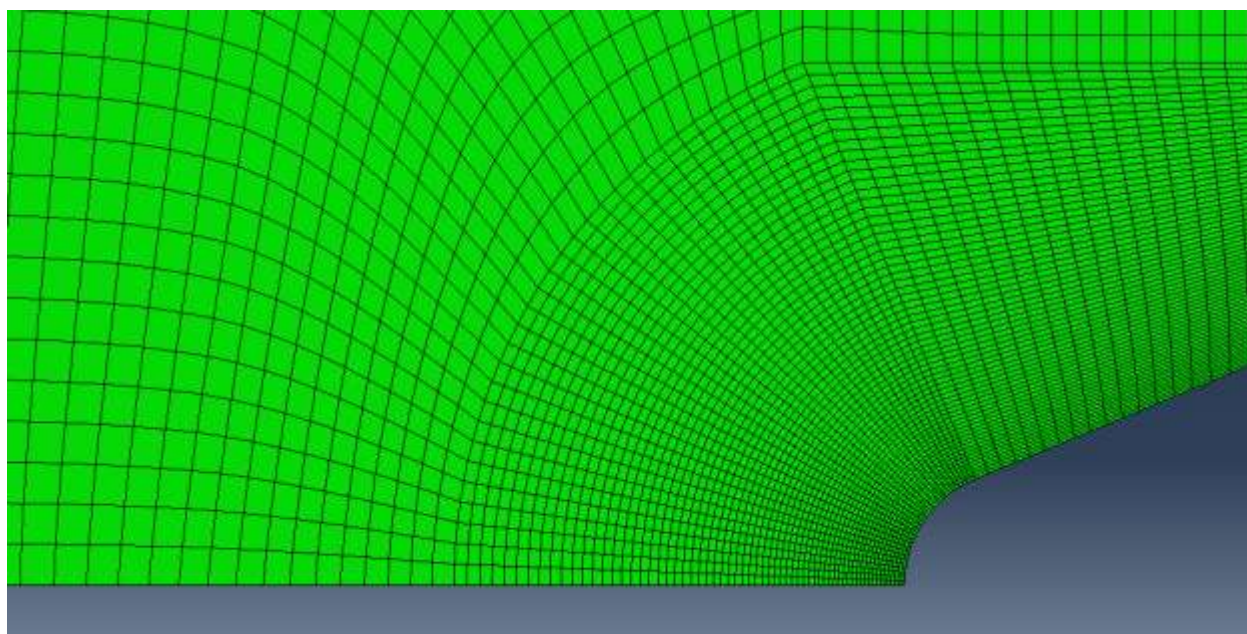


Рисунок 2.6 – Зображення «сітки скінчених елементів» у вістрі надрізу = 0.25 мм.

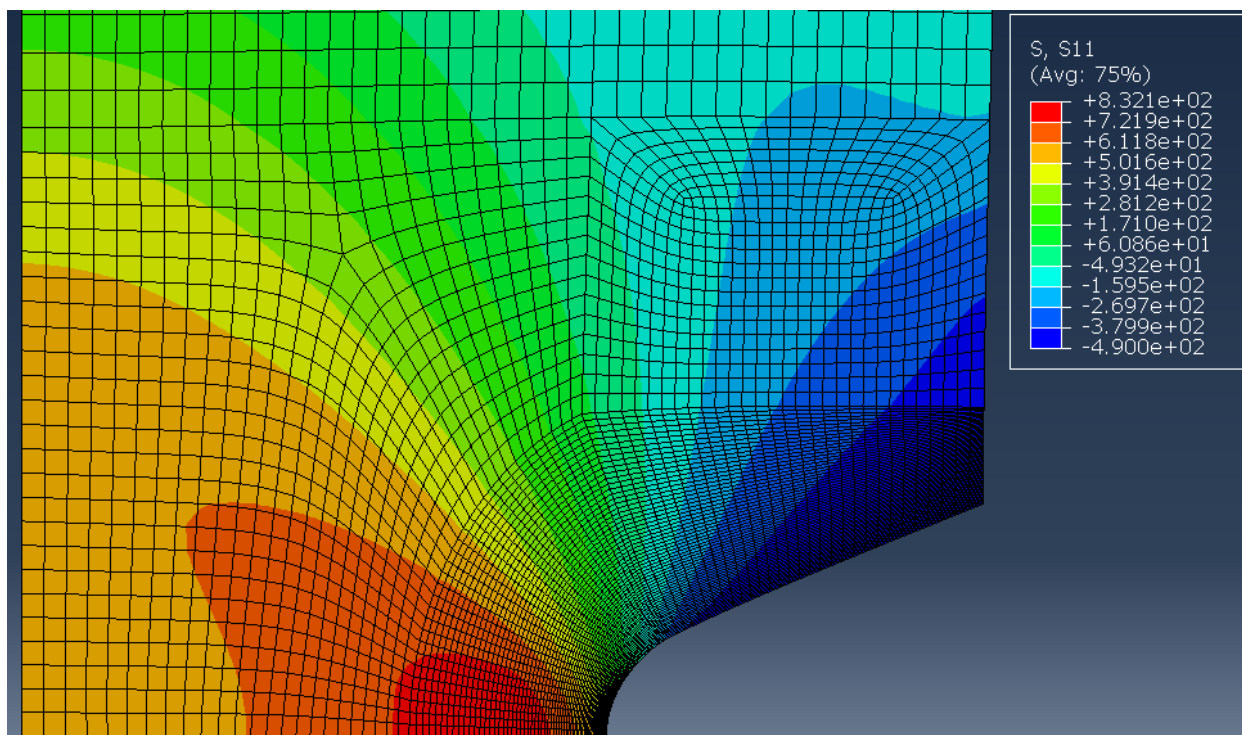


Рисунок 2.7 – Зображення розподілу головних розтягуючих напружень  $\sigma_{11}$  зразка з кільцевим надрізом  $\rho = 0.25$  мм поблизу надрізу.

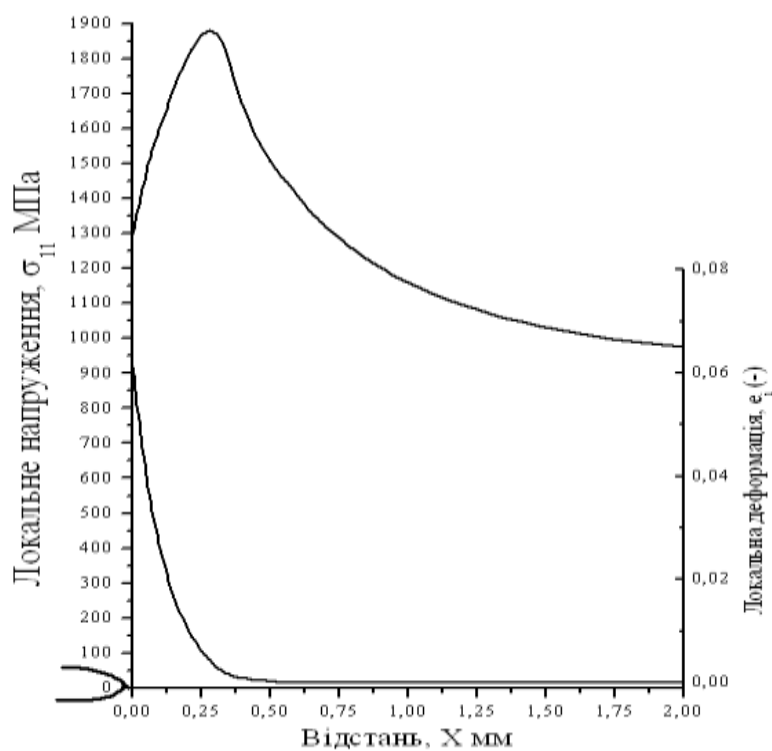


Рисунок 2.8 – Розподіл локальних напружень та деформацій у вістрі кільцевого концентратора  $\rho = 0.25$  мм.

Розподіл локальних напружень та деформацій у вістрі концентратора в момент руйнування зразка не дає відповідь на головне питання – який саме рівень локальних напружень призвів до руйнування зразка за даних умов. Відповідь на це питання можна отримати двома шляхами: розрахунком максимально ймовірного значення напруження руйнування  $\sigma_f$  або за допомогою фрактографічних досліджень поверхні зламу.

## 2.6 Прогнозування ймовірності крихкого руйнування зразків з кільцевими концентраторами

В роботі використовувалась розроблена в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України програмний комплекс “Statistic”, який дозволяє на основі розрахованих полів напружень та деформацій у вістрі концентратора та мікроструктурних особливостей матеріалу (величини зерна, дисперсії та розподілу розмірів карбідів), а також базуючись на розумінні процесів утворення та втрати стабільності зародкових тріщин, розрахувати область зразка де ймовірність руйнування максимальна.

Програма написана на мові програмування Fortran 95, з використанням компілятора Intel Fortran 11 в середовищі програмування Visual Studio 2008. Програма складається з основного файлу (main.for) та окремих функцій і підпрограм, які дозволяють вводити необхідні параметри (input.inp) та записувати результати розрахунків (output.txt). Структура та функції комплексу “Statistic”:

### 1. modul main

Описується структура даних густини функції розподілу та інтерфейси функцій.

**2. function normal\_distribution (x, mx, Dx)** Повертається значення функції нормального розподілу:

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi D_x}} \exp\left(-\frac{(x - \bar{x})^2}{2 D_x}\right)$$

для значення  $x$  при параметрах розподілу  $\bar{x} = mx$   $D_x = Dx$

**3. Function deform\_integral (me, ec, sigma\_y, n, kr)**

Повертає значення інтеграла ймовірності утворення ЗТ

$$P_{mcl} = P(t_r < t < t_c) = 2 \int_{t_c}^{t_r} g(t) dt = 2[\Phi(t_r) - \Phi(t_c)]$$

Розраховується максимальне значення зерна, інтенсивність напруження  $\sigma_i$ , та необхідні для розрахунку межі інтегрування.

#### 4. subroutine input ()

Зчитує значення констант та початкових значень моделі з файлу input.inp

#### 5. subroutine elastic\_constant ()

На основі значень констант  $D_I, D_{II}, \mu_I, \mu_{II}$  та співвідношення між головними напруженнями розраховуються величини:

- дисперсії  $D_{\xi_{II}}$  ;
- коефіцієнти варіації  $I_{\xi_{II}}$  ;
- коваріація  $\mu_{12}, \mu_{13}, \mu_{23}$  ;
- коефіцієнти кореляції  $r_{12}, r_{13}, r_{23}$  ;

#### 6. subroutine normalization (delx, Nx, gx)

Виконує нормалізацію густини функції розподілу, тобто досягається виконання умови:

$$\int_{x_{\min}}^{x_{\max}} g(x) dx = 1$$

Першим кроком розраховується значення інтегралу від функції  $g(x)$  в межах  $[x_{\min}, x_{\max}]$ . Другим кроком нормується значення  $g(x_i)$  на величину інтегралу, до досягнення умови рівності інтегралу одиниці. Чисельне інтегрування проводиться методом трапецій.

#### 7. subroutine const\_eta\_c ()

На основі вихідних даних та пружних параметрів розраховуємо константи  $\alpha_{k1}, \beta_{mk}, C_{k1}$ , які використовуються для розрахунку густини функції розподілу  $g(\eta_c)$

#### 8. subroutine calc\_g\_eta\_c ()

Розраховується густина функції розподілу  $g(\eta_c)$

### 9. subroutine calc\_phi ()

Визначаються мінімальне та максимальне значення  $\phi$  як функції від  $\alpha, \eta$ .

Алгоритм розрахунку приведений на рис.2.9

### 10. subroutine calc\_g\_xi\_c ()

Розраховується густина функції розподілу  $g(\xi_c)$

### 11. subroutine calc\_P\_proc ()

Розраховується ймовірність втрати стабільності однієї тріщини в залежності від прикладеного розтягуючого напруження  $\sigma_1$

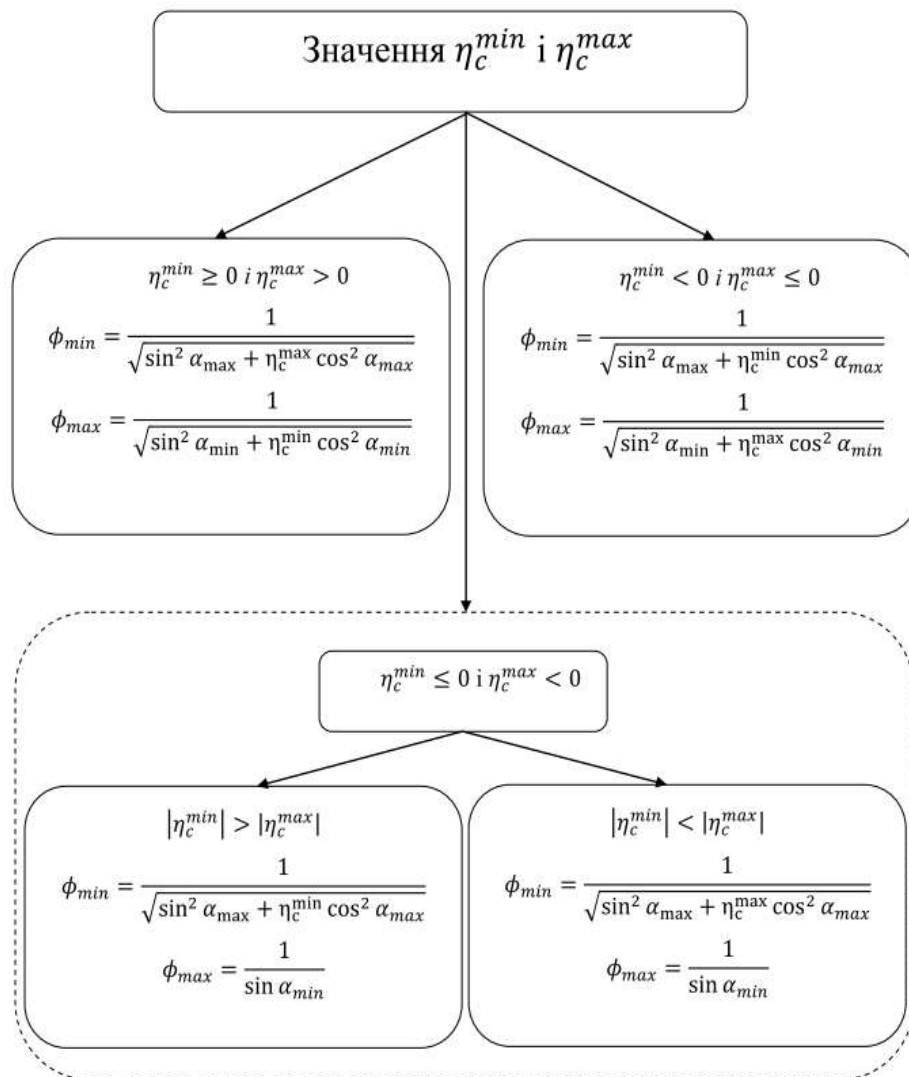


Рисунок 2.9 – Блок схема розрахунку значень  $\phi_{min}$  та  $\phi_{max}$

Загальна блок схема алгоритму розрахунку ймовірності руйнування наведена на рис. 2.10.

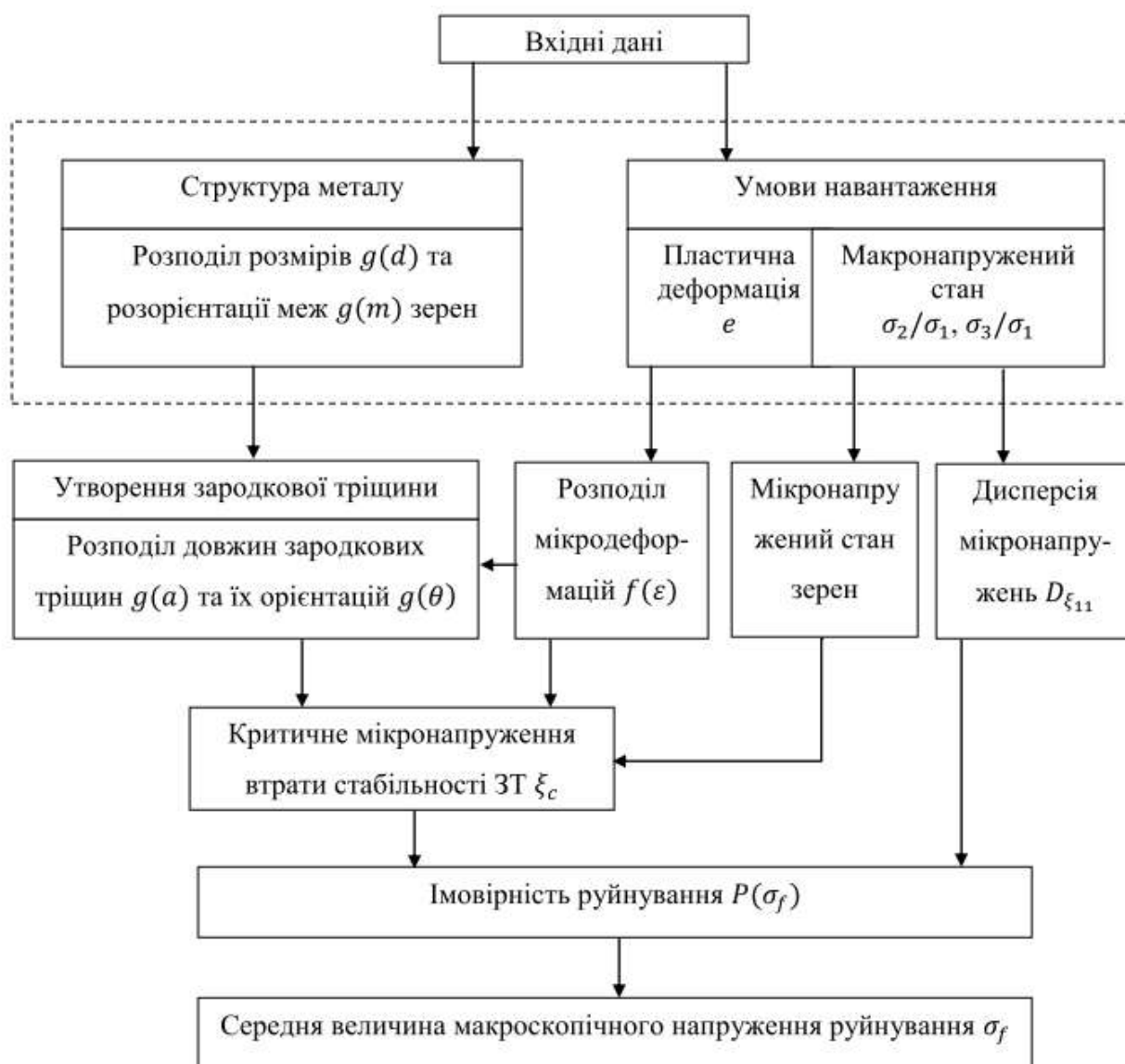


Рисунок 2.10 – Блок схема алгоритму моделювання руйнування металу в умовах одновісного розподілу напружень та деформацій.

Оскільки описаний вище алгоритм розраховує ймовірність руйнування кожного  $i$ -того елементарного об'єму із сукупності комірок сітки кількість яких як правило кілька тисяч (3-3,5 тисячі) то процедура розрахунку забирає доси багато часу, тому розрахунок проводився лише для кількох сотень скінчених елементів у вістрі концентратора де градієнт локальних напружень та деформацій максимальний.

Результати розрахунку отримаємо у вигляді текстового файлу де зазначається номер елементу, навантаження та величини  $\sigma_{ij}$ ,  $e_{ij}$ ,  $V$  та розраховані:

кількість зародкових тріщин  $N_{cr}$ , ймовірність утворення ЗТ  $P_{nuc}$ , ймовірність втрати стабільності ЗТ  $P_{prop}$ , та ймовірність руйнування скінченного елемента  $P$ .

Ці дані розміщуються в спеціальній базі даних з розширенням *.odb*, що сприймається як програмним комплексом Abaqus 6.10 так і “Statistic”.

## 2.7 Фрактографічні дослідження

Експериментальне визначення локальних критичних величин напруження та деформації, що призвели до руйнування зразків з концентраторами напружень, передбачало проведення фрактографічних досліджень поверхні зламу.

Головна особливість руйнування сколом – те, що він пов’язаний з певною кристалографічною площиною. Кристалографічні площини  $\{110\}$  є типовими площинами поширення тріщин сколу в сталях з ОЦК граткою [46]. Оскільки в полікристалічному металі сусідні зерна мають різну кристалографічну орієнтацію тріщина, що втратила стабільність в одному зерні в процесі катастрофічного росту може змінювати свій напрямок на границі зерен і продовжувати рухатись в найбільш сприятливій площині сколу (рис. 2.11).

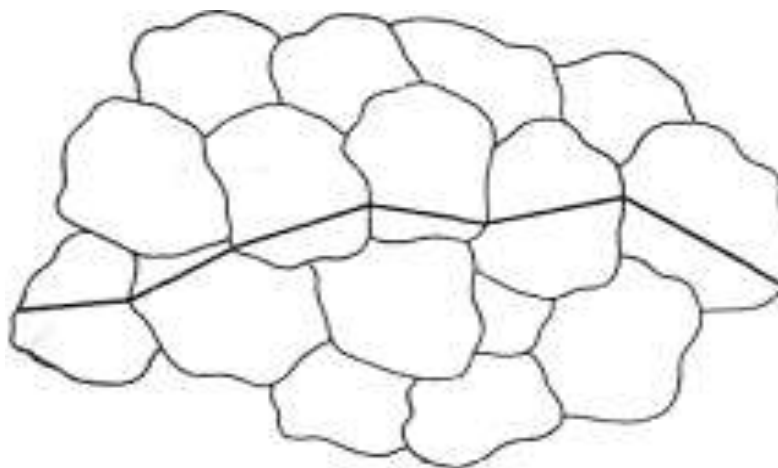


Рисунок 2.11. – Схематичне зображення розповсюдження тріщини через хаотично орієнтовані зерна

Плоскі грані сколу мають високу відбиваючу здатність, що робить поверхню зруйнованого зразка блискучою. В межах одного зерна тріщини можуть одночасно розповсюджуватись в двох паралельних кристалографічних площинах (рис. 2.12).

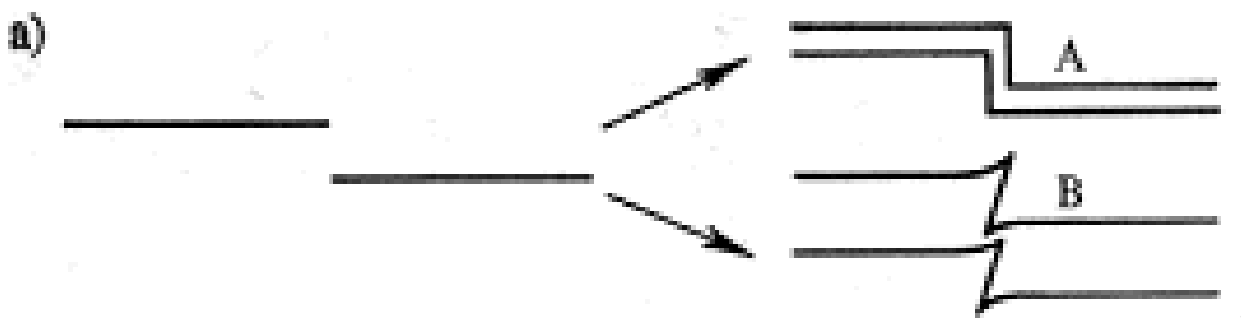


Рисунок 2.12 –Схематичне зображення виникнення сходинок сколу за рахунок злиття паралельних тріщин. А – вторинний скол, В – здви́г.

Дві паралельні тріщини з'єднуються по лінії, перекриваючи одна одну, або за рахунок вторинного сколу, або за рахунок здви́гу з утворенням сходинок. Декілька сходинок сколу можуть об'єднатись і утворити одну загальну сходи́нку. Об'єднання сходинок призводить до появи так званих „річкових узорів”, що отримали свою назву через схожість з річкою, що має притоки. Річкові узорі часто утворюються при проникненні тріщини через гвинтову дислокацію. Притоки річкового узору завжди з'єднуються в «нижній течії», що дає можливість визначити по фотографії напрямок розповсюдження локальної тріщини. Сходинки сколу та річкові узорі прослідковуються на рис 2.13, в цих місцях можливі невеликі зони пластичності.

Річкові узорі частіше за все добре видні при температурі в'язко-крихкого переходу. Всі розгалуження тріщин „річкового узору” виходять на поверхню, а починаються в одній точці, яку прийнято називати джерелом руйнування [46].

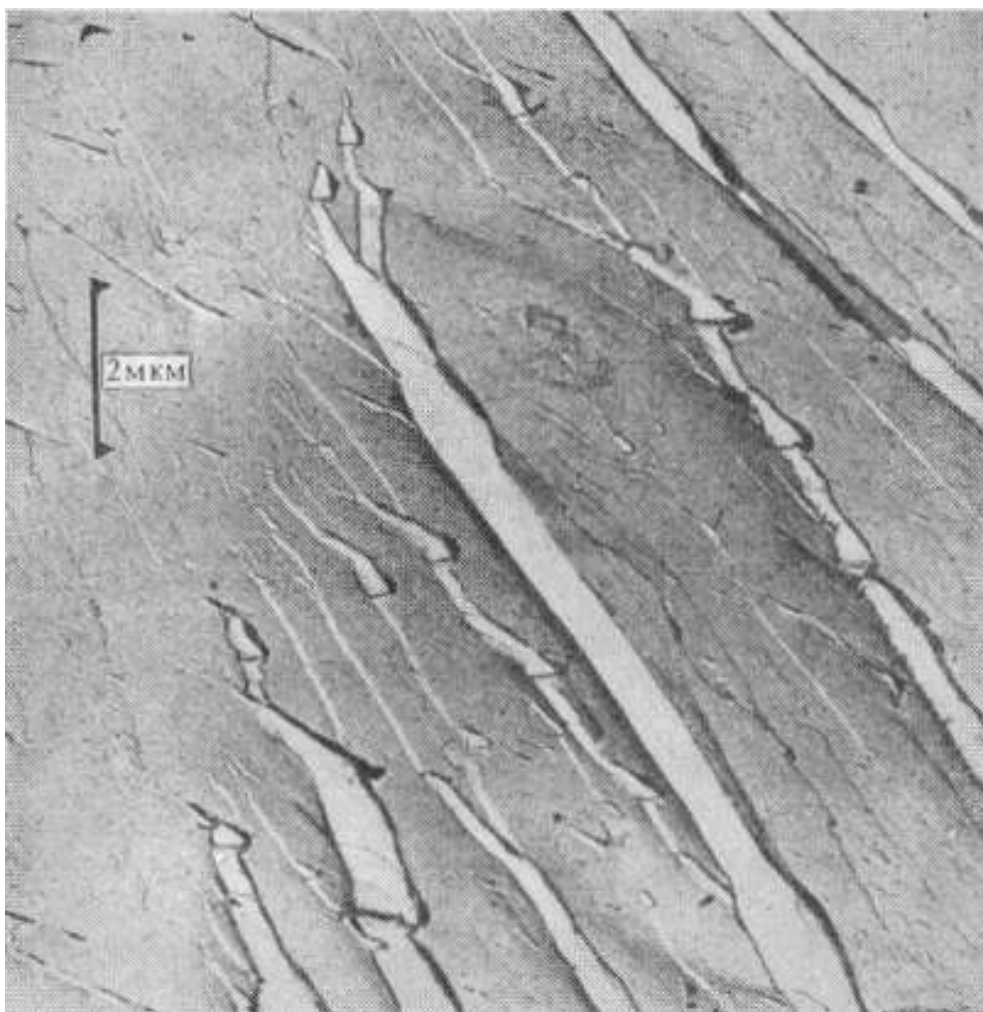


Рисунок 2.13 – Мікрофотографія поверхні зламу  $\alpha - Fe$  [46].

