

І.О.Вакуленко

# **ВТОМА МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ В КОНСТРУКЦІЯХ РУХОМОГО СКЛАДУ**

Затверджено Міністерством освіти і науки, молоді та спорту  
України в якості навчального посібника  
для вищих технічних навчальних  
закладів

Дніпропетровськ , 2011

УДК 620.18(075.8)

ББК

Затверджено Міністерством освіти і науки, молоді та спорту України  
як навчальний посібник для студентів вищих технічних навчальних  
закладів (лист від ... № ...)

Рецензенти:

*д – р техн. наук, проф. Запорізького національного технічного  
університету О.А.Мітяєв*

*д – р техн. наук, проф. Приазовського державного технічного  
університету В.Г.Єфременко*

*д – р техн. наук, проф. Фізико – механічного інституту ім. академіка  
Г.В.Карпенка, Національної академії наук України О.П.Остап*

Вакуленко І.О. Втома металевих матеріалів в конструкціях рухомого  
складу. Навчальний посібник. – Дніпропетровськ: Вид – во Дніпропетр.  
нац.ун – ту з – го трансп. ім. акад. В.Лазаряна, 2011, 154с.

ISBN.....

В навчальному посібнику, з використанням основних положень  
дислокаційного механізму пластичної деформації, викладені питання  
стосовно поведінки металевих матеріалів при втомі. Наведений матеріал  
спрямований на розуміння особливостей поведінки металів при циклічному  
навантаженні та залежності процесів втоми від структурних змін в металах.  
Навчальний посібник призначений для студентів вищих технічних  
навчальних закладів для поглибленого вивчення впливу структурного стану  
металевих матеріалів на розвиток процесів втоми.

Іл. 70. Табл.7. Бібліогр.: 17 назв.

ISBN

© Вакуленко І.О

© Видавн.Дніпропетр.нац.ун-та.ж.д.трансп.ім.  
акад.В.Лазаряна, 2011р.

## **ПЕРЕДМОВА.**

Книга «Втома металевих матеріалів в конструкціях рухомого складу» представляє собою навчальний посібник, який призначений для поглибленого вивчення питань стосовно особливостей поведінки металевих матеріалів під час циклічного навантаження. Посібник призначений для студентів, які вивчають навчальну дисципліну «Пошкодження при втомі конструкцій рухомого складу», відповідно до плану бакалавра за напрямом підготовки 6.070105 «Залізничний транспорт» (для спеціальності 7.07010502 «Вагони та вагонне господарство»).

В наведеному посібнику з використанням знань, що були отримані студентами при вивченні дисциплін під загальною назвою «Матеріалознавство та технологія обробки матеріалів», розглядаються питання стосовно залежності розвитку процесів зародження та зростання тріщин втоми від структурного стану металевих матеріалів та умов навантаження. Використання основних положень теорії дислокацій обмежується лише необхідною кількістю питань, без яких немає можливості розглядати розвиток процесів структурних змін в залежності від умов експлуатації рухомого складу.

Схема викладання матеріалу в посібнику побудована таким чином, щоб студенту було зрозумілим послідовність розвитку процесів, що приводять до формування структурної неоднорідності, яка у подальшому спроможна до перетворення в осередок руйнування. Посібник дозволить отримати студентами додаткові знання при опануванні технічної термінології. Теоретичні питання, що розглядаються на лекціях закріплюються при виконанні практичних робіт, які проводяться в умовах експериментальної бази навчального закладу.

Навчальний посібник підготовлений у відповідності з навчальним планом дисципліни, яка викладається на кафедрі «Технологія матеріалів» Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. Академіка В.Лазаряна з 2005 навчального року.

Автор висловлює вдячність професорам Василю Георгійовичу Єфременку, Олександру Анатолійовичу Мітяєву і Оресту Петровичу

Осташу за цінні поради при обговоренні окремих розділів навчального посібника та обґрунтовані рецензії. Автор вдячний викладачам та співробітникам кафедри « Технологія матеріалів» Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені Академіка В. Лазаряна за допомогу в оформленні рукопису навчального посібника.

## ВСТУП.

Втома – це процес руйнування металів і сплавів без явних ознак пластичної деформації. Наведений вид руйнування спостерігається при повторному та повторно-змінному навантаженнях, для яких характерна відсутність зміни форми та геометричних розмірів виробів, на підставі зростання тріщин втоми. Руйнування при втомі являє собою найбільш небезпечний процес. Обумовлено це відсутністю явних ознак, які б дали змогу попередити про наближення руйнування, що у більшості випадків являється миттєвим процесом.

