

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
ЛЬВІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
ПРИРОДОКОРИСТУВАННЯ  
ФАКУЛЬТЕТ МЕХАНІКИ, ЕНЕРГЕТИКИ ТА ІНФОРМАЦІЙНИХ  
ТЕХНОЛОГІЙ  
КАФЕДРА МАШИНОБУДУВАННЯ

**КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА**  
другого (магістерського) рівня вищої освіти

на тему:

**“Підвищення втомної міцності деталей в умовах мало- та багатocyклового навантаження зміцненням поверхневого шару”**

Виконав: студент VI курсу, групи Маш-61

Спеціальності 133 Галузеве машинобудування  
(шифр і назва)

Віталій СКРИПКА

(Ім'я та прізвище)

Керівник: д.т.н., проф. Віталій ВЛАСОВЕЦЬ

(Ім'я та прізвище)

Дубляни 2024

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
ЛЬВІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
ПРИРОДОКОРИСТУВАННЯ  
ФАКУЛЬТЕТ МЕХАНІКИ, ЕНЕРГЕТИКИ ТА ІНФОРМАЦІЙНИХ  
ТЕХНОЛОГІЙ  
КАФЕДРА МАШИНОБУДУВАННЯ

«ЗАТВЕРДЖУЮ»

Зав. кафедри \_\_\_\_\_

(підпис)

д.т.н., професор Власовець В.М.

«28» квітня 2023 р.

### ЗАВДАННЯ

на кваліфікаційну роботу студенту

Скрипці Віталію Андрійовичу

1. Тема роботи: «Підвищення втомної міцності деталей в умовах мало- та багатоциклового навантаження зміцненням поверхневого шару»

Керівник роботи: Власовець Віталій Михайлович, д.т.н., проф.

Затверджена наказом по університету від 28.04.2023 року № 133/к-с

2. Строк здачі студентом закінченої роботи 15.01.2024 року

3. Вихідні дані: Літературні джерела за тематикою кваліфікаційної роботи відомих технологічних процесів виробництва та розрахунків технологічного обладнання; Матеріали навчальної, методичної довідкової та наукової літератури; Методики визначення економічної ефективності впровадження нового технологічного рішення.

4. Перелік питань, які необхідно розробити:

1. Огляд інформаційних джерел;

2. Матеріали та методи досліджень;

3. Оцінка впливу неметалевих включень та поверхневої обробки на втомну міцність деталі;

4. Вплив кількості макродефектів структури на показники довговічності і міцності вуглецевих сталей;

5. Розрахунок на довговічність в програмі Solid Works Simulation;

Основні результати і висновки;

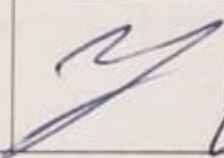

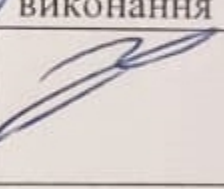
Список використаних джерел.



## 5. Перелік ілюстративного матеріалу:

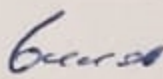
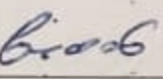
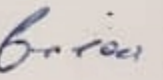
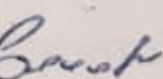
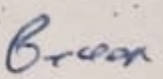
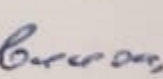
Ілюстративний матеріал представити у вигляді презентації у застосунку Microsoft PowerPoint: схема масштабних рівнів зсувної стійкості; схема експериментальної установки для випробування на втому; зразки для випробувань; втомна тріщина від включення; графічні матеріали розрахунку мало та багатоциклової довговічності.

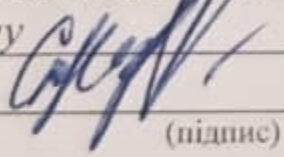
## 6. Консультанти розділів роботи

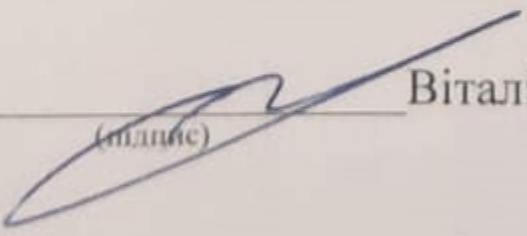
Розділ	Прізвище, ініціали та посада Консультанта	Підпис, дата		Відмітка про виконання
		завдання видав	завдання прийняв	
1,2,3,4	Власовець В.В.. д.т.н., проф. кафедри машинобудування			

7. Дата видачі завдання: 28.04.2023 р.

## КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Відмітка про виконання
1.	Виконання розділу: «Огляд інформаційних джерел»	28.04.23- 15.06.23	
2.	Виконання другого розділу: «Матеріали та методи досліджень»	16.06.23- 15.08.23	
3.	Виконання розділу: «Оцінка впливу неметалевих включень та поверхневої обробки на втомну міцність деталі»	16.08.23- 08.11.23	
4.	Виконання розділу: «Вплив кількості макродефектів структури на показники довговічності і міцності вуглецевих сталей»	09.11.23- 11.12.23	
5.	Виконання розділу: «Розрахунок на довговічність в програмі Solid Works Simulation»	12.12.23- 3.01.24	
6.	Завершення оформлення розрахунково-пояснювальної записки. Завершення роботи в цілому	4.01.24- 15.01.24	

Студент  Віталій СКРИПКА  
(підпис)

Керівник роботи  Віталій ВЛАСОВЕЦЬ  
(підпис)

УДК 631.332

Підвищення втомної міцності деталей в умовах мало- та багатоциклового навантаження зміцненням поверхневого шару.

Скрипка В.А. Кваліфікаційна робота. – Дубляни, Львівський національний університет природокористування, 2024р.

71 с. текст. част., 16 рис., 7 табл., 27 джерел інформації.

Метою роботи є підвищення втомної довговічності деталей сільськогосподарських машин при циклічному навантаженні.

Відповідно до поставленої мети в роботі вирішені наступні задачі.

Визначити вплив термічної та пластичної обробки на кількісні показники дефектності мікро-, мезо- і макроструктури.

Встановити залежності межі плинності, пластичності, циклічної довговічності від ступеня дефектності мікро-, мезо- і макроструктури вуглецевих сталей.

Розкрити особливості формування дефектної мезоструктури під поверхнею втомної тріщини, що розвивається при циклічному навантаженні.

Встановити залежності ступеня дефектності мезоструктури, що формується під поверхнею втомної тріщини, від вихідної структури, від ступеня деформації, від кількості вуглеця в сплаві.

## ЗМІСТ

Вступ	6
РОЗДІЛ 1 ОГЛЯД ІНФОРМАЦІЙНИХ ДЖЕРЕЛ	8
1.1. Масштабні рівні деформації та руйнування матеріалів	8
1.2. Еволюція мікроструктури металічних матеріалів при циклічному навантаженні	15
1.3. Механізми тріщиноутворення в структурі металічних матеріалів при циклічному навантаженні	30
1.4. Структурна залежність конструктивної міцності металічних матеріалів	31
1.5. Теоретичні уявлення про масштабні рівні дефектів структури вуглецевих сталей	35
1.6. Висновки і завдання дослідження	42
РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ	44
2.1. Устаткування для втомних випробувань та використані зразки	44
2.2. Оцінка макро- і мікроструктури	47
2.3. Оцінка магнітних властивостей	48
2.4. Висновки	
РОЗДІЛ 3 ОЦІНКА ВПЛИВУ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ ТА ПОВЕРХНЕВОЇ ОБРОБКИ НА ВТОМНУ МІЦНІСТЬ ДЕТАЛІ	50
3.1. Вплив кількості макродефектів структури на показники довговічності і міцності вуглецевих сталей	50
3.2. Розрахунок на довговічність в програмі Solid Works Simulation	54
ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ВИСНОВКИ	65
Список використаних джерел	66
Додаток	70

## ВСТУП

На початку нашого сторіччя для неруйнуючої оцінки структури, фазового складу і міцнісних характеристик промислових виробів почали використовувати магнітні характеристики. В даний час гостро стоїть проблема оцінки стану конструктивних елементів сільськогосподарських машин, вона актуальна перш за все через значну кількість об'єктів, які відпрацювали свій нормативний термін, а також через відсутність методик неруйнівного контролю для отримання достовірної інформації про фізико-механічні властивості металу і реальний режим роботи конструкції. Ця проблема ускладнюється економічними умовами на підприємствах, що експлуатують такі об'єкти. Значною мірою задача об'єктивної оцінки стану несучих металоконструкцій може бути вирішений вже зараз за допомогою магнітного неруйнівного контролю. Робота спрямована для об'єднання фізичних основ магнітного методу неруйнівного контролю і неруйнвної діагностики, що допоможе в підвищенні якості ремонту і експлуатації сільськогосподарської техніки і своєчасному попередженні руйнування відповідальних конструктивних елементів, при експлуатації машин, відпрацювавших свій нормативний термін служби.

Мета роботи - розробка методики неруйнівного контролю для отримання достовірної інформації про фізико-механічні властивості металу і реальний режим роботи конструкції.

Робота присвячена аналізу механізмів залежності від внутрішніх і зовнішніх пружних напруг тільки одного з вищевказаних магнітних параметрів – коерцитивної сили конструкційних сталей. Нормативною базою магнітного контролю металоконструкцій з феромагнітних сталей є Міждержавний стандарт 30415-96, Міжнародний стандарт ISO 4301. Технічне забезпечення - магнітні структуроскопи серії КРМ-Ц, що випускаються фірмою «Спеціальні наукові розробки (СНР)». В основу методики покладена кореляційна залежність між фізико-механічними властивостями феромагнітних матеріалів і параметром петлі магнітного гістерезису, контрольованим при статичних і втомних

випробуваннях на всіх стадіях навантаження, аж до руйнування. Єдність природи намагнічення металу, пружньопластичної деформації, накопичення пошкоджень і зростання коерцитивної сили дозволяє моделювати на зразках процес навантаження металу при експлуатації в умовах навантаженого стану

В магнітних методах неруйнівного контролю (НК) звичайно використовують такі параметри, як коерцитивна сила  $H_c$ , залишкова намагніченість  $M_r$ , максимальна  $\mu_{max}$ , початкова  $\mu_a$  і оборотна  $\mu_r$  магнітні проникності і т.д., які чутливі, з одного боку, до структурних змін в сталях, а з іншою, - до внутрішніх  $\sigma_o$ , і зовнішньому діючим  $\sigma_o$  пружним напругам.

Коерцитивна сила  $H_c$  є напруженістю магнітного поля, необхідного для знищення залишкової намагніченості ( $mH_c$ ) або індукції ( $vH_c$ ) і є, таким чином, мірою опором феромагнітного матеріалу розмагнічуванню, що відбуваються в полях  $H_c$  звичайно шляхом зсуву міждоменних меж (МДГ) або обертання вектора намагніченості (в однодоменних частинках).

Фізичною причиною цього є магнітопружна взаємодія між намагніченням доменів і пружними деформаціями в кожному феромагнітному кристалі. В результаті вище перераховані магнітні параметри в тому чи іншому ступені залежать від рівня внутрішніх, величини і знака зовнішніх пружних напруг. Багато дослідників на основі цієї залежності пропонували особисті методики оцінки макро-; і мікронапруг, діючих в сталевих конструкціях. Проте для всіх цих робіт характерні одні і ті ж недоліки:

1) дослідження відносилися до конкретному випадку (наприклад, виріб з певної сталі, конкретний структурний і магнітний стан)

2) в цих роботах був відсутній в послідовний фізичний аналіз причин кореляційного зв'язку магнітного параметра з величиною напруги і меж її застосовності; іншими словами, вони не враховували всі основні чинники, які істотно впливали як на початкову величину того або іншого магнітного параметра, так і на характер його залежності від  $\sigma_o$ .

## РОЗДІЛ 1

# ВПЛИВ СТРУКТУРИ МАТЕРІАЛІВ НА ЇХ ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ НА РІЗНИХ МАСШТАБНИХ РІВНЯХ

### 1.1. Масштабні рівні деформації та руйнування матеріалів

Традиційний опис пластичної деформації та руйнування твердих тіл проводиться на основі двох підходів [1-3]:

- механіки суцільного середовища;
- теорії дислокацій.

Механіка суцільного середовища пояснює поведінку матеріалу під навантаженням за допомогою інтегральних характеристик середовища. В рамках такого підходу передбачається, що матеріал ізотропний, має однакові механічні та фізичні властивості в різноманітних напрямках, не має дефектів внутрішньої структури, тобто володіє ідеальною будовою. Єдиними факторами, що впливають на поведінку такого матеріалу під дією зовнішніх прикладених напруг, являються тріщини та технологічні концентратори напруг.

Використання феноменологічного підходу в механіці суцільного середовища фізично та математично цілком коректне, та саме на цьому методі засновані всі сучасні інженерні розрахунки. Однак він придатний тільки для визначення інтегральних властивостей макрооднорідного середовища.

Фізика твердого тіла, ґрунтуючись на теорії дислокацій, описує мікроскопічну поведінку деформованого твердого тіла. На основі вивчення елементарних актів пластичної деформації ставиться задача розкрити механізми зародження пластичних здвигів і тріщин, пояснити поведінку дислокаційних ансамблів і дати фізичне пояснення феноменологічних закономірностей механіки суцільного середовища. Елементарним актом пластичної деформації в теорії дислокацій є трансляційний рух будь-якого деформаційного дефекта, наприклад, кристалографічний зсув при русі дислокацій.

В області мікроскопічного опису некорельованої поведінки різноманітного роду дефектів в деформуємому твердому тілі теорія дислокацій



досягла великих успіхів. При малих ступенях пластичної деформації, коли дислокації слабо взаємодіють друг з другом, опис процесів пластичного деформування на основі теорії дислокацій є коректним і приводить до вірних закономірностей.

Зв'язати воедино фізичний і механічний підходи до деформації та руйнування твердих тіл досі не вдалося. Вважалося, що це обумовлено чисто математичними труднощами статистичного опису взаємодії великої кількості мікродефектів структури.

Положення про принципову неможливість безпосереднього переходу від мікроструктурного рівня (теорії дислокацій) до макроструктурного рівня (механіка суцільного середовища) лежить в основі нового напрямку - фізичної мезомеханіки деформуемого твердого тіла. Даний напрямок в теперішній час активно розроблюється в школі академіка В.Є. Паніна [4, 15].

Мезомеханіка розглядає навантажене тверде тіло як багаторівневу самоорганізуючу систему, в якій пластична деформація самоузгоджено розвивається як послідовна еволюція втрати зсувної стійкості на мікро-, мезо- і макромасштабних рівнях. На рис. 1.1 представлена ієрархічна схема масштабних рівнях структури.

На мікрорівні має місце рух окремих дислокацій або еволюція дислокаційного континуума. На макрорівні об'єктом дослідження є такий структурний об'єм, який містить достатню для осереднення кількість значущих елементів структури. На проміжному мезорівні об'єктом дослідження є дислокаційні ансамблі. Вивчення на мезорівні може бути виконано з різноманітним ступенем масштабного збільшення. При розгляді окремого зерна в полікристалі вивчаються комірчасті, полосові, блочні структури. Також можуть бути розглянуті рух і повороти як цілих структурних елементів більшого масштабу, що включають достатньо велику кількість зерен.

Зі збільшенням ступеня деформації  $\epsilon$  пропорційно їй росте густина дислокацій  $\rho$ . При цьому відстані між дислокаціями зменшуються як  $r \sim \rho^{-1/2}$ , а середнє значення сили міждислокаційної взаємодії збільшується [16]

$$f_{\text{виу}} = \frac{1}{2\pi} G b^2 \sqrt{\rho(\varepsilon)} \quad (1.1)$$

При досягненні деякої критичної густини дислокацій сила міждислокаційної взаємодії стає сумірною з зовнішньою прикладеною напругою  $\tau$ . При  $\rho > \rho_{\text{кр}}$  русі окрему дислокацію вже не можна розглядати незалежно від руху її найближчого оточення, так як воно в значній мірі відбувається узгоджено з ним.

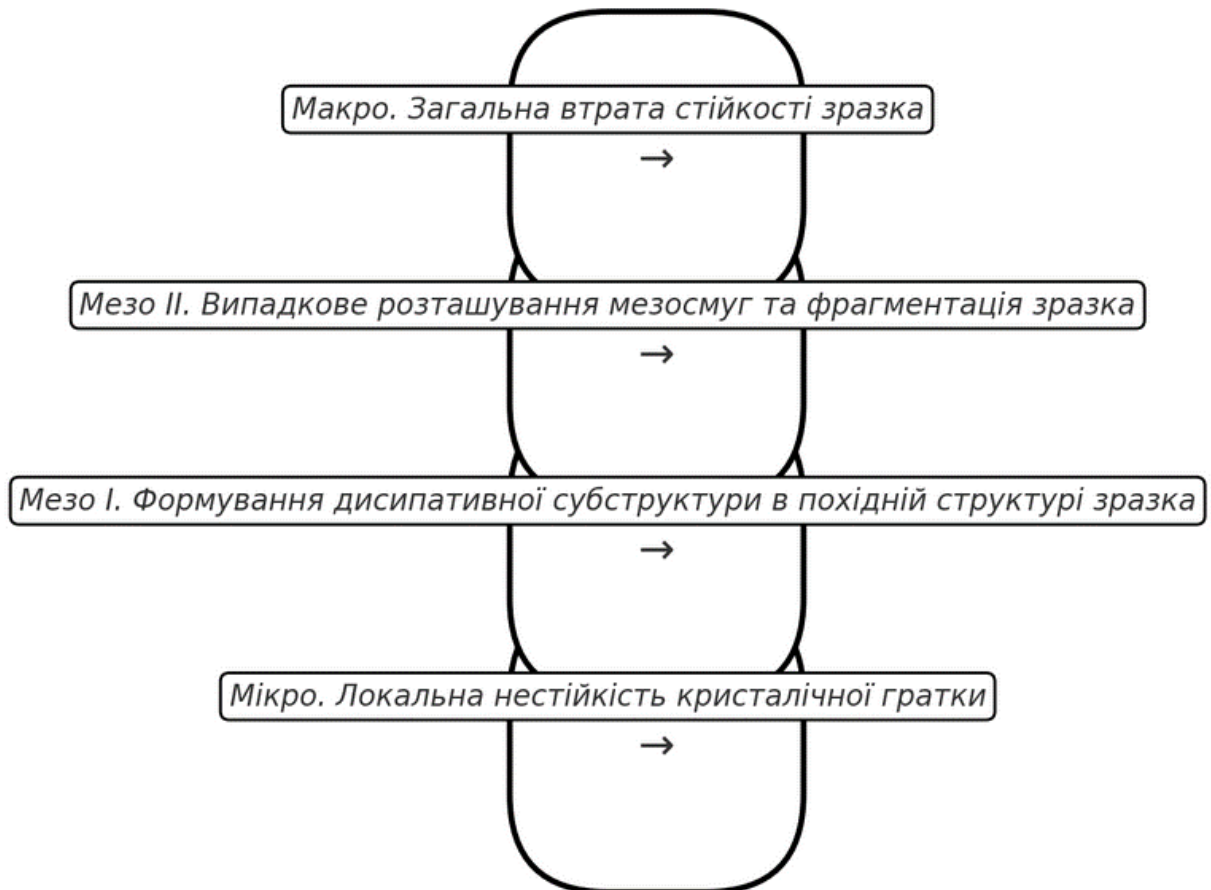


Рисунок 1.1 – Схема масштабних рівнів втрати зсувної стійкості в деформуемому твердому тілі: а - мікро, б - мезо I, в - мезо II, г- макро [12]

Таким чином, при  $\rho > \rho_{кр}$  в структурі металу має місце ансамбль сильновзаємодіючих дислокацій, для якого істотними стають колективні ефекти [16]. За оцінками В.В. Рибіна [16], в кінці стадії різкого деформаційного зміцнення роль колективних ефектів в процесі пластичної деформації стає істотною.

Дослідження еволюції дислокаційної структури при пластичному деформуванні, проведені на ГЦК сплавах, дозволили авторам [15] зробити висновок про існування біфуркаційних точок на кривих в координатах локальна густина дислокацій  $\rho_{лок}$  - загальна густина дислокацій  $\langle \rho \rangle$  (рис. 1.2, 1.3). Після проходження точок в системі співіснують дві структури - вихідна і знову створена. При цьому відбувається розвиток як нової, так і старої структури, однак об'ємна частка старої структури безперервно зменшується.

Як випливає з аналізу кривих, кожен тип дислокаційної субструктури існує в визначеному інтервалі густин дислокацій, при чому цей інтервал мало змінюється при переході від одного матеріалу до другого та зміні способу деформування. Формування кожного типу субструктури відбувається в результаті дислокаційних перебудов при взаємодії між дислокаціями. Зі збільшенням густини дислокацій відстань між ними все більше зменшується, сили міждислокаційного взаємозв'язку починають формувати субструктури відповідного класу, збільшується роль колективних явищ в системі дефектів-дислокацій.