Фактографічний аналіз проводили на електронному мікроскопі JSM-35CF при збільшеннях в інтервалі 10–600х. На рис. 2.14ображено поверхню зламу циліндричного зразка з кільцевим концентратором, та місце ініціювання руйнування при збільшенні в 600 разів, а також зображено виміряну відстань до поверхні. Отримані фрактографічним шляхом віддалі до джерела руйнування та розраховані розподіли локальних напружень та деформацій методом скінченних елементів, дозволяли віднайти локальне напруження руйнування  $\sigma_f$  та локальну критичну деформацію ініціювання руйнування  $e_f$  (рис. 2.15).

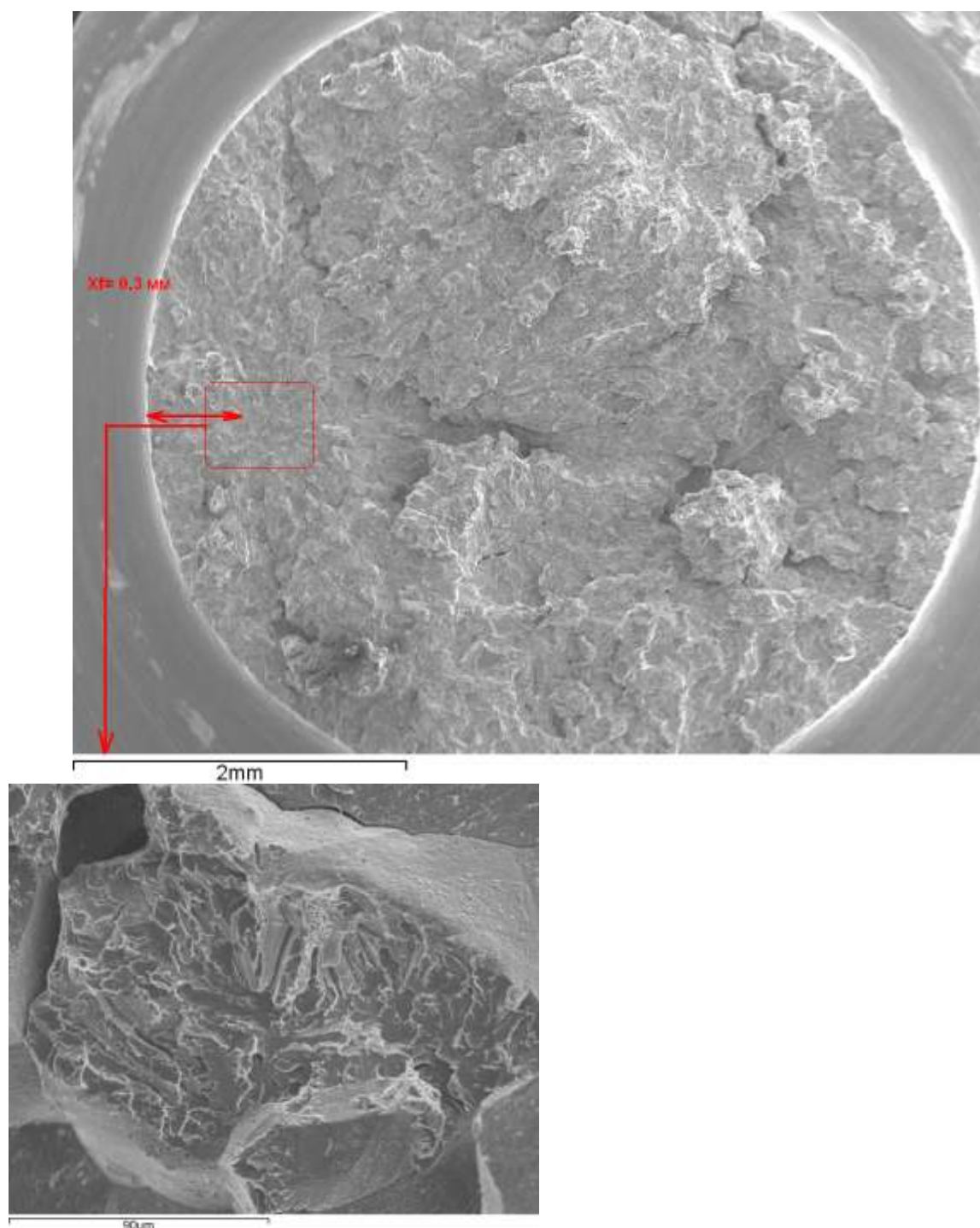


Рисунок 2.14 – Визначення джерела ініціювання руйнування за  
фрактографічними знімками поверхні зразка, на прикладі зразка з кільцевим  
концентратором  $\rho = 0.25$  мм. за температури  $T = -169^{\circ}\text{C}$ , матеріал – реактора сталь  
15Х2НМФА.

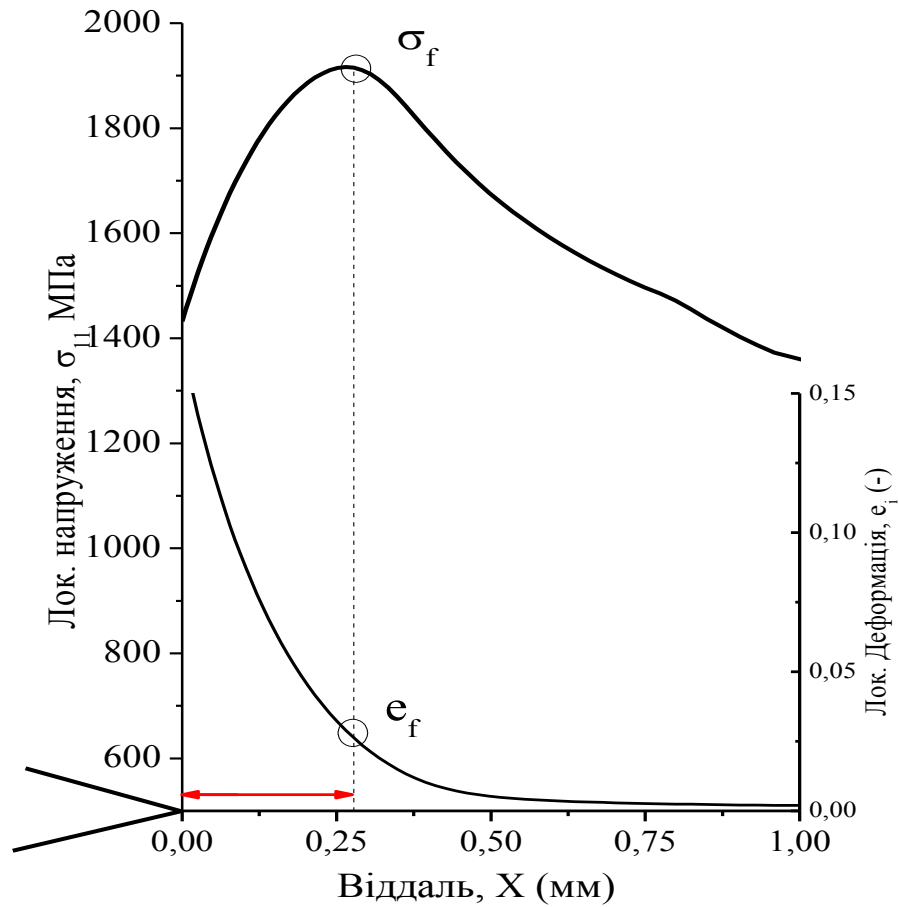
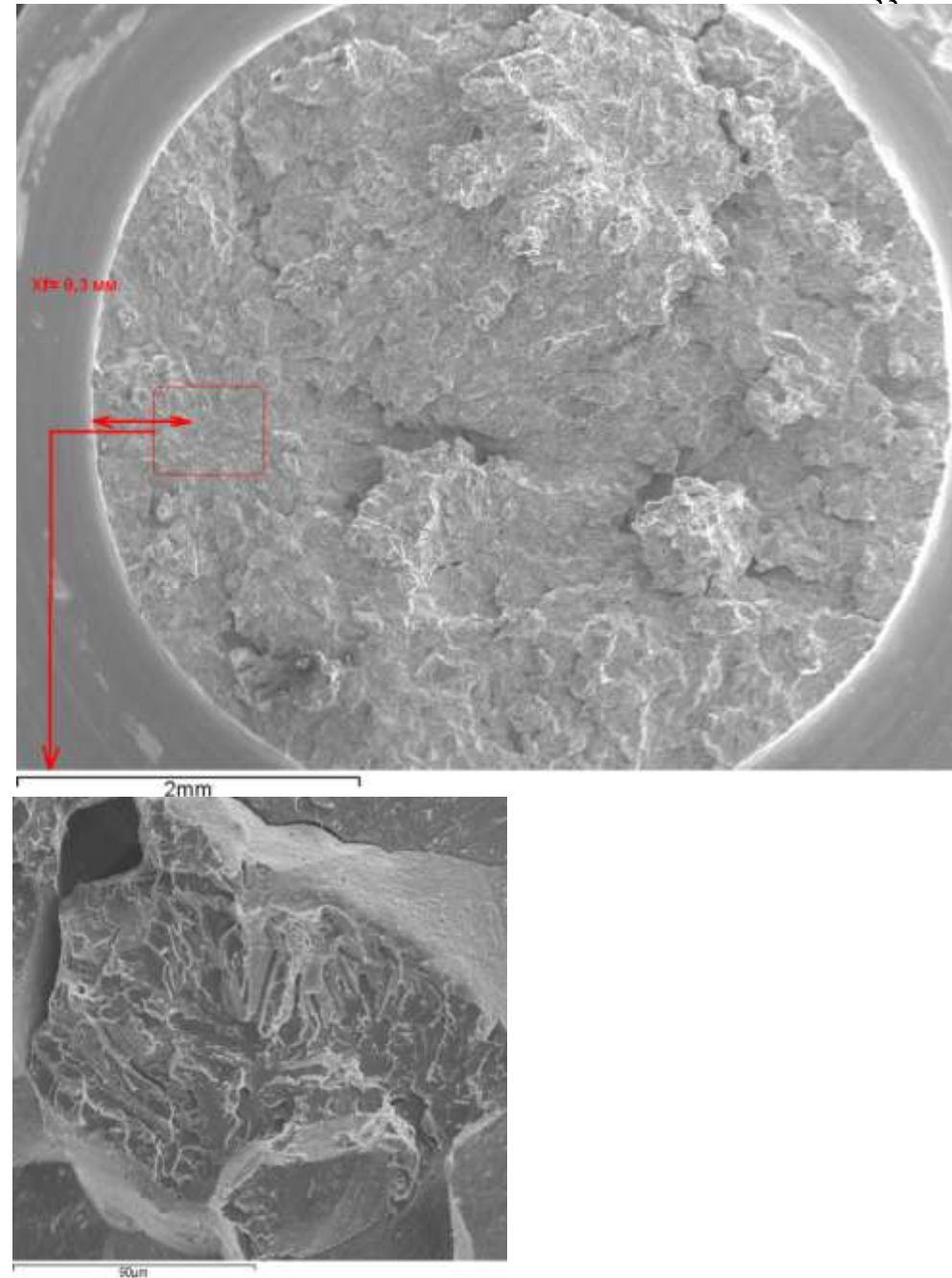


Рисунок 2.15. – Визначення локального напруження  $\sigma_f$  та деформації  $e_f$  в момент руйнування за допомогою фрактографічних знімків.



### РОЗДІЛ 3

## МІНІМАЛЬНИЙ РІВЕНЬ КРИХКОЇ МІЦНОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Відповідно до поставлених задач необхідною умовою встановлення зв'язку між локальними та номінальними характеристиками руйнування є розробка методики визначення міцності конструкційних сталей в крихкому стані  $R_{MC}$ . Ця характеристика є однією з найважливіших службових характеристик конструкційних сплавів, що визначає рівень міцності матеріалу в температурному інтервалі в'язко-крихкого переходу, оскільки руйнування за низьких температур відбувається із швидкістю звуку в металі і є катастрофічним за своєю кінетикою.

В роботах [47,27] крихку міцність розуміють, як міцність металу в області низьких температур, коли руйнування відбувається при напруженні близькому до межі плинності  $\sigma_{0.2}$ . Проте недоліком такого трактування крихкої міцності є той факт, що існує деякий **температурний інтервал** коли руйнування відбувається при напруженнях близьких до  $\sigma_{0.2}$ , а отже існує і **інтервал значень міцності**. Тому автори роботи [35] запропонували в якості міри крихкої міцності  $R_{MC}$  використовувати мінімальне напруження руйнування в області температур в'язко-крихкого переходу (рис. 3.1). Найважливішою особливістю цієї характеристики є те, що вона визначає нижню межу міцності металу в крихкому стані, та однозначно задається мікроструктурними параметрами матеріалу (розміром зерна чи пакету, товщиною цементитної пластинки та інш.) [48] Основна проблема експериментального визначення крихкої міцності  $R_{MC}$  полягає в тому, що на відміну від  $\alpha - Fe$  (температура в'язко-крихкого переходу якого лежить в області кипіння рідкого азоту (рис. 3.1)) температура в'язко-крихкого переходу переважної більшості **конструкційних сталей** лежить нижче  $T = -196^{\circ}C$  (рис. 3.2), це обумовлює необхідність використання парів гелію для охолодження зразків.

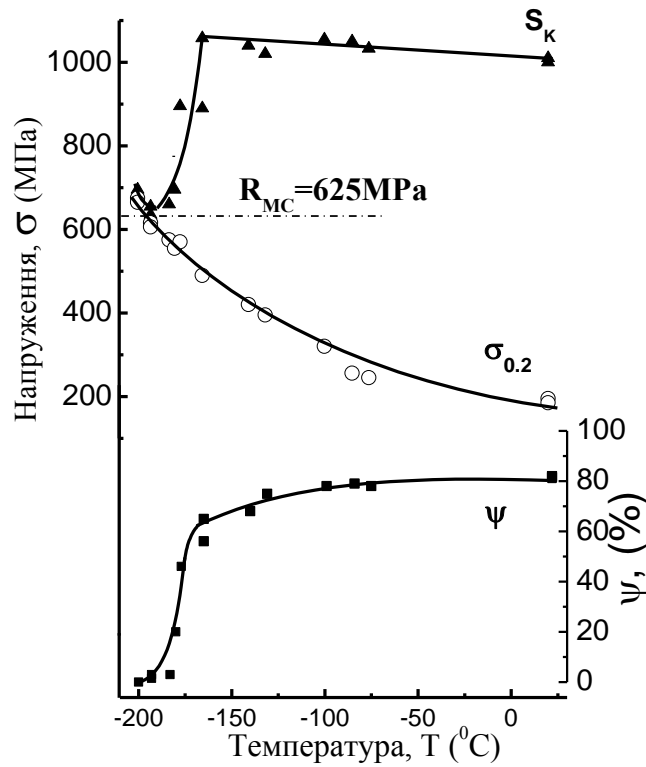


Рисунок 3.1 – Температурна залежність основних механічних властивостей  $\alpha - Fe$  : істинного напруження руйнування  $S_K$ , умовної межі плинності  $\sigma_{0.2}$ , відносного звуження  $\psi$ .  $R_{MC}$  – мінімальний рівень крихкої міцності.

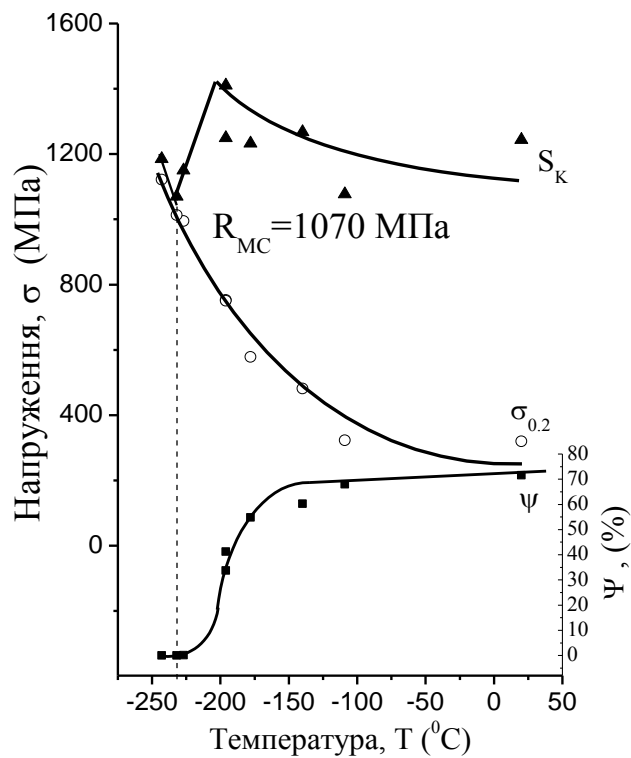


Рисунок 3.2 – Температурна залежність основних механічних властивостей сталі – Сталь 10Г (відпал): істинного напруження руйнування  $S_K$ , умовної межі плинності  $\sigma_{0.2}$ , відносного звуження  $\psi$ .  $R_{MC}$  – мінімальний рівень крихкої міцності.

Зважаючи на це, актуальною задачею є розробка фізично обґрунтованої методики визначення крихкої міцності  $R_{MC}$  яка б дозволила обійтись без використання парів гелію.

### **3.1 Методика визначення мінімального рівня крихкої міцності $R_{MC}$ конструкційних сталей**

На розвиток уявлень про температуру в'язко-крихкого переходу значно вплинули роботи А.Ф.Йоффе, Н.Н. Давиденкова, Ф.Ф. Витмана, Р.Людвіка [19]. Класична теорія крихкого руйнування матеріалів побудована на роботах цих авторів постулює, що крихке руйнування відбувається в області температур що знаходиться лівіше точки перетину кривої напруження плинності та напруження руйнування, як це зображено в схемі Йоффе (рис.1.1)

Зразок з надрізом чи тріщиною має більш високе значення критичної температури  $t_c$ . У відповідності до уявлень Менаже-Людвіка, це пояснюється концентрацією напружень в трьохвісній схемі деформацій (рис.1.2) [19].

Отже тривісність в вершині концентратора напружень обумовлює зміщення температурного інтервалу в'язко-крихкого переходу в бік кімнатних температур, проте за таких умов спостерігається перевищення локального напруження руйнування  $\sigma_f$  над рівнем  $R_{MC}$ , це явище отримало назву «локальний масштабний ефект» [49,50]. Тому задача полягала у виборі такого концентратора який би мінімізував «масштабний ефект» проте мав би достатню жорсткість щоб змістити критичну температуру  $t_c$  в область «азотних» температур.

В роботі [51] вперше було показано, що ступінь перевищення локального напруження  $\sigma_f$  над рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$  залежить від гостроти концентратора, збільшуючись із зменшенням його гостроти. З метою вивчення закономірностей зміни локальних характеристик руйнування в роботах [52,53] були проведені спеціальні експериментальні дослідження. Особливість цих досліджень полягала у використанні концентраторів різної гостроти у діапазоні від гострої тріщини до кільцевого концентратора радіусом  $\rho = 4mm$ , а також у паралельному аналізі закономірностей зміни локальних характеристик відносно

напруження крихкого руйнування. В цих роботах вперше був встановлений немонотонний характер зміни локального напруження руйнування із мінімумом, при температурі нульової пластичності зразка з концентратором. Зроблений висновок, що при радіусах кільцевого надрізу більше  $\rho \geq 0.6 \text{ mm}$  гострота концентратору слабо впливає на рівень локального напруження руйнування  $\sigma_f$  і наближається до напруженням крихкого руйнування  $R_{MC}$  гладких зразків. В методичному плані головний недолік використання локального напруження руйнування  $\sigma_f$  для визначення крихкої міцності  $R_{MC}$  є необхідність застосування методу скінчених елементів для знаходження величини  $\sigma_f$ . Збільшення радіусу надрізу призводить до зменшення градієнту напружень і відповідно до зменшення різниці між  $\sigma_f$  та  $\sigma_{NF}$  (рис. 3.3).

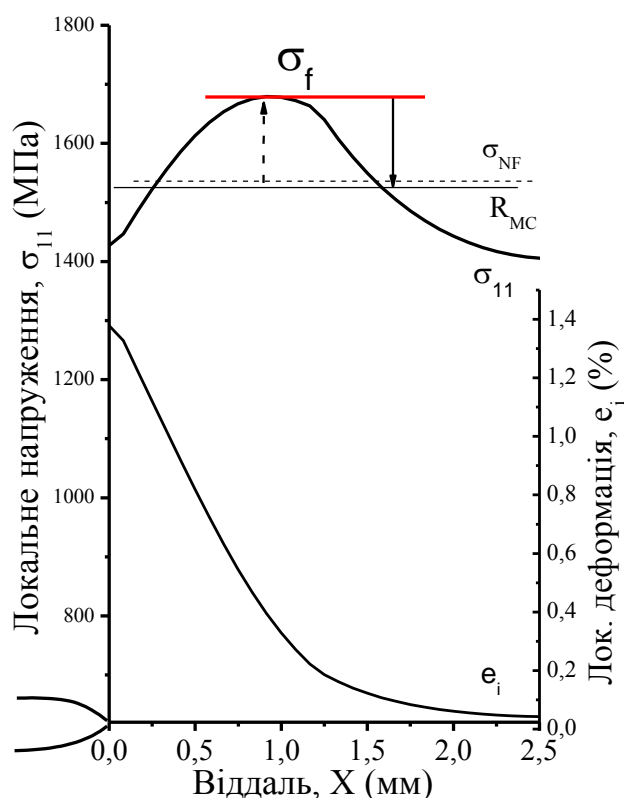


Рисунок 3.3 – Розподіл локальних напружень  $\sigma_{11}$  та деформацій  $e_i$  у вістрі кільцевого концентратора напружень отриманий завдяки МСЕ-розрахунку. Зображено перевищення локального напруження руйнування  $\sigma_f$  над рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$  (визначено на стандартних гладких зразках) та номінальним напруженням руйнування  $\sigma_{NF}$  зразків з кільцевими концентраторами  $\rho = 2 \text{ mm}$ . Матеріал – реакторна сталь 15X2НМФА за температури  $T = -196^\circ\text{C}$ .

Експериментальним шляхом встановлено, що використання циліндричних зразків з кільцевим концентратором  $\rho = 2$  мм. з одного боку забезпечує мінімальну різницю між локальним  $\sigma_f$  та середнім  $\sigma_{NF}$  напруженням руйнування, а з іншого боку вказаний концентратор має достатню жорсткість, щоб змістити критичну температуру  $T_c$  до температури кипіння рідкого азоту ( $T = -196^\circ \text{C}$ ).

Перевірка можливості використання зразків з кільцевим концентратором  $\rho = 2$  мм. для визначення мінімального рівня крихкої міцності  $R_{MC}$  передбачала вибір сталей та режимів термообробки за принципом забезпечення максимального широкого діапазону значень крихкої міцності  $R_{MC}$ , який охоплює більшість відомих конструкційних сталей. В роботі використані: Сталь 10Г, Сталь 40, Сталь 55, сталь 15Х2НМФА, Сталь Р65, сталь 30ХГСА. Вказані сталі охоплюються широкий інтервал міцності  $\sigma_{0.2} = 250\text{-}1535$  МПа., та мають, як феррито-перлітні так і мартенситні структури.

Експериментальні дослідження передбачали проведення серіальних низькотемпературних випробувань на одновісний розтяг стандартних гладких циліндричних зразків та циліндричних зразків з кільцевим концентратором  $\rho = 2$  мм. Гладкі зразки випробовували в парах гелію в інтервалі температур від  $-245$  до  $+20^\circ \text{C}$ , що дозволило напряму визначити крихку міцність  $R_{MC}$ , як мінімальне значення істинного напруження руйнування  $s_k$  в області в'язко-крихкого переходу (рис. 3.1).

Оскільки раніше було встановлено, що мінімальний рівень крихкої міцності вуглецевих сталей реалізується при значеннях залишкової деформації порядку 1-2% [47,51] за величину  $R_{MC}^*$  приймали значення номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  зразків з кільцевим надрізом  $\rho = 2$  мм. при величині залишкової деформації 2%. В силу стохастичної природи крихкого руйнування металів [49,31], що найбільш яскраво проявляється при руйнуванні зразків з концентраторами напружень випробування зразків з надрізом дозволяє отримати широкий інтервал значень залишкової деформації  $e_F$ .

За результатами випробувань зразків з концентраторами визначали середнє напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  в мінімальному перерізі:

$$\sigma_{NF} = \frac{4P_F}{\pi d_K^2}. \quad (3.1)$$

Та середню величину деформації:

$$\bar{e}_F = \ell n \frac{1}{1 - \psi}, \quad (3.2)$$

де  $\psi = 1 - \frac{d_K^2}{d_0^2}$  - відносне звуження в шийці.

За результатами випробувань 4-6 зразків при температурі  $T = -196^\circ C$  будувались залежності  $\sigma_{NF}$  від деформації  $\bar{e}_F$  та шляхом екстраполяції визначали критичне значення  $\sigma_{NF}^*$ , що відповідає величині залишкової деформації 2% (рис. 3.4)

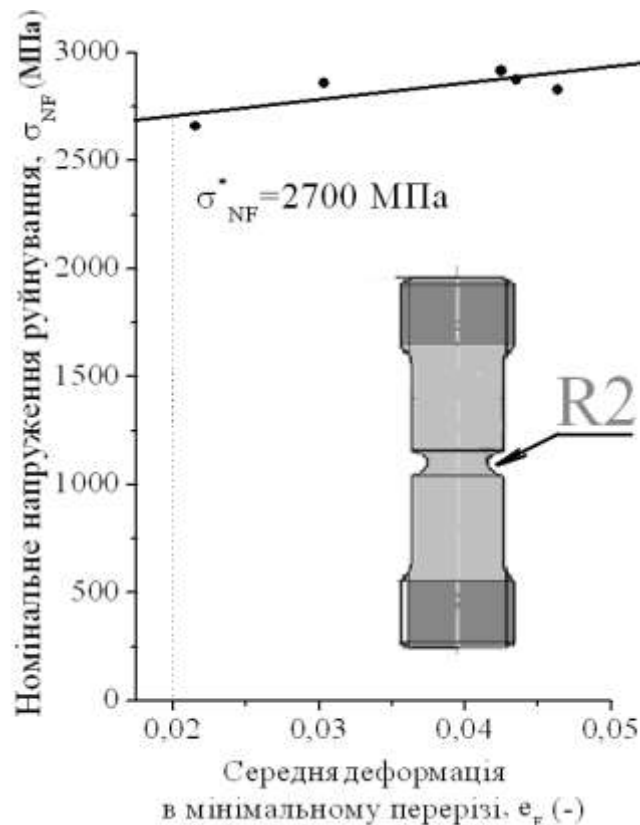


Рисунок 3.4 – Залежність величини номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  від середнього рівня деформації в мінімальному перерізі. Шляхом екстраполяції експериментальних значень номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  на величину 2% залишкової деформації визначається величина  $\sigma_{NF}^*$  що чисельно рівна величині  $R_{MC}$ . Матеріал – сталь 30ХГСА.