Питання, які розглядаються у посібнику обумовлені сучасними вимогами розвитку суспільства. Так, в останні роки концепцією розвитку залізничного транспорту прийнятий напрямок на підвищення інтенсивності його експлуатації. Вважається перспективним рішенням наведеної проблеми: одночасне підвищення швидкості руху та питомого навантаження на вісь колісної пари. За наведених умов, окрім рішень конструктивного характеру, на одне із перших місць висувуються питання експлуатаційної безпеки елементів рухомого складу. Вирішення наведеної проблеми буде супроводжуватися значними труднощами без уявлень стосовно процесів зміни внутрішньої будови в металевих матеріалах під час циклічного навантаження та зв'язаного з ними комплексу властивостей.

В посібнику розглядаються питання по визначенню рушійних сил, які впливають на процеси зародження перших субмікротріщин. Процеси руйнування металевих матеріалів розглядаються як залежні від незворотного накопичення дефектів кристалічної будови. Це дає змогу спостерігати зростання тріщини на різних етапах циклічного навантаження та оцінювати відрізок по шкалі часу, коли її зростання переходить в фазу неконтрольованого росту.

Посібник складається з десяти глав.

Перша глава присвячена розгляду механізму пластичної деформації. Розглянуті питання по впливу дефектів кристалічної решітки, морфології, дисперсності структурних складових металевих матеріалів на розвиток процесів деформації.

Друга глава присвячена питанням особливостей поведінки металів при реверсивному навантаженні.

В третій главі висвітлені загальні питання втоми металів і сплавів. Наведені відомості стосовно основних параметрів, що дають змогу оцінювати процеси втоми, розглянутий аналіз діаграм циклічного навантаження. Представлені методики, які складають основу

прискорених методів визначення межі втоми, незалежно від типу діаграм.

Четверта глава присвячена вивченню механізмів руйнування металів при втомі. Розглянуті основні теорії стосовно розвитку процесів руйнування при втомі. Наведені закономірності структурних змін в металі від ступеню перевантаження та впливу напруженого стану на межу втоми.

В п'ятій главі розглянуті питання стосовно впливу розміру структурних складових металевих матеріалів на межу втоми. З використанням структурних досліджень висвітлений механізм впливу параметрів структури на поведінку сталей при циклічному навантаженні.

Шоста глава присвячена розгляду питань стосовно характеру впливу неметалевих включень в залежності від їх форми, хімічного складу на процеси зародження тріщин втоми.

В сьомій главі розглянуті питання фактографічного аналізу будови зламів при циклічному навантаженні металевих матеріалів. На основі використання дислокаційного механізму зростання тріщини втоми, даються пояснення щодо чинників, що визначають умови та характер формування осередків руйнування.

Восьма глава присвячена вивченню питань, які дають змогу визначити вплив концентрації напружень на розвиток процесів втоми. Розглянуті структурні зміни, що супроводжують процес зростання тріщини втоми.

В дев'ятій главі розглядаються питання по впливу різноманітних поверхневих обробок на поведінку металевих матеріалів при циклічному навантаженні. Окремо наведені відомості по впливу рівня та знаку остаточних внутрішніх напружень, ступеню наклепу при механічній обробці на характеристики втоми.

Десята глава присвячена достатньо важливому питанню – оцінці впливу процесу формування покриття за різними технологіями на межу міцності при втомі металевих матеріалів.

## **Глава 1. Механізм пластичної деформації при односпрямованому навантаженні.**

### **1.1. Кристалічна будова металевих матеріалів. Дефекти кристалічної будови.**

В реальних металевих матеріалах спостерігається значна неоднорідність властивостей в визначених мікроскопічних об'ємах. Наведена неоднорідність обумовлена структурними та субструктурними складовими, їх морфологією, дисперсністю, рівномірністю розташування у просторі та інше. Якщо розглядати структуру матеріалу як таку, що складається з визначеної кількості елементів, їх впливання на поведінку при навантаженні може бути розташоване у визначеному порядку. По-перше не обхідно визначити особливості кристалічної будови металевих матеріалів. Різноманітність будови електронних оболонок атомів обумовлює формування хімічних сполук, з'єднань з різним розташуванням атомів або іонів у просторі. Таке узагальнене розташування атомів називають кристалічною будовою або кристалічною решіткою. Типи кристалічних решіток залежать від будови атомів та характеру міжатомного зв'язку в речовині. Основними типами міжатомного зв'язку в різноманітних матеріалах являються ковалентний (гомеополярний), іонний (гетерополярний), металевий та зв'язок між атомами, який обумовлений дією сил Ван-дер-Ваальса. При розгляді природи виникаючих сил між атомами при формуванні того чи іншого типу кристалічної решітки необхідно пам'ятати, що самі по собі нейтральні атоми при розташуванні в вузлах решітки стають на визначений термін зарядженими іонами.