Рухомою силою процесу перебудови дислокаційних субструктур є прагнення до відносного мінімуму повної енергії дислокаційної підсистеми. Вона складається з енергії окремих дислокацій та енергії їх взаємодії. Основний вклад в енергію субструктури вносить пружна енергія дислокацій [14]:

$$\Delta u = \rho \frac{Gb^2}{2\pi} \ln \frac{L}{r_0}, \quad (1.2)$$

де  $L$  - радіус екранування пружного поля дислокацій;

$r_0$  - радіус ядра дислокацій ( $r_0 \approx (2 - 3) \times 10^{-10}$  м);

$\rho$  - середня густина дислокацій;

$G$  - модуль зрушення;

$b$  - вектор Бюргерса.

Радіус екранування пружного поля дислокацій – це відстань, на яку простягається пружне поле одної дислокації в дислокаційному ансамблі. При еволюції дислокаційної структури вона зменшується в наступній послідовності: хаос → клубки → стінки осередків → субграниці полосової структури.

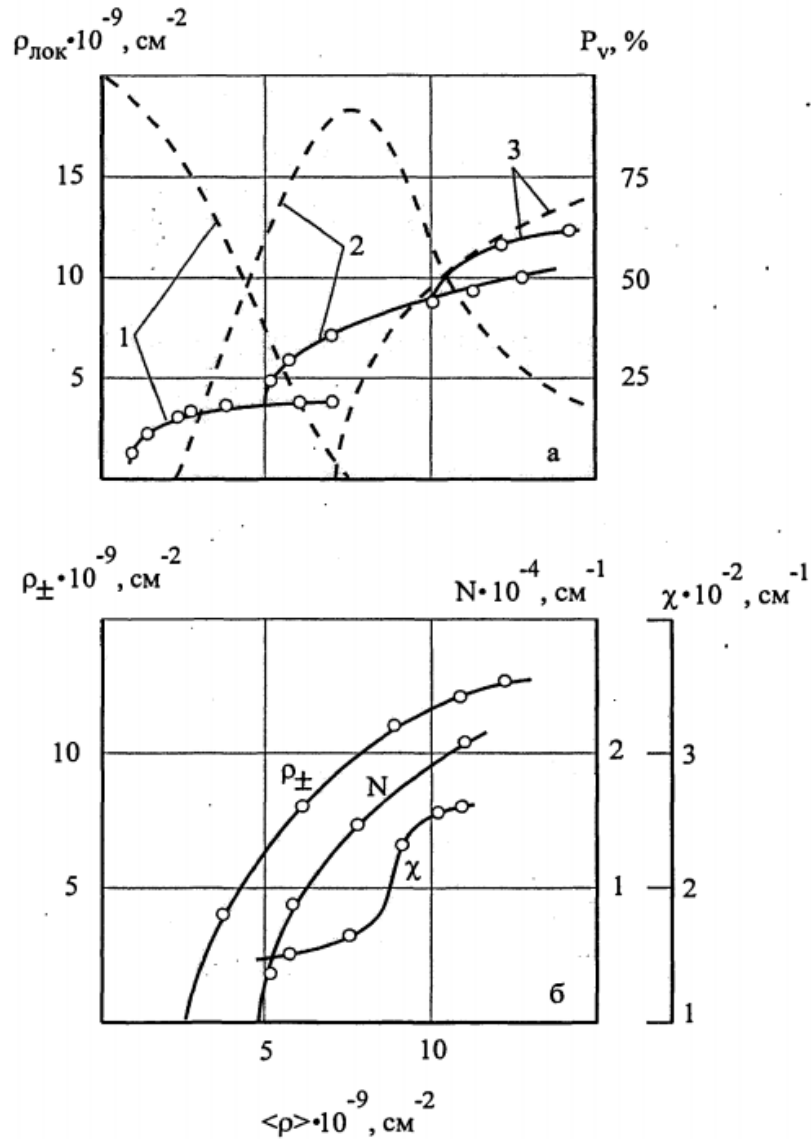


Рисунок 1.2 – Вплив середньої скалярної густини дислокацій на об'ємну частку субструктур  $P_v$  (пунктирні лінії), локальну густину дислокацій  $\rho_{\text{лок}}$  (суцільні лінії) (а), надлишкову густину дислокацій, кількість згинальних екстинкційних контурів  $N_i$  та кривизну кристалічної решітки  $\chi$  (б) в сплавi Cu+5 ат. % Al [11]

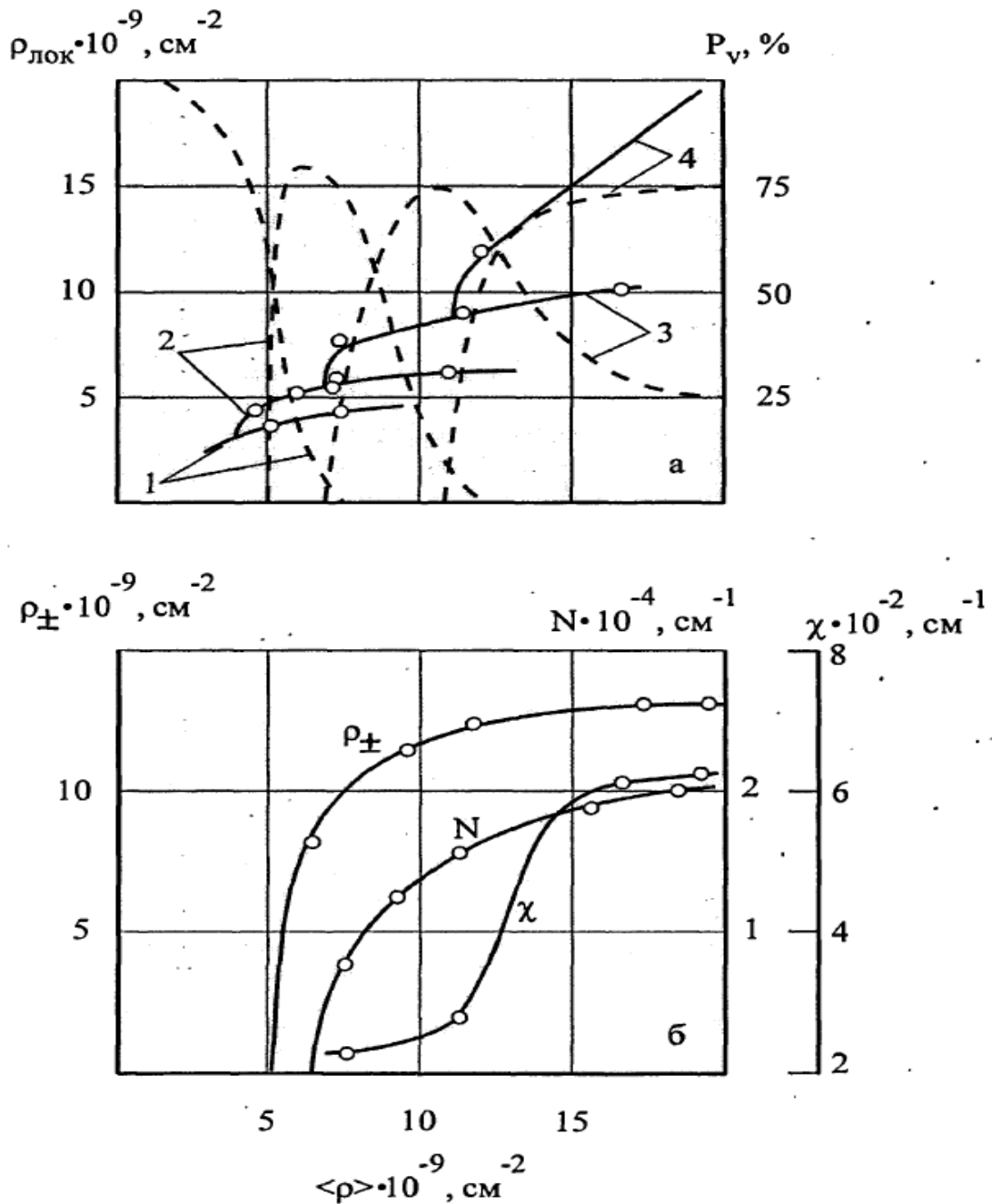


Рисунок 1.3 – Вплив середньої скалярної густини дислокацій на об'ємну частку субструктур  $P_v$  (пунктирні лінії), локальну густину дислокацій  $P_{\text{лок}}$  (суцільні лінії) (а), надлишкову густину дислокацій, кількість згинальних екстинкційних контурів  $N$  та кривизну кристалічної решітки  $\chi$  (б) в сплавi Cu+19 ат. % Mn [11]



Величина  $L$  для хаотичної субструктури порядку розміру зерна, для осередкової - порядку ширини стінок осередків, для мікрополосової - порядку міждислокаційної відстані в субграницях. Зі зменшенням  $L$  зменшується і енергія дислокаційної субструктури.

На думку авторів [12, 15], енергія дислокаційних субструктур залежить від ступені упорядкованості розміщення дислокацій. При упорядкованому розположенні дислокацій дальнодіюче поле субструктур згасає пружними полями дислокацій. При цьому відбувається зниження загальної енергії дислокаційної системи. На підставі експериментальних значень параметрів субструктур при використанні формули (1.2) були вираховані енергії субструктур і визначені їх залежності від ступені деформації густини дислокацій [14]. Аналіз отриманих закономірностей показав: формування упорядкованих дислокаційних утворень приводить, до того, що при рівних ступенях деформації або густинах дислокацій енергія нових структур виявляється менше енергії старих структур. Таким чином, існує можливість розгляду еволюції дислокаційних структур в рамках квазірівноважної термодинаміки.

Коллективній поведінці дислокаційних ансамблів і проявів ротаційної пластичності при активному деформуванні сталей присвячена велика кількість досліджень [2-4].

Вважають [6], що перші вогнища ротаційних мод пластичної деформації зароджуються в місцях найбільшої локалізації пластичної течії. Головна причина локалізації пластичної деформації полягає в фізичній природі внутрішньої нестійкості ламінарного руху дислокацій (ковзання дислокацій). З ростом ступені макроскопічної деформації в окремих мікрооб'ємах металічних матеріалів порушується ковзання і виникає турбулентний рух дислокаційних ансамблів, який приводить до розвороту одних об'ємів відносно других.

На думку Л.І. Тушинського [10], деформаційні процеси в металічних сплавах на стадії проявлення колективних ефектів в дислокаційній структурі при великих пластичних деформаціях можуть бути описані в термінах теорії дисклінації. При розгляді різних типів розорієнтованих структур становиться необхідним облік їх

розорієнтації. Ці задачі вирішуються введенням дисклінацій, що формуються на стиках зерен, фрагментів [6, 11]. Вводяться уявлення як про обірвані субграниці нахилу, так і субграниці кручення. Залучення дисклінаційних уявлень для опису пластичної деформації необхідно на стадії, коли облік руху окремих дислокацій не може коректно відповісти на всі питання.

## 1.2. Еволюція дислокаційної структури металічних матеріалів при циклічному навантаженні

Вивченню проблеми еволюції дислокаційної структури металічних матеріалів при циклічному навантаженні присвячена значна кількість робіт [42-61]. На даний час прийнято розглядати цю проблему з тих позицій, що втомному руйнуванню властива певна стадійність [4, 6]. Це зв'язано з тим, що в процесі втоми відбувається поступове накопичення дефектів кристалічної решітки і, як наслідок цього, поступове розбиття втомних пошкоджень. Саме цьому втомі присуща стадійність процесу, характеризуюча певними структурними змінами. В.Ф. Терентьєв [5] процес втомного руйнування розділяє на стадію зародження тріщини і стадію розповсюдження тріщини; таким чином, всі процеси структурної еволюції, попередні та підготовлюючі виникнення тріщин, входять в стадію зародження тріщини. Подібної точки зору дотримується і Форсайт [6]. Втомні процеси локалізуються в поверхневих шарах з виникненням смуг ковзання, в яких утворюються кристалографічно орієнтовані зсувні тріщини. Кристалографічний ріст поверхневих тріщин відбувається в межах розмірів одного зерна, після чого відбувається відхилення фронту тріщини від площини максимальних зсувних напруг. Подальший ріст втомної тріщини йде в площині дії максимальних розтягуючих напруг.

В.С. Іванова [12, 17] на підставі зміни фізичних властивостей металічних матеріалів процес втомного руйнування розділяє на 4 періода: I - інкубаційний період, пов'язаний з накопиченням спотворень кристалічної решітки; II - період розпушення структури, пов'язаний з утворенням в структурі субмікротріщин; III - період росту та об'єднання субмікротріщин до тріщини критичної довжини; IV - період нестабільного росту тріщини, що закінчується руйнуванням деталі або зразка.

Узагальнена діаграма втомного руйнування, характерна для багатоциклової втоми пластичних металів і сплавів, була розроблена В.С. Івановою [17]. З урахуванням результатів робіт [18, 19] дана діаграма отримала розвиток в роботі [12] (рис. 1.4). В координатах  $\sigma$ -lg  $N$  діаграма відображає залежність довговічності зразка від величини прикладеної циклічної напруги.

Дислокаційна структура металічних матеріалів в інкубаційний період втомного руйнування

В інкубаційний період втоми в структурі металічних матеріалів відбуваються зміни, результатом яких являється утворення втомних субмікротріщин довжиною 1–3 мкм.

Згідно з дослідженнями [10], інкубаційний період у загальному випадку складається із стадій мікроплинності, плинності та зміцнення (знеміцнення). Якщо перша і третя стадії інкубаційного періоду спостерігаються завжди, то друга стадія спостерігається у металів і сплавів з фізичною межею плинності. Таким чином, стадія цклічної плинності найбільш часто спостерігається у пластичних металічних матеріалів після відпалу.

Схильність металічних матеріалів до зміцнення чи знеміцнення на третій стадії інкубаційного періоду визначається відношенням меж міцності та плинності [14, 17-19]. При  $\sigma_b/\sigma_{0,2} < 1,4$  відбувається знеміцнення матеріалу при цикличному навантаженні, а при  $\sigma_b/\sigma_{0,2}=1,4... 1,6$  й більше спостерігається зміцнення. Якщо  $1,2 < \sigma_b/\sigma_{0,2} < 1,4$ , може спостерігатись як слабе зміцнення, так і незначне знеміцнення в процесі циклічного навантаження. Таким чином, в першому випадку матеріал є циклічно знеміцнюючим, в другому - циклічно зміцнюючим, в третьому - циклічно стабільним.

За даними електронномікроскопічних досліджень авторів [7], виконаних на низькоуглеродній сталі, на стадії циклічної мікроплинності по всьому об'єму матеріала протікає мікропластична деформація, зв'язана зі збільшенням густини дислокацій по межах зерен, генеруванням окремих дислокацій стінками субграниць, а також утворенням дислокацій в перлитній структурі по межах

ферит-цементит. В найбільш сприятливо-орієнтованих зернах можуть генеруватися смуги ковзання.

В інкубаційному періоді інтенсивність мікропластичної деформації в поверхневих шарах металічних матеріалів вище, ніж у внутрішніх. Автори [15] на підставі даних рентгеноструктурного аналізу та результатів по визначенню густини дислокацій виявили, що поверхневі слої металу порядку розміру зерна на стадії циклічної мікроплинності зазнають пластичну деформацію, перевищуючу деформацію внутрішніх об'ємів.

Тривалість стадії мікроплинності становить від 100 до 1000 циклів при напрузі, рівній межі втоми  $\sigma_R$ . При напругах циклу, що значно перевищують  $\sigma_R$ , стадія мікроплинності закінчується за час виводу втомної машини на задану величину нагривки [15].

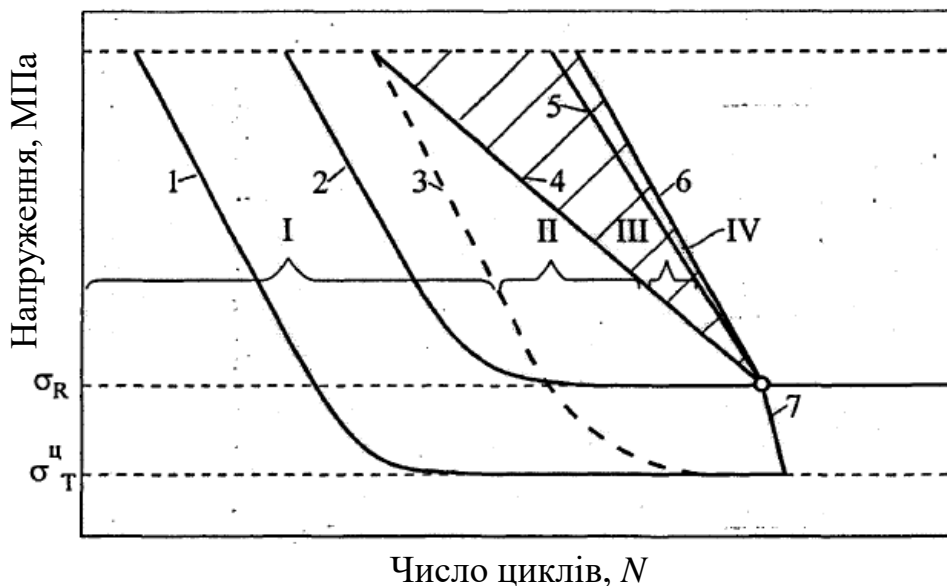


Рисунок 1.4 – Діаграма втомного руйнування [42]:

I - інкубаційний період; II - період зародження тріщин; III - період розповсюдження тріщин; IV - період долома; 1 - лінія початку макроскопічної течії; 2 - лінія закінчення макроскопічної течії; 3 - лінія початку виникнення субмікроскопічних тріщин; 4 - лінія незворотньої ушкодженності (лінія Френча); 5 - лінія початку катастрофічного руйнування (долома); 6 - крива Велера; 7 - лінія стабілізації втомних пошкоджень;  $\sigma_R$  - межа витривалості; а  $\sigma_T^H$  - циклічна межа плинності

До закінчення цієї стадії весь переріз матеріала зазнає мікропластичну деформацію (порядку  $10^{-3} - 10^{-4}\%$ ), а в поверхневих шарах утворюється шар з підвищеною густиною дислокацій [17-19]. На думку В.Ф. Терентьєва и А.А. Оксогоєва [15], причини подібної поведінки обумовлені рядом факторів:

- особливістю закріплення приповерхневих джерел дислокацій (маючих одну точку закріплення), у яких критичне напруження початку їх роботи значно нижче, чім у джерел в об'ємі;

- наявністю поверхневих концентраторів напруг;

- розходженням швидкостей руху дислокаційну поверхню та в середині металів;

- наявністю в поверхневих шарах більш грубої порівняно з об'ємом дислокаційною сіткою Франка; при цьому знижується критична напруга генерування дислокацій.

На думку В.М. Горицького [18], вивчавшого розвиток втомної пошкодженості на армко- і технічному залізі в умовах розтягування-стиснення, вже на ранніх стадіях циклічного деформування в напівциклах розвантаження в поверхневих шарах зростає виникають залишкові напруги стиснення. Таким чином, в поверхневих шарах (на відміну від внутрішніх) характер зміни прикладеної навантаження є асиметричним з деяким стискаючим компонентом напруги, тому спільна амплітуда напруг поблизу поверхні більша, ніж у внутрішніх шарах.

На думку В.С. Іванової [18], ефект більш високої густини дислокацій в приповерхневих шарах і раннього формування в них комірчастих структур обумовлений високоефективним обміном поверхневих шарів енергією і речовиною з навколишнім середовищем через різну рухомість гвинтових і крайових дислокацій.

На думку Х. Муграбі [19], відмінності в густині дислокацій на поверхні та в глибині металу обумовлений переважним перебігом вторинного ковзання в поверхневих шарах, що викликано гальмуванням крайових дислокацій, виникаючих у поверхні.



Стадія циклічної плинності спостерігається в металічних матеріалах, маючих фізичну межу плинності, та пов'язана з проходженням фронту Людерса-Чернова в умовах циклічного деформування. Початок другої стадії зародження тріщин в ОЦК металів зв'язаний з макроскопічною негомогенною плинністю [8]. В.Ф. Терентьев і К. Хольсте [10] виявили макроскопічну неоднорідність циклічної пластичної деформації, коли основні процеси зміни дислокаційної структури пошкодженості зосереджуються у втомних зонах локальної деформації. За даними авторів [8], в процесі циклічного пластичного деформування залучаються усі структурні рівні деформації, при цьому різко підвищується роль ротаційної пластичності.

При циклічних випробуваннях зі сталою амплітудою деформації пластичних металів фіксується розкриття петлі гістерезиса і зниження дійсної напруги  $\sigma_a$  [15]. Таким чином, стадія циклічної плинності зв'язана з макроскопічним знеміцненням об'єму матеріалу.