Отримані результати представлені в табл.3.1 та на рис.3.5 в широкому інтервалі значень величина крихкої міцності  $R_{MC}$  майже співпадає із величиною номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}^*$  при 2% залишкової деформації зразка з кільцевим концентратором  $\rho = 2$  мм. Варто підкреслити, що діапазон експериментально отриманих значень крихкої міцності  $R_{MC} = 800-2700$  МПа перебиває діапазон більшості відомих конструкційних сплавів. В межах розкиду експериментальних даних не вдалося виявити тенденції впливу міцності  $\sigma_{0.2}$  на відношення  $\sigma_{NF} / R_{MC}$  (рис.3.6)

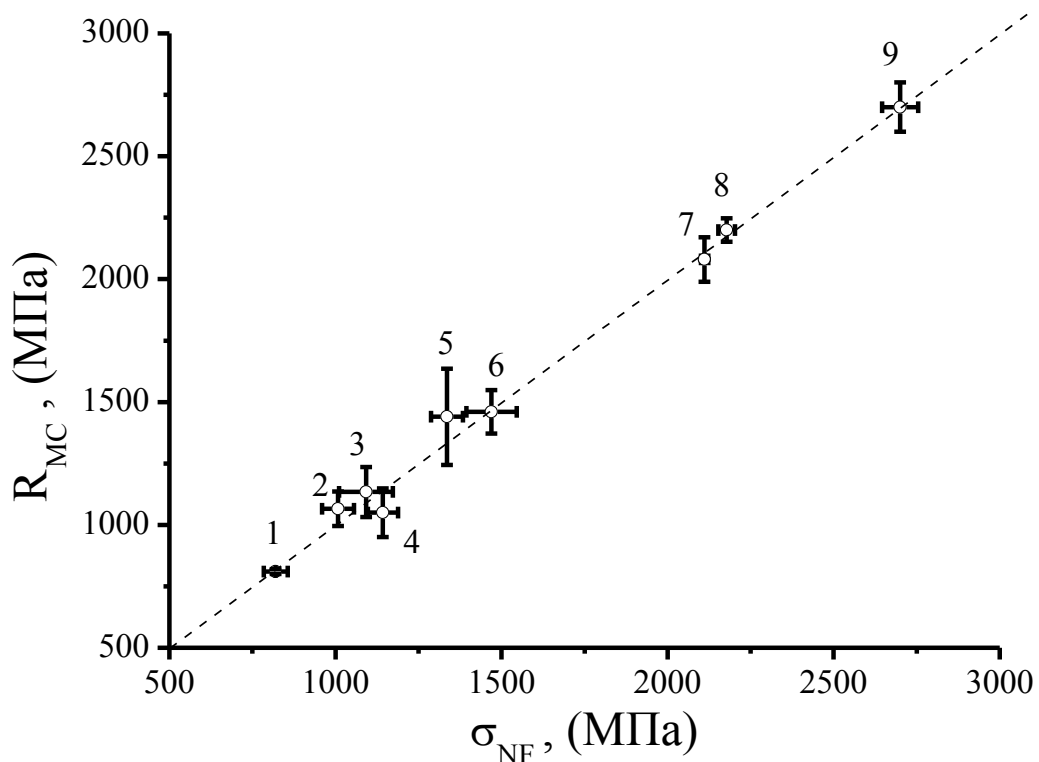


Рисунок 3.5 – Співставлення мінімального рівня крихкої міцності  $R_{MC}$  (визначеного на стандартних гладких зразках) та номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  циліндричних зразків з концентратором напружень  $\rho = 2$  мм.

- 1- Сталь 10Г – відпал; 2- Сталь 40 – відпал; 3- Сталь 55 – маятниковий відпал; 4- Сталь 10Г – сфериодизація; 5- 15Х2НМФА – поставка (I) ; 6- 15Х2НМФА – поставка (II); 7- Сталь Р65 – ШЕТО; 8- Сталь 40 – гартування+відпуск 300<sup>0</sup>С 0,5 години; 9-30ХГСА –гартування в масло + ізотермічний відпуск 300<sup>0</sup>С 0,5 години.

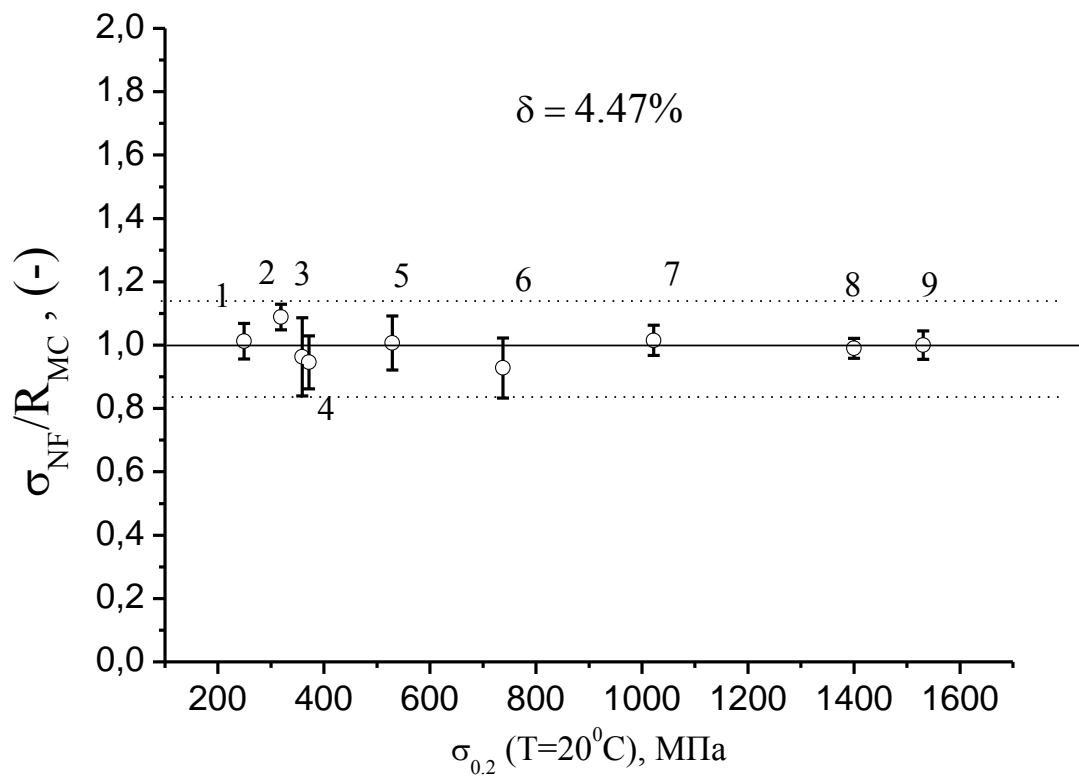


Рисунок 3.6 – Відношення напруження крихкого руйнування  $\sigma_{NF}$  зразків з кільцевим надрізом  $\rho = 2$  мм. до мінімального рівня крихкої міцності  $R_{MC}$  конструкційних сталей, визначеного за серією низькотемпературних випробувань стандартних циліндричних зразків на одновісний розтяг в широкому інтервалі міцностей. Умовні позначення ті ж що на рис.3.5

У відповідності до отриманих результатів в межах розкиду експериментальних даних величина  $\sigma_{NF}$  співпадає із значенням  $R_{MC}$ .

Достовірність отриманих результатів  $P(0,835 < \frac{\sigma_{NF}}{R_{MC}} < 1,165) = 0,98$  при вибіркового стандарті 4,5% (розрахунок проводився з використанням статистики малих вибірок та розподілу Стюдента). Саме цей факт забезпечує можливість визначати  $R_{MC}$  за середнім значенням напруження руйнування  $\sigma_{NF}^*$  зразків з концентратором  $\rho = 2$  мм., що принципово спрощує експериментальну методику.

Таблиця 3.1– Основні механічні характеристики та термообробки досліджуваних в роботі сталей

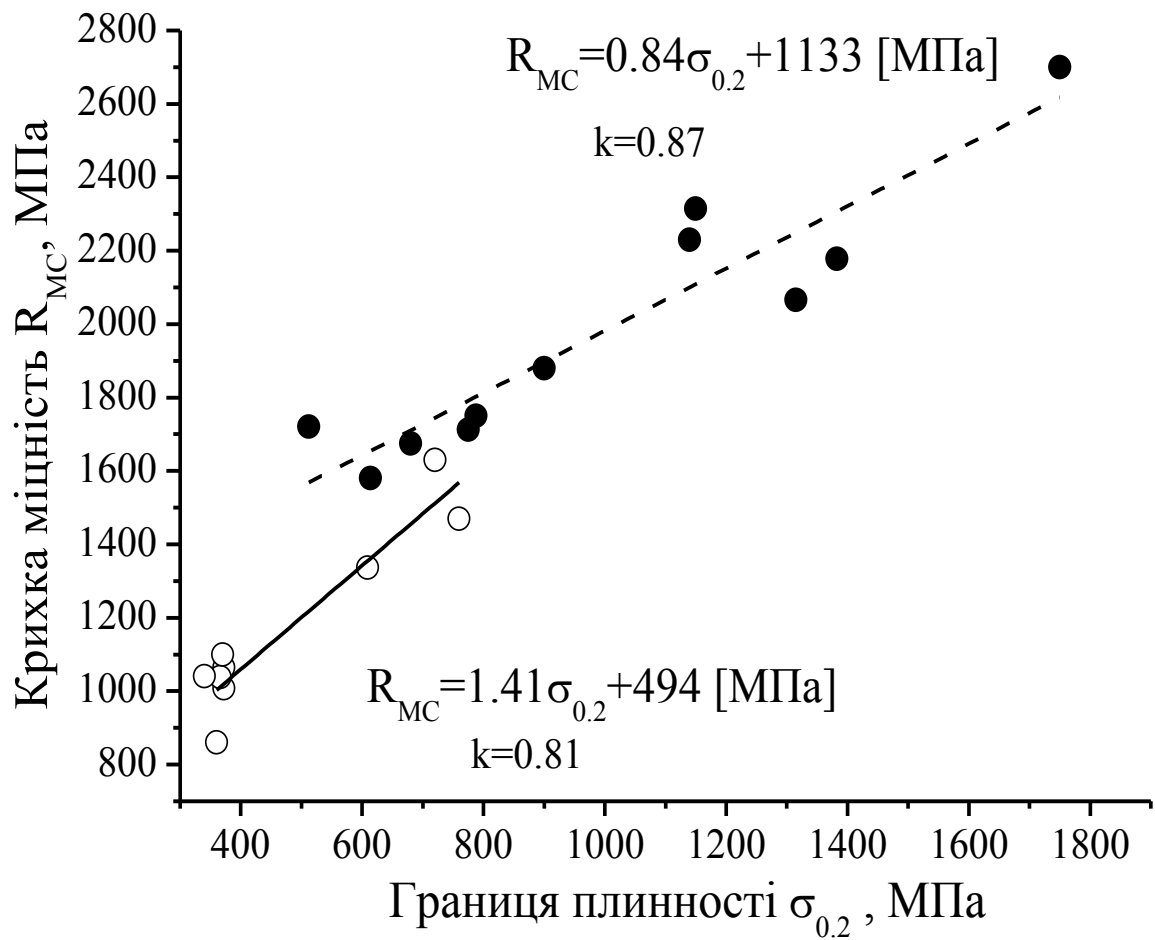
Матеріал	Термообробка	$\sigma_{0.2}$ , (+20 <sup>0</sup> C) МПа	$\sigma_B$ , (+20 <sup>0</sup> C) МПа	$S_K$ , (+20 <sup>0</sup> C) МПа	$\psi_K$ , (+20 <sup>0</sup> C) %	$e_p$ , (+20 <sup>0</sup> C) (-)	$\sigma_{NF}$ , МПа	$\alpha = \frac{\sigma_{NF}}{R_{MC}}$ , (-)	$R_{MC}$ , МПа
10Г	Сфериодизація T=740 <sup>0</sup> C $\tau = 48$ годин	319	600	1243	71.5	0.160	1143	1.088	1050
10Г	Відпал 920 <sup>0</sup> $\tau = 2$ години	249	484	910	62.0	0.150	820	1.012	810
Сталь 55	Маятниковий відпал T <sub>1</sub> =740 <sup>0</sup> C T <sub>2</sub> =680 <sup>0</sup> C $\tau = 2$ години 5 циклів	359	582	1363	70.1	0.170	1092	0.962	1134
30ХГСА	Гартування 860 <sup>0</sup> C в масло + відп. 300 <sup>0</sup> C $\tau = 0.5$ години	1531	1755	2542	48.0	0.025	2700	1.000	2700
15Х2НМФА (I)	поставка	738	803	1766	75.0	0.069	1336	0.927	1440
15Х2НМФА (II)	поставка	529	650	1502	75.5	0.070	1470	1.006	1460
P65	ШЕТО*	1022	1267	1974	46.0	0.082	2111	1.014	2080
Сталь 40	Гартування 860 <sup>0</sup> C + відп. 300 <sup>0</sup> C $\tau = 0.5$ години	1400	1635	1993	25.0	0.030	2178	0.990	2200
Сталь 40	Відпал 920 <sup>0</sup> C $\tau = 1$ година	372	693	1261	55.0	0.140	1008	0.950	1060

\* Швидкісна електро-термообробка

### 3.2 Співвідношення між рівнем $R_{MC}$ та величиною границі плинності $\sigma_{0.2}$ конструкційних сталей

Питання взаємозв'язку крихкої міцності та структурних особливостей сталі досконало вивчений в роботах [54,47,49]. Встановлені співвідношення між розміром феритного зерна (перлітної колонії, мартенситного чи бейнітного пакету) та мінімальним рівнем крихкості:  $R_{MC} = 180 d^{-1/2}$ , де  $d$  - розмір зерна. В той же час вираз Холла-Петча ( $\sigma_{0.2} = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ ) пов'язує розмір зерна та напруження плинності сталі. Вирази вказують на те, що зменшення розміру зерна має призводити до збільшення як границі плинності так і крихкої міцності  $R_{MC}$ . Зміна субструктури не повинна впливати на величину  $R_{MC}$ , проте вона визначає напруження опору руху дислокацій в ґратці  $\sigma_0$ . Це означає, що загальному випадку не може бути строго детермінованого зв'язку між  $\sigma_{0.2}$  та  $R_{MC}$ , проте в окремих випадках (коли зміні розміру зерна субструктура змінюється несуттєво) повинен бути кореляційний зв'язок між цими величинами. В прикладному плані встановлення цього зв'язку дозволяє оцінити рівень крихкої міцності  $R_{MC}$  сталі за табличними значеннями границі плинності (при кімнатній температурі) чи шляхом випробування лише одного зразка за температури  $T = +20^\circ \text{C}$ .

Експериментальні дані приведені на рис. 3.7 свідчать, що такий зв'язок існує, причому структура сталі по різному впливає на цей зв'язок. Причому приріст рівня  $R_{MC}$  із збільшенням рівня міцності ферито-перлітних сталей більш інтенсивний ніж в конструкційних сталях із структурою мартенситу відпуску, очевидно це пов'язано з механізмами руйнування. У випадку мартенситних сталей працює карбідний механізм руйнування, де інтервал зміни розмірів карбідних часток менший ніж інтервал зміни розмірів зерен при зеренному механізмі руйнування ферито-перлітних сталей.



Р

исунок 3.7 – Кореляційна залежність мінімального рівня крихкої міцності  $R_{MC}$  конструкційних сталей від величини межі плинності  $\sigma_{0.2}$  за кімнатної температури  $T = +20^{\circ}C$ . ○ – сталі з ферито-перлітною структурою, ● – сталі із структурою мартенситу відпуску.

## Висновки до розділу

1. Використання концентратора напружень у вигляді кільцевого надрізу радіусом 2 мм. та глибиною 1,4 мм. на гладких циліндричних зразках діаметром 8 мм. дозволяє визначити рівень крихкої міцності  $R_{MC}$  конструкційних сталей за величиною номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$ .

2. Необхідний рівень точності визначення мінімального рівня крихкої міцності за цією методикою обумовлений тим, що при руйнуванні зразка із віднайденими параметрами концентратора незначне перевищення рівня локального напруження над  $R_{MC}$  компенсується різницею між номінальним і локальним напруженням руйнування.

3. Для конструкційних сталей існує кореляційний зв'язок між рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$  та величиною границі плинності  $\sigma_{0.2}$ , який проявляється у зростанні рівня  $R_{MC}$  при збільшенні величини міцності конструкційних сталей. Встановлено, що інтенсивність такого зростання залежить від структурного стану сталі. Для сталей із структурою ферито-перліту ця інтенсивність вища ніж для мартенситних сталей.

4. Отримані результати дозволяють суттєво спростити методику експериментального визначення рівня крихкої міцності  $R_{MC}$  конструкційних сталей та дозволяють відмовитись від затратних низькотемпературних випробувань з використанням парів гелію.

## РОЗДІЛ 4

### ЛОКАЛЬНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ІНІЦІЮВАННЯ КРИХКОГО РУЙНУВАННЯ

Відповідно до існуючих уявлень розроблених в межах Локального підходу до руйнування [50], рівень номінальних (середніх) характеристик руйнування зразків з концентраторами напружень визначається процесами утворення та втрати стабільності зародкових тріщин, які відбуваються в локальній області «process zone». Тому рівень номінальних характеристик визначається локальними величинами – напруженням та деформацією у вістрі концентратора в межах «process zone».

#### 4.1 Статистична природа локального напруження ініціювання крихкого руйнування $\sigma_f$ та критичної деформації $e_f$

На сьогоднішній день існують експериментальні та розрахункові методи визначення критичних величин локальних характеристик руйнування. Кожен з цих методів передбачає використання методу скінчених елементів в якості інструменту для отримання розподілу локальних напружень та деформацій у вершині концентратора, відмінність полягає в критерії визначення відстані від концентратора напружень до місця ініціювання руйнування.

*Експериментальний* метод визначення локальної критичної деформації полягає у використанні фрактографічних досліджень (детальніше див. розділ 2), які дозволяють виміряти віддаль від вершини концентратора до джерела руйнування. *Розрахунковий* метод передбачає комп'ютерний розрахунок розподілу ймовірності  $F_n$  ініціювання крихкого руйнування у вістрі концентратора базуючись на уявленнях процесу утворення та втрати стабільності зародкових тріщин (детальніше див. розділ 2). Локальні величини  $\sigma_{11}$  та  $e_p$  що знаходяться на відстані, яка відповідає максимуму ймовірності руйнування  $F_n^{\max}$  вважаються такими, що призвели до руйнування, тобто критичними.

На рисунку 4.1 на прикладі визначення локальної пластичної деформації ініціювання крихкого руйнування продемонстровано принципову різницю визначення локальних характеристик руйнування розрахунковим та

експериментальним шляхом. Розрахунковий метод на відміну від експериментального дозволяє отримати область значень віддалі до джерела руйнування де ймовірність ініціювання руйнування відміна від нуля. На рисунку 4.1 це відповідає області  $0,1 \dots 0,37$  мм. для зразків з концентратором напружень  $\rho = 0.25$  мм. Ця особливість зайвий раз підкреслює *стохастичну* природу крихкого руйнування та дозволяє пояснити суттєвий розкид експериментальних даних.

Щоб встановити наскільки близькі результати отримані експериментальним та розрахунковим шляхом в роботі проводився комплекс досліджень, який передбачав отримання температурних залежностей механічних властивостей конструкційних сталей ( $\sigma_{0.2}$ ,  $\sigma_e$ ,  $e_p$ ,  $S_k$ ,  $\psi$ ) та середнього глобального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$ . Спираючись на ці дані, для кожного експериментального значення  $\sigma_{NF}$ , за методикою описаною в розділі 2, шляхом комп'ютерних розрахунків визначалась область ініціювання крихкого руйнування “process zone” і розподіл ймовірності ініціювання  $F_n$  крихкого руйнування в цій області. При цьому величини локального напруження  $\sigma_f$  і локальної деформації  $e_f$  ініціювання руйнування визначались в точці де реалізується максимальне значення ймовірності цієї події  $F_n^{\max}$  (рис. 4.1). На ці залежності також наносили величину віддалі до джерела руйнування  $x_f$  (рис. 4.1), яка визначалась за результатами фрактографічних досліджень.

Як підкреслювалось вище, стохастична природа ініціювання крихкого руйнування металу обумовлює зміну величини глобального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  це може досягати приблизно 37%, проте навіть при фіксованій величині  $\sigma_{NF}$  величина локальної критичної деформації  $e_f$  може змінюватись від 0.5% до 10% при  $\sigma_{NF} = 1.85 \sigma_{0.2}$  (рис. 4.2).

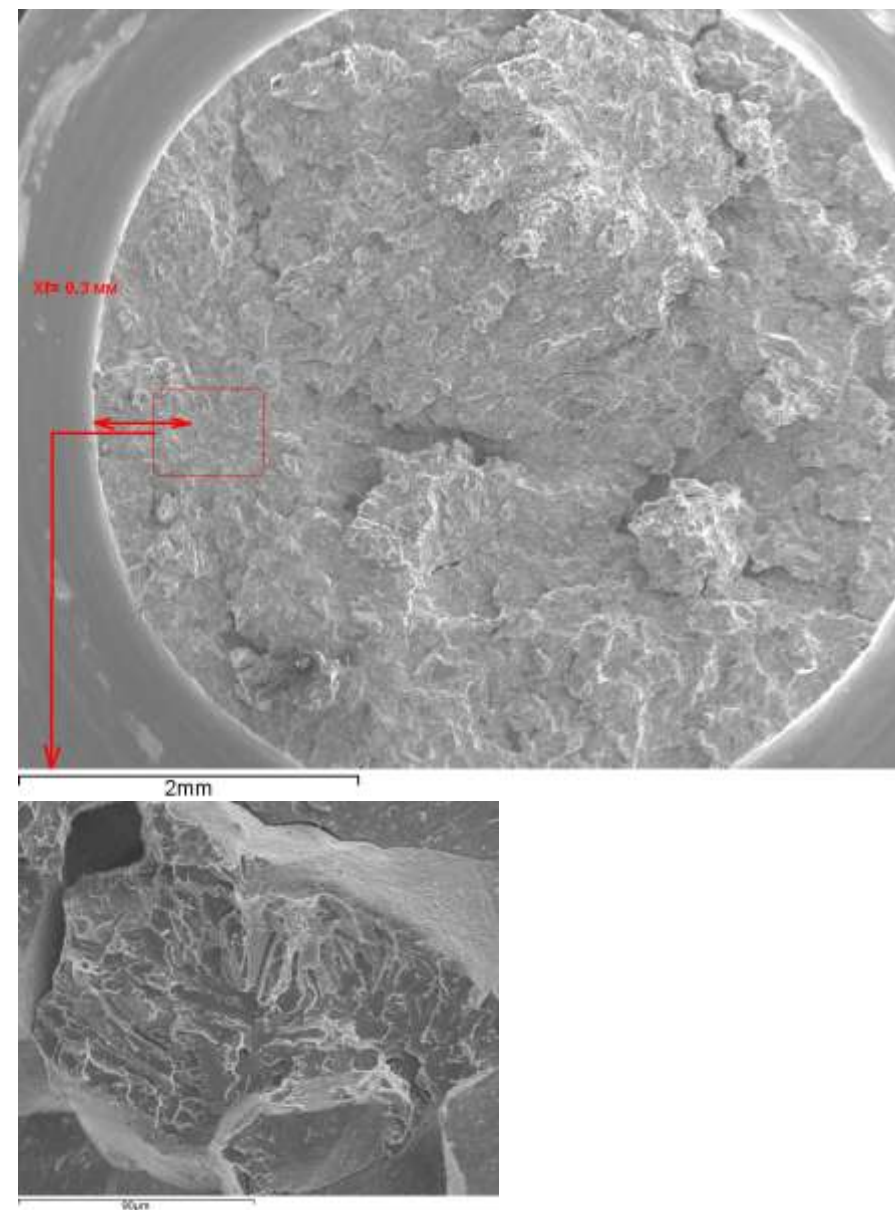
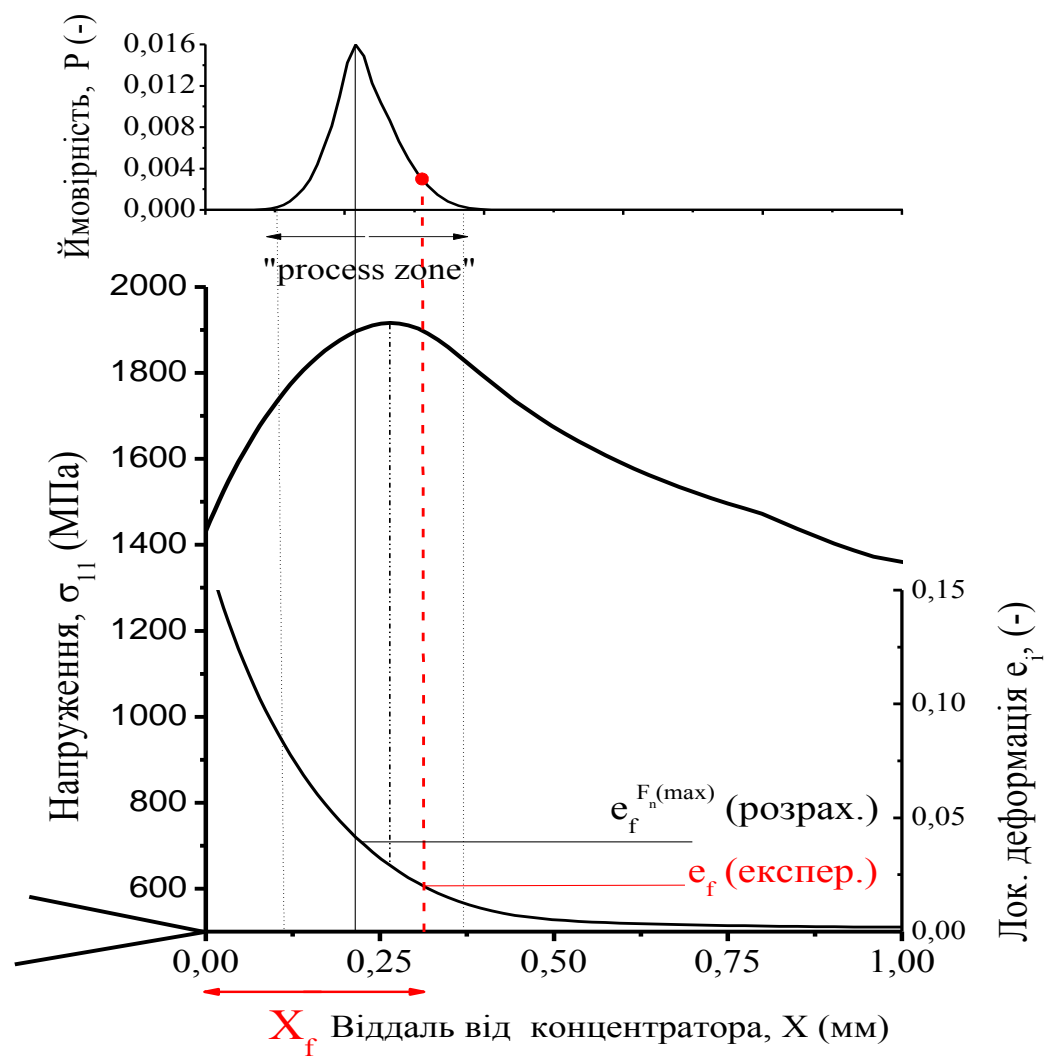


Рисунок 4.1 – Визначення локальної критичної деформації та її області значень за допомогою розрахункових та експериментальних методів.