Ковалентний зв'язок – це коли при утворенні кристалу відбувається обмін валентними електронами тільки між сусідніми атомами. На підставі цього, при ковалентному зв'язку валентні електрони щільно зв'язані, що обумовлює сильну кристалографічну спрямованість в кристалах. Кристали з ковалентним зв'язком мають відносно високу твердість.

Іонний зв'язок. Наведений тип зв'язку обумовлений виникненням сил від електричної взаємодії між іонами з яких складається кристал. З урахуванням того, що іони з однаковим знаком відштовхуються, а з різними – притягуються, періодичність дії сил та рівновага між ними визначають визначену відстань між іонами в кристалічній решітці.

Металевий зв'язок. Наведений тип зв'язку в кристалах обумовлений

тим, що атоми, які розташовуються в вузлах кристалічної решітки в дійсності представляють іони, а валентні електрони узагальнені і переміщуються з високою швидкістю по проміжкам між атомами. Періодичність дії сил: при проходженні електрона між двома позитивно зарядженими іонами відбувається їх притягання. Після завершення цього етапу, виникає сила відштовхування і відстань між указаними іонами зростає. В такому постійному коливальному процесі існують кристали з металевим зв'язком. Враховуючи, що для металевого типу зв'язку відсутня спрямованість у просторовому розташуванні атомів в кристалі, атоми утворюють найбільш щільне розташування.

Сили зв'язку Ван-дер-Ваальса реалізуються в кристалах за рахунок того, що атоми або молекули, з яких вони складаються представляють в дійсності диполі. На підставі цього, між такими диполями виникають сили періодичної дії, які і обумовлюють існування кристалу. В порівнянні з іншими типами міжатомного зв'язку, для руйнації сил Ван-дер-Ваальса необхідно витратити відносно малу за рівнем енергію.

Загальне уявлення про кубічний тип кристалічної решітки можна отримати при аналізі куба. Елементарна чарунка складається з вісьмох атомів, що розташовані по вершинах куба. Але наведений тип кристалічної решітки не відноситься до металів. Основні типи кристалічних решіток, які мають металеві матеріали наведені на рис.1.

Вигляд об'ємно центрованої кубічної (ОЦК) наведений на рис.1а. Вона відрізняється від простої додатковим атомом, який розташовується на перетині просторових діагоналей куба. Якщо проаналізувати місце положення базового атома ( на перетині діагоналей куба) можна бачити, що його розташування знаходиться на рівній відстані від вісьмох атомів, які займають вершини куба. Координаційне число ( кількість найближчих сусідів) для ОЦК решітки складає значення 8.

На рис.1б наведений вигляд гексагональної щільно упакованої (ГЦУ) кристалічної решітки. Атоми, що розташовані по вершинах елементарної чарунки утворюють шестикутну призму. Окрім цього, по два атоми розташовуються в середині верхнього та нижнього шестикутників та три в середній площині призми. Координаційне число складає значення 12.

На рис.1в наведений вигляд гране центрованої кубічної (ГЦК) кристалічної решітки. Окрім атомів, що розташовані по вершинах куба, додаткові знаходяться на перетині діагоналей граней. Для визначення координаційного числа необхідно прийняти за базовий атом, що знаходиться в середині випадкової грані. Так, на найближчий відстані