Однак в процесі такого макроскопічного знеміцнення відбувається локальне зміцнення мікрооб'ємів матеріалу за рахунок збільшення в них густини дислокацій. Подібний двоїстий характер зміни механічних властивостей при циклічному навантаженні на стадії циклічної плинності пов'язаний з розповсюдженням локальних втомних зон макроскопічної деформації з рухомими дислокаціями. Переважаючим типом дислокаційної структури на цій стадії частіше всього являються витягнуті вздовж одного з напрямлень плоскі дислокаційні скупчення. З ростом числа циклів навантаження або амплітуди деформації скупчення дислокацій збільшуються в розмірі, і в них росте густина дислокацій. Окремі скупчення зникають, утворюючи подібність комірчастої структури.

На стадії циклічного зміцнення (знеміцнення) відбувається подальше накопичення макроскопічної пластичної деформації. При циклічному розтягуванні до закінчення даної стадії в залежності від орієнтації зерен утворюється спектр дислокаційних структур [11] від відносно рівномірно розташованих скупчень дислокацій в сітчатій структурі до витянутих меж субзерен та комірчастої структури. На перевагу того чи іншого типу дислокаційної структури впливає амплітуда прикладеної напруги. В окремих

зернах перші комірочки формувалися при  $\sigma_a=180$  МПа. Зі збільшенням  $\sigma_a$  збільшувалась об'ємна частка зерен з комірчатою структурою, що обумовлено більш ефективним розмноженням дислокацій при великих амплітудах напруги..

На рис. 1.5 [2] представлена залежність середньої густини дислокацій від амплітуди напруги. З аналізу кривих випливає, що при рівній мірі накопиченої пластичної деформації густина дислокацій при циклічному навантаженні (крива 1) вище порівняно зі статичним (крива 2).

З ростом числа циклів відбувається зростання інтегральної густини дислокацій та формування розвиненої комірчастої структури. Формування комірчастих структур в металічних матеріалах при циклічних навантаженнях спостерігали в роботах [12-15, 18].

На рис. 1.6 показана зміна середньої відстані між клубками дислокацій, стінками комірок і границями смугової структури на підставі даних електронномікроскопічних досліджень [18]. З аналізу кривих випливає, що середня відстань в субструктурах зменшується зі зростанням амплітуди циклічного навантаження.

На підставі кореляційно-регресивного аналізу значень густини дислокацій  $\rho$  і середніх відстаней між стінками комірок або згущеннями (дислокаційними субграницями)  $L$  в роботі [18] було виявлено, що між ними спостерігається зв'язок наступного виду:

$$L = K\rho^n \quad (1.3)$$

де  $K$  – коефіцієнт пропорційності.

В залежності від типу дислокаційної структури значення  $n$  змінюються від  $-0,5\dots-0,75$  для комірчастої структури до  $-1$  для структури з дислокаційними скупченнями. На діаграмі втомного руйнування в інкубаційному періоді виділена лінія 3 (рис. 1.4), відповідна початку утворення субмікроскопічних поверхневих тріщин довжиною до 1 мкм. Цей критерій пошкодженості був запропонований І.А. Одингом і Ю.П. Ліберовим для статичного навантаження [9].

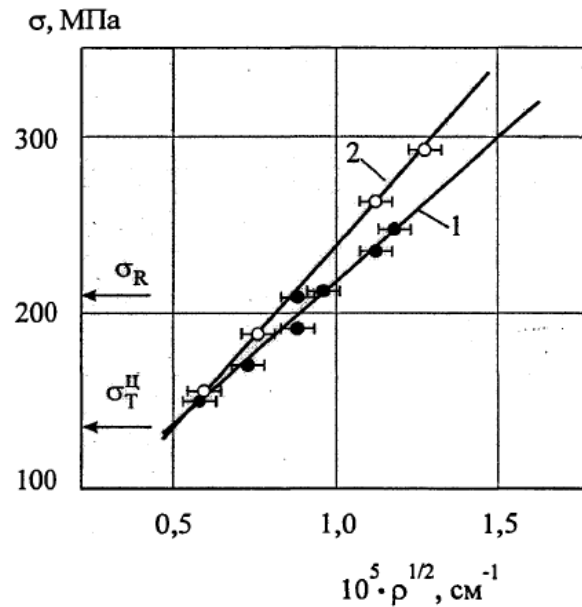


Рисунок 1.5 – Зміна середньої за зразком густини дислокацій в технічному залізі в залежності від деформуєчих напруг при циклічному (повторне розтягнення) (1) і статичному (одноосне розтягнення) (2) навантаженнях [8].  $\sigma_R$  - межа витривалості,  $\sigma_T^{II}$  - циклічна межа плинності

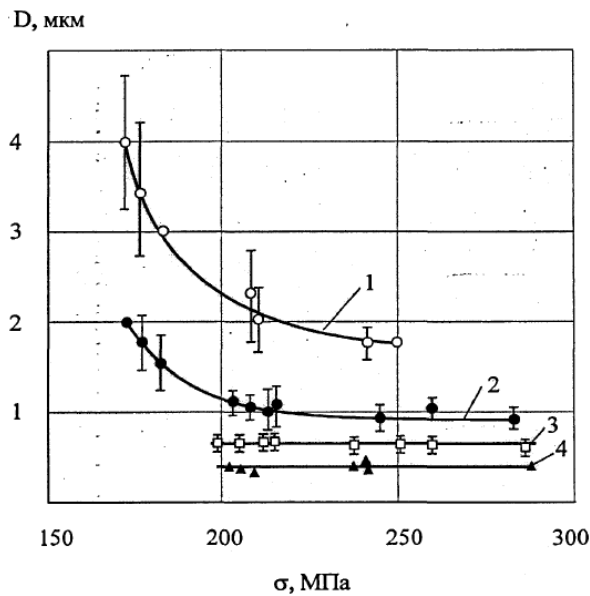


Рисунок 1.6 – Вплив амплітуди напруги  $\sigma$  на середню відстань  $D$  поміж клубками дислокацій (1), стінками комірок (2), паралельними субграницями смугової структури (перпендикулярно субграницям) (3) й ширину втомних бороздок на поверхні руйнування на відстані 0,2 мм від початку тріщини (4) [18]

В.Ф. Терентьев разом зі співавторами [8] вивчав особливості руйнування гарячокатаного та рекристалізованого полікристалічного молібдену при циклічних навантаженнях. Дослідження показали, що при високих напругах зустрічаються хаотична дислокаційна структура, витягнуті вздовж границь зерен дислокаційні сплетіння та розвинена комірчаста структура з розміром комірок 4-10 мкм. В приповерхневих шарах при напругах, близьких до межі втоми, в залежності від орієнтації зерен можуть формуватися рівномірно розподілені згущення дислокацій, ділянки з напівсформованою комірчастою структурою, міцні згущення дислокацій та області з розвиненою комірчастою структурою. На думку авторів [7], таке різноманіття в дислокаційних структурах втоми обумовлено тим, що дана температура випробувань (20–25°C) знаходиться нижче критичної температури крихкості молібдену.

Аналіз експериментальних даних, отриманих при циклічному навантаженні технічно чистої міді, дозволив авторам [9] зробити висновок про періодичну нестійкість комірчастої структури. Дослідження показали, що в процесі циклічного навантаження безперервно змінюється дислокаційна структура, і ці зміни пов'язані з руйнуванням стінок комірок і створенням структури типу «ліс» з високою однорідною густиною дислокацій, в межах якої формується нова комірчаста структура. Вважають [9], що періодичне руйнування й формування комірчастої структури є одним із механізмів дисипації енергії, що підводиться в систему при циклічному навантаженні.

При подальшому циклічному навантаженні в матеріалі формується смугова структура. На думку В.С. Іванової зі співавторами [4], густина дислокацій  $\rho = 2 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$  є критичною, при досягненні якої починається формування смугової структури. Вона утворюється із комірчастої структури, при цьому поперечні дислокаційні стінки субграниць в деяких переважних напрямках поступово руйнуються. Найбільш часто спостерігаєма розорієнтація об'ємів, розділених стінками смугової структури, становить 0,15-0,5° [18], та участки смугової структури мають знакозмінне чергування дифракційного контрасту при електронномікроскопічному дослідженні. Збільшення числа циклів навантаження призводить до зростання розорієнтації сусідніх смугових об'ємів.

До закінчення третьої стадії інкубаційного періоду в поверхневих шарах металічних матеріалів формуються окремі стійкі смуги ковзання (ССК), в яких розвиваються екструзії, інтрузії і перші втомні субмікротріщини.

В.І. Большаков зі співавторами [9-11] вивчав еволюцію дислокаційної субструктури сталі 14Х2ГМР з структурою пакетного мартенситу [2, 6] й перлиту [7, 9] на зразках, деформованих на рівні межі витривалості. При  $N=4 \times 10^5$  циклів в деформованих об'ємах шарів зразків відмічалось підвищення густини дислокацій і збільшення числа порогоів на них. Спостерігалась тенденція до утворення дислокаційних клубків. При  $N=10^7$  циклів густина дислокацій суттєво збільшувалась, багато мартенситних рейок були фрагментовані. Частина дислокацій осідала на межах рейок, в результаті чого вони ставали більш широкими.

Інший характер дислокаційної структури спостерігався в поверхневих шарах. При  $N=4 \times 10^5$  циклів мартенситні рейки були в значній мірі фрагментовані, межі рейок були сильно розширені за рахунок осілих на них дислокацій. Визначень за темнопільною методикою максимальний кут розорієнтування в межах одної рейки склав  $3^\circ$ . На підставі аналізу електронномікроскопічних фотографій В.І. Большаковим [2] зроблений висновок про те, що міра пластичної деформації поверхневих шарів сталі 14Х2ГМР після циклічного деформування вище, ніж у внутрішніх.

На характер формуючих в інкубаційному періоді втоми дислокаційних структур значний вплив надає енергія дефекта упаковки  $\gamma_{ду}$  досліджуваного матеріалу. В роботах [10, 16] вивчали еволюцію дислокаційних структур різних мідних сплавів при циклічному навантаженні. Х. Інуї разом з співавторами [10] при вивченні монокристалів алюмінієвої бронзи виявили, що на усіх стадіях циклічного деформування в структурі домінують плоскі дислокаційні скупчення первинної системи ковзання. Крайові дислокації первинної системи ковзання формують дипольні та мультипольні побудови, які можуть перетинатися. Інколи спостерігаються мультиполі, утворені гвинтовими дислокаціями первинної системи ковзання. При високих амплітудах навантаження спостерігаються багаточисельні призматичні петлі малих розмірів.



Виявлено [10], що в залежності від прикладеної амплітуди деформації в дислокаційних структурах втоми можливі дві конфігурації. При малих амплітудах деформації ( $\gamma_{pl} < 3 \times 10^{-4}$ ) дислокаційна структура характеризується дислокаційними сегментами та мультиполями, подібно формованими в цьому ж матеріалі на ранній стадії статичного розтягування. При значних амплітудах деформації ( $3 \times 10^{-4} < \gamma_{pl} < 6,4 \times 10^{-3}$ ) в структурі спостерігаються плоскі дислокаційні петлі. Крім того, інколи присутні дислокаційні мультиполі.

Подібні дислокаційні структури спостерігались в жароміцних нікелевих сплавах [7] після циклічного деформування при високих температурах. Для цих структур характерними елементами були смуги ковзання, сітки дислокацій і дислокаційні ряди.

На рис. 1.7 представлена схема спостерігаємих при циклічному навантаженні ГЦК металів типів дислокаційних структур у внутрішніх і поверхневих шарах в залежності від величини енергій дефекта упаковки  $\gamma_{д.у.}$  [8-10]. Загальна кількість циклів до руйнування  $N_f$  обернено пропорційна амплітуді напруги чи деформації. Для металів з високою  $\gamma_{д.у.}$  при малих амплітудах формується смугова структура або окремі скупчення дислокацій (III). При великих амплітудах спостерігається розвинена комірчаста структура (I). Для металічних матеріалів з низькою  $\gamma_{д.у.}$  для всього діапазону амплітуд напруг і довговічностей характерне формування плоских скупчень дислокацій (II).

В металах з середньою величиною  $\gamma_{д.у.}$  і низьких амплітудах напруги різниця в дислокаційній структурі внутрішніх і зовнішніх шарів значуща. Стійкі смуги ковзання утворюються тільки в поверхневих шарах.

Раніше аналогічну діаграму областей існування дислокаційних структур втоми ГЦК металів в залежності від кількості циклів до руйнування, величини енергії дефекта пакування та гомологічної температури запропонували автори [10] (рис. 1.8).

На думку авторів [12, 13], ця схема дислокаційних перетворень при циклічному навантаженні також відповідає і ОЦК металам. Так, в залізі й сплавах на його основі з високою  $\gamma_{д.у.}$  виявлені типові для областей I і III субструктури; в

Fe-Si сплавах [14] спостерігали субструктури, характерні для області II.

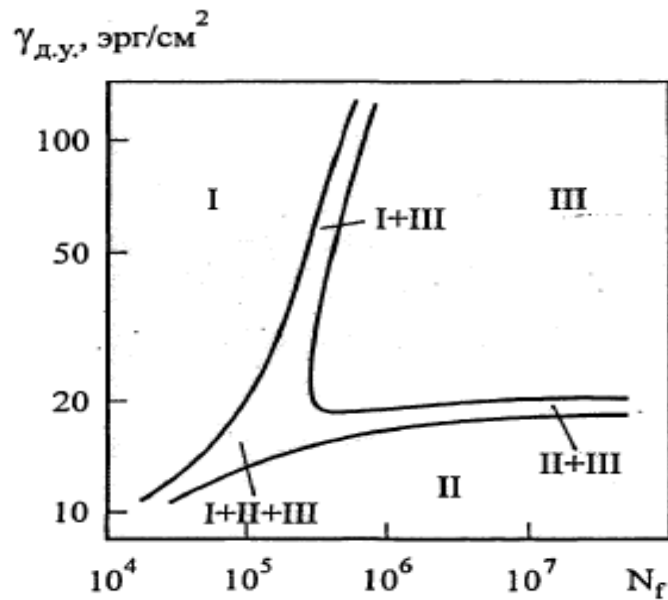


Рисунок 1.7 – Типи дислокаційних структур у внутрішніх і приповерхневих шарах ГЦК металічних матеріалів після циклічного навантаження в залежності від величини енергії дефекта пакування  $\gamma_{д.у.}$  й кількості циклів доруйнування [18]. I - комірчаста структура; II - плоскі скупчення дислокації; III - смугова структура (в об'ємі) ті стійкі смуги ковзання (в поверхневих шарах)

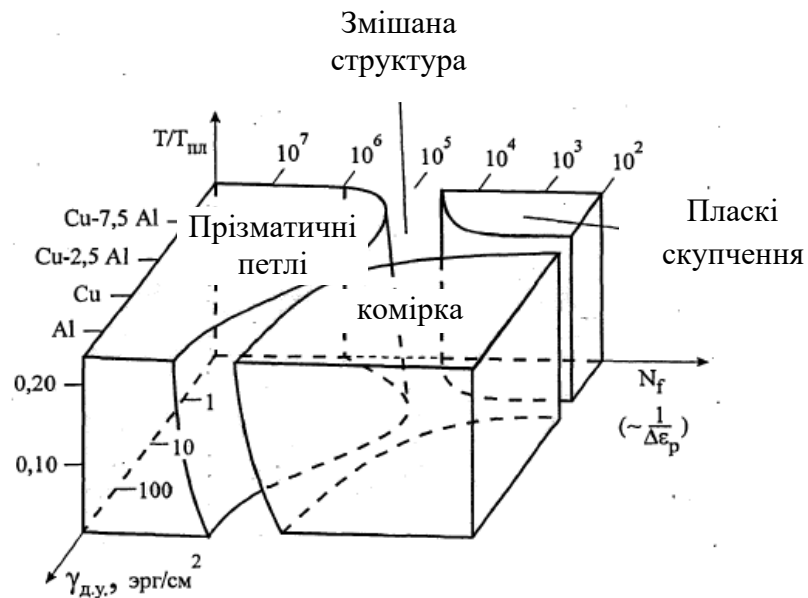


Рисунок 1.8 – Типи дислокаційних структур в залежності від величини енергії дефекта пакування  $\gamma_{д.у.}$ , гомологічної температури  $T/T_{пл}$ , і кількості циклів до руйнування  $N_f$  ГЦК металічних матеріалів [11]

В ряді робіт [15, 18] еволюція дислокаційних структур в інкубаційному періоді проаналізована на основі синергетичного підходу [19-21].

В роботах [15, 16] що утворюються при циклічному деформуванні диссипативні дислокаційні структури розподіляють на структури зміцнення та структури знеміцнення (руйнування). До дислокаційних структур зміцнення відносять комірчасті та полігональні типи структур, до структур знеміцнення - смугові дисклинаційні структури.

Після проходження інкубаційного періоду одночасно можуть розвиватися диссипативні структури зміцнення (в об'ємі металу) і структури знеміцнення (в приповерхневих шарах металу) [10], що, на думку В.С. Іванової разом з співавторами [12], обумовлений градієнтом густини дислокацій в поверхневих шарах і його ефективним впливом на спільну еволюцію дислокаційної структури.

Встановлено [17], що формуючі на стадії циклічного зміцнення дислокаційні структури, що самоорганізуються, (СДС) являються диссипативними. Для формування й підтримки таких СДС потрібна значна енергія, що перевищує енергію, необхідну для підтримки існування більш простих структур.

На думку Лейрда разом зі співавторами [18], всі дислокаційні структури, що утворюються при циклічному деформуванні, можна розділити на дві групи: структури рівноваги й сильно нерівноважні структури, що самоорганізуються (СДС). В свою чергу, СДС розподіляються на самоорганізуючі дислокаційні структури, пов'язані з одиничним ковзанням (УПС, дислокаційна сітка в межах зерен, судинна структура), і самоорганізуючі дислокаційні структури, зв'язані з множинним ковзанням (лабіринтна й комірчаста структури).

Дислокаційна структура металічних матеріалів на стадії зародження тріщин

Якісно дислокаційна структура на стадії зародження субмікротріщин не відрізняється від структури, сформованої в інкубаційному періоді. Відбувається поступове збільшення числа УПС в приповерхневих шарах металу, розширення цих смуг та злиття окремих субмікротріщин в мікротріщини, не переважаючи

розміру зерна. Подальше збільшення числа циклів навантаження практично не позначається на їх розвитку. На думку В.С. Іванової і В.Ф. Терентьєва [22], це обумовлено процесами зміцнення і динамічного деформаційного старіння зон метала, прилеглим до УПС.

В цьому періоді втомного руйнування відбувається поступове залучення нових об'ємів матеріалу в інтенсивну пластичну течію. В результаті цього уся поверхня покривається великою кількістю стійких смуг ковзання, які є одними з найбільш ймовірних місць зародження субмікротріщин [12-15]. Закінчення II періоду втомного руйнування пов'язано з досяганням лінії Френча (лінії необерненої пошкодженості)[126], при досяганні якої мікротріщини виростають до розмірів зерна.

Дислокаційна структура металічних матеріалів на стадії розповсюдження втомної тріщини

Мікроструктурною ознакою стадії розповсюдження втомних тріщин є розповсюдження мікротріщин за межі зерна. Основна еволюція дислокаційної структури в цьому періоді зосереджена в зоні пластичної деформації у вершині втомної тріщини.

Дислокаційні комірчасті структури в області, безпосередньо прилеглої до верхівки та берегам втомної тріщини, спостерігали в залізі [7], міді [18, 129], титанових [10, 11] та алюмінієвих [10, 12, 13] сплавах і сталях [23, 24].

Дослідження дислокаційної структури поблизу втомної тріщини в хромонікелевої нержавіючої сталі 08X18N8 [14] виявили суттєвий вплив енергії дефекта пакування (ЕДП) на характер структур, що утворюються. Наряду з комірчастими структурами навколо втомної тріщини формуються щільні дислокаційні сплетіння. На думку авторів [17], наявність щільних дислокаційних сплетінь свідчить про перешкодження процесів перебудови дислокацій в стінки комірок шляхом поперечного ковзання у сплава з низькою ЕДП. Автори [15] вивчали дислокаційні структури втоми на Al, Cu,  $\alpha$ -латуні та Cu-8% Al сплаві. Ними виявлено, що наряду з комірчастою структурою на відстані декількох десятків часток мікрометра від берегів тріщини формуються високощільні дислокаційні скупчення.

Позначається тенденція до збільшення розмірів комірок при віддаленні від берегів тріщини [19, 20].

В роботі О.Н. Романова разом зі співавторами [11] при вивченні фольг, вирізаних паралельно поверхні втомного зламу технічного заліза, було виявлено, що при низьких швидкостях зростання тріщини в зоні передруйнування формується смугова структура. На думку авторів [10] в залежності від розташування площини фольги відносно зламу в структурі можна спостерігати як комірки, так і смуги, однак найбільш надійно смугова структура виявляється при орієнтації фольги паралельно поверхні зламу.