Це дозволило отримати дані, щодо величини локальної пластичної деформації  $e_f$  та локального розтягуючого напруження  $\sigma_f$  в місці ініціювання крихкого руйнування. На рис. 4.2 наведена залежність критичної величини локальної деформації  $e_f$  від рівня середнього напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  реакторної сталі 15Х2НМФА при температурі  $T = -149^\circ\text{C}$ . Для зручності величини  $\sigma_{NF}$  пронормовані на значення границі плинності сталі  $\sigma_{0.2}$  при даній температурі.

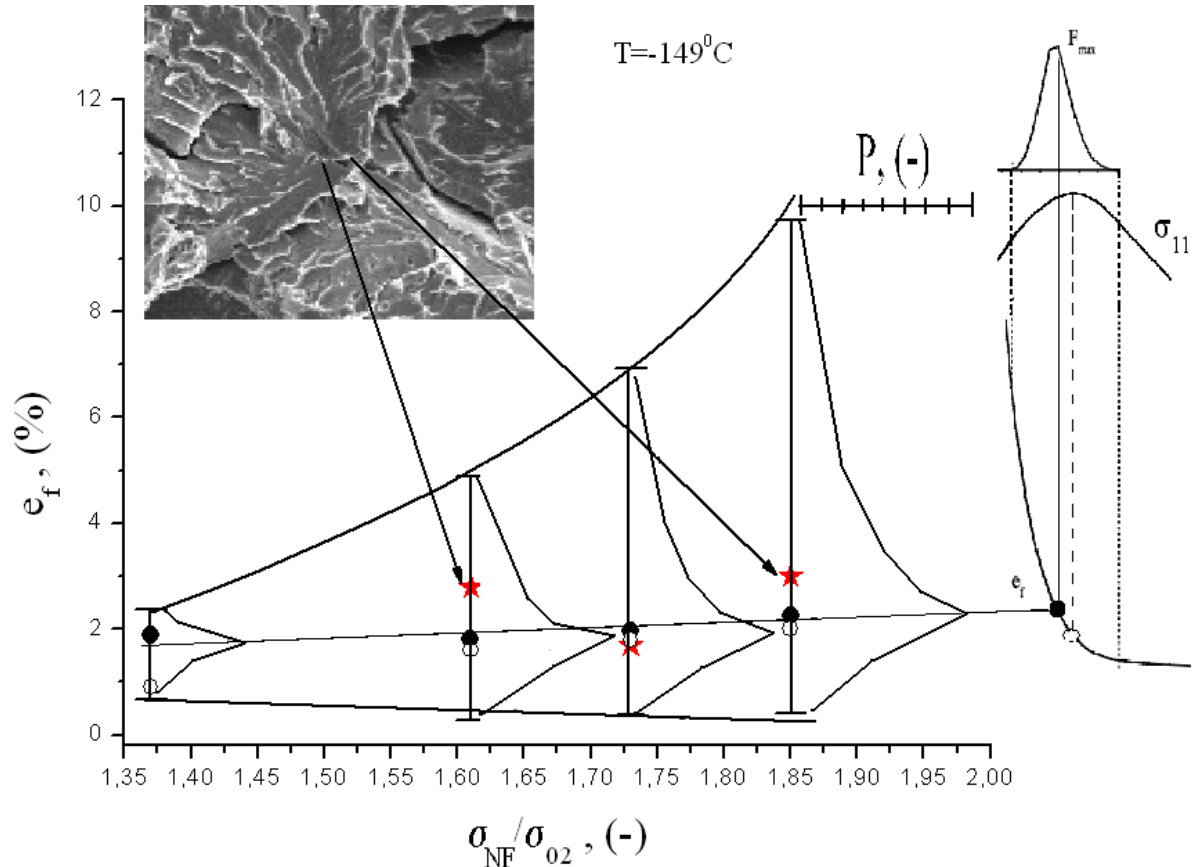


Рисунок 4.2 – Локальна критична деформація в залежності від нормованої величини напруження руйнування реакторної сталі 15Х2НМФА. ● – локальна деформація, що відповідає максимуму ймовірності руйнування; ○ – локальна деформація, що відповідає максимуму розподілу локальних напружень; Зірочки – локальна деформація, визначена фрактографічним шляхом.

Зростання величини інтервалу значень  $e_f$  із збільшенням  $\sigma_{NF}$  обумовлено тим, що із зростанням відношення  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$  збільшується область локальної плинності в вершині концентратора і, відповідно, зростає розмір “process zone” в мінімальному перерізі зразка з концентратором (рис. 4.3). В свою чергу це

призводить до збільшення інтервалу зміни величини локальної деформації в межах «process zone».

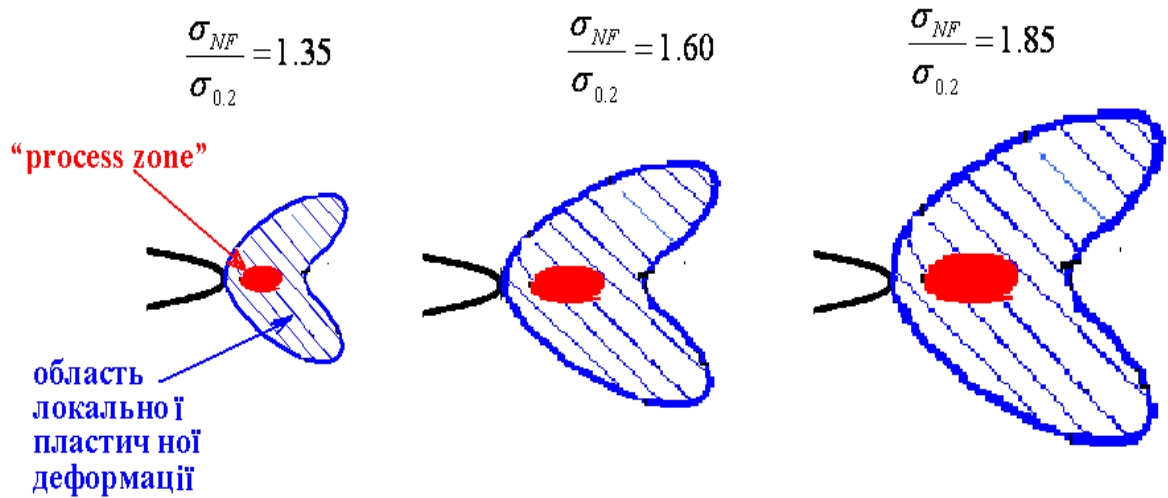


Рисунок 4.3 – Схематичне зображення збільшення розмірів “process zone” в вістрі надрізу при зростанні відносного рівня навантаження  $\frac{\sigma_{NF}}{\sigma_{0.2}}$ .

На рис. 4.2 нанесені експериментальні значення  $e_f$ , які отримані за результатами фрактографічних досліджень (зірочки). Ці значення потрапляють в межі розрахованої “process zone” і тяжіють до величини  $e_f(F_n^{\max})$ , певної тенденції до зміни від рівня глобального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  не помічено,  $e_f$  визначене за допомогою фрактографічних знімків близьке до величини 2%. Важливим є також те, що величина локальної пластичної деформації ініціювання руйнування  $e_f$  в точці максимуму ймовірності руйнування і в точці де діють максимальні локальні розтягуючі напруження  $\sigma_{11}^{\max}$  практично співпадають. Лише при гранично малих значеннях відношення  $\sigma_{NF}/\sigma_{0.2}$  величина  $e_f$  в точці де  $\sigma_{11} = \sigma_{11}^{\max}$  менша. Як буде показано далі, це обумовлено впливом густини зародкових тріщин на ймовірність руйнування.

Ці закономірності є загальними, тобто характеризують специфіку ініціювання крихкого руйнування в неоднорідних силових полях не залежно від того, яким саме концентратором породжуються ці поля. Про це свідчать дані на рис. 4.4, які отримані шляхом співставлення експериментальних даних ( $e_f$

визначена фрактографічно) [55] та розрахункових ( $e_f$  визначена за піком локальних напружень та максимумом ймовірності руйнування) для гранично гострого концентратора – наведеної макротріщини на SEN(B)-зразках, що випробовувались на трьох точковий згин.

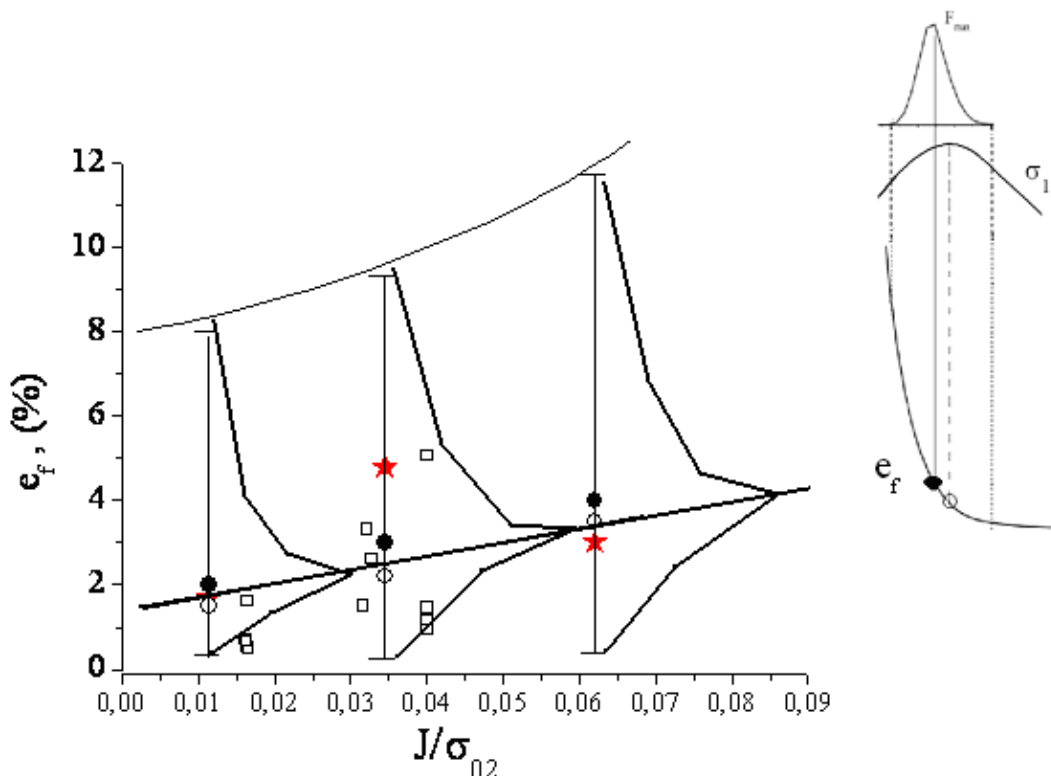


Рисунок 4.4 – Залежність локальної критичної деформації руйнування від рівня навантаження  $J / \sigma_{0.2}$ . Позначення тіж, що на рис.4.2;

□ – експериментальні дані з роботи [55]

На цьому малюнку експериментальні та розрахункові значення  $e_f$  подані в залежності від  $J_{IF} / \sigma_{0.2}$ , де  $J_{IF}$  – значення  $J_I$  інтегралу в момент руйнування зразка з тріщиною. Як відомо [56] при фіксованому значенні  $J_{IF} / \sigma_{0.2}$  виконується умова автомодельності поля локальних напружень та деформацій в вершині тріщини, що відкриває можливість використовувати це відношення як узагальнену координату. В даному випадку це дозволило нанести на графік експериментальні значення  $e_f$ , які отримані в роботі [55] і добре узгоджуються з розрахованими залежностями для  $e_f$ .

Порівняння даних на рис. 4.2 та рис. 4.4 показують, що у випадку як кільцевого концентратора, так і гострої тріщини значення  $e_f$  в точці максимуму ймовірності  $F_n^{\max}$  ініціювання руйнування і в точці де діють максимальні розтягуючі напруження  $\sigma_{11} = \sigma_{11}^{\max}$  практично співпадають. Абсолютне значення  $e_f$  близьке до 2%, проте із зростанням величини навантаження при руйнуванні спостерігається тенденція до слабкого росту  $e_f$ .

В цілому, величина ймовірності ініціювання крихкого руйнування визначається двома основними факторами, а саме: і) рівнем розтягуючих напружень  $\sigma_{11}$  під дією яких зародкові тріщини втрачають рівновагу та ii) інтенсивністю генерування зародкових тріщин в процесі пластичної деформації [50]. Дія першого фактору призводить до того, що  $F_n^{\max}$  повинен досягатися в точці де  $\sigma_{11} = \sigma_{11}^{\max}$ , проте інтенсивність генерування ЗТ в одиниці об'єму є немонотонною функцією величини пластичної деформації, максимальна густина ЗТ досягається при деформації  $e = 2\%$  (рис. 4.5)[50]. Це призводить до того, що значення  $e_f$ , яке визначено в точці  $F_n^{\max}$  дещо відрізняється від величини деформації в області дії максимальних розтягуючих напружень, як правило локальна деформація в області дії максимальних локальних напружень дещо нижча від 2%.

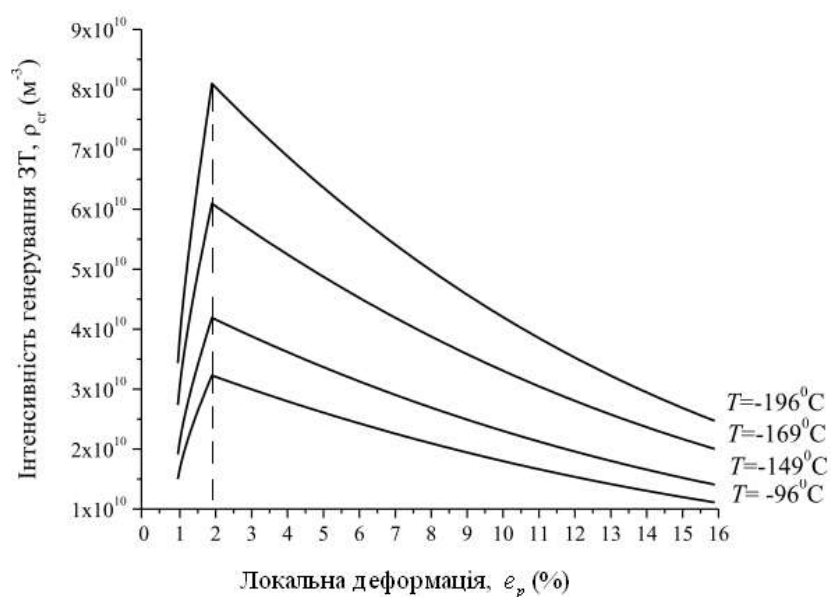


Рисунок 4.5 – Залежність інтенсивності генерування зародкових тріщин від приведеної пластичної деформації, за різних температур [50].

Слід зауважити, що вплив інтенсивності генерування зародкових тріщин на величину ймовірності руйнування в повній мірі проявляється при руйнуванні в умовах однорідних силових полів, тобто при крихкому руйнуванні стандартних циліндричних зразків в умовах одновісного розтягу. Так зокрема, критичне значення деформації при якій  $\rho = \rho_{\max}$ , обумовлює існування мінімального напруження крихкого руйнування  $R_{MC}$  в інтервалі температур в'язко-крихкого переходу при одновісному розтязі. Як показано в роботі [49], для типових сталей величина цієї деформації знаходиться в околі величини 2%.

#### **4.2 Закономірності зміни величини локального напруження руйнування в широкому інтервалі температур**

Для встановлення закономірностей зміни величини локального напруження руйнування  $\sigma_f$  в широкому інтервалі температур проводились випробування зразків із загартовано-відпущеної сталі 40 з двома типами концентраторів які відрізнялись кутом розкриття надрізу  $\omega = 45^\circ$  та  $\omega = 120^\circ$  при однаковій глибині 2.3 мм. надрізу та радіусі  $\rho = 0,25$  мм. (див. рис. 2.3 Розділу 2.) Випробування проводили в інтервалі температур  $-196 \dots + 20^\circ \text{C}$ . За результатами випробувань будувались температурні залежності номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  (рис. 4.6).

Для отримання стандартних механічних характеристик ( $s_k$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $n$ ) в цьому інтервалі температур випробовували гладкі циліндричні зразки, обраховані результати представлені на рис. 4.7.

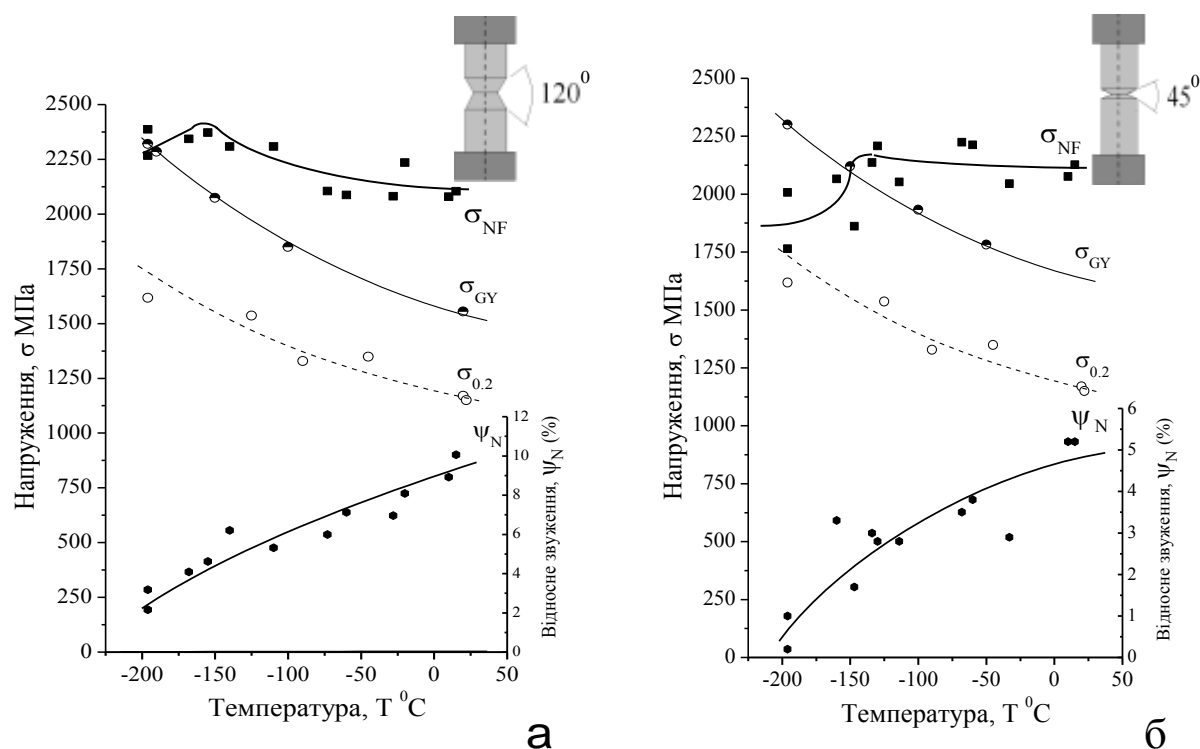


Рисунок 4.6 – Температурні залежності основних механічних характеристик зразків з концентратором  $\rho = 0.25$  мм. виготовлених із сталі 40 (гартування та відпуск  $400^{\circ}\text{C}$   $\tau = 30$  хв..) ■ – номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$ ; ○ – межі плинності  $\sigma_{0.2}$ ; ● – відносного звуження в шийці  $\psi_N$ ;  
(а) – зразки з кутом розкриття концентратора  $\omega = 120^{\circ}$ ; (б) – зразки з кутом розкриття концентратора  $\omega = 45^{\circ}$ .

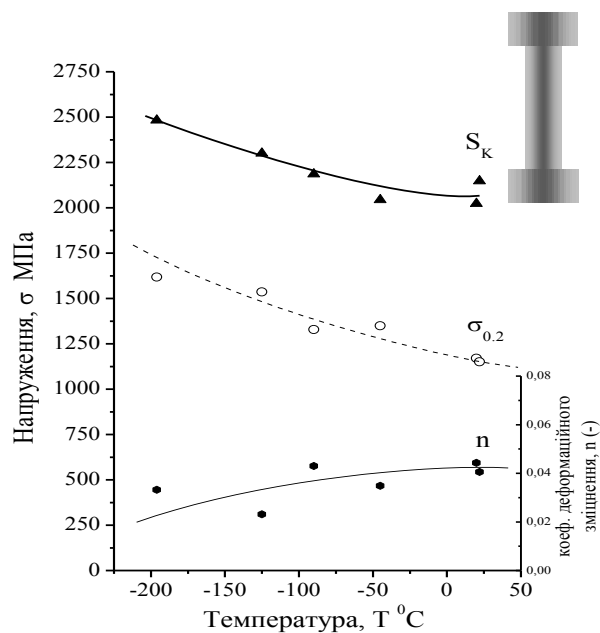


Рисунок 4.7 – Температурні залежності основних механічних властивостей  
▲ – істинного напруження руйнування  $S_K$ ; ○ – межі плинності  $\sigma_{0.2}$ ; ● –

коефіцієнта деформаційного зміцнення  $n$  сталі 40 (гартування та відпуск  $400^{\circ}\text{C}$   
 $\tau = 30 \text{ ХВ.}$ )

Рівень крихкої міцності  $R_{MC}$  визначали шляхом екстраполяції значень напруження руйнування  $\sigma_{NF}$  на величину 2% деформації зразків з кільцевим концентратором радіусом  $\rho = 2\text{мм.}$  за температури кипіння рідкого азоту  $-196^{\circ}\text{C}$ , як це було описано в розділі 3.

На основі отриманих даних шляхом моделювання процесу одновісного розтягу та розрахунку методом скінчених елементів визначали величину номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$ , при якому реалізується загальна плинність  $\sigma_{GY}$  вказаних зразків та розраховувалось значення максимального розтягуючого напруження  $\sigma_{11f}^{\max}$  в момент руйнування, яке використовувалось в якості міри локального напруження руйнування  $\sigma_f$ . На рис. 4.8 наведені закономірності зміни цього напруження в досліджуваному інтервалі температур.

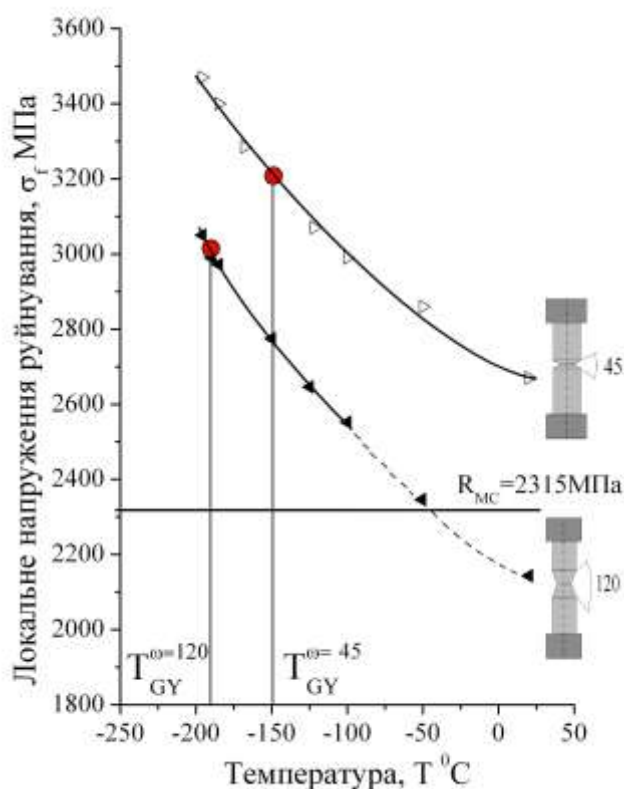


Рисунок 4.8 – Температурні залежності локального напруження руйнування  $\sigma_f$  зразків з кутами розкриття концентратора  $\Delta - \omega = 45^{\circ}$  та  $\bullet - \omega = 120^{\circ}$ .  $T_{GY}$  – температура загальної плинності,  $R_{MC}$  – мінімальний рівень крихкої міцності.

Використання надрізів з різними кутами розкриття обумовлене тим, що зміна кута надрізу суттєво впливає на тривісність напруженого стану, кількісною мірою якої є жорсткість  $j$  [57].

$$j = \frac{\sigma_{11}}{\sigma_i}, \quad (4.1)$$

де  $\sigma_{11}$  – локальні розтягуючі напруження;  $\sigma_i$  – інтенсивність напруженого стану.

Саме збільшення жорсткості напруженого стану  $j$  із зменшенням кута розкриття є причиною зростання критичної температури при якій зразок з концентратором руйнується крихко. В класичних роботах Дж.Нотта [14] за таку температуру брали  $T_{gy}$ , це температура при якій руйнування відбувається в момент досягнення загальної плинності зразка з концентратором (рис. 4.9).