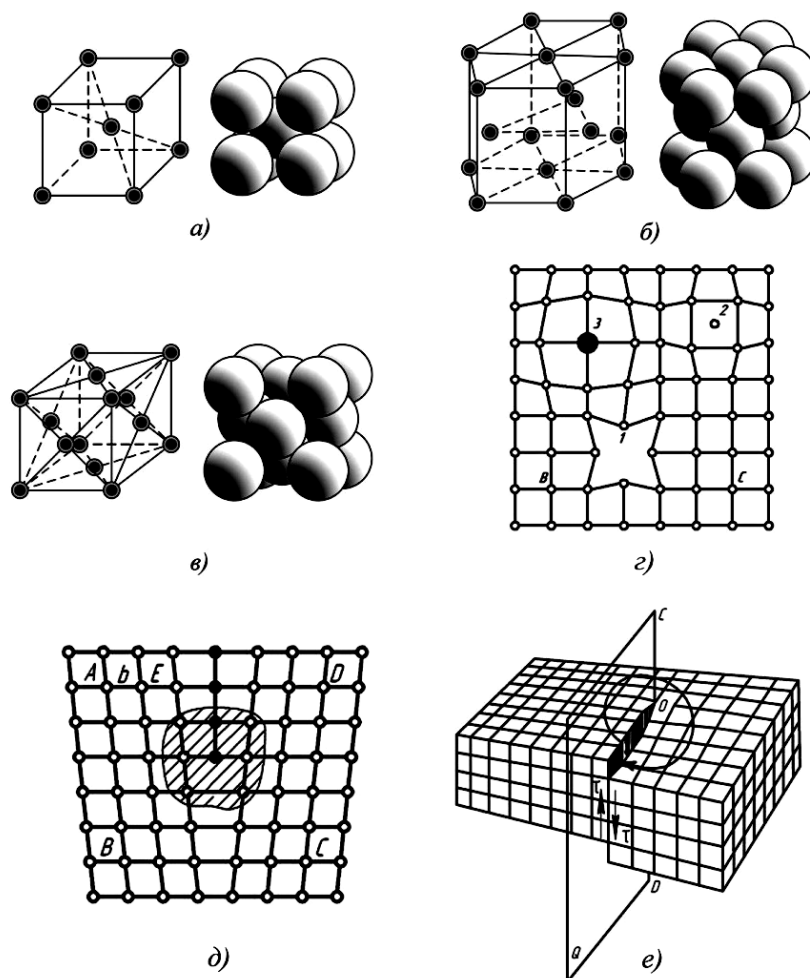


Рис.1. Схематичне зображення деяких кристалічних решіток: а – об'ємноцентрована кубічна (ОЦК), б – гексагональна щільно упакована (ГЦУ), в – гранецентрована кубічна (ГЦК) та дефектів кристалічної будови: г-нольмірні (1-вакансія; 2-дислокований атом; 3- домішковий атом, який заміщує атом основного елемента), д – крайова дислокація, е – гвинтова дислокація.

будуть знаходитися чотири атоми, що розташовані в вузлах грані та два рази по чотири (атоми в середині вісьмох найближчих граней). В сумі отримаємо 12.

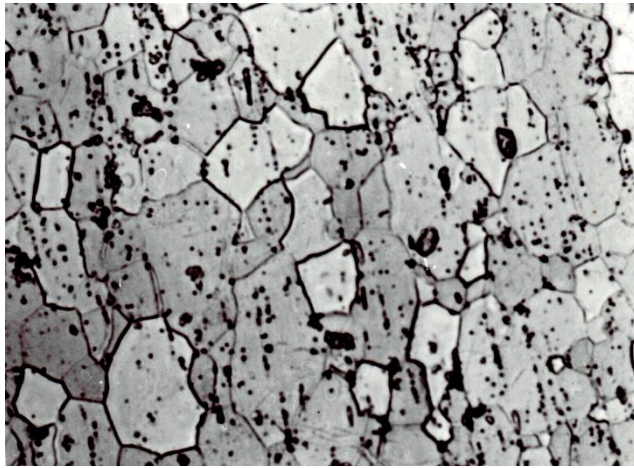
Враховуючи, що атоми які утворюють кристали знаходяться у безперервному коливальному процесі, при накладанні однієї гармоніки на іншу можуть складатися умови коли атом залишає своє термодинамічне стабільне положення і переміщується в інше місце. Але можуть досягатися умови коли зразу велика кількість атомів залишає стабільні положення і починає, під різноманітними зовнішніми впливами, своє переміщення. Розвиток наведених процесів приводить до однакового результату – до формування ушкоджень в металі, які мають назву «дефекти кристалічної будови».

Першими в цьому ланцюгу стоять точкові дефекти кристалічної будови. Наведені дефекти ще мають назву «нуль мірні» – вакансії та дислоковані атоми (рис.1г). Вихід атома (позн.2, рис.1г) та звільнення їм вузла в кристалічній решітці (позн.1, рис.1г), формує вакансію. В решті решт проникнення в кристалічну решітку атомів інших хімічних елементів (позн.3, рис.1г) приводять до локальної її деформації, що також змінює досконалість решітки.