Смугові субструктури під поверхнею руйнування спостерігали К.Баулз і Д. Броек на алюмінієвому сплаві 7075-T6 [15]. На думку авторів [16, 18], спостерігаєма відстань між дислокаційними смугами гарно корелює з кроком втомних бороздок, на поверхні зламу.

Х. Ровен і Є. Нес [14] вивчали дислокаційні структури поблизу втомної тріщини на залізі та низьковуглецевої малолегованої сталі. Аналіз електронних мікрофотографій показав, що в широкому діапазоні значень розмаху коефіцієнта інтенсивності напруг  $\Delta K$  (від 19 до 38 МПа  $\times m^{1/2}$ ) дислокаційні структури поблизу втомної тріщини представлені субзернами та мікрополосами. Збільшення значень  $\Delta K$  не впливало на мінімальні розміри структур (0,2 мкм), однак приводило до зниження верхніх значень розмірів (від 1 до 0,4 мкм).

Відмічають наступну послідовність при видаленні від поверхні втомного руйнування [13]. На відстані до 20 мкм спостерігались рівновісні та витягнуті субзерна з розмірами 0,5-2 мкм. На відстані –30мкм в зернах присутні однонаправлені дислокаційні стінки з відстанею між ними 0,7 мкм і інколи лабіринтну структуру. На відстані 50-100 мкм спостерігались дислокаційні стінки, однак відстань між ними виросла до 1 мкм. Зі збільшенням відстані до поверхні руйнування подібна структура змінювалась на нерегулярні дислокаційні побудови - тенгли; крім того, часто спостерігались окремі дислокаційні петлі.



Гросскройц і Шо [14] відмічають виключно малі розміри дислокаційних структур, що формуються навколо втомної тріщини. Автори [13] вважають, що малі розміри комірчастих структур (0,1...0,3 мкм) менше розмірів структур, що сформовані в інкубаційному періоді, й подібні дислокаційним структурам після великих пластичних деформацій [16, 2]1. Розташування комірчастої структури при вершині втомної тріщини свідчить формі пластичної зони попереду тріщини [10], а визначена методами електронографії розорієнтація комірок навколо втомної тріщини становила  $2...4^\circ$ , що можна вважати непрямым доказом значних пластичних деформацій, що протікають в вузькій пластичній зоні поблизу втомної тріщини.

На думку В.С. Іванової [12], на стадії розповсюдження втомна тріщина є потужним концентратором напруг в своїй вершині, в результаті чого деформації локалізуються при вершині. Наслідком цього є формування магістральною тріщиною особистої комірчастої структури. Для цієї вторинної комірчастої структури характерний менший порівняно з комірчастою структурою інкубаційного періоду розмір комірок.

На підставі результатів досліджень структури, що формуються навколо втомної тріщини, автори [13, 15] вважають, що розповсюдження втомної тріщини відбувається в результаті утворення пор [13] і мікротріщин [14] в стінках смугової і комірчастої структур.

Четвертий період втомного руйнування пов'язаний з нестабільним розповсюдженням тріщини критичного розміру. Для зразків малих розмірів і крихких матеріалів тривалістю IV періода можна знехтувати в зв'язку з його малою тривалістю [13]. Для масивних зразків або деталей тривалість IV періоду може бути значною, тому урахування розмірів важливе для правильної оцінки довговічності деталей.

### 1.3. Механізми тріщиноутворення в структурі металічних матеріалів при циклічному навантаженні

У зв'язку з великим різноманіттям схем і умов циклічного навантаження, а також структурного стану матеріалів існує декілька механізмів зародження втомних тріщин. Автори [15] виділяють:

- зародження тріщин в смугах ковзання;
- зародження тріщин, пов'язане зі структурними границями розділу;
- зародження тріщин на включеннях, часток другої фази.

Фундаментальне значення при втомі мають стійкі смуги ковзання (ССК), що утворюються як на моно-, так і на полікристалічних однофазних матеріалах, а також сплавах з дисперсійним зміцненням. В результаті накопичення локалізованої пластичної деформації в смугах ковзання на поверхні металу утворюються екструзії та інтрузії. При подальшому розвитку інтрузій утворюються кристалографічноорієнтовані мікротріщини (тріщини Форсайта) довжиною від одного до декількох мікрометрів [122-125].

Границі блоків і зерен є додатковими структурними концентраторами напруг, тому навколо них можливе додаткове інтенсифікування ковзання, що підвищує ймовірність утворення мікротріщин. Утворення міжзеренних тріщин спостерігали в молібдені і молібденовому сплаві [16, 18]. Втомні тріщини, що виникли на субзеренних границях, спостерігали [18, 19]. Вважають [19], що зародження тріщин відбувається при досягненні критичної розорієнтації між сусідніми комірками.

Реалізація зернограничних моделей зародження мікротріщин найбільш ймовірна при малоциклового навантаженні, а також при підвищених температурах ( $T > 0,5T_{пл}$ ) в зв'язку з полегшенням зернограничного ковзання [14]. До числа практично важливих матеріалів з подібним типом зародження мікротріщин відносяться високоміцні сталі з мартенситною структурою, схильні до затриманого руйнування, і високоміцні сталі зі збільшеним змістом металургічного водня.

Дисперсні виділення й включення в поверхневих шарах є структурними концентраторами напруг, сприяючими реалізації специфічних механізмів ініціювання мікротріщин. Ступінь небезпеки часток другої фази залежить від

їх природи, розміру, форми та орієнтації [14]. Крім того, вирішальне значення має міцність сплаву: чим більша міцність, тим більша небезпека ініціювання мікротріщин на частках другої фази. Розрізняють три основних механізми зародження тріщин втоми у включеннях [12, 15]:

- зародження тріщини у включенні;
- зародження тріщини по внутрішній міжфазній границі складного включення;
- зародження тріщини на границі матриця – включення внаслідок втрати когезійної міцності зчеплення;
- зародження тріщини в матриці поблизу включення.

Ініціювання тріщин по третьому типу зустрічаються найчастіше.

На підставі статистичного дослідження умов зародження мікротріщин при циклічному навантаженні в сталях з структурою низьковідпущеного мартенситу (сталі 40X, 50XH) авторами [15] було виявлено, що приблизно 90% втомних руйнувань пов'язано з ініціюванням тріщини у приповерхневих жорстких включеннях. Особливо це стосується багатоциклової втоми, так як в області обмеженої довговічності переважають руйнування з локалізованою пластичною областю по за включеннями.

#### 1.4. Структурна залежність конструктивної міцності металічних матеріалів

Поняття "конструктивна міцність" характеризує роботоздатність матеріалу в умовах реальної служби виробів і включає в себе велику кількість показників механічної поведінки, які умовно поділені на три групи: групу міцності, групу надійності і групу довговічності [12, 26]. Показники міцності контролюють металоємність механізмів та конструкцій. Під надійністю розуміють здатність матеріалу протистояти раптовому крихкому руйнуванню; надійність визначається показниками тріщиностійкості при різних способах навантаження. До показників довговічності відносять характеристики втомної тріщиностійкості, корозійної стійкості, зносостійкості.

Серед великої кількості показників конструктивної міцності найбільш важливими вважають опір пластичному деформуванню (межа плинності), опір

раптовому крихкому руйнуванню (тріщиностійкість), а для деталей, що зазнають дію циклічних нагрузок,- опір втомному руйнуванню. Ці характеристики залежать від хімічного складу сплавів і в значній мірі визначаються їх структурою.

Комплексному розгляду залежностей межа плинності -структура-тріщиностійкість на теперішній час надається велика увага. Спільний розгляд структурного стану матеріалів і механічних властивостей, якими володіє дана структура, дозволяє правильно визначити напрямок пошуків нових технологій для створення структур з оптимальними властивостями (рис. 1.9). На цій діаграмі напруга плинності ( $\sigma_T$ ) та схильність існуючої тріщини до зростання по крихкому механізмі відриву ( $K_{Ic}$ ) є величинами, що визначаються експериментально. Умовна точка X ділить діаграму на дві області:

- I - область високої надійності;
- II - область підвищеної крихкості.

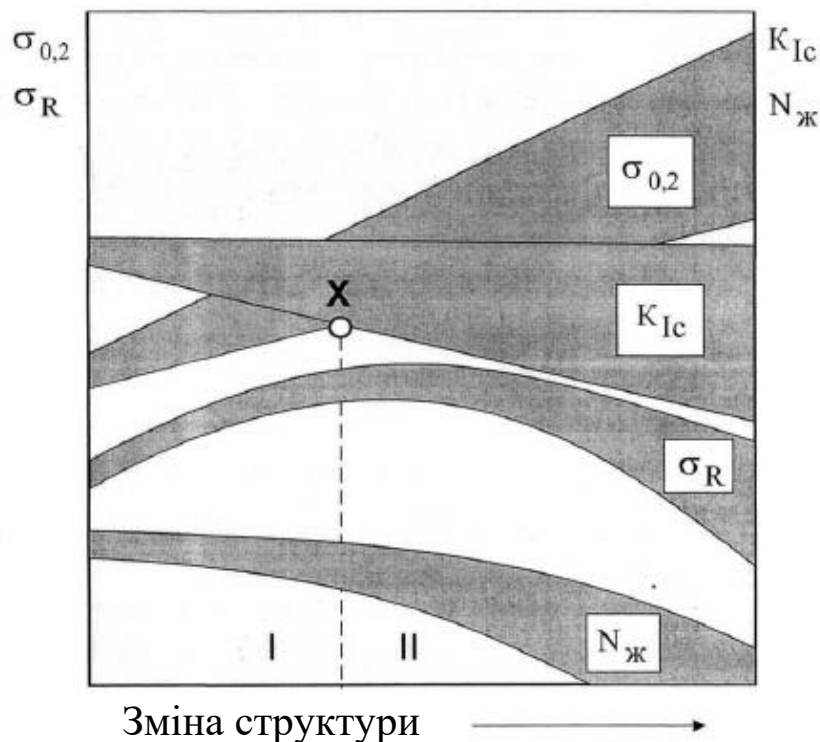


Рисунок 1.9 – Вплив структури в різно зміцнених сплавах на межі плинності ( $\sigma_{0,2}$ ) і витривалості ( $\sigma_R$ ), статичну тріщиностійкість ( $K_{Ic}$ ) та живучість ( $N_{ж}$ ) [40]. I - область надійної роботи виробів; II - область можливих раптових руйнувань.

В області I матеріал має низьку межу плинності й високу тріщиностійкість. В цьому випадку будь-яке перевищення гранично допустимої нагрзуки буде релаксуватись в структурі шляхом протікання активної пластичної деформації.

Якщо цей же сплав сильно зміцнений, то значно збільшується межа плинності  $\sigma_T$  і різко падає тріщиностійкість  $K_{Ic}$ . В такій сильно напруженій структурі пластична деформація затруднена, і матеріал позбавляється від надлишкової енергії зовнішнього впливу шляхом утворення нових вільних поверхонь - зародженням і розповсюдженням тріщин.

В термінах сучасної дислокаційної теорії пластичної деформації та руйнування (структурної теорії міцності) і межа плинності, й тріщиностійкість сплаву являються функціями наступних членів рівняння [27, 29]:

$$\sigma_T, K_{Ic} = f(\sigma_P, \sigma_D, \sigma_R, \sigma_\Phi, \sigma_Z), \quad (1.4)$$

де:  $\sigma_T$  - умовна або фізична межа плинності сплавів;

$K_{Ic}$  - в'язкість руйнування або тріщиностійкість;

$\sigma_P$  - сила Пайерлса-Набарро (напруга тертя кристалічної решітки); це напруга, необхідна для руху одної дислокації в ідеальній решітці [167]. Експериментальне визначення або вирахування цієї напруги досить важко, так як по'язано з отриманням даних про властивості не тільки кристалічної решітки матриці, але й про саму дислокацію (багатьох дислокацій), наприклад її ширині.

$\sigma_D$  - зміцнення збільшенням числа дислокацій. Даний вид зміцнення зв'язаний з опором, який відчуває дислокація, що рухається зі сторони других, розташованих на шляху її руху. Кількісно це зміцнення визначається енергією взаємодії дислокацій в металі, як безладно розташованих в виді «ліса» ( $\sigma_{д.л.}$ ), так і регулярно розташованих в виді субграниць комірок і полігонів ( $\sigma_{д.п.я.}$ )

$$\sigma_D = \sigma_{д.л.} + \sigma_{д.п.я.} \quad (1.5)$$

$\sigma_R$  - зміцнення розчинними атомами; Стартова напруга дислокацій або напруга плинності в твердих розчинах вище, ніж в чистих металах, так як при легуванні утворюються затруднення в переміщенні любої дислокації або через

її пружної взаємодії з спотвореною кристалічною решіткою матриці, або за рахунок блокування цієї дислокації атмосферами атомів розчиненого елемента:

$$\sigma_p = \sigma_{p.бесп.} + \sigma_{p.атм.} \quad (1.6)$$

$\sigma_\phi$ - зміцнення дисперсними фазами. Існують три можливих моделі зміцнення дисперсними фазами:

$$\sigma_\phi = \sigma_{\phi.ор.} + \sigma_{\phi.х.} + \sigma_{\phi.н.м.} \quad (1.7)$$

де  $\sigma_{\phi.ор.}$  - зміцнення за рахунок взаємодії рухомих дислокацій з міцними недеформуючимися частками з утворенням дислокаційних петель по механізму Орована [168],  $\sigma_{\phi.х.}$  - зміцнення за рахунок утворення дислокаційних призматичних петель і спіралей по механізму Хірша при пластичному деформуванні сплаву, що містить міцні частки [169];  $\sigma_{\phi.н.м.}$  - зміцнення за рахунок перерізання часток, що деформуються, рухомими дислокаціями по механізму Ніколсона-Мвідта [170].

$\sigma_3$  - зміцнення мікроструктурними бар'єрами. Зміцнення мікроструктурними бар'єрами пов'язано з противодією границь зерен, границь двох фаз, вузьких прошарків другої фази руху дислокації. Таким чином, це є напруга мікротрансляції в реальному і більшість розрахунків цього вкладу ґрунтується на відомому рівнянні Холла-Петча[171]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (1.8)$$

зв'язувальна напруга плинину (межа плинності  $\sigma_T$ ) з дислокаційною структурою матриці ( $\sigma_0$ ) і розміром зерна (d).

При різних зміцнюючих обробках металічних сплавів роль окремих членів рівняння може значно мінятися. Найбільш ефективними механізмами зміцнення вважають роздрібнення зерна і структурних складових сплаву, виділення мілкодисперсних зміцнюючих фаз або зон, модель збільшення числа дислокацій за рахунок створення субструктур полігонально-комірчастого типу [12, 15].

### 1.5. Теоретичні уявлення про масштабні рівні дефектів структури вуглецевих сталей

Механічні властивості матеріалів визначаються головним чином їх структурним станом. Різні структури утворюються в результаті будь-якого впливу на матеріал - деформаційного, термічного або термопластичного. В результаті застосування подібних обробок рівноваги (після відпалу) структура матеріалів насичується дефектами кристалічної будови. В кінцевому рахунку, саме параметрами дефектів структури (тип, об'ємна частка, морфологія, розподіл) визначається конструктивна міцність матеріалів, в яку входять як міцносні характеристики, так і характеристики надійності та довговічності.

В теперішній час дефекти структури, як правило, класифікують по кількості значимих розмірів [10, 17]. Відповідно з цією класифікацією дефекти кристалічної будови матеріалів діляться на нулемірні (атоми, вакансії), одномірні (дислокації), двумірні (міжфазні, зеренні границі) и трьохмірні (пори, включення, тріщини).

Класифікацію дефектів кристалічної будови зручно провести, ґрунтуючись на принципі існування трьохмасштабних рівнів: мікро-, мезо- і макро-. Подібний підхід до аналізу даної проблеми в теперішній час має особу актуальність у зв'язку з необхідністю уніфікації наукових підходів механіки твердого тіла, металофізики і матеріалознавства [27]. Основи методології даного підходу, які стосуються пластичної деформації і руйнування металічних матеріалів, були докладно розглянуті в п. 1.1.

### Вплив обробки на генезис і еволюцію мікроефектів структури вуглецевих сталей

В таблиці 1.1 представлена класифікація масштабних рівнів дефектів структури вуглецевих сталей і приведені характерні розміри дефектів. Слід мати на увазі, що для мікроефектів цифри характеризують не розмір самого дефекту, а розмір спотвореної області навколо цього дефекту.

Як випливає з таблиці 1.1, мікроефектами структури являються розчинені атоми, вакансії, їх сегрегації, отремі дислокації. Кількість розчинених



в матриці атомів варіюється в результаті легування твердого розчину; зокрема, одним із способів збільшення кількості розчинених в матриці атомів запровадження є закалка сталей. В результаті повної закали в твердому розчині  $\alpha$ -заліза фіксується увесь вуглець, що міститься в даній сталі. Так як утворений мартенсит в десятки раз перенасичений вуглецем в порівнянні з рівноважною розчинністю вуглеця в  $\alpha$ -залізі, утворюються значні спотворення кристалічної решітки, що впливають на опір руху дислокацій.

Таблиця 1.1.

## Масштабні рівні дефектів структури вуглецевих сталей

№	Назва	Масштаб
<b>Мікрорівень</b>		
1	Атом (зсунутий, заміщення, проникнення); вакансія	0,2-0,3 нм
2	Дислокація	10 нм
3	Атомні, вакансійні, змішані кластери	10-100 нм
<b>Мезорівень</b>		
4	Субструктурні дислокаційні побудови (клубки, комірки, смуги, дисклинація, групи дисклинацій, субзерна, фрагменти)	0,1-1,0 мкм
5	Часток другої фази (цементит)	0,1-1 мкм
<b>Макрорівень</b>		
6	Зерна	5-200 мкм
7	Неметалеві включення	1-1000 мкм

Лінійні мікронефекти - дислокації завжди присутні в структурі сплавів. Навіть добре відпалені металічні матеріали містять значну кількість цих дефектів. Густина дислокацій  $\rho$  в відпалених металічних матеріалах зазвичай становить  $10^5 - 10^6 \text{ см}^{-2}$

Дислокації утворюють значні пружні спотворення кристалічної решітки в ядрі дислокації. Область недосконалостей поміщена в циліндрі діаметром в декілька міжатомних відстаней і значної довжини.

Вплив обробки на генезис та еволюцію мезодефектів структури вуглецевих сталей

Мезодефектами структури є різні субструктурні дислокаційні утворення, зерна деформаційного походження (фрагменти) і частки другої фази (цементит) (табл. 1.1).

При відпусканні закаленої сталі активізуються дифузійні процеси, результатом яких є виділення дисперсних часток цементиту. При цьому відбувається збіднення перенасиченого твердого розчину вуглецем. При температурах середнього відпускання із мартенситу виділяється увесь надлишковий вуглець, тетрагональність решітки  $\alpha$ -твердого розчину зникає, і мартенсит перетворюється в ферит. При більш високих температурах нагрівання подальша зміна структури вуглецевих сталей вже не пов'язана з фазовими перетвореннями: змінюється морфологія і розміри карбідів та структура фериту.

Цементит, що відокремлюється при відпусканні, спочатку має форму тонких пластин. Зі зростанням температури відпускання активізуються процеси коагуляції цементитних часток. При цьому більш великі кристали ростуть за рахунок більш дрібних кристалів. Одночасно з процесами збільшення лінійних розмірів відбувається зміна морфології цементиту: форма кристалів становиться кулеподібною за рахунок малої термодинамічної стійкості поверхонь карбідів з високою кривизною поверхні. Швидкість процесів коагуляції та сфероїдизації карбідних часток суттєво збільшується в інтервалі температур 350-400 °C.

Починаючи з температур середнього відпускання, відбуваються зміни в структурі фериту. При відпусканні значно знижується густина дислокацій, що різко збільшується при мартенситному перетворенні в результаті фазового

наклепу. Форма феритних зерен змінюється з пластинчатої на сферичну; одночасно відбувається збільшення розмірів зерна фериту.

При дифузійному ізотермічному розпаді переохолодженого аустеніту вуглецевих сталей також відбувається виділення карбідних часток. Температура ізотермічного розпаду впливає на дисперсність виникаючої карбідної фази.

Таким чином, підвищення температури відпускання призводить до зменшення кількості мікродефектів (розчинені атоми вуглеця, вакансії) та збільшення кількості мезодефектів структури (часток цементиту).