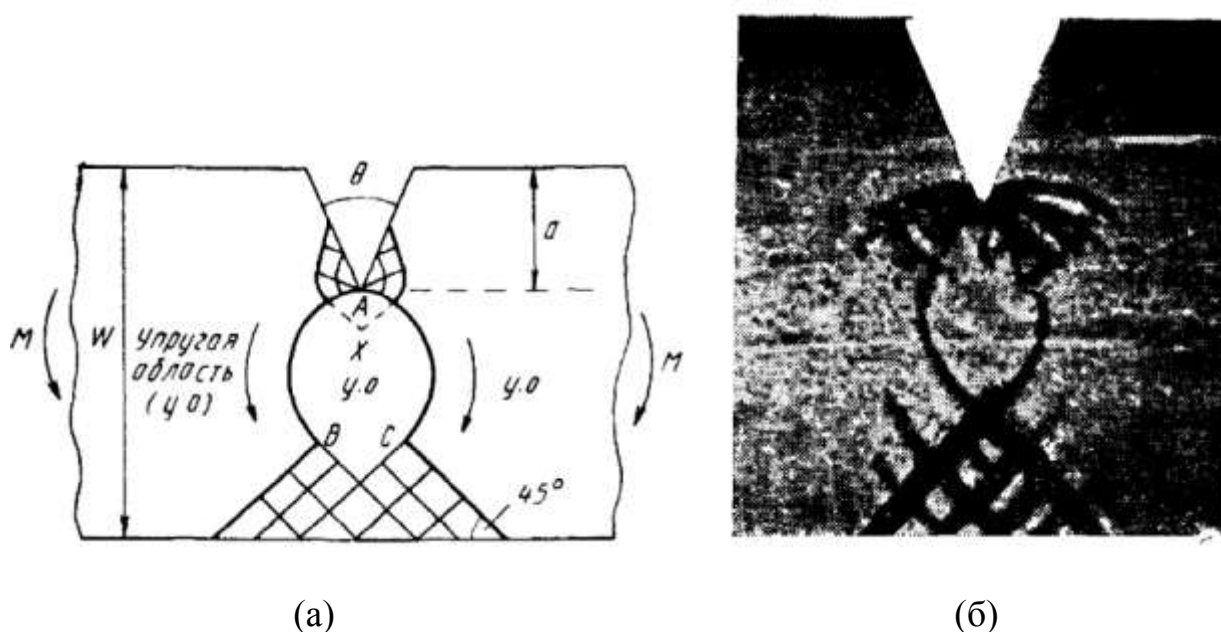


Рисунок 4.9 – Поле ліній ковзання при загальній плинності зразка з надрізом. (а) - зображено схематично, (б) – витравлений зразок у реактиві «Фрі».

Для цієї температури в наближенні ідеально пластичного матеріалу теорія ліній ковзання дозволяє розрахувати жорсткість  $j$  наступним виразом:

$$j = 1 + \frac{\pi - \omega}{2} \quad (4.2)$$

В роботах Дж.Нотта [14] була висунута гіпотеза, що величина локального напруження руйнування  $\sigma_f$  не повинна залежати від параметрів концентратора та

температури випробувань. Ця гіпотеза обґрунтовувалась на основі даних щодо величини  $\sigma_f$  при температурі  $T_{GY}$ . Зміна температури  $T_{GY}$  реалізовувалась за рахунок варіації кута розкриття надрізу, при цьому для розрахунку величини локального напруження в момент руйнування  $\sigma_f$  використовувалась теорія ліній ковзання, яка не дозволяє врахувати величину радіуса надрізу та схильність металу до деформаційного зміцнення. Використання в даній роботі методу скінчених елементів дозволило в значній мірі підвищити точність розрахунків і показало, що критичне значення локального напруження руйнування  $\sigma_f$  не є константою матеріалу.

В цілому, ця величина змінюється при варіюванні геометрії концентратора та температури випробувань (рис. 4.8). На рисунку 4.10 наведені, отримані за результатами комп'ютерного моделювання, залежності напруження руйнування від температури при різних об'ємах "process zone" за умови однорідного розподілу напружень та деформацій в межах цих об'ємів (значення констант, які використовувались при моделюванні наведенні в табл. 4.1). На фоні цих залежностей нанесені значення локального критичного напруження руйнування досліджених зразків із сталі 40 з концентраторами напружень. Ці данні наочно демонструють дві протилежні тенденції, які визначають характер температурної залежності локального напруження руйнування металів та конструкційних сталей. Таблиця 4.1 – Значення констант, що використовувались в комп'ютерному моделюванні.

Величина	Значение
Коефіцієнт $k_\sigma$ , (-)	0.225
Коефіцієнт $\beta$ , (-)	$14.4 \times 10^6$
Коефіцієнт $k_e$ , (-)	$8.57 \times 10^6$
Коефіцієнт $C$ , (-)	0.0336
Коефіцієнт $k_d$ , (-)	0.5
Коефіцієнт інтенсивності напружень $k_{IC}$ , (МПа м <sup>1/2</sup> )	$1.95 \times 10^6$
Критична деформація $e_c$ , (-)	0.02
Середній розмір зерна $d$ , (м)	$10^{-5}$
Фактор Шмидта $M$ , (-)	2.75

З одного боку величина локального напруження ініціювання крихкого руйнування  $\sigma_f$  повинна зростати з підвищенням температури, оскільки при цьому зменшується густина ЗТ  $\rho$ , що обумовлює зменшення кількості ЗТ в “process zone”, а з іншого боку ріст температури обумовлює збільшення самої області “process zone”, результатом чого є зростання кількості зародкових тріщин, що спричиняє зменшення  $\sigma_f$ . У відповідності до отриманих розрахунковим шляхом результатів, при руйнуванні конструкційних сталей в умовах концентрації напружень переважає другий ефект, тому спостерігається монотонне зменшення величини локального напруження руйнування  $\sigma_f$  з ростом температури (рис.4.10).

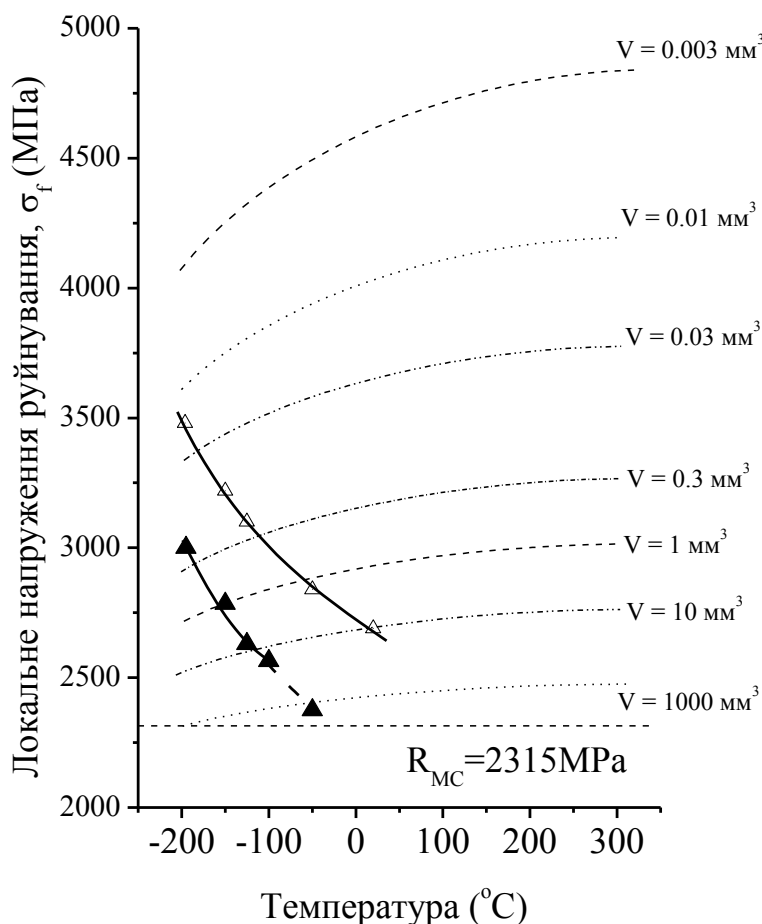


Рисунок 4.10 – Залежність величини напруження крихкого руйнування від температури при постійних значеннях об’єму “process zone” (результати комп’ютерного моделювання) та температурні залежності локального напруження руйнування зразків із сталі 40:  $\Delta$  – кут розкриття концентратора –  $\omega = 45^\circ$  та  $\blacktriangle$  – кут розкриття  $\omega = 120^\circ$ .

При цьому слід підкреслити, що в силу локального масштабного ефекту [50] величина  $\sigma_f$  повинна завжди перевищувати рівень мінімального напруження крихкого руйнування  $R_{MC}$  [50,49,37]. Дійсно об'єм “process zone”, як правило не перевищує  $1 \text{ мм}^3$ , а об'єм стандартного гладкого зразка на одновісний розтяг, що використовується при визначенні  $R_{MC}$  складає приблизно  $1000 \text{ мм}^3$ . Отриманні результати свідчать, що мінімальне значення перевищення  $\sigma_f$  над  $R_{MC}$  зразка з кутом розкриття надрізу  $\omega = 125^\circ$  складає  $\frac{\sigma_f}{R_{MC}} = 1.02$ , а для зразка  $\omega = 45^\circ$  —

$\frac{\sigma_f}{R_{MC}} = 1.15$ . При більш високих температурах величина пікового напруження  $\sigma_{11f}^{\max}$  в

момент руйнування зразка з кутом розкриття надрізу  $\omega = 120^\circ$  не може слугувати в якості критичного напруження ініціювання крихкого руйнування оскільки, як показують результати фрактографічних досліджень змінюється мікромеханізм руйнування. При температурах вищих за  $T = -100^\circ\text{C}$  в зразках з кутом розкриття надрізу  $\omega = 120^\circ$  має місце перехід від квазікрихкого руйнування сколом до в'язкого руйнування шляхом утворення і росту пор (рис. 4.11), У випадку зразків з кутом розкриття концентратора  $\omega = 45^\circ$  (рис. 4.12), такий перехід має місце при температурах вищих за  $+20^\circ\text{C}$ .

Таким чином, використання результатів фрактографічних досліджень і комбінації з даними механічних випробувань і МСЕ розрахунків дозволяють обґрунтувати ефект перевищення значення локального напруження руйнування  $\sigma_f$  над рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$ .

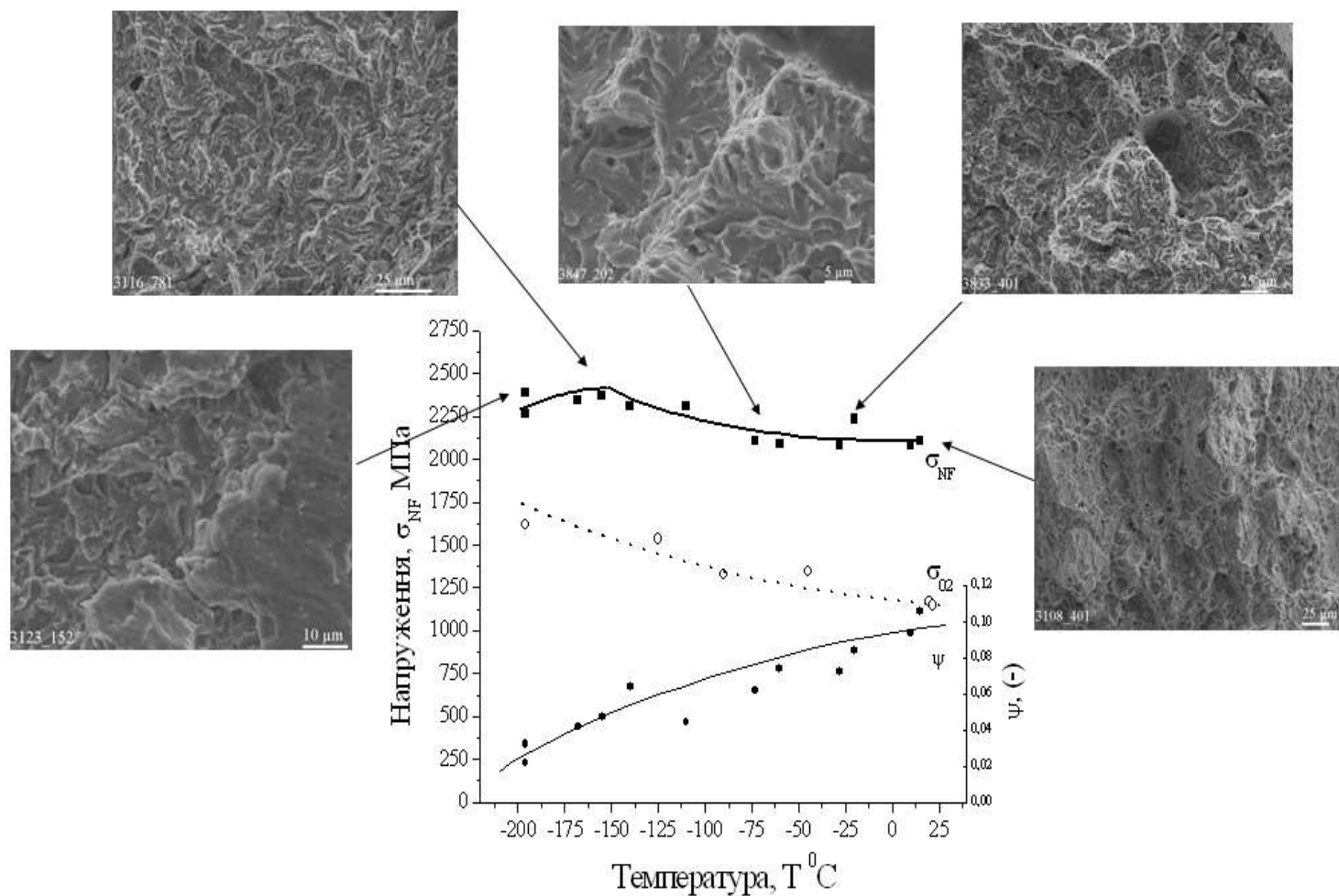


Рисунок 4.11 – Температурна залежність основних механічних характеристик: ■ номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$ ; ○ межі плинності  $\sigma_{02}$ ; ● звуження в поперечному перерізі  $\psi$  зразків з концентратором напружень  $\rho = 0.25$  мм. (кут розкриття  $\omega = 45^\circ$ ) виготовлених із ст.40. та фрактографічні знімки поверхні руйнування зразків інтервалі температур  $T = -196..+20^\circ\text{C}$ .

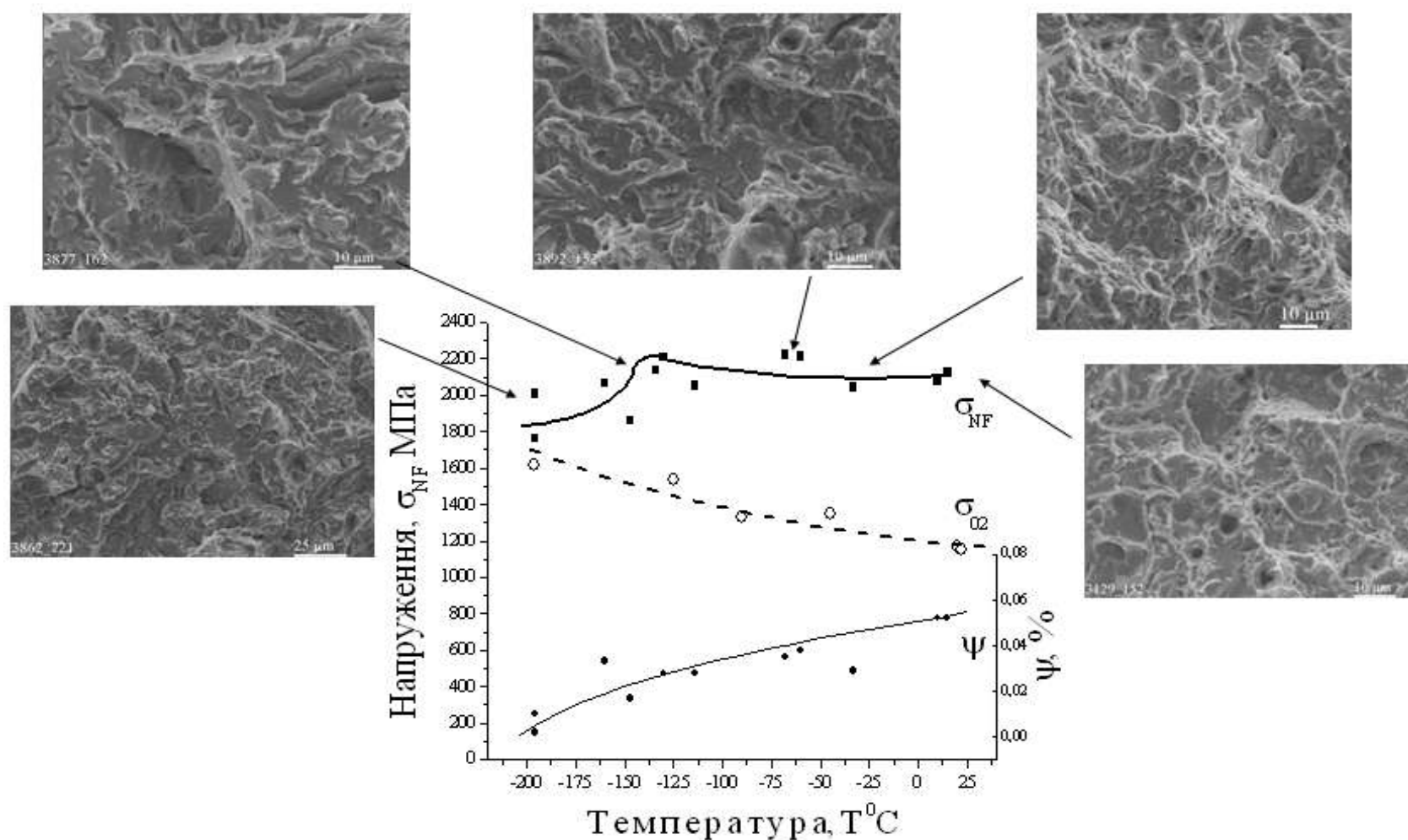


Рисунок 4.12 – Температурна залежність основних механічних характеристик: ■ номінального напруження руйнування  $\sigma_{NF}$ ; ○ межі плинності  $\sigma_{02}$ ; ● звуження в поперечному перерізі  $\psi$  зразків з концентратором напружень  $\rho = 0.25$  мм. (кут розкриття  $\omega = 45^\circ$ ) виготовлених із ст.40. та фрактографічні знімки поверхні руйнування зразків інтервалі температур  $T = -196..+20^\circ\text{C}$ .

## Висновки до розділу 4

1. Критичне значення локальної пластичної деформації є стохастичною характеристикою, величина якої в межах “process zone” може змінюватися більш ніж на порядок, при цьому для типових конструкційних сталей величина найбільш ймовірної критичної деформації знаходиться в околі 2%.
2. Для сталей після гартування та відпуску спостерігається тенденція зменшення величини локального напруження руйнування  $\sigma_f$  із зростанням температури.
3. Зростання кута розкриття кільцевого надрізу спричинює зменшення величини  $\sigma_f$ , що може бути обумовлено зростанням об’єму “process zone”.
4. Зменшення кута розкриття надрізу викликає не лише зміщення температури загальної плинності  $T_{GY}$  в бік кімнатних температур, але і збільшення величини локального напруження руйнування  $\sigma_f$ , що свідчить про некоректність припущення Дж. Нотта, щодо незалежності  $\sigma_f$  від температури.

## РОЗДІЛ 5

### АНАЛІЗ ОКРИХЧУЮЧОЇ ДІЇ КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ В ТЕРМІНАХ ЛОКАЛЬНИХ ТА НОМІНАЛЬНИХ ХАРАКТЕРИСТИК

За визначенням величина локальних розтягуючих напружень  $\sigma_{11}$  пов'язана з інтенсивністю напружень  $\sigma_i$  через величину жорсткості  $j$  [57], тому величина локального напруження руйнування  $\sigma_f$  може бути описана наступним чином:

$$\sigma_f = j \sigma_{if}, \quad (5.1)$$

де  $\sigma_{if}$  – величина інтенсивності напружень в локальній області де ініціюється руйнування.

Як було показано вище (розділ 4), в першому наближені величина пластичної деформації близька до 2%, тобто:

$$\sigma_{if} \approx \sigma_2, \quad (5.2)$$

де  $\sigma_2$  – напруження, що відповідає 2% пластичної деформації.

Підставляючи (5.1) в (5.2), отримаємо:

$$\sigma_f \approx j \sigma_2. \quad (5.3)$$

Залежність (5.3) дозволяє встановити зв'язок між величиною локального напруження руйнування  $\sigma_f$  та значенням глобальної механічної характеристики металу  $\sigma_2$  при певній критичній температурі  $T_c$  руйнування зразка з концентратором напружень.

У відповідності до (5.3) умовою однозначного зв'язку між  $\sigma_f$  та  $\sigma_2(T_c)$  є можливість реалізації постійної величини жорсткості  $j$ . У зв'язку з чим основна ідея методики визначення критичної температури  $T_c$  полягає у віднайденні таких умов визначення критичної температури  $T_c$ , при яких реалізується постійне значення величини жорсткості напруженого стану  $j$ . В наближені ідеально пластичного металу величина  $j$  ( $j = \sigma_{11} / \sigma_i$ ) є однозначною функцією  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$  (де  $\sigma_{NF}$  – номінальне напруження руйнування зразка з концентратором напружень) (рис. 5.1). У випадку гострої тріщини  $j = f(J_I / \sigma_{0.2})$ , де  $J_I$  –  $J$  інтеграл [56].

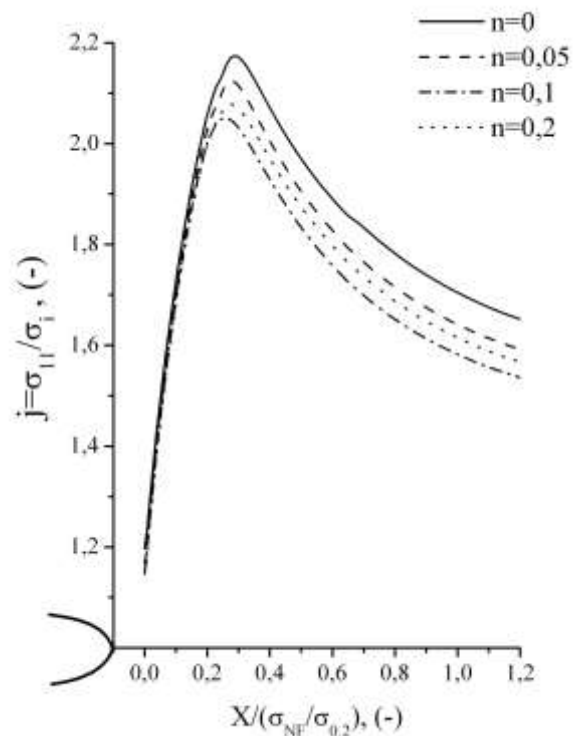


Рисунок 5.1 – Зміна жорсткості напруженого стану у вістрі кільцевого концентратора  $\rho = 0.25$  в залежності від нормованої величини  $X / (\sigma_{NF} / \sigma_{0.2})$ , при різних значеннях величини показника деформаційного зміцнення, де  $X$  - віддаль від вершини концентратора напружень в поперечному перерізі,  $\sigma_{NF}$  - номінальне напруження руйнування зразка з концентратором,  $\sigma_{II}$  - локальні розтягуючі напруження,  $\sigma_i$  - інтенсивність локальних напружень.

На рис. 5.1 наведені залежності величини жорсткості напруженого стану  $j$  від нормованої величини віддалі від вершини надрізу радіусом  $\rho = 0.25$  на відношення  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$ , що отримані за результатами комп'ютерного моделювання процесу навантаження зразка з надрізом методом скінчених елементів, з використанням типових для конструкційних сталей величин показника деформаційного зміцнення  $n = 0 - 0.2$ . По суті ця залежність є нічим іншим як узагальненим розподілом жорсткості напруженого стану в мінімальному перерізі зразка з концентратором напружень. У відповідності до даних приведених на рис. 5.1 для ідеально пластичного матеріалу  $n=0$  існує єдина крива розподілу жорсткості в цих координатах. Наявність деформаційного зміцнення обумовлює відхилення від цієї залежності (див рис. 5.1) - ефект «розсіювання» узагальненої залежності. В прикладному плані це обумовлює необхідність розробки методики

визначення критичної температури, яка забезпечує сталість величини жорсткості  $j$  з урахуванням зміни величини деформаційного зміцнення.

### 5.1 Визначення критичної температури крихкого руйнування зразків з концентраторами напружень

Розробка методики, що задовольняє вказаним вимогам передбачала проведення комп'ютерного моделювання одновісного розтягу циліндричних зразків з кільцевим концентратором  $\rho = 0.25$  мм. в інтервалі відносної величини навантаження  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2} = 1 \dots 2.2$ , варіюючи величину коефіцієнта деформаційного зміцнення  $n$  від 0 (ідеально пластичний матеріал) до 0.15 (що притаманне відпаленим та нормалізованим конструкційним сталям за низьких температур). Отримані результати, що представляють величину жорсткості напруженого стану  $j = \sigma_{11} / \sigma_i$  в точці піку розподілу локальних розтягуючих напружень  $\sigma_{11}^{\max}$  в залежності від рівня прикладеного навантаження представлені на рисунку 5.2.

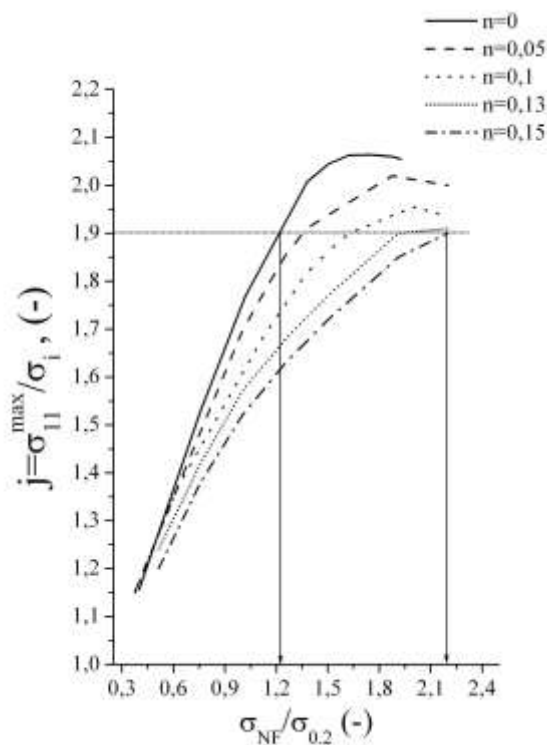


Рисунок 5.2 – Залежність величини жорсткості напруженого стану  $j$  в точці максимуму розподілу локальних напружень  $\sigma_{11}^{\max}$  від рівня нормованої величини прикладеного навантаження  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$ , де  $\sigma_{11}^{\max}$  – пік розподілу локальних напружень у вістрі концентратора напружень,  $\sigma_{NF}$  – номінальне напруження руйнування зразків з концентраторами.

Основна задача полягає в підборі такого відношення  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$ , за якого виконується умова сталості величини жорсткості напруженого стану  $j = const$  (в даному випадку зручно обрати величину  $j = 1.9$ ) в області температур, що знаходяться нижче температури втрати несівної здатності (рис. 5.3 температурний інтервал  $-196 \dots -95^\circ\text{C}$ ) зразків з концентратором напружень всіх типів сталей.

Аналіз температурних залежностей конструкційних сталей, мартенситного та ферито-перлітного класу в широкому інтервалі міцності ( $\sigma_{0.2} = 365-1560$  МПа) показав, що інтервал втрати несівної здатності (продемонстрований на рис. 5.3) залежить від структурного стану конструкційної сталі і має межі варіації значень відношення  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2} = 1-2.10$  (ферито-перлітні структури), та  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2} = 1-1.75$  (мартенситні структури). Отримані дані дають змогу встановити функціональну залежність відносного рівня навантаження  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$  від коефіцієнту деформаційного зміцнення  $n$  (рис. 5.4).