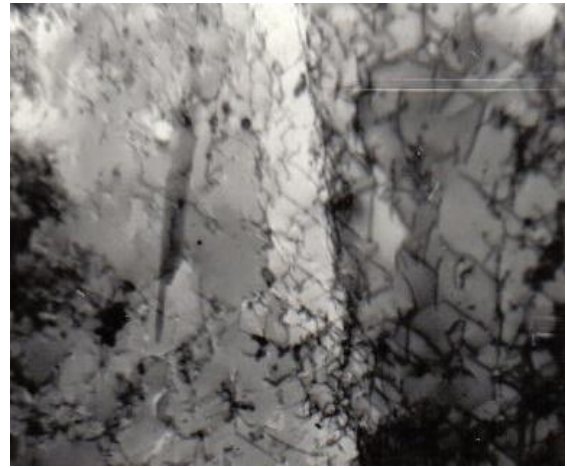
Другий тип дефектів кристалічної решітки відносять до одномірних недосконалостей будови. Вони мають назву – дислокації: крайові (рис.1д), гвинтові (рис.1е), та різні інші з визначеними співвідношеннями між крайовою та гвинтовою компонентами (Х.Ван Бюрен). Враховуючи, що дислокації являються елементарними носіями пластинчастої деформації, аналіз їх переміщення, накопичення, рівномірності розташування у просторі дозволяє, на різних стадіях пластичної деформації, оцінювати характер поведінки металу при навантаженнях.

Третій різновид - це двомірні дефекти, представляють собою поверхні розподілу між кристалами. За умови відсутності внутрішніх поверхонь розподілу кристали називають монокристалами, при їх наявності – полікристалами. На підставі цього, в процесі дослідження структури зразків, внутрішні поверхні розподілу мають специфічний вигляд, який утворюється від слідів їх виходу на вільну поверхню матеріалу (рис.2). З урахуванням різної ступені розорієнтації між кристалічними решітками в мікро об'ємах (зернах), границі розподілу розділяють на границі зерен з великими кутами розорієнтації однофазних сплавів (рис.2а) або мало кутові (субграниці) (рис.2б). Для багатофазних сплавів наведеним типом дефектів являються границі розподілу між окремими фазами (рис.3). Загальна довжина границь розподілу в кристалах (полікристалах) в значній мірі визначає рівень більшості властивостей металів та сплавів.

Трьохмірні дефекти. Бувають декількох різновидів. Можуть бути сформовані за рахунок розвитку процесів структурних перетворень в металевих матеріалах під дією різних рушійних сил. В першому наближенні, наведені дефекти можуть бути віднесені до об'ємних порушень суцільності металевих виробів. В залежності від природи включення різної природи походження, такі як окисли, шлакові включення, різноманітні забруднення металу в значній ступені знижують якісні показники металевих виробів. Значного впливу набувають їх дисперсність, морфологія, місця розташування. За походженням дефекти мають різний вигляд і відповідні назви. Так,



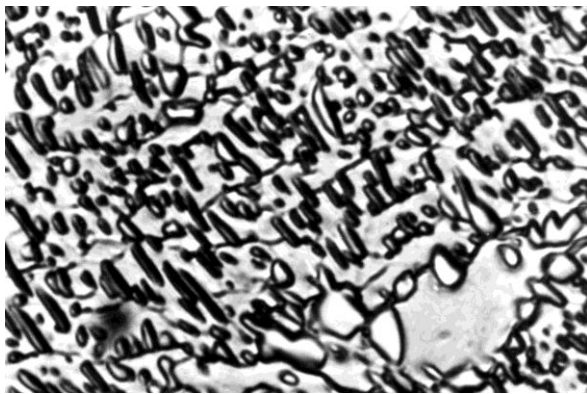
а



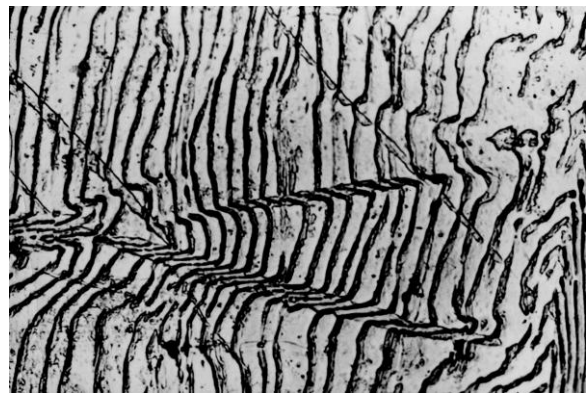
б

Рис.2. Структура армо заліза після нормалізації (а), після гартування та відпуску при 600 оС (б). Збільшення 200 (а), 20500 (б). [В.К.Бабіч].