Активна пластична деформація металів і сплавів є причиною значного (на декілька порядків) збільшення густини дислокацій  $\rho$ . Рух дислокацій по незбіжною з віссю прикладеної напруги напругу викликає необхідність самоорганізації дислокаційних ансамблів відповідно з заданими граничними (незмінність вісі зразка, що деформується) і кінцевими (розмір зерна) умовами. Як наслідок, дислокаційні ансамблі формують диссіпативні субструктури в рамках вихідної структури зразка. При досягненні деякої критичної міри деформації і скалярної густини дислокацій відбувається якісна зміна структурного стану: хаотично переплетені дислокації лісу починають вибудовуватись в стінки комірчастої структури, для якої характерні границі комірок з високою дислокаційною густиною і відносно бездефектні області в середині меж. При більш високих ступенях деформації утворюються смугові структури, дислокаційна густина в яких ще вища, ніж в комірчастих. При нагріві холоднодеформованої структури відбувається перерозподіл дислокаційного ансамблю з утворенням полігональної (субзеренної) структури, для якої характерні більш вузькі межі порівняно з комірчастою. Кожна пербудова дислокаційної структури відбувається таким чином, що нова структура при рівній густині дислокацій володіє меншою енергією, ніж попередня структура.

При великих пластичних деформаціях (истинна деформація  $\varepsilon=0,5$  і вище) вихідна зерниста структура зі звичайним розміром 20-100 мкм руйнується, а на її місці формується фрагментована структура з лінійними розмірами фрагментів

порядку 1 мкм. Так як границі в даній структурі являються висококутовими, фрагменти представляють собою зерна. Однак, у зв'язку з тим, що ці зерна мають деформаційне походження, в літературі подібна структура отримала самостійну назву і по своєму масштабу входить в мезорівень.

На підставі вищевикладеного можна заключити, що активна пластична деформація веде до зростання числа як мікро-, так і мезодефектів. Слід відзначити, що при критичному значенні міри деформації, відповідному початку корельованої поведінки дислокацій, дефекти мікрорівня перестають еволюціонувати і поглинаються мезорівнем.

Вплив обробки на генезис і еволюцію макродефектів структури вуглецевих сталей

Як випливає з табл. 1.1, макродефектами структури являються зерна і неметалеві включення. Багато авторів при класифікації масштабних рівнів структури виділяють додатковий структурний рівень, що знаходиться між мезо- і макроструктурою [23, 25]. Цей рівень називається рівнем зерна. На нашу думку, необхідності в виділенні додаткового структурного рівня для зерен немає, так як інакше порушується строгість масштабної класифікації структури.

Вплив зерен на дефектність макроструктури визначається розміром зерен так, чи, інакше - питомою площею висококутових границь. Чим більша площа зеренних границь (менше розмір зерна), тим вища дефектність структури. Розмір зерна визначається параметрами технологічного процесу виготовлення деталі: температурою нагріву, ступенем деформації, температурою ізотермічного розпаду, швидкістю охолодження. Крім того, розмір зерна в певній ступені залежить від габаритів виробу, що впливають на параметри технологічного процесу, наприклад, максимальну швидкість охолодження, що можна реалізувати. Таким чином, кількість макродефектів зерен є величиною, порівняно легко керуємою за допомогою вищеперерахованих параметрів технологічного процесу.

Сталі, наряду з корисними домішками (легуючі елементи і т.д.), що визначають їх застосування для різних цілей, містять деяку кількість шкідливих домішок, в тому числі неметалічних включень. При існуючому рівні металургічної технології включення можуть попасти в сталь з шихтових матеріалів та вогнеупорів, а також виникнути в процесі виплавлення і, особливо, розкислення металу.

Неметалеві включення можуть мати саму різноманітну форму: глобулярну (шарообразну), неправильну (чаще всього гострокутну), рядкову (ниткообразну), плівкову (як звичай розжташованими по границям зерен) і точкову. Гострокутну форму мають ті включення, температура плавлення яких вище температури плавлення сталі, та онікристалізуються в розплаві в вигляді часток правильної кристалографічної будови. Кулеобразну форму мають ті включення, температура плавлення яких нижче температури плавлення сталі; вони кристалізуються, зажаті з усіх сторін уже затверділими об'ємами металу. Втягнуту форму деякі включення набувають в результаті пластичної деформації (прокатування, кування, волочіння і т. д.).

Основний принцип класифікації включень по хімічному складу- вміст одного із трьох елементів, які є шкідливими домішками в сталі: сіри (сульфіди), азвиду (нітриди) и кисня (оксиди). Якщо різновидів сульфідів і нітридів порівняно мало (для вуглецевих сталей переважна частина включень цих категорій - сульфідів заліза і марганця, нітриди титану), то з'єднань кисня - оксидів - дуже багато. Велику групу оксидних включень становлять оксиди кремнія  $\text{SiO}_2$  й алюмінія  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , а також їх похідні - сілікати та алюмінати.

Більшість включень представляють собою складні комплексні утворення (алюмосілікати, оксисульфідів і т.д.), та віднести їх до будь-якої певної групи інколи представляє значні труднощі.

Кількість присутніх в структурі неметалічних включень оцінюється методом порівняння з еталонними шкалами по бальній системі.

Таким чином, макродефекти структури - неметалеві включення з'являються в структурі сталі на металургічному етапі, і їх хімічний склад,

об'ємна частка, розташування визначаються параметрами процесу виплавлення металу.

При термопластичному зміцненні (ТМО) активно йдуть процеси роздрібнення зерна. Спільну дію термічного та деформаційного факторів в результаті великих ступенів деформації вихідна зеренна структура набуває значну витягнутість (текстуру). Крім того, структура зерен насичена великою кількістю свіжих дислокацій. Як і при холодній деформації, скалярна густина дислокацій  $\rho$  після високої температурної деформації сягає граничних значень  $10^{12} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$ . Подібна структура має велику енергію внаслідок нерівності зерен і великої продовженості границь і є нестійкою. При цьому ідуть рекристалізаційні процеси з утворенням дрібних рівновісних зерен. Чим вища ступінь деформації, тим менше виходить розмір нових зерен. Дислокаційна густина в об'ємі зерен різко знижується внаслідок анігіляції дислокацій та відходу дислокацій в границі.

Якщо подібну рекристалізовану структуру при цій же високій температурі додатково продеформувати на меншу, ніж в першому випадку, ступінь деформації, об'єм зерен насититься свіжими дислокаціями, які при цій високій температурі будуть формувати малокутові субзерені границі всередині висококутових зеренних границь. Таку обробку називають регулюємим термопластичним зміцненням (РТПЗ) [27]. Таким чином, ВТМО приводить до збільшення кількості мезодефектів – цементитних часток і макродефектів - зерен. При РТПЗ збільшується кількість мезодефектів – субзерен і часток цементиту та макродефектів - зерен.

## 1.6. Висновки

Аналіз літературних даних, розглянутих в представленому розділі, дозволяє зробити наступні висновки:

1. При вивченні закономірностей втомного руйнування особливий інтерес викликає розгляд даного процесу на мікро-, мезо- і макромасштабному рівні. При цьому на кожному ієрархічному рівні діють свої механізми пластичної деформації і руйнування.

2. Конструктивна міцність матеріалів, що характеризує роботоздатність деталі чи механізму в реальних умовах експлуатації, визначається кількістю, розподілу та морфологією дефектів кристалічної будови матеріалів всіх масштабних рівнів. Однак, в теперішній час показники, кількісно характеризуючі ступінь дефектності структури на кожному ієрархічному рівні, не запропоновані.

3. Під поверхнею втомного руйнування металічних матеріалів формується розвинена дислокаційна структура, що має високу густину дислокацій. Формування розвиненої дислокаційної структури є наслідком значної пластичної деформації, що протікає перед вершиною втомної тріщини. Однак в літературі не існує однозначної думки про тип дислокаційної структури, що формується поблизу поверхні втомного руйнування металічних матеріалів,

4. Дислокаційна структура, що формується при циклічному навантаженні металічних матеріалів, різна для поверхневих і внутрішніх шарів. Ступінь розвиненості дислокаційної структури в об'ємі матеріалу визначається величиною прикладеної напруги та тривалістю експлуатаційного періоду при циклічному навантаженні.



### 1.7. Мета і задачі досліджень

Метою даної роботи є підвищення втомної довговічності деталей машин за рахунок встановлення впливу дефектів вихідної структури на динаміку росту тріщин в вуглецевих сталях при циклічному навантаженні.

Відповідно до поставленої мети вирішувалися наступні задачі.

1. Визначення впливу термічної та пластичної обробки на кількісні показники дефектності мікро-, мезо- і макроструктури.
2. Встановлення залежностей межі плинності, пластичності, циклічної довговічності від ступеня дефектності мікро-, мезо- і макроструктури вуглецевих сталей.
3. Розкриття особливостей формування дефектної мезоструктури під поверхнею втомної тріщини, що розвивається при циклічному навантаженні.
4. Встановлення залежності ступеня дефектності мезоструктури, що формується під поверхнею втомної тріщини, від вихідної структури, від ступеня деформації, від кількості вуглеця в сплаві.
5. Оцінка ефективності впливу вихідної структури на процеси втомного руйнування сталі.

## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

#### 2.1. Устаткування для втомних випробувань та використані зразки

Вимоги до вибору параметрів втомних машин і їх динамічної схеми обумовлюються методами випробування, метрологією, надійністю і ефективністю.

Ці властивості значною мірою визначаються динамічними особливостями машин і випробовуваних об'єктів. З вигляду створюваних навантажень втомне устаткування можна поділити на машини для випробування зразків на кручення, вигин і стискування. При цьому вони можуть піддавати зразок дії сили з постійною амплітудою дій (з контрольованим навантаженням) або з постійною амплітудою деформації (з контрольованою деформацією).

У першому випадку руйнування після появи першої тріщини спостерігається раніше, ніж в другому, оскільки живий перетин зразка із збільшенням розмірів втомної тріщини зменшується і, як наслідок, випробовує дію вищої напруги. Машини із збудженням постійною силою. Вони найрозповсюдженіші і застосовуються для випробування зразків на вигин з обертанням. На рис. 1 представлена силова схема машини для випробування при чистому вигині.

Зразок 3 закріплювали кінцем в патрони двох шпинделів 2, які отримували обертання від електродвигуна 1. Навантаження досягалося за рахунок підвішених гирь 4 на важіль. Регулювання навантаження відбувалося за рахунок зміни маси гирь або їх положення на важелі. Цикл навантаження – синусоїдальний.

Випробування на втому проводили на зразках з робочою частиною, окресленою за ДСТУ 2860, а також інших типів та на натурних деталях.

Для визначення меж витривалості металів застосовували за ДСТУ 2860: гладкі зразки круглого профілю типу I, II, а також прямокутного профілю типу III і IV і, крім того, зразки з концентраторами напружень.

Робочу частину зразків виготовляли не нижче, ніж за III класом точності. Поверхня гладких і надрізаних зразків відповідала 9-10-му класу чистоти за ДСТУ 2789 і ДСТУ 2309 і не мала слідів корозії, окалини, ливарних кірок і кольорів мінливості.

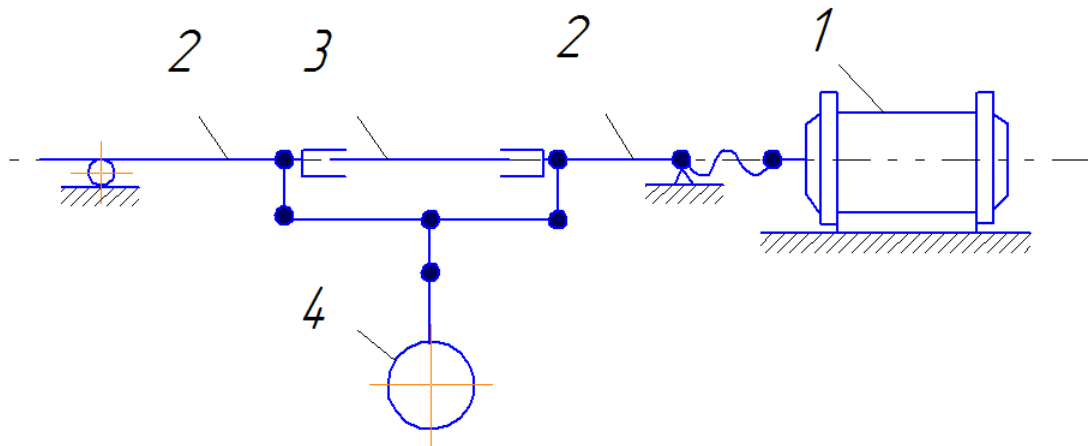


Рисунок 2.1 – Схема машини для випробування на втомну зразків, що обертаються, при чистому згині

Для випробувань на втомну витривалість використовували зразки II класу (рис. 3).



Рисунок 2.2 – Зразки для випробувань на втомну витривалість: 1, 2 – без обробки, 3, 4 – дробоструминне оброблення

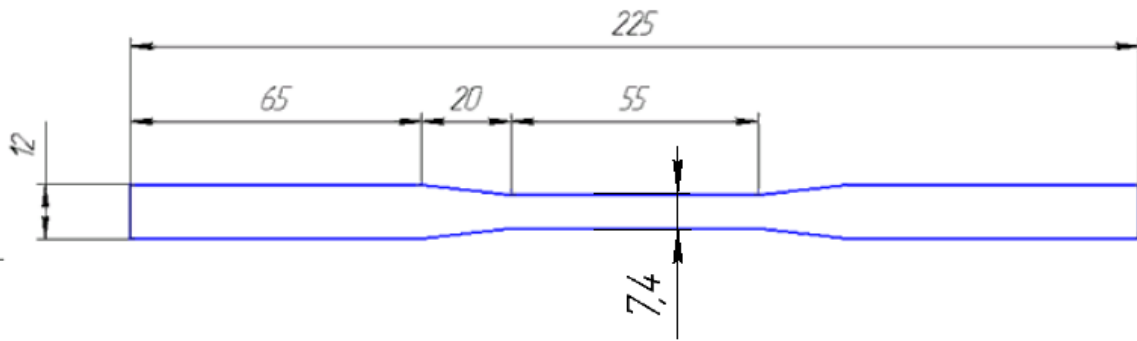


Рисунок 2.3 – Ескіз зразка (розміри в мм) для втомних випробувань

В межах наміченої серії випробувань технологія виготовлення зразків з однотипних металів була однаковою. Вирізка, маркування та виготовлення зразків не чинили істотного впливу на втомні властивості вихідного матеріалу. Нагрівання зразка при його виготовленні було мінімальним і не викликало структурних змін і фізико-хімічних перетворень в металі, видалення припуску на обробку, параметри режиму та послідовність обробки зводили до мінімуму наклеп і виключати місцевий перегрів зразків при шліфуванні (прижоги і шліфувальні тріщини знижують у 2-3 рази), а також тріщини та інші дефекти. Зняття останньої стружки з робочої частини і головок зразків проводили з однієї установки зразка; задири на бічних гранях зразків та у надрізів були видалені.

В межах наміченої серії випробувань технологія і точність вимірювання перерізу робочої частини стандартного зразка була не нижче 0,01 мм.

Один із широко застосовуваних методів холодної металообробки – дробоструминне оброблення металу. Дана технологія застосовується для вирішення широкого спектру завдань, а використовуване обладнання забезпечує високу продуктивність і відмінну якість виконання робіт. Дробоструминне оброблення засноване на впливі на поверхню металу абразивною речовиною, яка подається за допомогою повітряного потоку. Такий вплив дозволяє створити зміцнений поверхневий шар на пружинних стійках культиваторів. В процесі ударів дробу про поверхню металу відбувається його часткова деформація, завдяки чому утворюється поверхневий шар з високим ступенем внутрішніх напружень.

Випробування проводили на 3 партіях зразків. Перша партія зразків була вихідною - гладкі зразки другого типу, і використовувалася для випробувань на малоциклову втому. Друга партія була піддана попередній дробострумінній обробці. Для зміцнення поверхневого шару зразки оброблялися механічною сумішшю чавунного дробу і кварцового піску при тиску  $0,5 \pm 0,05$  МПа і втрати повітря  $2,5 \text{ м}^3 / \text{хв}$ . Дистанцію обробки змінювали в межах 130-150 мм. Кут нахилу падіння робочої суміші до оброблюваної поверхні змінювали від  $55$  до  $70^\circ$ . Третя партія зразків була попередньо деформована вище межі текучості, а потім оброблена по режимам першої та другої партій.

## 2.2. Оцінка макро- і мікроструктури

Для проведення металографічних досліджень використовували світлові мікроскопи типу МИМ-8М, NU2E. Металографічні дослідження проводились в діапазоні збільшень від  $\times 40$  до  $\times 1500$  з використанням методу світлопольного (вертикального) освітлення. Об'єктами дослідження служили металографічні шліфи, приготовлені по стандартним методикам, що включають такі операції, як механічне шліфування, механічне полірування, хімічне травління.

Хімічні травителі готувались змішуванням різних реактивів, користуючись рекомендаціями [17-18]. Для виявлення в досліджуємих сталях методом хімічного травління структури перлиту використовували чотирьохпроцентний розчин азотної кислоти в етиловому спирті, насичений розчин пікринової кислоти в етиловому спирті, а також суміші цих розчинів (в рівних частинах). Травління шліфів здійснювали тампоном або окунанням в ємність з травителем. Для виявлення структури фериту найбільш ефективним виявився слабкий водяний розчин хлорного заліза. Травління фериту виконувалося протягом декількох секунд методом занурення шліфів в ємність з травителем.

Розмір зерен визначали в відповідності з ГОСТ 5639 [17] методом порівняння з еталонними шкалами і методом підрахунку зерен. При визначенні об'ємної частки складових фаз сплаву використовували метод випадкових точок [18]. Точковий метод полягає в випадковому переміщенні шліфа в поле

зору мікроскопу, при чому в кожному новому положенні шліфа фіксується, яка з структурних складових знаходиться в точці перехрестя окуляра с хрестом ниток. Даний метод застосовують для оцінки високодисперсних структур з достатньою точністю і достовірністю результатів.

### 2.3. Оцінка магнітних властивостей

Методи фізичних випробувань стандартизовані частково і не охоплюють великого різноманіття способів оцінки властивостей матеріалів.

В роботі використовували вимір коерцитивної сили  $H_c$ .

Виміри в умовах виробництва проводили за допомогою переносних коерцитиметрів КРМ-Ц з двома типами накладних перетворювачів і 6-ти видами полюсних накінечників, призначених для оцінки виробів, які відрізняються за розмірами, формою, наявністю градієнта зміни властивостей за глибиною. Прилад КРМ-Ц призначений для виміру коерцитивної сили локальної ділянки феромагнітних матеріалів. Характеристика приладу приведена в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1

Технічні характеристики приладу КРМ-Ц

Основні характеристики	Показники
Діапазон вимірювання коерцитивної сили	1,0-60,0А/см
Похибка вимірювання коерцитивної сили на контрольних зразках	не більше 2,5%
Тривалість циклу вимірювань	не більше 6 с
Амплітуда імпульсів намагнічування	не менше 3,0 А
Середня споживана потужність	не більше 80 Вт

Принцип дії приладу заснований на обчисленні  $H_c$  за вимірами компенсації залишкової магнітної індукції в замкнутому магнітному ланцюзі. Ланцюг створюється магнітною системою перетворювача, полюси якої замкнуті контрольованим зразком.

Цикл виміру включає: магнітну підготовку (тривалість 2 с), компенсацію залишковій намагніченості (2 с), обчислення  $H_c$ , індикацію результату.

В процесі підготовки до аналізу область досліджуваного виробу між полюсними накінечниками магнітної системи перетворювача періодично намагнічується до насичення імпульсами струму з амплітудою менше 3,0 А. Потім здійснюється автоматична компенсація поля точної намагніченості. За величиною струму, необхідного для створення компенсуючого магнітного поля, обчислюється значення, після чого відбувається включення цифрової індикації.

Дослідження складу фаз, що кристалізуються та розподілу дисперсних фаз здійснювали на растрових електронних мікроскопах-мікроаналізаторах РЕММА 101 А, JEOL JSM-6390LV, а також JSM-820 Link «JEOL» з системою рентгенівського мікроаналізу Link AN10/85S «LinkAnalytical». При цьому ефективний розмір плями склав 2-3 мкм. Для оцінки розподілу хімічних елементів проводили спектральний аналіз (діаметр плями прижогу до 2 мм) на установці X-Met 3000T, SPECTROLAB F8.



## РОЗДІЛ 3

ОЦІНКА ВПЛИВУ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ ТА ПОВЕРХНЕВОЇ  
ОБРОБКИ НА ВТОМНУ МІЦНІСТЬ ДЕТАЛІ

## 3.1. Вплив кількості макродефектів структури на показники довговічності і міцності вуглецевих сталей

Макродефекти кристалічної будови - неметалеві включення завжди присутні в металічних сплавах промислової чистоти в тій чи іншій мірі. Вони є не тільки концентраторами напруг, але й джерелом і остаткових термічних напруг через різні з матрицею модулей пружності [19]. Урахування неметалічних включень важливе з точки зору їх впливу на механічні властивості металічних матеріалів.