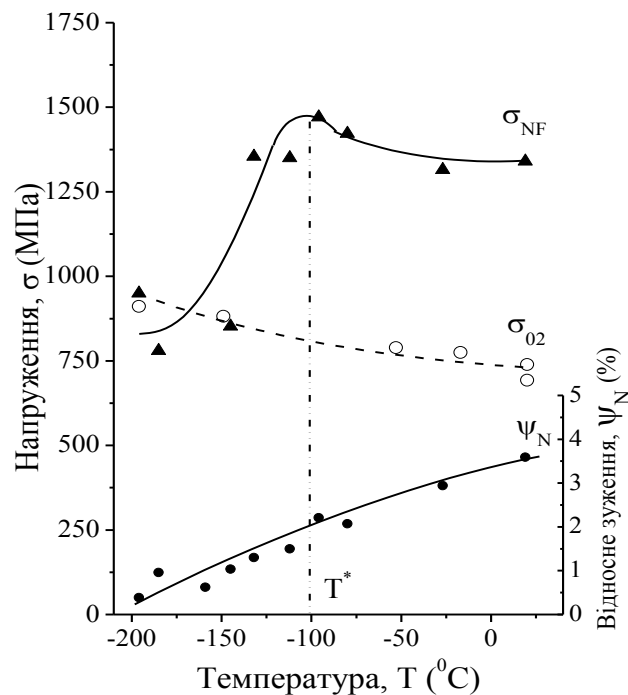


Рисунок 5.3 – Температурна залежність основних характеристик руйнування зразків з концентратором напружень радіусом  $\rho = 0.25$  мм. виготовлених із сталі 30ХГСА (Нормалізація).  $\sigma_{NF}$  – номінальне напруження руйнування зразків з концентраторами;  $\sigma_{0.2}$  – межа плинності визначена на стандартних гладких зразках;  $\psi_N$  – відносне зуження в шийці зразків з концентраторами.  $T^*$  – температура початку втрати несівної здатності.

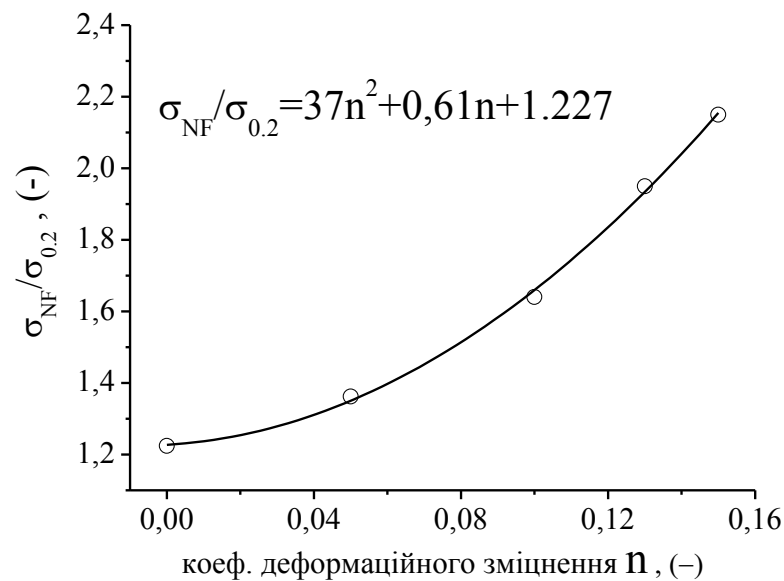


Рисунок 5.4 – Залежність відносного рівня відносного навантаження  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$  за якого виконується умова  $j = 1.9$  від схильності сталей до деформацийного зміцнення  $n$ .

Суть методики полягає у віднаходженні на температурній залежності основних характеристик зразків з концентраторами напружень такої температури за якої реалізується знайдене за допомогою виразу:

$$\sigma_{NF} / \sigma_{0.2} = 37n^2 - 0.61n + 1.227 \quad (5.4)$$

значення відношення  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$ .

Наприклад: Сталь 40 (гартування від  $T = 880^\circ\text{C}$  в воду та відпуск  $380^\circ\text{C}$   $\tau = 1$  година), в області температур падіння несівної здатності ( $T = -170 \dots -145^\circ\text{C}$ ) (рис.5.5) цій сталі характерні значення коефіцієнту деформацийного зміцнення  $n = 0.057 - 0.075$ , вибравши середнє значення 0.065 та підставивши у вираз (5.4) отримаємо рівень відносного навантаження  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2} = 1.41$ , такий рівень навантаження реалізується за температури  $-155^\circ\text{C}$ . Далі необхідно уточнити величину коефіцієнта деформацийного зміцнення  $n$  для цієї температури  $n = 0.0695$ , ще раз віднайти відповідну її відносну величину навантаження  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2} = 1.38$  та відшукати температуру за якої таке відношення  $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$  реалізується  $T = -157^\circ\text{C}$ .

Оскільки падіння несівної здатності  $\sigma_{NF}$ , як правило, досить різке – емпіричним шляхом встановлена точність визначення критичної температури  $\delta = +/ - 2^{\circ}C$ .

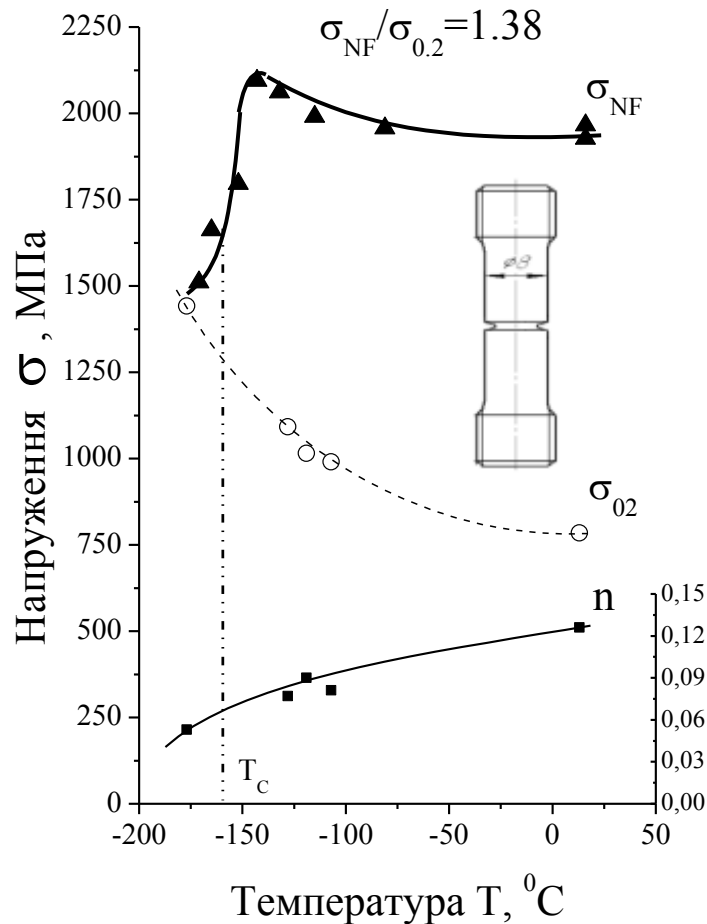


Рисунок 5.5 – Температурна залежність номінального напруження руйнування  $\blacktriangle \sigma_{NF}$  циліндричних зразків з кільцевим концентратором  $\rho = 0.25$  мм., таких механічних характеристик, як  $\circ \sigma_{0.2}$  – границя плинності;  $\blacksquare n$  – коефіцієнт деформаційного зміцнення. Матеріал: сталь 40 (Гартування та відпуск  $380^{\circ}C$   $\tau = 1$  година)

## 5.2 Співвідношення між величиною критичної температури $T_c$ та значенням температури загальної плинності $T_{GY}$ в момент руйнування

Однією з перших методик визначення критичної температури крихкого руйнування була запропонована Дж. Ноттом методика визначення температури при якій відбувається загальна плинність зразка [58]. Це єдина з поміж існуючих методик, що оперує локальними проявами у вістрі концентратора. Суть методу полягає в проведенні серіальних низькотемпературних випробувань зразків з

концентраторами напружень (Дж.Нотт працював з призматичними зразками на трьох точковий згин), побудові температурних залежностей основних механічних характеристик – номінального зусилля за якого відбувається руйнування  $P_{NF}$  (рис. 5.6), а також експериментальному визначенні моменту загальної плинності і відповідно навантаження ( $P_{GY}$ ) за якого лінії ковзання тільки-но виходить на протилежну від концентратора сторону (рис. 4.9).

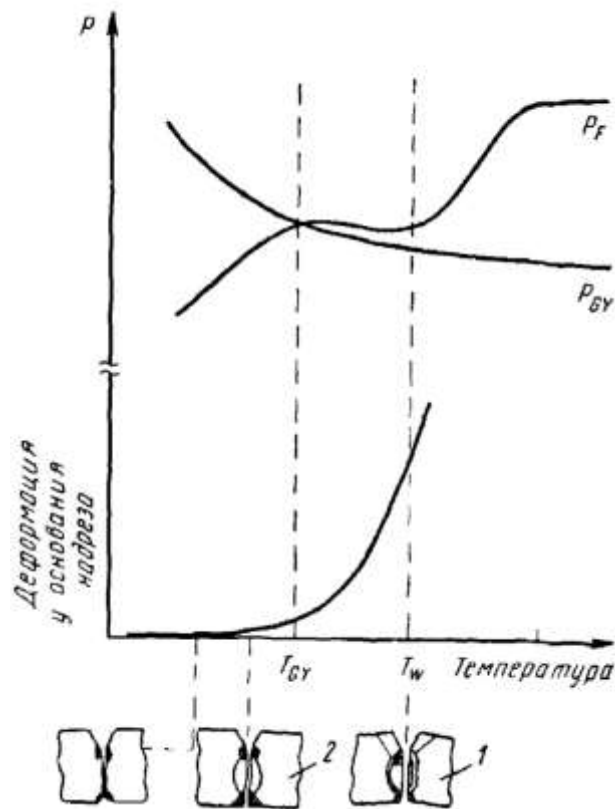


Рисунок 5.6 – Схема руйнування зразків з надрізом. 1- з'являються перші ознаки «дуг»; 2- руйнування співпадає з загальною плинністю.

Особливість методики Дж.Нотта полягає в витравленні реактивом «Фрі» зони плинності, що дозволяє фіксувати момент загальної плинності. Така постановка задачі дозволяє порівнювати локальні характеристики руйнування (напруження, деформацію, жорсткість напруженого стану) лише за однієї температури – загальної плинності  $T_{GY}$ . Особливість процесу витравлення ліній ковзання накладає певні обмеження на міцність сталі (Дж. Нотт працював з мало вуглецевими сталями низької міцності), оскільки високоміцні сталі з мартенситною структурою не піддаються витравленню реактивом «Фрі».

Незважаючи на це розроблена Дж. Ноттом методика стала першою фізично обґрунтованою, оскільки базувалась на локальних особливостях у вістрі концентратору і не оперувала глобальними характеристиками, що як відомо, мають значний експериментальний розкид.

### 5.2.1 Залежність критичної температури загальної плинності $T_{GY}$ від величини границі плинності $\sigma_{0.2}$ та показника деформаційного зміцнення $n$ .

Розвиток комп'ютерних методів моделювання процесу навантаження зразків з концентраторами напружень дозволяє розраховувати температуру загальної плинності  $T_{GY}$  та не потребує витравлення ліній ковзання. Проте перевірка температури  $T_{GY}$  на предмет відповідності висунутим вимогам ( $j = const$ ) показала, що величина жорсткості напруженого стану змінюється в залежності від величини границі плинності  $\sigma_{0.2}$  при постійному значенні  $n$ , і навпаки (рис. 5.7).

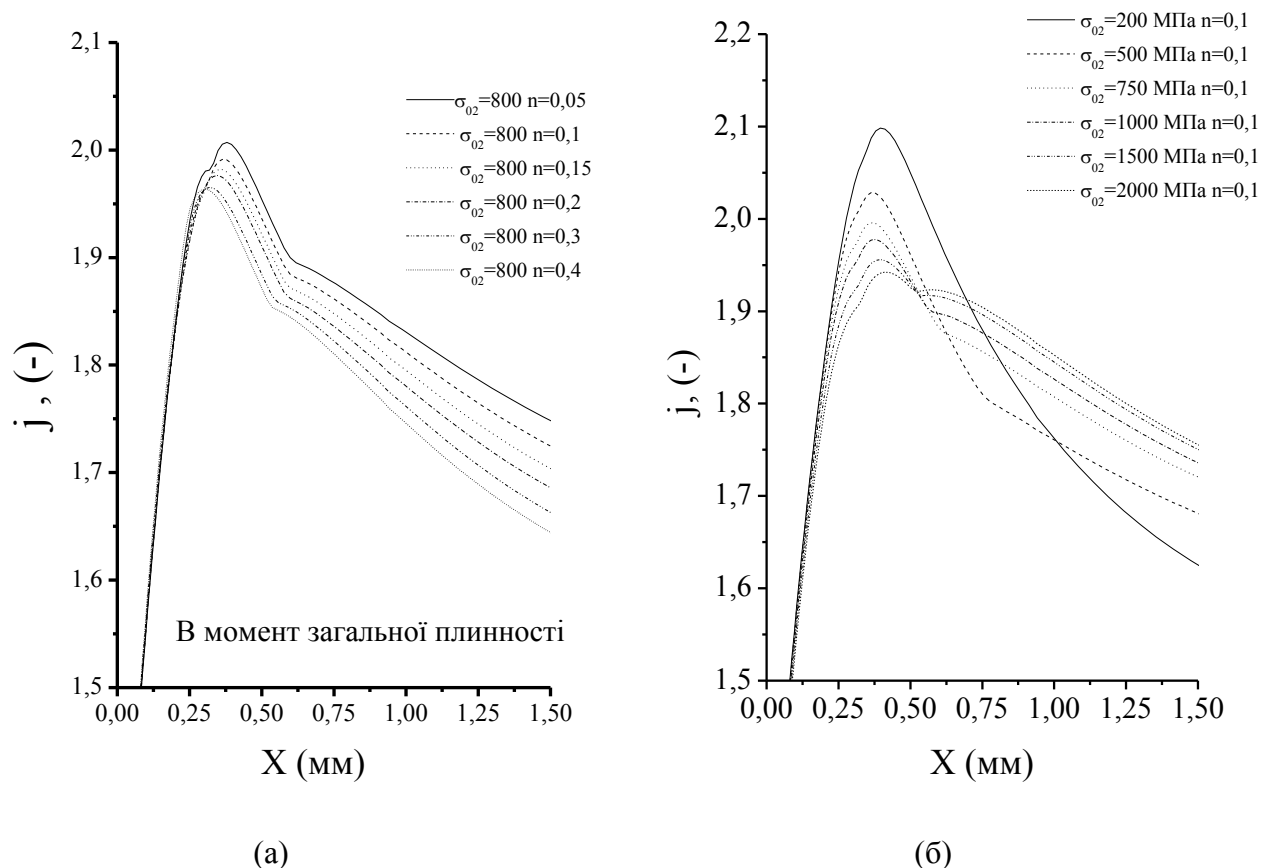


Рисунок 5.7 – Залежність жорсткості напруженого стану в околі концентратору напружень в момент загальної плинності від: (а) - коефіцієнту деформаційного зміцнення  $n$ ; (б) – границі плинності  $\sigma_{0.2}$ .

Аналізуючи максимальні значення жорсткості напруженого стану (рис. 5.8) можна зробити висновок, що при переході від маломіцних до високоміцних

сталей величина жорсткості напруженого стану може змінюватись до 7.9%, в той час як зміна коефіцієнту деформаційного зміцнення впливає дещо слабше – зміна 5.3% в широкому інтервалі значень  $n$ .

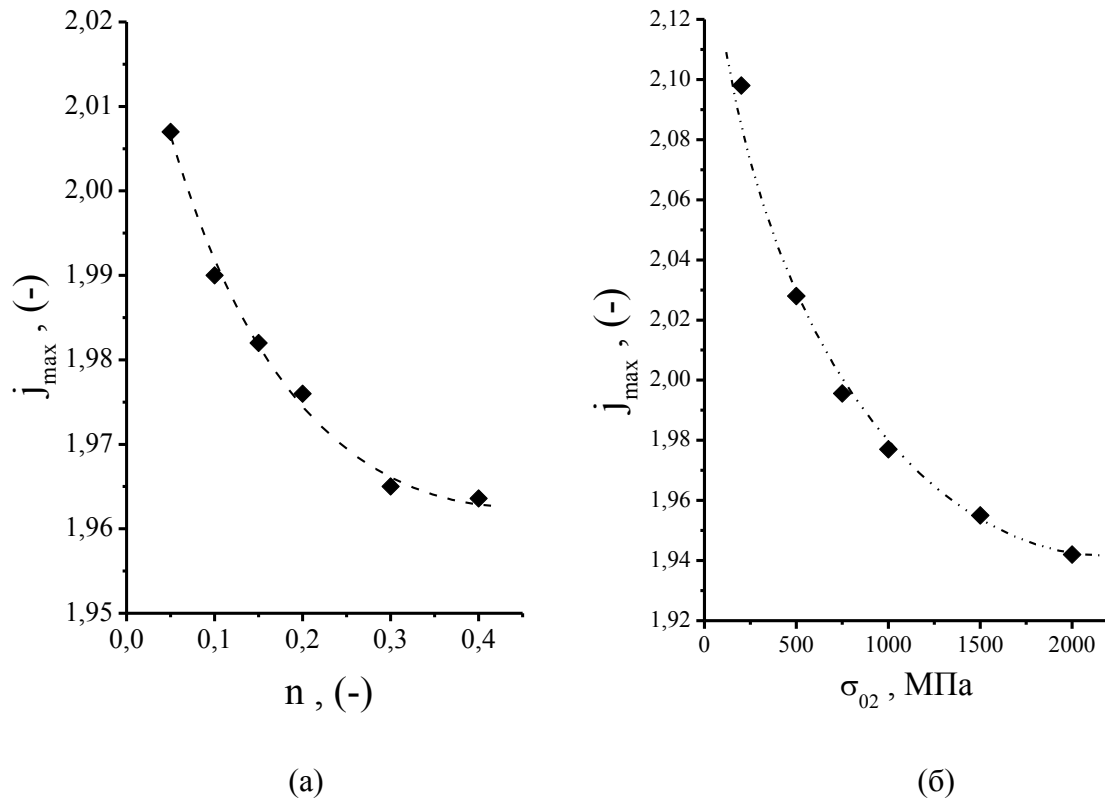


Рисунок 5.8 – Залежність максимуму розподілу жорсткості напруженого стану в момент загальної плинності від: (а) - коефіцієнту деформаційного зміцнення  $n$ ; (б) – границі плинності  $\sigma_{0.2}$ .

Це означає що температура загальної плинності може задовольняти висунуті в попередньому параграфі умови до критичної температури лише в першому наближенні. Порівняння з розробленою нами методикою визначення критичної температури показує, що як правило  $T_c$  та  $T_{GY}$  знаходяться поруч (рис.5.9), невелика різниця між  $T_c$  та  $T_{GY}$  і забезпечує сталість жорсткості напруженого стану. При цьому слід підкреслити, що на відміну від процедури визначення  $T_{GY}$ , яка потребує проведення МСЕ розрахунків, метод визначення критичної температури  $T_c$  не потребує таких розрахунків.

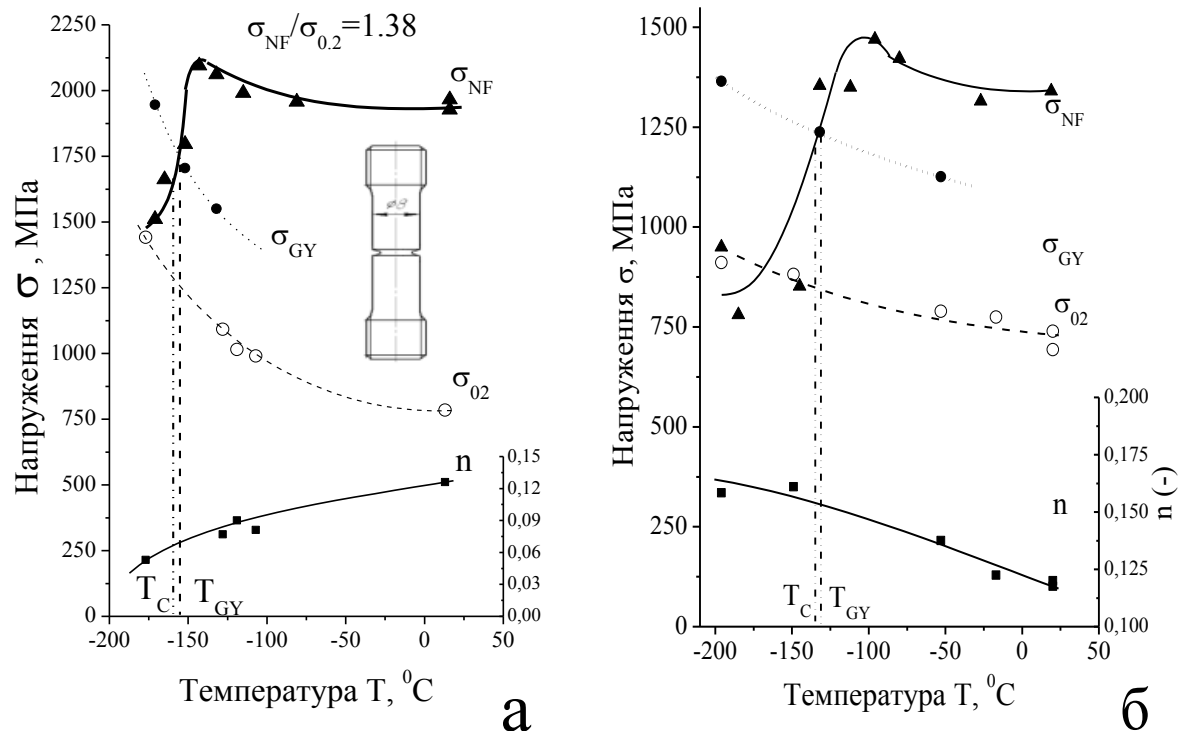


Рисунок 5.9 – Температурні залежності  $\blacktriangle \sigma_{NF}$  – номінального напруження руйнування циліндричних зразків з кільцевим концентратором  $\rho = 0.25$  мм., та основних механічних властивостей  $\circ \sigma_{0.2}$  – границі плинності;  $\blacksquare n$  – коефіцієнту деформаційного зміцнення.

(а) сталь 40 (Гартування та відпуск  $380^\circ\text{C}$   $\tau = 1$  година); (б) сталь 30ХГСА (Нормалізація)

### 5.3 Зв'язок між значеннями локального та номінального параметрів окрихуючої дії концентраторів напружень

Відповідно до запропонованих уявлень [59,49] умова крихкого руйнування металу у вершині довільного концентратора:

$$\sigma_i \geq \sigma_Y (e_i / e_Y)^n, \quad (5.5)$$

$$\sigma_1 \geq \sigma_f, \quad (5.6)$$

де  $\sigma_f$  – локальне напруження руйнування;  $\sigma_Y$  – границя плинності;  $\sigma_1$  – головне напруження у вершині концентратора;  $\sigma_i$  та  $e_i$  – відповідно інтенсивність напружень та деформацій у вістря концентратора;  $e_Y$  – деформація на границі плинності  $e_Y = 0.002$ .

Співвідношення (5.5) – необхідна умова утворення зародкових тріщин, оскільки пластична деформація є обов'язковою умовою крихкого руйнування металів, співвідношення (5.6) – достатня умова, що визначає рівень напружень

необхідний для катастрофічного розповсюдження ЗТ. Руйнування реалізується в межах області локальної плинності, тому поділивши вираз (5.5) на (5.6) одержимо:

$$\frac{\sigma_l}{\sigma_i} \geq \frac{\sigma_f}{\sigma_Y (e_{if} / e_Y)^n}. \quad (5.7)$$

Ліва сторона співвідношення (5.7) характеризує жорсткість напруженого стану, а права – показує ступінь перевищення величини локальної міцності  $\sigma_f$  над рівнем розтягуючи напружень, які діють в локальній області, де можливе ініціювання крихкого руйнування. Це відношення характеризує здатність металу чинити опір ініціюванню крихкого руйнування в локальній області в околі концентратора напружень.

Залежність (5.7) дозволяє отримати характеристику окрихчуючої дії концентратора напружень і виразити її величину, як через локальні так і номінальні параметри. Як було показано вище, величина локального напруження  $\sigma_f$  завжди перевищує рівень крихкої міцності  $R_{MC}$  стандартних зразків в умовах одновісного розтягу. Рівень цього перевищення визначається коефіцієнтом  $k_v$ :

$$k_v = \frac{\sigma_f}{R_{MC}}. \quad (5.8)$$

Як було показано в розділі 4, для конструкційних сталей величина локальної пластичної деформації  $e_{if}$  в джерелі руйнування близька до 2%. Це дозволяє представити вираз (5.7) у вигляді:

$$\frac{j}{k_v} \approx \frac{R_{MC}}{\sigma_{0.2} 10^n}. \quad (5.9)$$

Ліва частина цієї залежності містить лише локальні характеристики:  $j$  – жорсткість напруженого стану в околі концентратора напружень, та параметри які характеризують «реакцію» металу на локалізацію процесу руйнування в «process zone» і є мірою локального масштабного ефекту [51,49].

В цілому це відношення є кількісною мірою окрихчуючої дії концентратора напружень  $q_\sigma$ :

$$q_{\sigma} = \frac{j}{k_v}. \quad (5.10)$$

Слід зауважити, що в роботі [49] враховувалась лише одна складова окрихчуючої дії концентратора напружень, а саме жорсткість  $j$ , при цьому не враховувалася величина  $k_v$ , яка завжди більша за одиницю і змінюється від сталі до сталі. Іншими словами залежність (5.10) дозволяє врахувати нелінійний ефект, який полягає в перевищенні  $\sigma_f$  над  $R_{MC}$ .

Права частина залежності (5.9) є нічим іншим, як величиною коефіцієнта механічної стабільності  $K_{ms}$  металу в умовах одновісного розтягу. Відповідно до (5.9), при критичній температурі  $T_c$  руйнування зразка з концентратором напружень відбувається коли:

$$q_{\sigma} \approx K_{ms}(T_c) \quad (5.11)$$

Таким чином, значення  $K_{ms}$  при  $T_c$  дозволяє оцінити величину окрихчуючої дії концентратора напружень, спираючись лише на значення таких номінальних характеристик, як  $R_{MC}$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $n$ . Це означає, що залежність (5.11) дозволяє встановити зв'язок між величиною локальної характеристики окрихчуючої дії концентратора напружень  $q_{\sigma}$  та її номінальним аналогом  $K_{ms}(T_c)$ .