Для максимального зменшення впливу мікро- і мезодефектів структури на механічні властивості в якості об'єкта дослідження слід вибрати однофазний матеріал. З цих позицій вплив неметалічних включень на структуру і властивості вивчали на технічному залізі. Кількість макродефектів структури варіювали вибором матеріалів з різним ступенем забруднення неметалічними включеннями.

Як показали результати металографічних досліджень, структура металу безвуглецевого слою представляє собою рівновісні зерна фериту з середнім розміром 40 мкм (рис. 3.1). Крім того, в структурі присутня велика кількість неметалічних включень (рис. 3.2).

Мікроструктурні дослідження нетравлених шліфів показали, що в досліджуємому матеріалі присутні наступні типи включень:

- оксиди стрічкові - включення дрібних кулеподібних виділень, розташованих в виді строчок;
- оксиди точкові, які мають вигляд сукупності дрібних кулеподібних виділень, розміщених по всій площині шліфа;
- сульфіди та силікати крихкі. Силікати крихкі - зруйновані в результаті деформації і витягнуті в суцільні строчки включення;

- комплексні включення, де на світлих пластичних, витягнутих вздовж напрямлення деформації включеннях спостерігаються темні кулеподібні виділення.

Після термопластичної обробки структура технічного заліза сучасного виготовлення являє собою рівноосні зерна фериту.



Рисунок 3.1 – Структура безвуглецевого слою пружинних стійок, ×500



Рисунок 3.2 – Неметалеві включення в досліджуємому металі, ×750.

Аналіз результатів втомних випробувань виявив суттєвий вплив ступеня забруднення металу неметалічними включеннями на втомну міцність. В дослідженому металі знайдено велику кількість витягнутих включень. Впливом витягнутих неметалічних включень, розташованих перпендикулярно тріщині, частично здержує розвиток втомної тріщини. На рис. 3.3 показана схема розповсюдження поперечної тріщини в металі зразків, яка пояснює з'явлення мінімумів на кривій.

Так як в даному випадку міцність міжфазної границі "матриця-включення" нижче міцності і матриці, й включення, в області 1 втомна тріщина відхиляється від первинного шляху й починає розповсюджуватись вздовж міжфазної границі. Неметалічне включення руйнується протягом кількох циклів навантаження, так як пластичність його вкрай низька, і воно не може ефективно опиратись розвитку втомної тріщини. Пройшовши через включення, тріщина виходить на границю розподілу "матриця - включення" і сповільнюється, продовжуючи поширюватись вздовж міжфазної границі (рис. 3.4, а). На фрактограмах поверхні руйнування металу після циклічного і ударного навантажень (рис. 3.4, б) спостерігаються тріщини розшарування, що йдуть з поверхні вглиб металу. На рис. 3.4, в видно зруйноване крихко неметалічне включення, однак, спільний характер руйнування є в'язким.

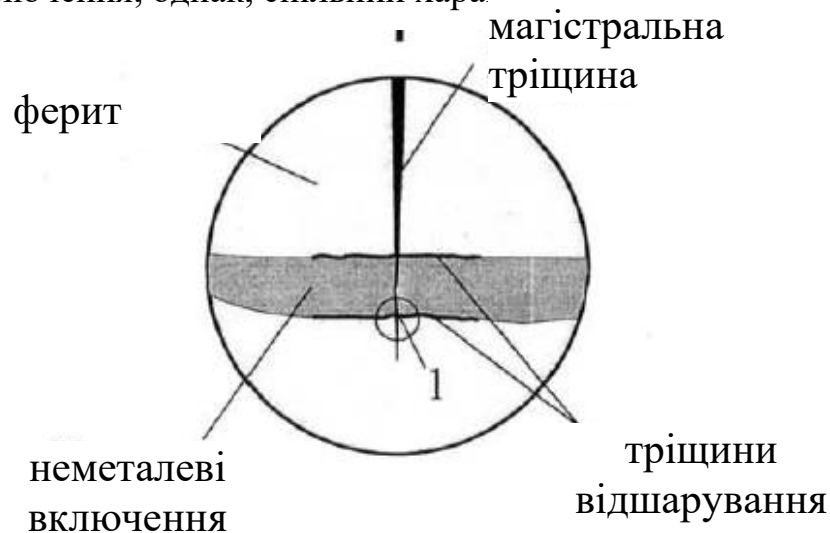
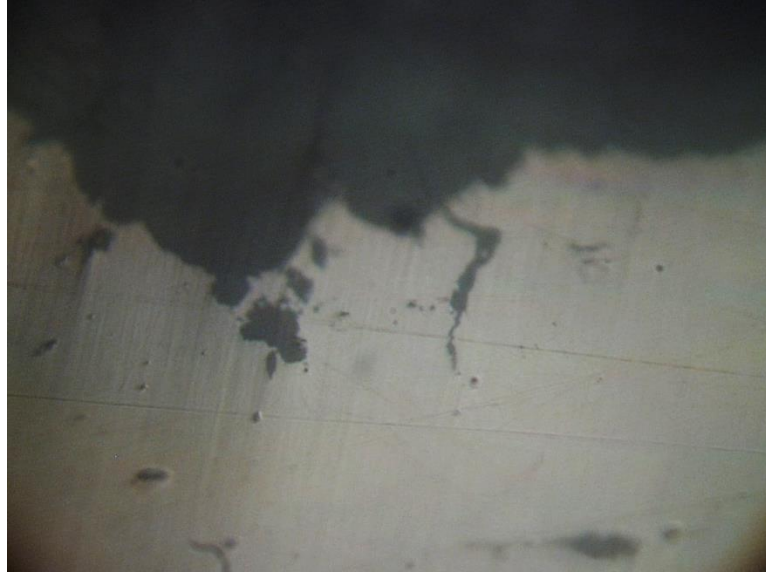
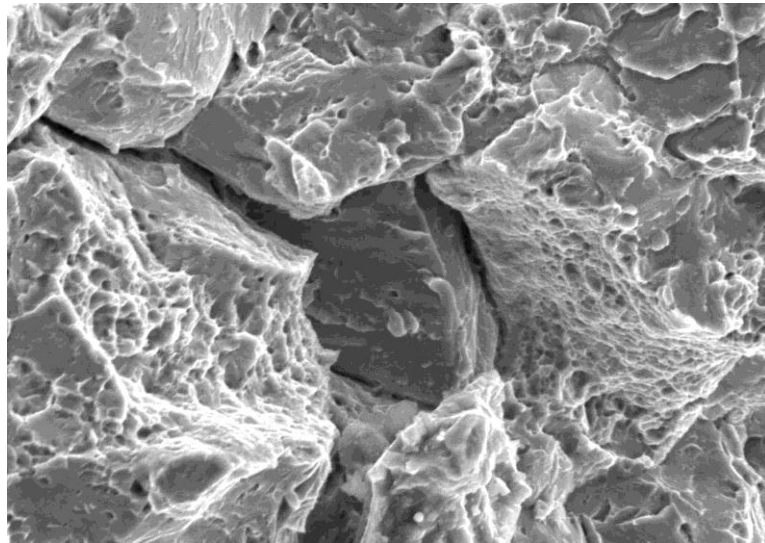


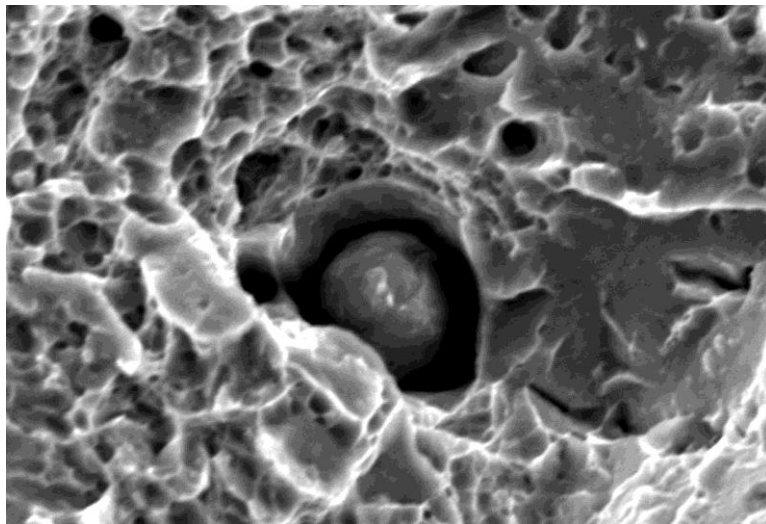
Рисунок 3.3 – Схема гальмування втомної тріщини в металі при наявності неметалічних включень витягнутої форми



а)



б)



в)

Рисунок 3.4 – Розповсюдження втомної тріщини через неметалеві включення

Так як здатність до пластичного деформування у залізі набагато вища, ніж у вклученні, на виході з вклучення тріщині фактично потрібно заново зародитись. Саме на міжфазній границі "вклучення - матриця" й відбувається гальмування втомної тріщини.

Після якогось підготовчого періоду, протягом якого нова тріщина, що локально зародилась, виростає на всю товщину зразка, відбувається збільшення швидкості зростання тріщини до граничних значень.

Подібний механізм гальмування тріщини реалізується в шаруватих композиційних матеріалах [18], а також в композиціях "покриття - металічна основа" [15]. Причини збільшеного опору руйнуванню вказаних матеріалів, на думку авторів [18, 21], наступні.

1. При проходженні тріщини поступово з одного слою в другий при наближенні вершини тріщини до міжфазної границі на поверхні розділення можуть утворюватись дефекти, наприклад розшарування, що приводять вихідну тріщину в нове, менш вигідне для її розповсюдження положення.

2. Утворення поверхні розділення може сприяти тому, що об'єми матеріала, що знаходяться в більш сприятливому напруженому стані, будуть більш ефективно чинити опір розвитку тріщини.

3. Поверхня розділення може служити бар'єром на шляху розповсюдження тріщини.

### 3.2 Розрахунок на довговічність в програмі Solid Works Simulation

Аналіз довговічності в програмі SolidWorks Simulation проводили для стандартних круглих зразків типу II в декілька етапів.

Спочатку створили 3D модель зразка та обрали матеріал деталі (рис.3.4). Досліджено було 2 матеріали. Перший, що має стандартну величину умовної границі текучості  $\sigma_{0,2} = 280\text{МПа}$ , що відповідає більшості сталей з вмістом до 0,3%С і призначених для зварювання у складі різних конструкцій. Другий матеріал відповідав легованим сталям після зміцнюючих обробок з  $\sigma_{0,2} =$

620МПа. Моделювання проводили для зони малоциклової втоми (1000 циклів навантаження) та багатоциклової – до 1 млн.циклів.

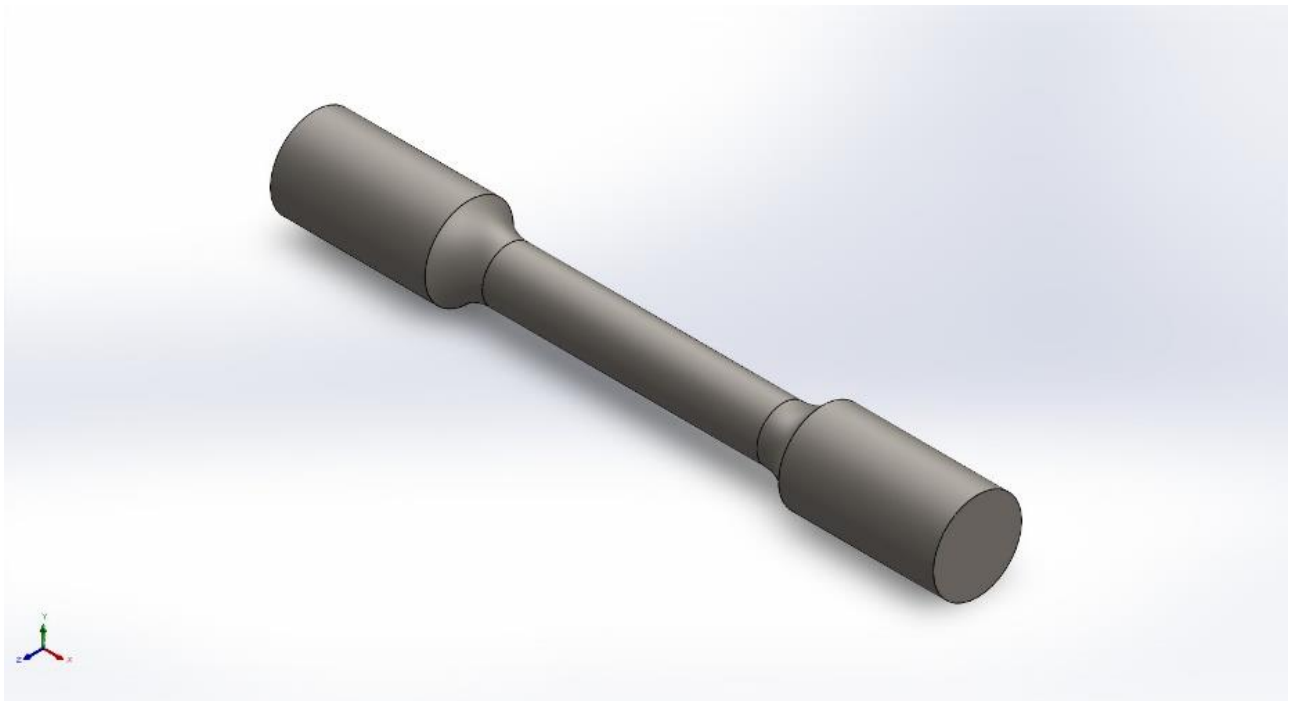


Рисунок 3.5 – Розрахункова геометрична модель зразка для проведення симуляції: Маса зразка:0.246614 кг; об'єм:3.20278e-05 m<sup>3</sup>; Density:7,700 kg/m<sup>3</sup>; Вага:2.41682 N

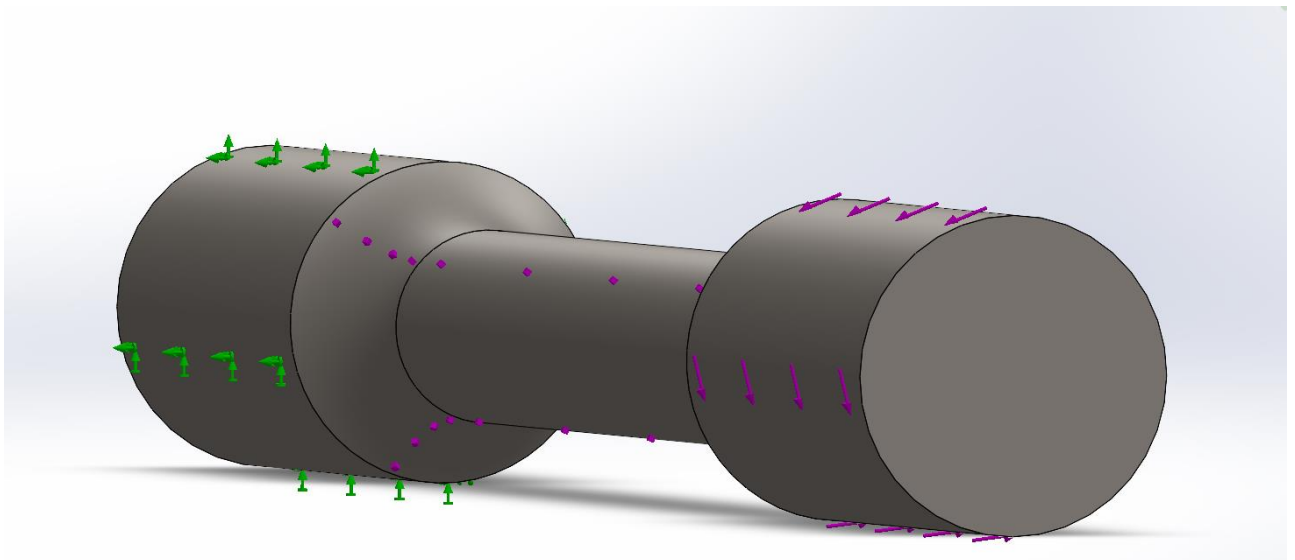
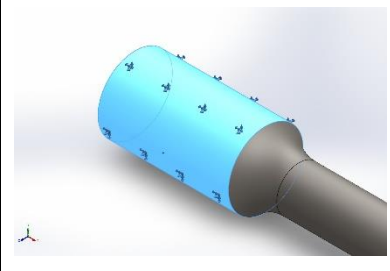



Рисунок 3.6 – Розрахункова геометрична модель зразка для проведення симуляції з накладеними обмеженнями



Таблиця 3.1

Граничні умови фіксації зразка та додавання крутного моменту для проведення моделювання

Fixture name	Fixture Image	Fixture Details		
Fixed-1		<p><b>Entities:</b> 1 face(s)</p> <p><b>Type:</b> Fixed Geometry</p>		
<b>Resultant Forces</b>				
<b>Components</b>	<b>X</b>	<b>Y</b>	<b>Z</b>	<b>Res</b>
Reaction force(N)	-0.0385643	0.134874	-0.111612	0.179264
Reaction Moment(N.m)	0	0	0	
Load name	Load Image	Load Details		
Torque-1		<p><b>Reference:</b> Face&lt; 1 &gt;</p> <p><b>Type:</b> Apply torque</p> <p><b>Value:</b> 100 N.m</p>		

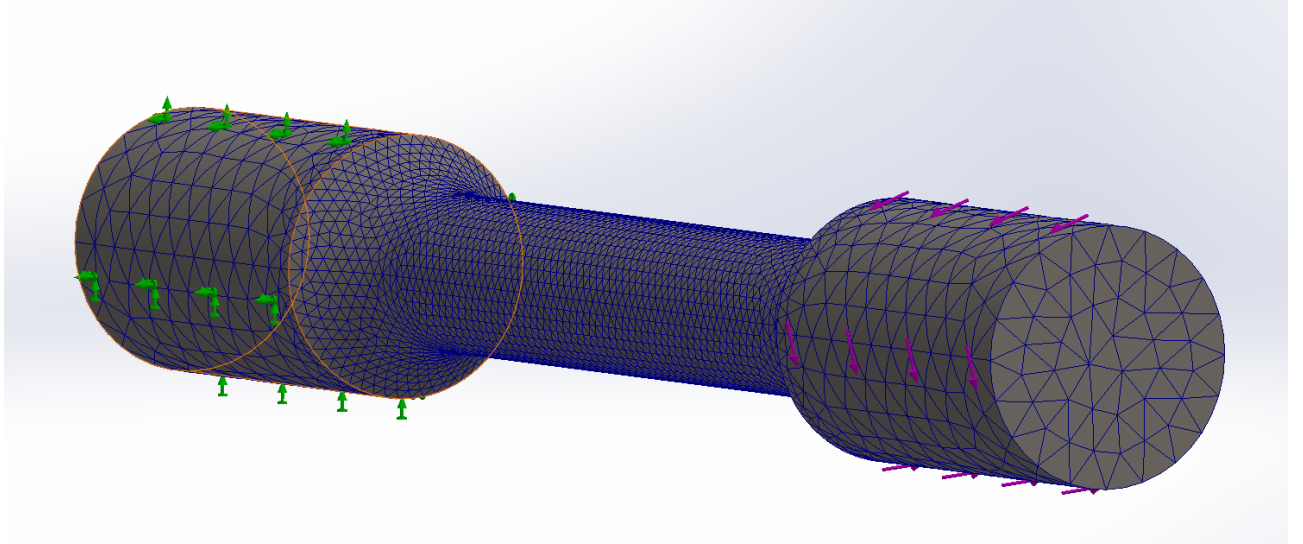


Рисунок 3.7 – Сітка кінцевих елементів після розбиття розрахункової геометричної моделі для проведення симуляції з накладеними обмеженнями



Таблиця 3.2

Характеристики сітки кінцевих елементів та результати її контролю

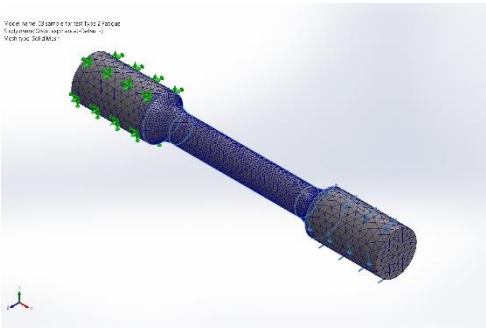
**Mesh information**

Mesh type	Solid Mesh
Mesher Used:	Blended curvature-based mesh
Jacobian points for High quality mesh	16 Points
Maximum element size	3.17682 mm
Minimum element size	3.17682 mm
Mesh Quality	High

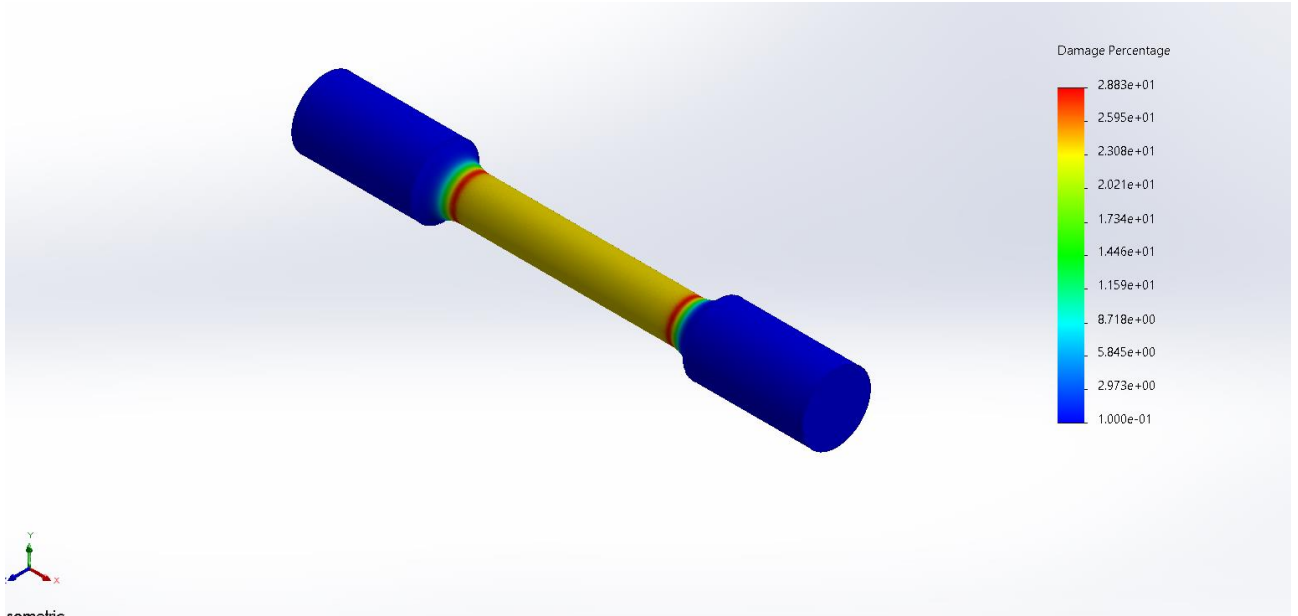
## Mesh information - Details

Total Nodes	91238
Total Elements	62227
Maximum Aspect Ratio	4.0483
% of elements with Aspect Ratio < 3	99.9
Percentage of elements with Aspect Ratio > 10	0
Percentage of distorted elements	0
Time to complete mesh(hh:mm:ss):	00:00:03
Computer name:	

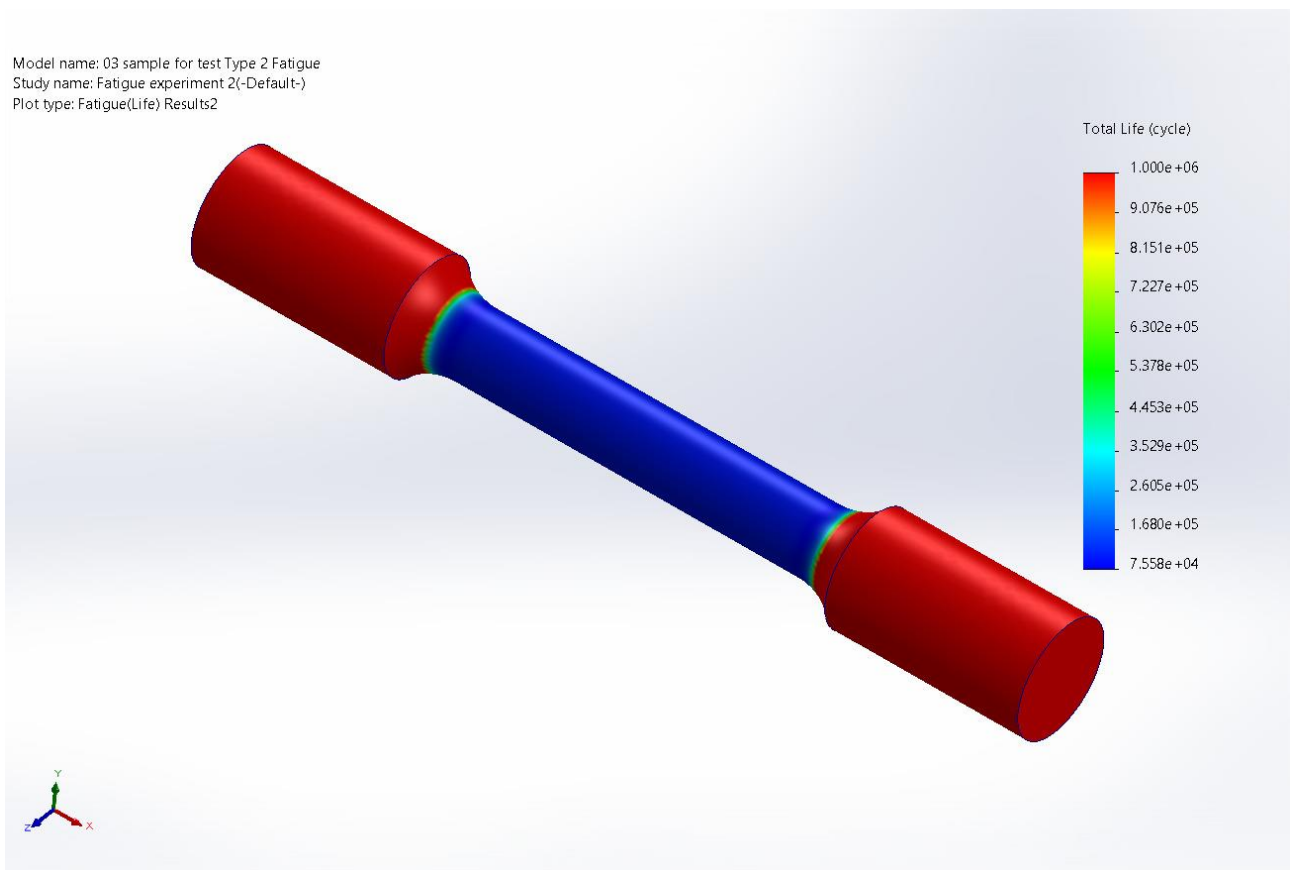
## Mesh Control Information:

Mesh Control Name	Mesh Control Image	Mesh Control Details
Control-1		<b>Entities: 3 face(s)</b> <b>Units: mm</b> <b>Size: 1.07218</b> <b>Ratio: 1.07218</b>

Результати досліджень представлені на рис. 3.8-3.11.



a)



б)

Рисунок 3.8 – Результати розрахунку геометричної моделі на втомну довговічність: а – ступінь пошкоджень, %; б – загальна кількість навантажень, циклів

Показник Damage Percentage (відсоток пошкодження) використовується для кількісного вираження ступеня накопиченого пошкодження в матеріалі через втомні навантаження. Фізичний сенс цього показника полягає в наступному:

Кумулятивне пошкодження: Показник відображає частку загального пошкодження, яке накопичує матеріал протягом його життєвого циклу, відносно критичного рівня пошкодження, при якому матеріал вважається втомленим до стану відмови.

Критерій відмови: Коли Damage Percentage досягає 100%, це означає, що матеріал досяг критичного рівня пошкодження і втомна відмова є неминучою. В реальних умовах це може означати появу мікротріщин, які з часом можуть привести до макроскопічного руйнування.

Прогнозування життєвого циклу: Цей показник може бути використаний для оцінки того, яку частину свого передбачуваного життєвого циклу матеріал вже відпрацював і скільки ще залишилося, що допомагає планувати обслуговування та вибір моменту заміни.

Оцінка безпеки: Визначення відсотку пошкодження дозволяє оцінити ризики та визначити, чи конструкція ще безпечна для використання або вже потребує негайних дій.

Розробка та оптимізація: Інженери можуть використовувати цей показник для порівняння різних матеріалів або конструкційних рішень з метою оптимізації проекту щодо втомної довговічності.

У програмному забезпеченні для аналізу, Damage Percentage зазвичай вираховується на основі акумулятивних моделей втоми, таких як правило Майнора, що дозволяє оцінити накопичене пошкодження за різних рівнів навантаження та циклів їх застосування.

Показник Total Life у циклах при проведенні аналізу на довговічність визначає загальну кількість циклів навантаження, яку конструкція може витримати до початку розвитку втомних тріщин або до критичного пошкодження. Цей показник виходить з припущення, що матеріал має властивість накопичувати пошкодження з кожним циклом навантаження, і коли сумарне пошкодження досягає певного критичного рівня, відбувається відмова

матеріалу. У реальних умовах результати аналізу на довговічність з використанням показника Total Life дозволяють інженерам та дизайнерам визначити, чи задовольняє конструкція встановленим вимогам до терміну служби, і є основою для прийняття рішень щодо подальших дій. Фізичний сенс цього показника полягає у прогнозуванні терміну служби конструкції при заданих умовах експлуатації, зокрема:

**Втомне пошкодження:** Визначення кількості циклів до втомного пошкодження дає змогу інженерам оцінити, на скільки довго конструкція зможе працювати до появи тріщин або до її повного руйнування.

**Надійність конструкції:** Ця інформація є важливою для визначення надійності та безпеки виробу, а також для планування профілактичного обслуговування та ремонтних робіт.

**Оптимізація дизайну:** Цей показник також використовується при оптимізації дизайну з метою зниження маси, вартості виробництва або покращення інших експлуатаційних характеристик, не знижуючи при цьому довговічності.

**Прогнозування витрат на обслуговування:** Знання загального терміну служби дозволяє розрахувати цикли обслуговування та запасні частини, що сприяє ефективному плануванню витрат.

Показники "Damage Percentage" і "Total Life" в аналізі довговічності використовуються для оцінки втомних властивостей матеріалів, але вони представляють різні аспекти втомного процесу.

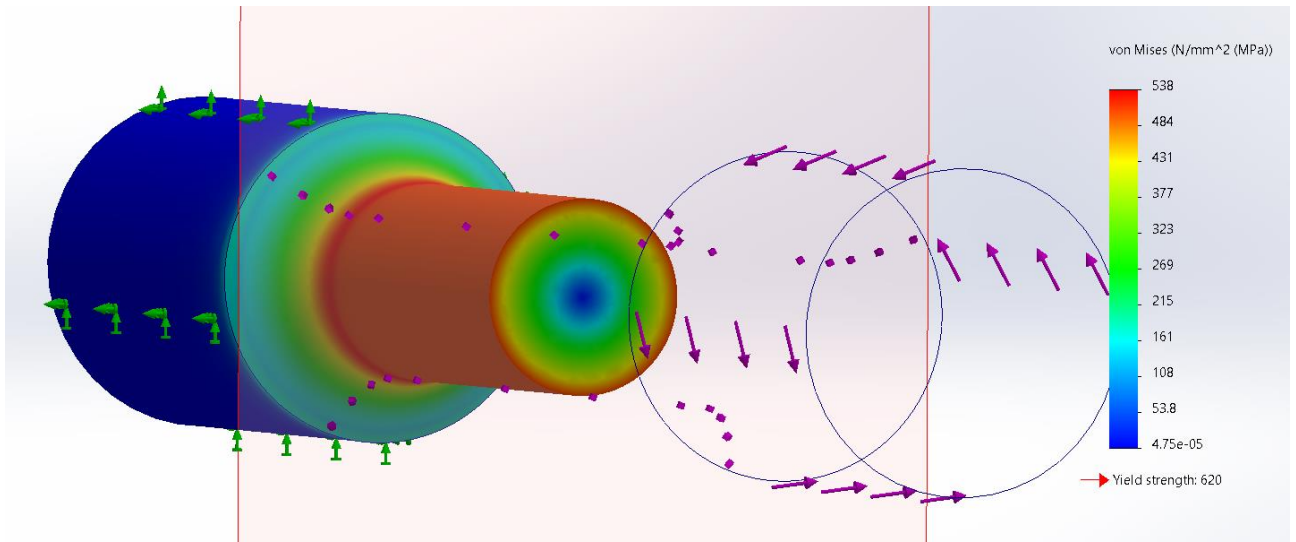
**Damage Percentage (Відсоток пошкодження):**

- відображає прогресивне накопичення пошкодження в матеріалі від повторюваних циклів навантаження.

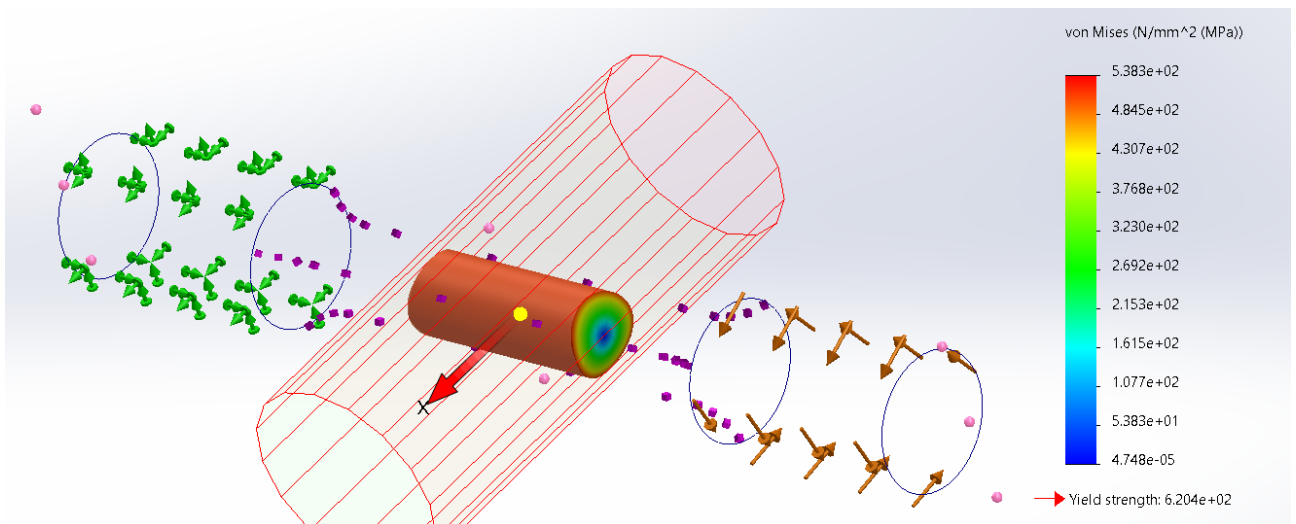
- це кумулятивний показник, який збільшується з кожним циклом навантаження, відображаючи збільшення втомного зносу.

- коли "Damage Percentage" досягає 100%, передбачається, що матеріал досяг критичного рівня втоми і є високий ризик відмови.

- він дає інформацію про поточний стан матеріалу щодо його втомної міцності в будь-який момент життєвого циклу.



а)



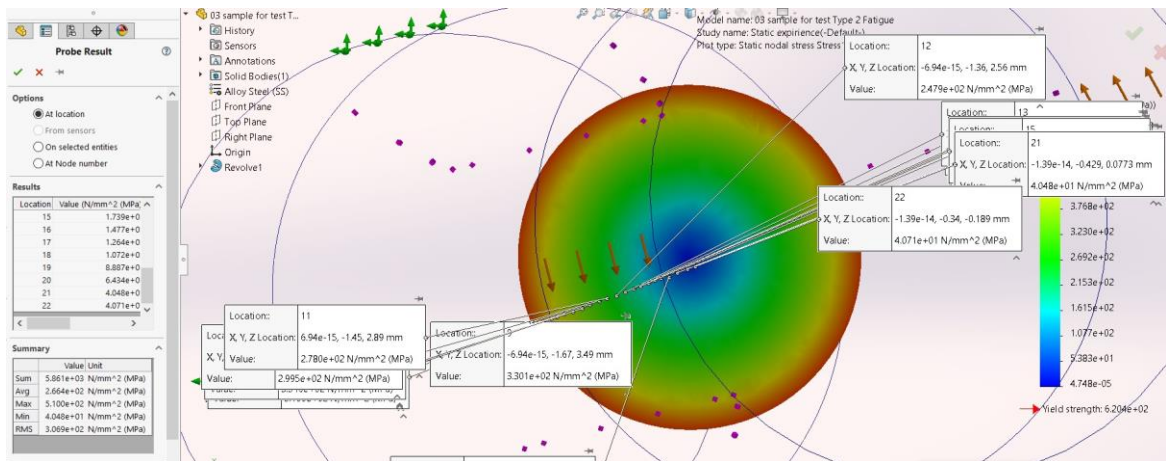
б)

Рисунок 3.9 – Результати розрахунку геометричної моделі на втомну довговічність при малоцикловій втомі – 1000 циклів: а – переріз площиною в точці максимальних напружень, %; б – переріз циліндричною поверхнею

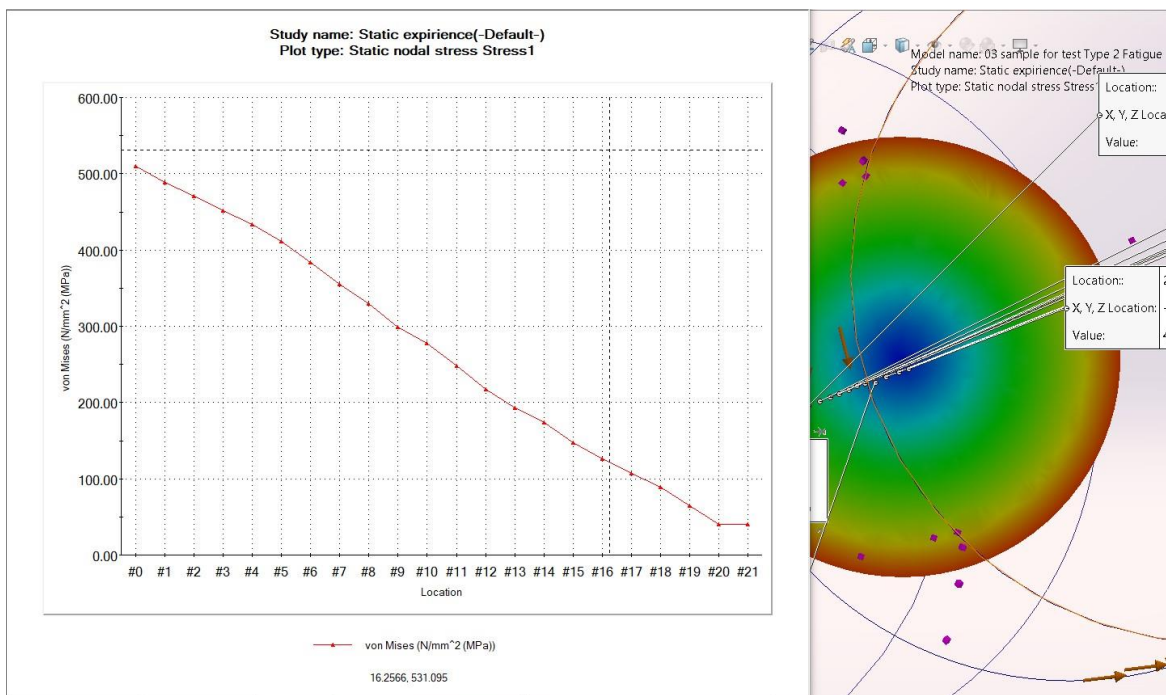
Total Life (Загальний термін служби в циклах):

- це оцінка загальної кількості циклів, які конструкція може витримати до початку виникнення втомних тріщин або до критичного пошкодження.
- цей показник є прогнозом, який виходить з даних випробувань на втому та використовується для планування терміну служби виробу.
- він визначається на початкових етапах проектування та аналізу і не змінюється в процесі експлуатації до моменту, коли будуть отримані нові дані або змінені умови експлуатації.

Основна відмінність між цими двома показниками полягає в тому, що "Damage Percentage" дає інформацію про поточний стан зносу, в той час як "Total Life" використовується для оцінки загального часу до відмови. "Damage Percentage" є динамічним показником, який змінюється в залежності від вже прикладених циклів навантаження, а "Total Life" є статичним прогнозом, заснованим на випробувальних або розрахункових даних.