Як підкреслювалось вище, ця залежність є наближеною, оскільки локальна критична деформація  $e_{if}$  лише наближено дорівнює 2%. У зв'язку з чим, за результатами експериментальних досліджень були встановленні співвідношення між значеннями величин  $q_{\sigma}$  та  $K_{ms}(T_c)$  для типових конструкційних сталей в різних структурних станах (табл. 5.1 та рис 5.10). У відповідності до отриманих даних величина  $K_{ms}(T_c)$  систематично нижча за значення локального параметру окрихчуючої дії  $q_{\sigma}$ . Таке співвідношення між  $q_{\sigma}$  та  $K_{ms}(T_c)$  обумовлено тим, що для типових конструкційних сталей величина локальної пластичної деформації  $e_i$  дещо менша за 2%.

Максимальна величина різниці між  $q_{\sigma}$  та  $K_{ms}(T_c)$  складає приблизно 11%. При проведенні розрахунків ця різниця може бути врахована шляхом

використання відповідних коефіцієнтів запасу надійності. Використанні для оцінки окрихчуючої дії концентратора напружень величини  $K_{ms}(T_c)$  має значні переваги, оскільки спирається лише на використання номінальних механічних характеристик  $R_{MC}$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $n$ ,  $\sigma_{NF}$  і не потребує складних МСЕ розрахунків.

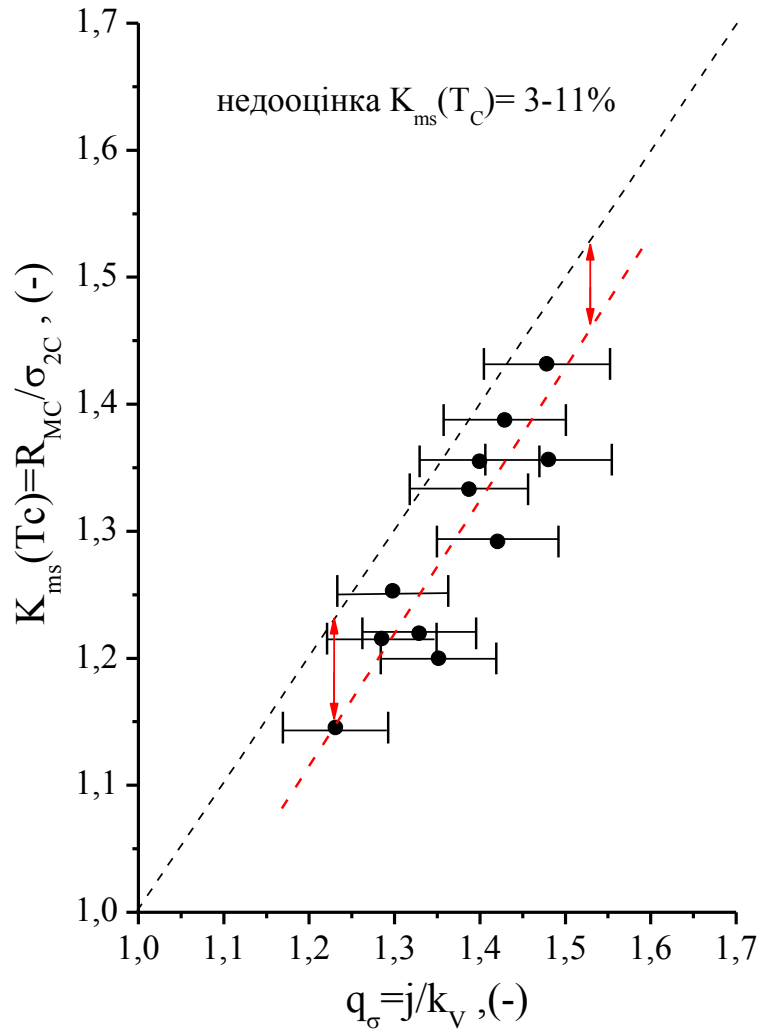


Рисунок 5.10 –Співставлення окрихчуючої дії кільцевого концентратора напружень  $\rho = 0.25$  мм. визначеної «локальним»  $q_\sigma$  та «глобальним»  $K_{ms}(T_c)$  ШЛЯХОМ.

Таблиця 5.1 – Параметри окрихчуючої дії концентратора напружень  $\rho = 0.25\text{мм}$  типових конструкційних сталей.

Сталь	Структурний стан	Міцність при $T = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\sigma_{0.2}$ , <b>МПа</b>	Локальне напруження руйнування при $T_c$ $\sigma_f$ , <b>МПа</b>	Напруження, що відповідає 2% деформації при $T_c$ $\sigma_{2c}$ , <b>МПа</b>	Локальний параметр окрихчуючої дії концентратора при $T_c$ $q_{\sigma} = j / k_v$ , <b>(-)</b>	Глобальний параметр окрихчуючої дії концентратора при $T_c$ $K_{ms}(Tc) = R_{mc} / \sigma_{2c}$ , <b>(-)</b>	Примітки Недооцінка величини $K_{ms}(Tc)$ , <b>%</b>
Сталь 40	тростит	760	2502	1435	1,32	1,22	8,23
Сталь 40	Ферито-перлітний	403	1923	1113	1,42	1,29	9,06
Сталь 40	Ферито-перлітний	372	1556	880	1,23	1,14	6,93
Сталь 40	сорбіт	520	2336	1300	1,28	1,21	5,42
Сталь 40	тростит	680	2150	1235	1,48	1,35	8,37
Сталь 40	тростит	1320	2830	1550	1,38	1,33	3,90
15X2НМФА	Ферито-перлітний	608	1840	1010	1,38	1,32	4,11
30ХГСА	Ферито-перлітний	720	2113	1203	1,46	1,35	9,60
30ХГСА	Ферито-перлітний	372	1493	885	1,35	1,20	11,21
30ХГСА	сорбіт	970	2950	1608	1,29	1,25	3,44
30ХГСА	тростит	1265	3151	1708	1,42	1,38	2,90
30ХГСА	Мартенсит відпуску	1530	3470	1886	1,47	1,43	3,16

Встановлений зв'язок між  $q_\sigma$  та критичним значенням коефіцієнта механічної стабільності  $K_{msc}$  має важливе прикладне значення, зокрема він дозволяє на кількісному рівні оцінити ступінь окрихчення металу, що реалізується при стандартних випробуваннях на ударну в'язкість за ГОСТ 9454-78 (тест Шарпі). На сьогоднішній день цей тест найбільш широко використовується для оцінки якості та ранжування конструкційних матеріалів, проте основний недолік цих випробувань полягає в тому, що вони не дозволяють отримати кількісні характеристики здатності металу чинити опір крихкому руйнуванню, які можуть біти безпосередньо використанні в інженерних розрахунках.

З урахуванням динамічного характеру навантаження залежність (5.9) може бути записана наступним чином:

$$\frac{j}{k_v} \approx \frac{R_{MC}}{\sigma_{02}^D 10^{n^D}}, \quad (5.12)$$

де  $\sigma_{02}^D$  та  $n^D$  – значення межі плинності та коефіцієнта деформаційного зміцнення при динамічному навантаженні.

В першому наближенні впливом зміни величини  $n^D$ , яка обумовлена динамічним навантаженням, на відношення  $j/k_v$  можна знехтувати, а  $\sigma_{02}^D$  можна виразити, як  $\sigma_{02}^D = \delta_U \sigma_{02}$ , де  $\delta_U$  – коефіцієнт, який характеризує ступінь збільшення величини  $\sigma_{02}$  при динамічних навантаженнях.

В результаті, після перетворень отримаємо:

$$q_\sigma \delta_U = K_{msc} \quad (5.13)$$

В цій залежності множник  $\delta_U$  додаткова складова окрихчуючої дії, яка обумовлена динамічними навантаженнями. Залежність (5.13) дозволяє за величиною  $K_{msc}$ , яка визначається при критичній температурі  $T_c$  при ударних випробуваннях віднайти окрихчуючу дію, що реалізується при випробуваннях цього типу зразків. З цією метою проводились серіальні випробування на ударний згин зразків Шарпі із сталі 12ХНЗМФА, після різних режимів термообробки. За результатами цих випробувань визначалась величина критичної температури  $T_c$ .

Для отримання даних щодо величини  $R_{mc}$  та значень  $\sigma_{02}$  і  $n$  при  $T_c$ , проводились серіальні низькотемпературні випробування гладких зразків на одновісний розтяг [26]. Використання різних режимів термообробки (табл. 5.2), включаючи і швидкісний електронагрів забезпечило широкий інтервал зміни розмірів мікроструктурних складових – розміру зерна та карбідних часток (табл. 5.2) і дозволило отримати інтервал варіації  $T_c$  від  $-183^{\circ}\text{C}$  до  $+10^{\circ}\text{C}$  (рис. 5.11).

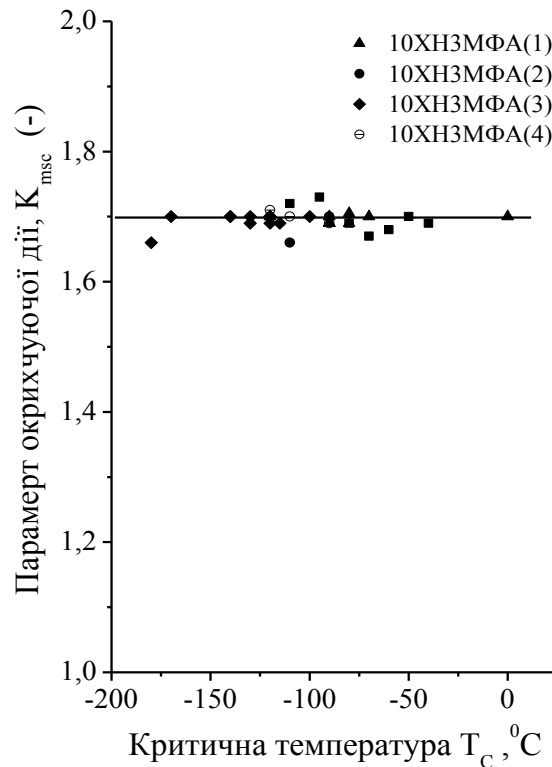


Рисунок 5.11 – Залежність параметру окрихчуючої дії  $K_{msc}$  за динамічних випробувань від величини критичної температури  $T_c$ .

Як показали результати цих досліджень, незважаючи на широкий діапазон зміни критичної температури крихкості величина коефіцієнта механічної стабільності при цій температурі  $T_c$ , яка характеризує окрихчуючу дію надрізу Шарпі є практично сталою величиною і складає  $K_{msc} = 1,70 \pm 0,04$ . Це дозволяє використовувати значення  $K_{msc}$  для кількісної оцінки ступеню окрихчення конструкційних сталей при стандартних випробуваннях на ударний згин.

Таблиця 5.2 – Режими термічної обробки та параметри мікроструктури.

[illegible]

	<b>12ХН3МФА (3)</b>										
1	(б) Та=850 То=600 електронагрів	15	7,1	9,2	8,6	0,386	0,028	1740	850	890	79
2	(б) Та=850 То=660 електронагрів	15	7,1	9,2	8,6	0,386	0,037	1700	800	850	80
3	(п) Та=850 То=600 електронагрів	13,6	6,4	8,5	7,9	0,385	0,028	1760	840	880	78
4	(п) Та=850 То=660 електронагрів	13,6	6,1	8,5	7,9	0,371	0,037	1780	750	820	80
9	(п) Та=850 V <sub>Н</sub> =1Км-1То=630-3ч (піч)	23	11,4	13,0	12,0	0,394	0,045	1500	670	740	80
5	(б) 5-1 Та=870 То=650 зав (нагрів у масиві)	17,6	9,5	10,5	9,6	0,423	-	1600	740	810	80
6	(п) 5-1 Та=870 То=650 зав (нагрів у масиві)	17,1	7,7	10,3	9,6	0,371	-	1580	710	820	81
7	(б) 5-2 Та=1000 То=650 зав (нагрів у масиві)	67,5	38,4	22,4	21,3	0,311	-	1520	730	820	79
8	(п) 5-2 Та=1000 То=650 зав (нагрів у масиві)	36	20,2	17,8	16,4	0,405	-	1500	710	790	81
10	(п) 5-1 Та=850*3 То=660 електронагрів	5,8	2,5	4,1	3,8	0,364	0,025	2200	900	1060	75
	<b>12ХН3МФА (4)</b>										
1	(п) Та=850 То=600 електронагрів	12,2	7,4	7,7	6,9	0,467	0,028	1910	950	1040	73
2	(п) Та=850 То=660 електронагрів	12,2	7,4	7,7	6,9	0,467	0,037	1840	860	900	75
3	(п) Та=880 V <sub>Н</sub> =1Км-1 То=630-3г (п)	28	17	15,0	13,7	0,437	-	1600	700	760	77

### Висновки:

1. За умови постійної величини жорсткості напруженого стану  $j = const$  існує однозначний зв'язок між *локальними* та *номінальними* характеристиками руйнування.
2. Розроблена методика визначення критичної температури крихкості  $T_c$  в широкому інтервалі зміни значень показника деформаційного зміцнення  $n = 0.01-0.15$ , яка забезпечує сталість величини жорсткості  $j = const$  напруженого стану в момент руйнування та враховує схильність конструкційної сталі до деформаційного зміцнення.
3. Значення коефіцієнта механічної стабільності  $K_{ms}$  при критичній температурі  $T_c$  дає нижню оцінку окрихчуючої дії концентраторів напружень. Максимальна величина ступеню недооцінки окрихчуючої дії за цим показником не перевищує 11%, що при розрахунках може бути враховано введенням відповідного коефіцієнту.

## РОЗДІЛ 6

### ЗВ'ЯЗОК МІЖ ВЕЛИЧИНОЮ ЛОКАЛЬНОГО НАПРУЖЕННЯ $\sigma_f$ РУЙНУВАННЯ І МІНІМАЛЬНИМ РІВНЕМ КРИХКОЇ МІЦНОСТІ $R_{MC}$ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Як було показано, вище величина локального напруження руйнування  $\sigma_f$  в околі концентратора напружень залежить від параметрів концентратора і змінюється в залежності від температури випробовувань, проте основною її особливістю є те, що її величина завжди перевищує рівень крихкої міцності металу  $R_{MC}$ , який визначається за результатами випробувань стандартних гладких зразків на одновісний розтяг. Ступінь цього перевищення характеризується коефіцієнтом  $k_v = \frac{\sigma_f}{R_{MC}}$  і відіграє ключову роль при руйнуванні конструкційних сталей в умовах концентрації напружень, оскільки зменшує величину окрихчуючої дії концентратора напружень ( $q_\sigma = j / k_v$ ).

В рамках запропонованих фізичних уявлень [50,60] щодо мікромеханізму крихкого руйнування полікристалічних металів було показано, що особливістю процесу ініціювання крихкого руйнування в умовах концентрації напружень впливає на величину  $\sigma_f$  не тільки розмірів ЗТ, а й їх кількості в “process zone”. Саме це призводить до, на перший погляд, парадоксального ефекту, перевищення локального напруження руйнування  $\sigma_f$  над рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$  [49,51], що пов’язано з надзвичайно малими розмірами “process zone”.

Наслідком локалізації процесу ініціювання крихкого руйнування в гранично малому об’ємі у вістря концентратора є залежність величини  $\sigma_f$  від об’єму “process zone”, що обумовлено впливом кількості зародкових тріщин в на імовірність ініціювання крихкого руйнування:

$$F_n = 1 - [1 - F_0]^{\rho V}, \quad (6.1)$$

де  $F_0$  - ймовірність втрати стабільності однієї ЗТ;  $\rho$  - густина ЗТ;  $V$  - об’єм; відповідно  $\rho V = N$  - загальна кількість ЗТ в об’ємі  $V$ .

Ключовою характеристикою в рівності (6.1) є густина  $\rho$  ЗТ. Вираз густини зародкових тріщин можна отримати в рамках запропонованої в [49,61,62,63] моделі утворення ЗТ в результаті несумісності мікропластичних деформацій, що виникають в процесі пластичного деформування полікристалічного металу. Згідно цієї моделі умова утворення ЗТ має вигляд:

$$CL [\bar{\sigma}(k_{\sigma}t - M) + \xi_{\tau}]^2 \geq \tau_c, \quad (6.2)$$

де  $C$  - константа, що визначається пружними константами ґратки;  $L$  - довжина дислокаційного скупчення;  $\bar{\sigma}$  - інтенсивність дотичних мікронапружень;  $k_{\sigma}$  - коефіцієнт ( $k_{\sigma} = \sqrt{D_{\xi_{ns}}} / \bar{\sigma}$ , де  $D_{\xi_{ns}}$  - дисперсія дотичних мікронапружень  $\xi_{ns}$  - в системах ковзання;  $t$  - безрозмірна величина дотичних напружень  $\xi_{ns}$ , “прикладених” до дислокаційних скупчень ( $t = \xi_{ns} / \sqrt{D_{\xi_{ns}}}$ );  $M$  - орієнтаційний фактор;  $\tau_c$  - критичний рівень дотичних напружень утворення зародкової тріщини.

В рівності (6.2)  $\xi_{\tau}$  - визначає рівень дотичних мікронапружень що виникають в результаті взаємодії зерна середньої орієнтації  $M$  з пластично деформованою матрицею. При деформації  $\bar{e} \leq e_c$ :

$$\xi_{\tau} = k_{\tau 1} \cdot \sqrt{\frac{\bar{e}}{d}}. \quad (6.3)$$

при  $\bar{e} > e_c$ :

$$\xi_{\tau} = k_{\tau 1} \cdot \sqrt{\frac{\bar{e}}{d}} - k_{\tau 2} \left( \frac{\bar{e}}{e_c} - 1 \right), \quad (6.4)$$

де  $k_{\tau 1}$  та  $k_{\tau 2}$  - коефіцієнти. Величина флуктуацій напружень в системі ковзання, де формуються дислокаційні скупчення, визначається  $\bar{\sigma} \cdot (k_{\sigma}t - M)$ .

Умова утворення заблокованого дислокаційного скупчення має вигляд:

$$\sqrt{\frac{L}{r}} [\bar{\sigma} \cdot (k_{\sigma}t - M) + \xi_{\tau}] \leq m \tau_y, \quad (6.5)$$

де  $r$  - відстань від границі зерна до джерела дислокацій в сусідньому зерні ( $r \ll L$ );  $\tau_y$  - критичне дотичне напруження початку роботи такого джерела;  $m$  - орієнтаційний фактор дислокаційного джерела. Якщо знехтувати флуктуацією  $r$ , вираз ймовірності утворення дислокаційного скупчення можна представити наступним чином:

$$P_{nuc} = 2 \int_{t_c}^{t_{max}} g(t) \left[ \int_m^{m_{max}} g(m) dm \right] dt, \quad (6.6)$$

де:

$$m = [\bar{\sigma} \cdot (k_\sigma t - M) + \xi_\tau] / [\tau_y \cdot \sqrt{r/L}]. \quad (6.7)$$

Функція розподілу густини  $g(m)$ , яка визначається розподілом орієнтацій границь зерен. В відповідності з виразом (6.2) критичне значення  $t_c$  визначається залежністю:

$$t_c = \frac{1}{k_\sigma} \left[ M + \frac{1}{\bar{\sigma}} \cdot \left( \sqrt{\frac{\tau_c}{CL}} - \xi_\tau \right) \right]. \quad (6.8)$$

В загальному випадку, швидкість генерації дислокаційних скупчень в одиниці об'єму можна записати як:

$$\rho = k_\rho \cdot P_{nuc}, \quad (6.9)$$

де  $k_\rho$  - коефіцієнт, що залежить від густини карбідних часток і розорієнтації зерен.

Як було показано в роботі [50], перевищення локального напруження  $\sigma_f$  над рівнем крихкої міцності  $R_{mc}$  обумовлене залежністю ймовірності руйнування від кулькості зародкових тріщин ( $\rho \cdot V$ ), що генеруються в “process zone” (залежність (6.1)). Для аналізу факторів, що контролюють цей ефект доцільно використовувати розподіл Вейбула [28]. В роботах [20,30] було показано, що цей розподіл може використовуватись для апроксимації крихкого руйнування полікристалічних металів. В даному випадку розподіл Вейбула можна записати в вигляді:

$$F_n(\sigma_f) = 1 - \exp[-\rho V (\sigma_f - \sigma_{th})^m], \quad (6.10)$$

де  $F_n(\sigma_f)$  - ймовірність руйнування при рівні напружень  $\sigma_f$ ;  $\sigma_{th}$  - граничне напруження руйнування;  $\rho$  - густина ЗТ;  $v$  - об'єм "process zone";  $\rho V = N$  - кількість ЗТ;  $c$  и  $m$  - константи.

Відповідно, розглядаючи  $\sigma_f$  як найбільш ймовірне локальне напруження руйнування, из (6.10) отримаємо:

$$\sigma_f = \sigma_{th} + \left[ \frac{1}{c\rho V} \right]^{1/m} \left( 1 - \frac{1}{m} \right)^{1/m}. \quad (6.11)$$

В роботі [64] показано існування зв'язку між величиною граничного напруження  $\sigma_{th}$  та рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$ :

$$\sigma_{th} = \alpha R_{MC}, \quad (6.12)$$

де  $\alpha = 0.7 - 0.8$

При цьому, значення  $m$  практично не залежить від розміру зерна, а визначається неоднорідністю зеренної структури. Величина  $c$  зменшується з подрібненням зерна та залежить від міри неоднорідності зеренної структури. В широкому інтервалі розмірів зерен  $d = 5 - 120 \mu m$  для типових розподілів розмірів зерен  $c$  змінюється в межах:  $1 \times 10^{-12} - 2.5 \times 10^{-7}$ .

Згідно (6.5) густина  $\rho$  ЗТ залежить від температури, котра впливає на величину  $\tau_y$ , при досягненні якої відбувається розблокування дислокаційного скупчення в результаті початку роботи дислокаційного джерела. Залежність величини  $\tau_y$  можна виразити наступним чином:

$$\tau_y = \tau_a + \tau_{th}, \quad (6.13)$$

де  $\tau_a$  - атермічна складова, величина котрої залежить від параметрів джерела Франка-Ріда в вершині заблокованого дислокаційного скупчення;  $\tau_{th}$  - термічно залежна складова.

Таким чином, вираз величини локального напруження руйнування можна представити в вигляді:

$$\sigma_f = \alpha R_{MC} + \left[ \frac{1}{c\rho(\tau_y)V} \right]^{1/m} \left( 1 - \frac{1}{m} \right)^{1/m}, \quad (6.14)$$

де  $\rho(\tau_y)$  - залежність  $\rho$  від величини дотичних напружень  $\tau_y$ .

Залежність (6.14) дозволяє в явному вигляді визначити ключові параметри, що визначають величину локального напруження руйнування, проте аналізуючи експериментальні дані величини локального напруження руйнування слід враховувати, що  $\sigma_f$  визначається за критичної температури  $T_c$ . Умова ініціювання руйнування в вершині концентратора:

$$\sigma_{11} = \sigma_f, \quad (6.15)$$

де  $\sigma_{11}$  - максимально величина розтягуючих напружень в РЗ.

Враховуючі, що температура  $T_c$  має достатньо низькі значення, в першому наближенні членом  $\tau_a$  в залежності (6.13) можна знехтувати. Відповідно:

$$\sigma_{11} \approx j[\sigma_a + 2\tau_{th}(T_c)], \quad (6.16)$$

де  $j$  - жорсткість напруженого стану в вершині концентратора[58,57];

$\sigma_a$  - атермічна складова границі плинності;  $\tau_{th}(T_c)$  – величина термічної складової дотичних напружень за критичної температури  $T_c$ .

Підставляючи (6.14) в (6.16) з врахуванням (6.15) отримаємо:

$$\alpha R_{MC} \left[ \frac{1}{c\rho(\tau_0 + \tau_{th}(T_c))V} \right]^{1/m} \left(1 - \frac{1}{m}\right)^{1/m} = j[\sigma_a + 2\tau_{th}(T_c)]. \quad (6.17)$$

Вираз (6.17) являє собою нелінійне рівняння відносно  $\tau_{th}(T_c)$ . Нажаль неможливо отримати рішення цього рівняння в явному вигляді, проте вираз дозволяє встановити основні механічні характеристики, котрі впливають на величину локального напруження руйнування  $\sigma_f$

$$\sigma_f = \alpha R_{MC} + f(c, m, \sigma_a, j) \quad (6.18)$$

Для якісного аналізу залежність (6.18) можна представити в явному вигляді, якщо другий член в рівності (6.18) апроксимувати виразом типу  $\frac{\lambda}{\tau_{th}(T_c)}$

що є допустимим для низьких температур. В цьому випадку:

$$\sigma_f = \alpha R_{MC} + \frac{4j\lambda}{(R_{MC} - j\sigma_a + \sqrt{(j\sigma_a - R_{MC})^2 + 8j\lambda})} \quad (6.19)$$

Залежність (6.19) дозволяє встановити основні фактори, що впливають на величину локального напруження ініціювання крихкого руйнування в околі концентратора напружень довільної геометрії, включаючи гострі тріщини. Відповідно до (6.19) базовий рівень  $\sigma_f$  задається величиною крихкої міцності  $R_{MC}$  та корегується в бік збільшення у випадку, якщо об'єм  $V$  “process zone” у вершині концентратора зменшується та спадає інтенсивність генерування ЗТ в результаті пониження температури. При цьому, зменшення розмірів зерен та збільшення ступеню однорідності зеренної структури повинні призводити не тільки до збільшення рівня  $R_{MC}$ , але й до збільшення приросту величини опору крихкому руйнуванню в локальній області у вершині концентратора (другий член в залежності 6.18 та 6.19), оскільки значення параметру  $c$  зменшується з подрібненням зерна, а параметр  $m$  зменшується з пониженням дисперсії розмірів зерен [65]. При цьому із залежності (6.19) впливає, що на величину локального напруження руйнування  $\sigma_f$  має впливати рівень атермічної складової границі плинності  $\sigma_a$  та величина жорсткості напруженого стану  $j$  у вершині концентратора. Вплив цих факторів обумовлює залежність  $\sigma_f$  від температури.

Збільшення величин  $\sigma_a$  та  $j$  приводить до підвищення критичної температури крихкого руйнування  $T_c$  і відповідно до збільшення локального напруження  $\sigma_f$ . Ці фактори в значній мірі розширюють наші уявлення про фізичну природу та властивості локального напруження руйнування, в порівнянні з постулатами сформованими в середині минулого століття про незалежність величини  $\sigma_f$  від температури та жорсткості напруженого стану[58].