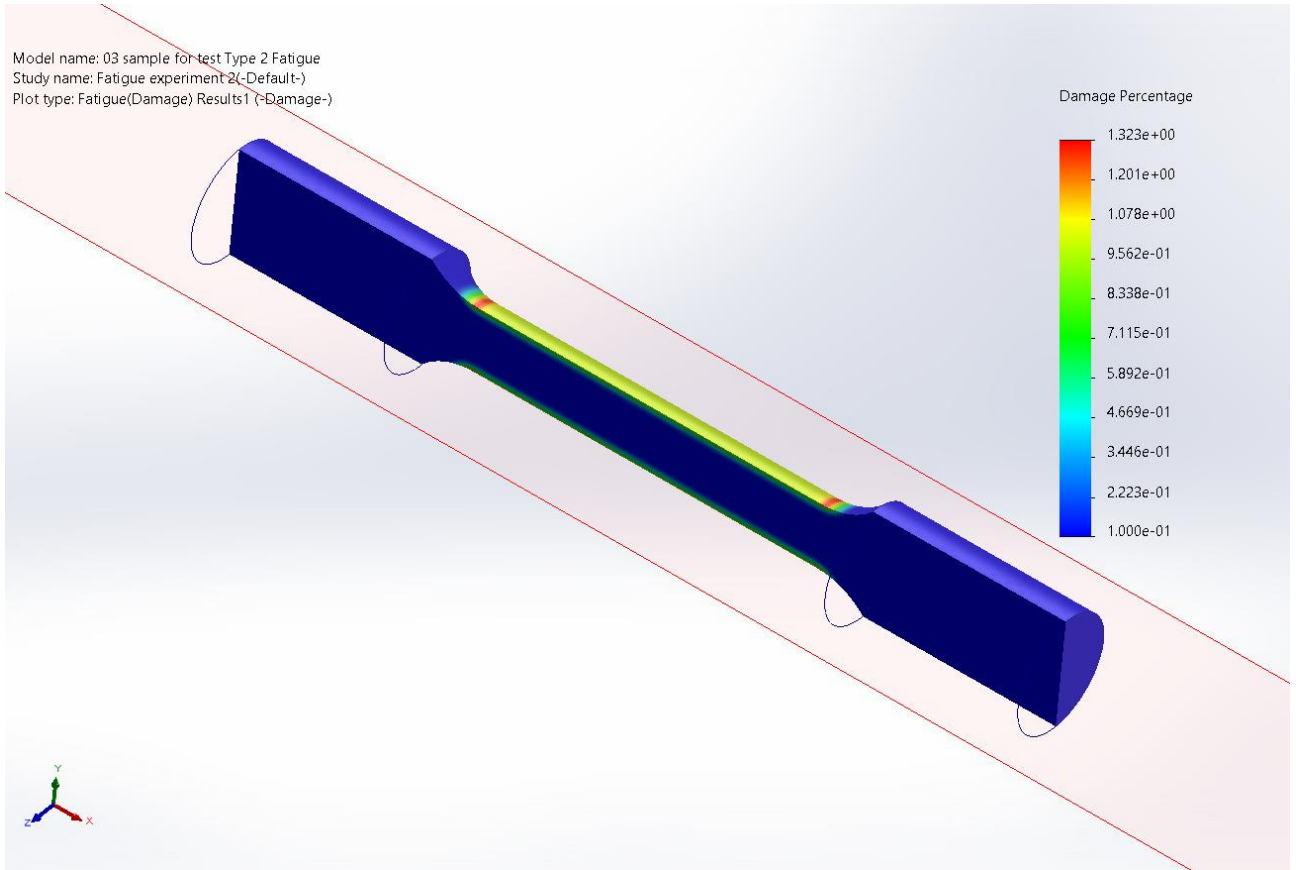
а)



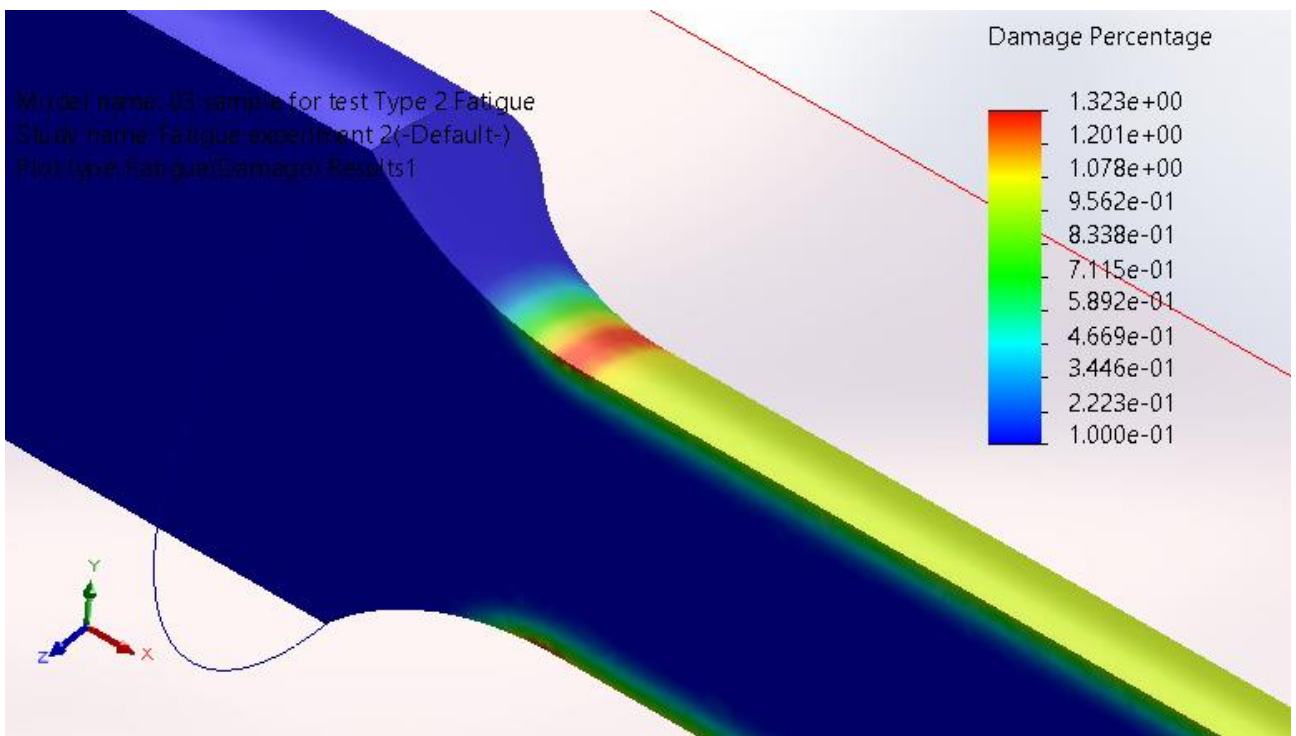
б)

Рисунок 3.10 – Розподіл напружень визначених за критерієм Мізеса для випадка малоциклової втоми (1000 циклів): а – загальний вигляд контрольних точок; б – крива рівня напружень (МПа) від відстані від поверхні





a)



б)

Рисунок 3.11 – Результати розрахунку геометричної моделі на втомну довговічність: а – загальний перетин зразка, %; б – зона найбільшого навантаження

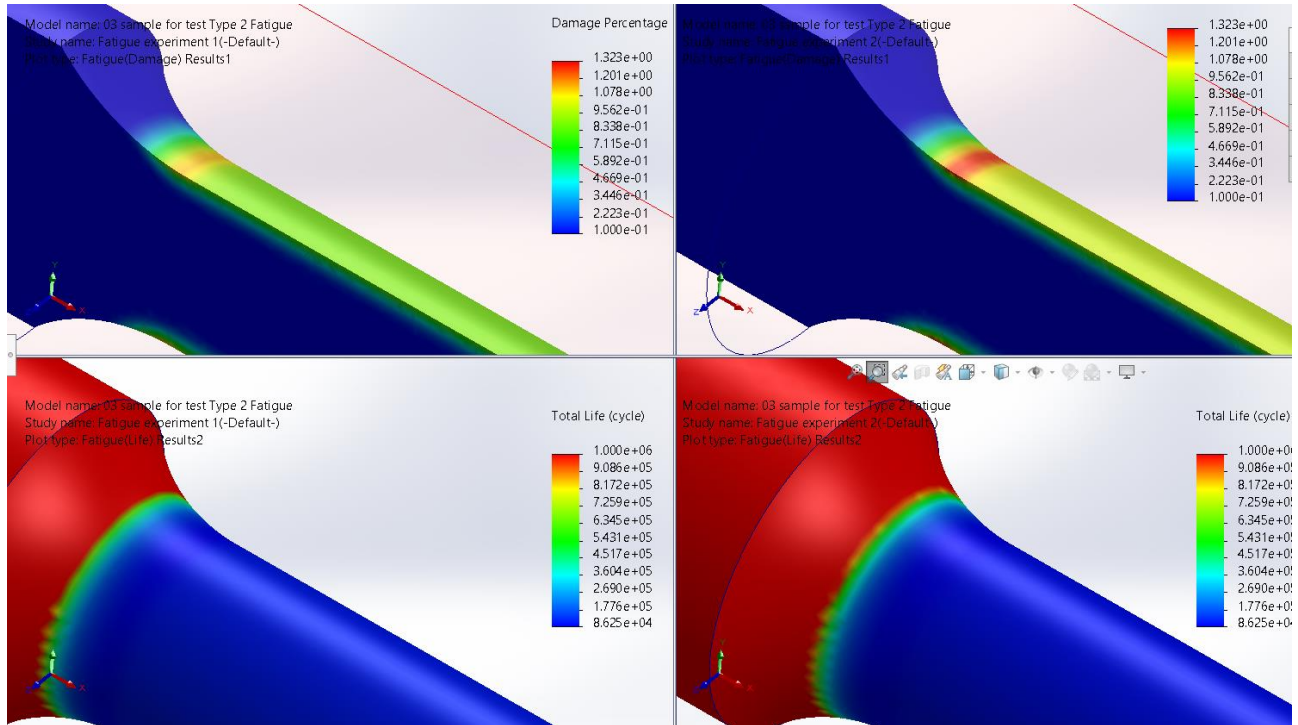


Рисунок 3.12 – Результати розрахунку геометричної моделі на втомну довговічність для різних матеріалів: а – зліва легована сталь  $\sigma_{0,2} = 620\text{МПа}$ ; б – справа малолегований матеріал з умовною границею текучості  $\sigma_{0,2} = 280\text{МПа}$

Досліджено було 2 матеріали. Перший, що має стандартну величину умовної границі текучості  $\sigma_{0,2} = 280\text{МПа}$ , що відповідає більшості сталей з вмістом до 0,3%С і призначених для зварювання у складі різних конструкцій. Другий матеріал відповідав легованим сталям після зміцнюючих обробок з  $\sigma_{0,2} = 620\text{МПа}$ . Моделювання проводили для зони малоциклової втоми (1000 циклів навантаження) та багатоциклової – до 1 млн.циклів.

Для випадка малоциклової втоми виконали оцінку зміни напруженого стану по перерізу зразка від його поверхні. Встановлено, що рівень напружень на відміну від багатоциклової втоми розподіляється по всьому перетину зразка. Це означає, що критичний вплив на довговічність будуть мати включення, в тому числі й ті, що знаходяться на відстані від поверхні.



## ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ВИСНОВКИ

1. Встановлений характер еволюції структури сталі на макро-, мезо- і мікрорівнях при циклічному навантаженні. Вид і кількість макро-, мезо- і мікродефектів структури визначають механічну поведінку сталі, рівень циклічної тріщиностійкості, надійність і довговічність виробів машинобудування.

2. При здійсненні термічної обробки збільшення температури відпускання сталей викликає зниження кількості мікродефектів і збільшує кількість мезодефектів при виділенні часток цементиту. Залежність питомої площі поверхні цементитних часток пластинчатої або глобулярної форми ( $S_{\text{ц}}^{n/2}$ ) від температури відпускання має вид кривої з максимумом. На висхідній гілці в інтервалі температур 300-400 °C відбувається збільшення кількості цементиту пластинчатої форми за рахунок виділення вуглеця з перенасиченого твердого розчину.

3. При циклічному навантаженні сталі основна пластична деформація перед тріщиною протікає в феритних зернах. При цьому в феритних зернах структура є дрібнокристалічною фрагментованою з великими розорієнтовками, що формуються в результаті самоорганізованого кінетичного переходу. В перліті дислокаційна структура виражена слабше і представляє собою як комірки і окремі малокутові границі, так і скупчення по типу дислокаційного "лісу".

4. Ефективним способом підвищення довговічності при багатоцикловій втомі є зміцнення робочого шару деталей, адже дослідженнями показано, що максимальні навантаження при 1 млн. циклів зосередженні в тонкому поверхневому та приповерхневому шарі. Встановлено, що рівень напружень для малоциклової втоми на відміну від багатоциклової втоми розподіляється по всьому перетину зразка. Це означає, що критичний вплив на довговічність будуть мати включення, в тому числі й ті, що знаходяться на відстані від поверхні.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Механіка руйнування та міцність матеріалів [Текст] = Fracture Mechanics and Strength of Materials : довід. посіб. / за заг. ред. акад. НАН України В. В. Панасюка ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Львів : Каменяр, [198-] . - ISBN 5-12-000300-1. Т. 15 : Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій / О. П. Осташ. - 2015. – 304.
2. Основи теорії коливань в інженерній справі та втомна міцність [Текст] : навч. посіб. / С. В. Кагадій [та ін.]. - Дніпропетровськ : Свідлер А. Л., 2015. - 204 с.
3. Втомна пошкоджуваність валопроводів турбоагрегатів при крутних коливаннях [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.09 / Башта Дмитро Анатолійович ; Нац. техн. ун-т України "Київ. політехн. ун-т". - Київ, 2014. - 21 с.
4. Моделі і методи прогнозу локального руйнування у пластинчастих елементах конструкцій з тонкими включеннями та підкріпленнями при сталому й циклічному навантаженнях [Текст] : дис... д-ра техн. наук: 01.02.04 / Кундрат Микола Михайлович ; Львівський національний ун-т ім. Івана Франка, Національний ун-т водного господарства та природокористування. - Рівне, 2007. - 347 арк.
5. Випробування зварних з'єднань металевих матеріалів руйнівні. Випробування на твердість [Текст]. - Київ : УкрНДНЦ, [2010] . - (Національний стандарт України). Ч. 2 : ДСТУ ISO 9015-2:2009. Випробування на мікротвердість (ISO 9015-2:2003, IDT). - Чинний від 2012-01-01. - 2018. - IV, 8 с. : рис., табл. - Бібліогр.: с. 8.
6. Магнітні властивості структурно-невпорядкованих слабомагнітних твердих тіл [Текст] : автореф. дис... д-ра фіз.-мат. наук: 01.04.07 / Бродовий Олександр Володимирович ; Київський національний ун-т ім. Тараса Шевченка. - К., 2006. - 35 с.
7. Вплив лазерної імпульсної обробки на структуру та магнітні властивості приповерхневого шару Fe-Al-C сплавів [Текст] : автореф. дис...

канд. фіз.- мат. наук: 01.04.13 / Дзевін Євгеній Миколайович ; НАН України, Ін-т металофізики ім. Г. В. Курдюмова. - К., 1999. - 16 с.

8. Неруйнівний контроль зварювання [Текст] = Неразрушающий контроль сварки : підруч. : у 2 т. / Гавриш Павло, Чигарьов Валерій, Макаренко Наталя ; [ДВНЗ "Приазов. держ. техн. ун-т"]. - Маріуполь : ДВНЗ "ПДТУ", 2021. Т. 2. - 2021. - 288 с.

9. Неруйнівний контроль зварювання [Текст] = Неразрушающий контроль сварки : підруч. : у 2 т. / Гавриш Павло, Чигарьов Валерій, Макаренко Наталя ; [ДВНЗ "Приазов. держ. техн. ун-т"]. - Маріуполь : ДВНЗ "ПДТУ", 2021. Т. 1. - 2021. - 256 с.

10. ДСТУ EN ISO 22825:2017 (EN ISO 22825:2017, IDT; ISO 22825:2017, IDT) Неруйнівний контроль зварних швів. Ультразвуковий контроль. Контроль зварних швів в аустенітних сталях і сплавах на основі нікелю [Текст]. - Чинний від 2019-01-01. - Київ : УкрНДНЦ, 2021. - V, 20 с.

11. Неруйнівний контроль поковок зі сталі [Текст]. - Київ : УкрНДНЦ, 2019. - (Національний стандарт України). Ч. 1 : ДСТУ EN 10228-1:2017 (EN 10228-1:2016, IDT). Магнітопорошковий контроль. - На заміну ДСТУ EN 10228-1:2005 ; Чинний від 2019-01-01. - 2019. - IV, 8 с.

12. Неруйнівний магнітний контроль структурно-механічних властивостей виливків зі сталей та чавунів [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.04 / Твердохвалов В'ячеслав Олексійович ; НАН України, Фіз.-технол. ін-т металів та сплавів. - Київ, 2018. - 28 с.

13. Акустико-емісійний неруйнівний контроль процесів деградації InGaN/GaN світловипромінювальних діодів [Текст] : автореф. дис. канд. техн. наук : 05.27.06 / Киселюк Максим Павлович ; Нац. акад. наук України, Ін-т фізики напівпровідників ім. В. Є. Лашкарьова. - Київ, 2014. - 20 с.

14. Неруйнівний контроль виробів електронної техніки за рівнем низькочастотного шуму [Текст] : монографія / Д. В. Михалевський, В. М. Кичак ; Вінниц. нац. техн. ун-т. - Вінниця : ВНТУ, 2014. - 111 с.

15. Селективна вихрострумова дефектоскопія [Текст] / А. Я. Тетерко, З. Т. Назарчук ; НАН України, Фіз.-механ. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Л. : [б.в.], 2004. - 248 с.
16. Діагностика і дефектоскопія матеріалів та виробів [Текст] : методичні вказівки до виконання лаб. робіт для студ. напряму підгот. 0901 "Інженерне матеріалознавство" інж.-фіз. ф-ту / Національний технічний ун-т України "Київський політехнічний ін-т" ; уклад. Т. А. Роїк [та ін.]. - К. : Політехніка, 2006. - 68 с.
17. Діагностика і дефектоскопія матеріалів та виробів [Текст] : навч. посіб. / Н. Ю. Імбірович, В. І. Шваб'юк ; Луц. нац. техн. ун-т. - Луцьк : Вежа-Друк, 2015. - 339 с.
18. Міцність, тріщиностійкість і довговічність бетонних та залізобетонних конструкцій на засадах механіки руйнування [Текст] / Й. Й. Лучко [та ін] ; НАН України, Фіз.-механ. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Л. : Каменярь, 1999. - 348 с.
19. Довговічність елементів крила транспортного літака із зміцненими функціональними отворами [Текст] : [монографія] / Ясній П. В. [та ін.] ; Тернопіл. нац. техн. ун-т ім. Івана Пулюя. - Тернопіль : ТНТУ, 2020. - 125 с.
20. Контактна довговічність і руйнування елементів конструкцій за циклічного навантаження [Текст] : [монографія] / О. П. Дацишин, В. В. Панасюк ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Київ : Наукова думка, 2018. – 286
21. Надійність і довговічність машин та апаратів хімічних виробництв з урахуванням еволюції їх руйнування [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.05.13 / Чемерис Андрій Олегович ; Нац. техн. ун-т України "Київ. політехн. ін-т ім. Ігоря Сікорського". - Київ, 2018. - 23 с
22. Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у водневмісних середовищах [Текст] : [монографія] / О. Є. Андрейків, О. В. Гембара ; НАН України, Фіз.-механ. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - К. : Наукова думка, 2008. - 344 с.

23. Механіка руйнування і міцність матеріалів [Текст] : довідник. посіб. / заг. ред. В. В. Панасюк ; НАН України, Фіз.-механ. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Л. : Сполом. - ISBN 978-966-665-493-2. Т. 9 : Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О. П. Осташ [та ін.] ; ред. О. П. Осташ, В. М. Федірко. - Л. : [б.в.], 2007. - 1066 с.

24. Механіка руйнування, міцність і довговічність неперервно армованих композитів [Текст] : монографія / В. В. Божидарнік [та ін.] ; заг. ред. В. В. Божидарнік ; Луц. держ. техн. ун-т, Львів. нац. ун-т ім. І. Франка, Ін-т приклад. пробл. механіки та математики ім. Я. С. Підстригача НАН України. - Луцьк : Надстир'я, 2007. - ISBN 978-966-517-591-9 (загальний). Т. 1 : Основи механіки руйнування неперервно армованих композитів. - [Б. м.] : [б.в.], 2007. - 400 с.

25. Механіка руйнування та міцність матеріалів [Текст] = Fracture Mechanics and Strength of Materials : довід. посіб. / за заг. ред. акад. НАН України В. В. Панасюка ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Львів : Каменярь, [198-] . - ISBN 5-12-000300-1. Т. 9 : Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О. П. Осташ [та ін.] ; ред.: О. П. Осташ, В. М. Федірко. - 2007. - 1068 с.

26. Технологія машинобудування [Текст] : навч. посіб. / В. Б. Копей, З. М. Одосій, О. Р. Онисько ; Івано-Франків. нац. техн. ун-т нафти і газу, Каф. комп'ютериз. машинобуд. - Івано-Франківськ : ІФНТУНГ, 2021. Ч. 1. - 2021. - 203с.

27. Ультразвукова ударна обробка конструкцій і споруд транспортного машинобудування [Текст] : монографія / [Б. М. Мордюк та ін.] ; за ред. д-ра техн. наук, проф. Г. І. Прокопенка . - Суми : Університетська книга, 2020. - 309 с.