В роботі [47] показано, що явище перевищення величини локального напруження руйнування  $\sigma_f$  над рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$  має принципово важливе значення, оскільки саме здатність металу чинити опір крихкому

руйнуванню в умовах концентрації напружень є основним показником високого рівня його службових характеристик. В даному випадку концентратори напружень відіграють двояку роль, з одного боку концентрація напружень призводить до збільшення рівня діючих в металі розтягуючих напружень, а з іншого боку в силу локального масштабного ефекту (приріст  $\sigma_f$  зі зменшенням об'єму “process zone”) збільшується супротив ініціюванню крихкому руйнуванню. Наведені в [47] розрахунки показали, що при відсутності даного ефекту (тобто при умові  $\sigma_f = R_{MC}$ ) більшість конструкційних сталей середньої та високої міцності неможливо було б використовувати в якості конструкційного матеріалу, оскільки при наявності концентратора напружень радіусом 0,25мм. вони б руйнувалися крихко вже при кімнатних температурах. Таким чином відношення

$$k_v = \frac{\sigma_f}{R_{MC}} \quad (6.20)$$

Можна розглядати як параметр, що характеризує службові властивості металу в плані його здатності чинити опір руйнуванню в умовах концентрації напружень (параметр концентраторостійкості)

Вираз (6.20) з врахуванням (6.19) можна перетворити в:

$$k_v = \alpha + \frac{4 j \lambda}{R_{MC}} \times \frac{1}{(R_{MC} - j \sigma_a + \sqrt{(j \sigma_a - R_{MC})^2 + 8 j \lambda})}. \quad (6.21)$$

На рис.6.1 представлена залежність величини цього параметру від міцності конструкційних сталей, в якості кількісної міри якої використана величина атермічної складової  $\sigma_a$  межі плинності.

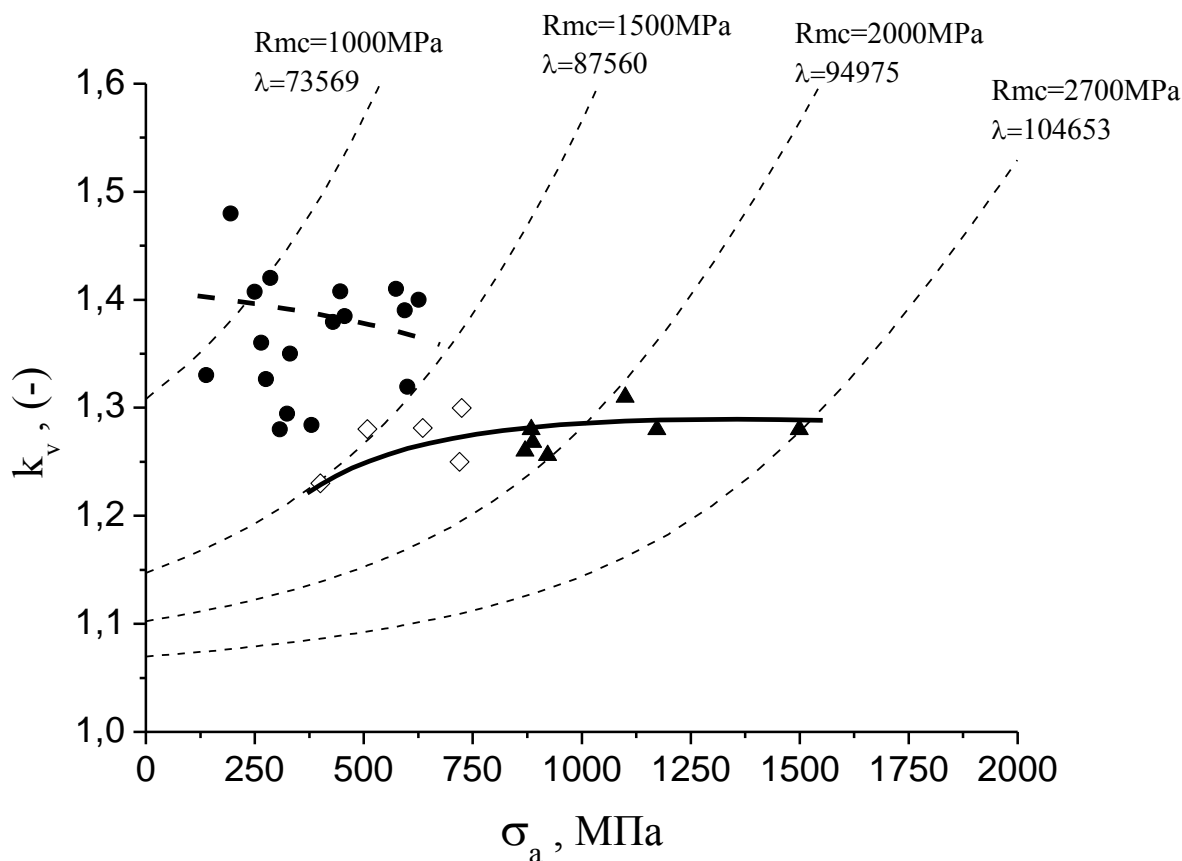


Рисунок 6.1 – Залежність параметра концентростійкості від міцності сталі (атермічної складової). ● – ферито-перлітні структури, ◇ – сорбіт та тростит  
▲ – відпущений мартенсит

Згідно цим даним, в широкому інтервалі міцності ( $\sigma_a = 140 \dots 1500$  МПа, що відповідає інтервалу зміни величина межі плинності  $\sigma_{0.2} = 365 \dots 1530$  МПа) параметр  $k_v$  змінюється в середньому від  $k_v = 1.4$  до  $k_v = 1.28$ . Загальна тенденція зміни параметру  $k_v$  полягає в зменшенні цієї величини з підвищенням рівня міцності. Цікавим є той факт, що в інтервалі значень  $\sigma_a = 400 \dots 600$  МПа ( $\sigma_{0.2} = 430 \dots 650$  МПа) сталі з ферито-перлітною структурою мають вищі значення параметру  $k_v$  в порівнянні з сталями, що мають структуру сорбіту чи троститу.

Як впливає з виразу (6.21), та експериментальних даних наведених на рисунку 6.1, загальна тенденція зменшення рівня  $k_v$  при переході від ферито-перлітних сталей до мартенситних свідчить про те, що приріст величини  $R_{MC}$  з

ростом міцності перевищує приріст параметру  $\lambda$  (рис.6.2), що відіграє ключову роль в перевищенні  $\sigma_f$  над  $R_{MC}$ . В інтервалі значень ( $\sigma_a = 283 - 1500$  МПа) атермічної складової межі плинності рівень  $R_{MC}$  зростає в  $\delta = 2.77$  рази, в той час як коефіцієнт  $\lambda$  в  $\delta = 1.59$  раз.

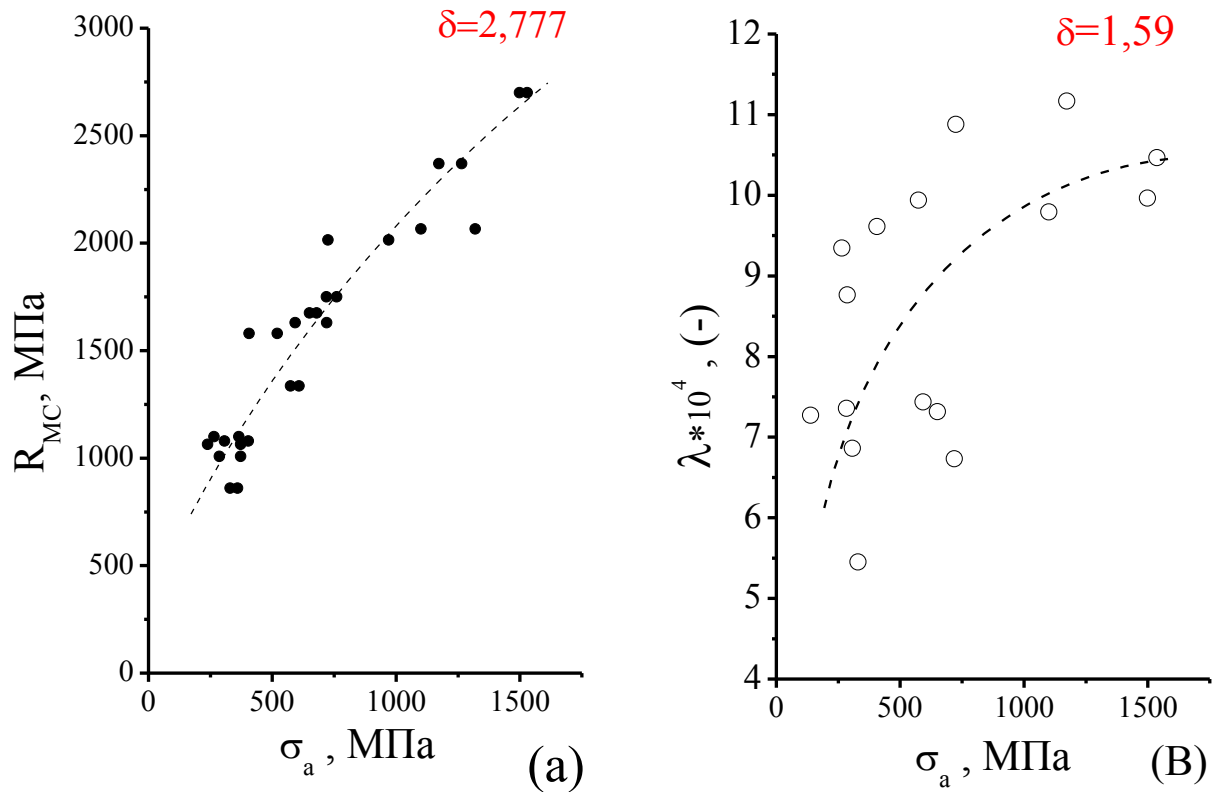


Рисунок 6.2 – Закономірності зміни величини крихкої міцності  $R_{MC}$  (а) і коефіцієнту  $\lambda$  (в) при збільшенні атермічної складової  $\sigma_a$  межі плинності  $\sigma_{0.2}$ .

Раніше було показано, що збільшення величини  $R_{MC}$  пов'язано з зменшенням розмірів зародкових тріщин, котрі суттєво залежать від ступеню дисперсності мікроструктури сталі [54]. Згідно викладеним уявленням величина коефіцієнта  $\lambda$  залежить від густини ЗТ, що утворюються в області "process zone" у вершині концентратора напружень при руйнуванні металу в умовах критичних температур. Очевидно, що збільшення дисперсності мікроструктури є одним з факторів, що сприяють зменшенню густини генерування зародкових тріщин.

### Висновки:

1. Ступінь перевищення локального напруження крихкого руйнування  $\sigma_f$  над мінімальним рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$  (параметр  $k_v = \sigma_f / R_{MC}$ ) залежить від кількості ЗТ, що утворюються в об'ємі "process zone". Цей параметр характеризує здатність конструкційних матеріалів чинити опір руйнуванню в умовах неоднорідних силових полів, створюваних концентраторами напружень, та може розглядатися як показник якості конструкційних сталей.
2. Величина локального напруження  $\sigma_f$  перевищує крихку міцність  $R_{MC}$  в середньому в 1.28-1.40 раз для типових конструкційних сталей, та має тенденцію до зниження з підвищенням рівня міцності  $\sigma_{0.2}$ .
3. В інтервалі значень міцності  $\sigma_{0.2} = 430 \dots 650$  МПа конструкційним сталям з ферито-перлітною структурою характерне більш високе значення параметру  $k_v$  в порівнянні із сталями зі структурою сорбіту чи троститу.

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Критичне значення локальної пластичної деформації є стохастичною характеристикою, величина якої в межах “process zone” може змінюватися більш ніж на порядок, при цьому для типових конструкційних сталей величина найбільш ймовірної критичної деформації знаходиться в околі 2%.
2. Для сталей після гартування та відпуску спостерігається тенденція зменшення величини локального напруження руйнування  $\sigma_f$  із збільшенням температури, що обумовлено впливом кількості ЗТ в “process zone” на величину  $\sigma_f$ .
3. Ключовою умовою встановлення зв'язку між *локальними* та *глобальними* характеристиками крихкого руйнування є сталі значення величини жорсткості напруженого стану  $j = const$ , що реалізовується в розробленій методиці визначення критичної температури крихкості  $T_c$ .
4. Величина коефіцієнта механічної стабільності  $K_{ms}$  за критичної температури  $T_c$  може використовуватися для оцінки ступеня окрихчення конструкційних сталей в умовах концентрації напружень.
5. Ступінь перевищення величини локального напруження крихкого руйнування  $\sigma_f$  над мінімальним рівнем крихкої міцності  $R_{MC}$  (параметр  $k_v = \sigma_f / R_{MC}$ ) характеризує здатність конструкційних матеріалів чинити опір руйнуванню в умовах неоднорідних силових полів, створюваних концентраторами напружень, та може розглядатися як показник якості конструкційних сталей. Величина цього перевищення  $k_v = \sigma_f / R_{MC}$  залежить від кількості зародкових тріщин, які утворюються в “process zone”.
6. В широкому інтервалі міцності конструкційних сталей  $\sigma_{02} = 370 \dots 1530 \text{ МПа}$ , ступінь перевищення  $\sigma_f$  над  $R_{MC}$  (параметр  $k_v = \sigma_f / R_{MC}$ ) лежить в межах 1,28–1,40 та має тенденцію до зниження із

підвищенням рівня міцності сталей. Це можна пояснити різною інтенсивністю генерування зародкових тріщин в ферито-перлітних та мартенситних сталях.

7. Використання концентратора напружень у вигляді кільцевого надрізу радіусом 2 мм. та глибиною 1,4мм. на гладких циліндричних зразках діаметром 8мм. дозволяє визначити рівень крихкої міцності конструкційних сталей за величиною номінального напруження руйнування. Це суттєво спрощує методику експериментального визначення мінімального рівня крихкої міцності  $R_{MC}$  та дозволяє відмовитись від трудоемких і вартісних серіальних низькотемпературних випробувань з використанням парів гелію.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов /В.С. Иванова, Л.К. Гордиенко, В.Н. Геминев и др.]. – Москва: Наука, 1965. – 180 с.
2. Stro A.N., A technology of the fracture of metals / A. N. Stro. // Adv. Phys. – 1957. – №24. – P. 418–440.
3. Gilman J.J. Fraction of zinc-monocrystals and bicrystals // Trans. Met. Soc. AIME. –1958. - Vol. 212, N. 6. - P. 783-789.
4. Grovan E. Dislocations in metals / E. Grovan – New York: AIME, 1954. – 64с.
5. Петч Н. Металлографические аспекты разрушения / Н. Петч. –Москва: Мир, 1973. – 420 с.
6. Yashiro K. Ab initio study of the lattice instability of silicon and aluminium under tension / K. Yashiro, M. Oho, Y. Tomita. // Material Science. – 2004. – №29. – P. 397–408.
7. Cottrell A. H. Theory of fracture in steel and similar metals / A.H. Cottrell. // Trans. Met. Soc. AIME. – 1958. – №2. – P. 192–198.
8. Petch N. I. Evaluation of frictional stress by using o stress – strain curves / Petch. // Philosophical Magazine. – 2004. – №1. – P. 866–878.
9. Orovan E. O. Brittle fracture of notched specimens / E. O. Orovan. // Reports on Progress in Physics. – 2004. – №11. – С. 185–199.
- 10.Петров Ю.Н. Дислокационная структура и особенности распространения вязкой трещины в армко – железе / Ю. Н. Петров, А.С. Драчинский, В.И. Трефилов. // УФЖ. – 1968. – №9. – С. 1535–1539.
- 11.Семенченко В. К. Поверхностные явления в металлах и сплавах / Семенченко. – Москва: Гос. изд-во технико-теорет. лит., 1957. – 498 с.
- 12.Еременко В.Н. Титан и его сплавы / Еременко. – Киев: АН УССР, 1960. – 111 с.
- 13.Cottrell A. Fracture and society / A. Cottrell. – Waterloo: Canado, 2005. – 200р.

14. Knott J.F. The Science and engineering of fracture / J.F. Knott. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1993. – №3. – Р. 42–65.
15. Трефилов В. И. Физические основы прочности и пластичности / В. И. Трефилов. – Москва: Металургиздат, 1963. – 290 с.
16. Stroh A.N. A theory of the fracture of metals / A. N. Stroh. // Advances in physics. – 1959. – №5. – Р.119–130.
17. Мильман Ю. В. Механизм разрушения металлов / Ю. В. Мильман, В. И. Трефилов. – Киев: Наукова думка, 1966. – 259 с.
18. Йоффе А. Деформация и прочность кристаллов / А. Йоффе, М. Кирпичев, М. Левицкая. // Журнал русского физико-химического общества. – 1924. – №5. – С. 499–503.
19. Ludwik P. Elemente der technologyschem Mechanic / P. Ludwik. – Berlin: Springer, 1909. – 202 с.
20. Красовський А. Хрупкость металлов при низких температурах / А. Красовський, Ю. Кашталом. – Киев: Наукова думка, 1980. – 340 с.
21. Вомпе Г.А. Метод оценки критических температур хрупкости по критериям трещиностойкости стали 16Г2АФ/ Г.А. Вомпе, К.К. Рябой. // Заводская лаборатория. – 1984. – №1. – С. 66-69.
22. Махутов Н. А. Методы определения критических температур хрупкости для материалов и элементов конструкций/ Е. М. Баско, Н. А. Махутов. // Заводская лаборатория. – 1981. – №9. – С. 78–81.
23. Щедрин Г. С. О влиянии ширины образцов на величину ударной вязкости и положение критической температуры хрупкости стали Ст.3пс / Г. С. Щедрин. // Заводская лаборатория. – 1982. – №6. – С. 71–72.
24. Аниковский В. В. Об определении критической температуры хрупкости сталей и элементов конструкций крепежных изделий энергооборудования/ В. В. Аниковский, Ю. И. Звездин. // Заводская лаборатория. – 1982. – №12. – С. 58–62.

- 25.Щур Д. М. Деформационный критерий для определения критической температуры хрупкости материалов при испытании на ударную вязкость / Д. М. Щур, С. А. Шпак. // Заводская лаборатория. – 1981. – №11. – С.70-74.
- 26.Ужик Г. В. Сопротивление отрыву и прочность металлов / Г. В. Ужик. – Москва: АН СССР, 1950. – 255 с.
- 27.Копельман Л. А. Сопротивление сварных узлов хрупкому разрушению / Л. А. Копельман. – Ленинград: Машиностроение, 1978. – 232 с.
- 28.Hill R. The mathematical theory of plasticity / Hill. // Oxford press. – 1950. – №2. – С. 250–260.
- 29.Кюне К. Разрушение отрывом по плоскостям спайности / К. Кюне. – Москва: Металлургия, 1986. – 234 с.
- 30.Curry D. A. Relationship between fracture toughness and microstructure in the cleavage fracture of mild steel / D. A. Curry, J. F. Knott. // Met.Science. – 1979. – №10. – P. 1–9.
- 31.Beremin F. M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel / Beremin. // Met. Trans. – 1983. – №11. – С. 2277–2287.
- 32.Wiesner C. S. The 'Local Approach' to Cleavage Fracture - Concepts and Applications / C. S. Wiesner.- Cambridge: Abington Publishing, 1996. - 103 p
- 33.Development of a simplified approach for using the local approach to fracture / [M. D. Fant, V. L. Le Cog, O. Cleizergues and other.]. // Journal de physique IV Coloque. – 1996. – №6. – С. 503–512.
- 34.Tsann Lin. Statistical analysis of cleavage fracture ahead of sharp cracks and rounded notches / Lin Tsann, A.G. Evans, R.O. Ritchie //Acta metall. - 1986. - Vol. 34 № 11, P. 2205-2216
- 35.Котречко С. А., Механика и физика квазихрупкого разрушения металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщение 2. Теоретические представления / С. А. Котречко, Ю.Я. Мешков // Проблемы прочности - 1999. - № 3, С. 5-16.

36. Котречко С. А., Основы физической теории квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в неоднородных полях, создаваемых концентраторами напряжений / С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков // МФиНт. – 1998. – Т. 20, № 4, С. 46-58
37. Котречко С. А. Статистическая модель хрупкого разрушения поликристаллических металлов / С. А. Котречко // МФиНт. – 1994. – Т. 16, № 10, С. 37-49
38. Гурьев А. В. Влияние структурных напряжений на прочность поликристаллических материалов / А. В. Гурьев, Е. П. Богданов // Проблемы прочности. - 1984. - № 1, С. 68-73
39. Котречко С.А. Статистическая модель хрупкого разрушения поликристаллического металла / С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, Г. С. Меттус // МФиНт. -1994. - Т. 16, № 1, С. 37-49.
40. Wang G. Z. On locations initiating cleavage fracture in precracked specimens of low alloy steel and weld metal / G. Z. Wang, J. H. Chen. // International Journal of Fracture. – 2001. – №108. – P. 235–250.
41. Wang G. Title / G. Wang, J. Chen, G. Liu. // International Journal of Fracture. – 2002. – №118. – P. 57–76.
42. Wang, G.Z. A Comparison of Fracture Behavior of Low Alloy Steel with Different Sizes of Carbide Particles / G.Z Wang, J.H. Chen // Metallurgical and Materials Transactions. – 1996. – №27A. – P. 1909–1917
43. Wang, G.Z. On the measurement and physical meaning of the cleavage fracture stress in steel/ G.Z Wang, J.H. Chen // International Journal of Fracture. – 2002. – №118. – P. 221-227/
44. Wang G. The use of Quarter-Point Crack-Tip Elements for T-stress determination in boundary element method analysis/ G. Wang, J. Wang, J. Chen. // Engineering Fracture Mechanics. – 2003. – №70. – С. 2499–2512.

45. Wang, G.Z. Cleavage fracture criterion of low alloy steel and weld metal in notched specimens / G.Z Wang, J.H. Chen // International Journal of Fracture. – 1998. – №89. – P. 269-284
46. Броек Д. Введение в основы механики разрушения / Д. Броек. – Москва: Высшая школа, 1980. – 119 с.
47. Мешков Ю. Я. Структура металла и хрупкость стальных изделий / Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко. – Киев: Наукова думка, 1985. – 214 с.
48. Котречко С. А. Предельная прочность / С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 2008. – 295 с.
49. Котречко С. А. Новый инженерный метод прогнозирования температурной зависимости трещиностойкости сталей для сосудов давления / С. А. Котречко. // Проблемы прочности. – 2003. – №5. – С. 5-12.
50. Котречко С. А. Локальный масштабный эффект при хрупком разрушении металлов / С. А. Котречко, С. А. Мамедов. // МФиНт. – 2011. – №5. – С. 687–705.
51. Котречко С. А. Критическое напряжение скола и «хрупкая прочность» поликристаллических металлов / С. А. Котречко. // МФиНт. – 1992. – №5. – С. 37–41
52. Мешков Ю. Я. Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщение 1. Экспериментальные закономерности / Ю. Я. Мешков, Г. С. Метусс, Д. И. Никоненко. // Проблемы прочности. – 1997. – №4. – С. 5–16.
53. Kotrechko S. Advances in fracture resistance in materials / S. Kotrechko, Y. Meshkov, G. Mettus. – Kyiv: Sel. Pap. From ICF-8, 1993. – 314 с.
54. Мешков Ю. Я. Физические основы разрушения стальных конструкций / Ю. Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 1981. – 295 с.

55. Chen J. H. Fracture behavior of C-Mn steel and weld metal in notched and precracked specimens. Part 2. Micromechanism of fracture / J. H. Chen, G. Z. Wang. // Metallurgical Transactions. – 1990. – №21. – С. 321–330.
56. ASTM-1921-05 Standard test method for determination of reference temperature,  $T_0$  for ferrite steels in the transition range
57. Писаренко Г. С. Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии / Г. С. Писаренко, А. А. Лебедев. – Киев: Наука, 1976. – 300 с.
58. Нотт Д. Основы механики разрушения / Дж Нотт. – Москва: Металлургия, 1978. – 256 с.
59. Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщение 3. Вязкость металлов и сплавов / С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, Д. И. Никоненко, Г. С. Меттус. // Проблемы прочности. – 2000. – №1. – С. 72–92.
60. Котречко С. А. Статистическая модель хрупкого разрушения поликристаллических металлов / С. А. Котречко. // МФиНт – 1994. – №10. – С. 37–45.
61. Компьютерное моделирование влияния параметров распределения зерен на статистические характеристики прочности поликристаллического железа в хрупком состоянии / [Г. П. Зими́на, С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков та ін.]. // МФиНт. – 2001. – №6. – С. 821–831.
62. Котречко С. А. Влияние дислокационных полей напряжений на образование и размеры зародышевых трещин в поликристаллах / С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков. // МФиНт. – 1997. – №4. – С. 43–50.
63. Котречко С. А. Статистическая модель хрупкого разрушения феррито-перлитных сталей / С. А. Котречко. // МФиНт. – 2001. – №1. – С. 103–122.
64. Махунов Н. А. Сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению / Н. А. Махунов. – Москва: Машиностроение, 1983. – 200 с.

65. Kotrechko S. Fracture toughness of cast ferritic steel applying local approach / S. Kotrechko, Y. Meshkov, I. Dlouhly. // Theoretical and applied fracture mechanics. – 2007. – №2. – С. 171–181.

## ДОДАТКИ

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ, МОЛОДЕЖИ И СПОРТА УКРАИНЫ  
ГОСУДАРСТВЕННОЕ ВЫСШЕЕ УЧЕБНОЕ ЗАВЕДЕНИЕ  
ПРИДНЕПРОВСКАЯ ГОСУДАРСТВЕННАЯ АКАДЕМИЯ  
СТРОИТЕЛЬСТВА И АРХИТЕКТУРЫ

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор по учебно-научной работе  
ГВУЗ «ПГАСА»  
д.т.н., проф. В.В. Савицкий  
« 14 » февраля 2013г.



УТВЕРЖДАЮ:

Директор по технологии и качеству  
ЦО «ММК им.Ильича»  
А.Ю. Лоскутов  
« 14 » февраля 2013г.



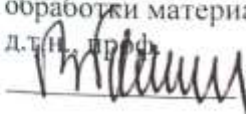
## ОТЧЕТ

по научно-исследовательской работе  
«Опробование в условиях ММК им. Ильича методики по оценке склонности  
стали к хрупкому разрушению, разработанной ИМФ им. Курдюмова совместно с  
ГВУЗ «ПГАСА», на штрипсовом сортаменте ЛПЦ-3000»  
(по договору о творческом сотрудничестве № 3005)


Начальник НИЧ, к.т.н.  
А.А. Тытюк



Научный руководитель,  
зав.каф. материаловедения и  
обработки материалов,  
д.т.н., проф.  
В.И.Большаков



Руководитель НИР  
к.т.н., доцент  
О.П. Носенко



Начальник ЦОМК  
А.Г. Курпе



г. Днепропетровск, 2013

## Список исполнителей.

### В работе принимали участие:

#### От ИМФ им. Г.В. Курдюмова:

Старший научный сотрудник,  
кандидат физико-математических наук

Шиян А.В.

Научный сотрудник,  
кандидат физико-математических наук

Зацарная А.В.

Аспирант

Грищенко В.Н

#### От ГВУЗ «ПГАСА»:

Кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Материаловедение и обработка материалов» Носенко О.П.

Студентка 5 курса, магистр

Фёдорова И.С.

#### От «ММК им. Ильича»:

Заместитель начальника ЦЛМК

Мурашкин А.В.

Начальник механической экспресс-лаборатории  
№2 ЦЛМК

Зерницкий Д.И.

Начальник прокатной лаборатории №3 ЦЛМК

Тарасенко О.С.

Начальник группы прокатной лаборатории №3 ЦЛМК

Шебаниц М.Ю.