порушення суцільності металу в наслідок об'єднання великої кількості вакансій (десятки, сотні тисяч) називають порожнинами. Неметалеві



а



б

Рис.3 . Куле подібна структура сталі 45 після відпуску при 650 ° С (а) і пластинкова (евтектика Cd – Zn) (б). Збільшення 800.[Л.А.Міхайлець].

включення за розмірами, яких вони досягають, наведені дефекти можуть бути виявлені при дослідженнях структури від візуального спостереження до невеликих збільшень.

## 1.2.Різновиди металевих матеріалів.

Для визначених металів та сплавів в твердому стані, в залежності від температури, тиску, швидкості охолодження, можна спостерігати зміну типу кристалічної решітки. Наведене явище називають поліморфним перетворенням. Цей процес супроводжується змінами

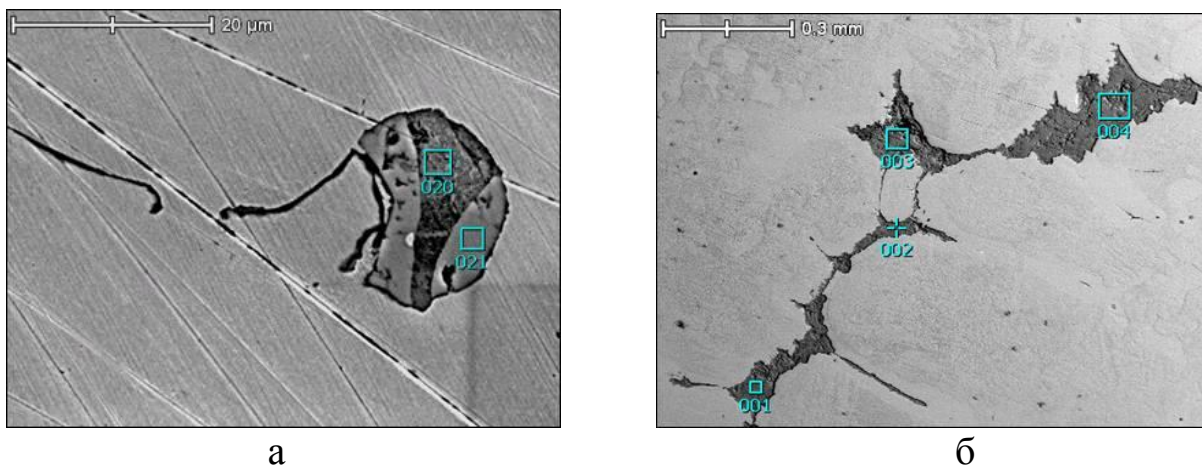


Рис.4. Глобулярні сульфіди заліза та марганцю з добавками ванадію (8%), і хрому (1,27%) (а), шпінелі на основі заліза, марганцю, кисню та кремнію разом з сульфідом (б), в вуглецевій сталі з 0,6 – 0,65% С, при різних збільшеннях [ О.М.Шаповалова].

структури і, як наслідок цього, комплексом властивостей металів і сплавів. При формуванні сплаву хімічні елементи, які входять до складу утворюють певні зв'язки на атомарному рівні. В результаті кристалізації рідкого розплаву внутрішня структура сплавів може бути сформована у вигляді твердих розчинів, механічних сумішей і хімічних сполук.

Тверді розчини. Якщо атоми різних елементів мало відрізняються один від одного за розміром і електронною оболонкою, при кристалізації вони утворюють кристалічну решітку, яка в більшості схожа на кристалічну решітку якогось одного елементу. Елемент, кристалічна решітка якого зберігається, називають – розчинником. Твердий розчин заміщення – це формування кристалічної решітки, у вузлах якої атоми розчинених елементів заміщають атоми розчинника (приклади: залізо-хром; залізо-молібден; мідь-нікель). Тверді розчини впровадження – стан сплаву в кристалічній решітці якого атоми розчинених елементів розташовуються в порожнечах між атомами розчинника. Такі розчини формуються при значних відмінностях між атомами розчинника і розчиненого елементу (приклади: залізо-вуглець; залізо-азот та ін.).

Механічні суміші – це різновид сплавів при кристалізації яких відбувається кооперативне формування кристалів, які можуть значною мірою відрізнятися один від одного за типом кристалічної решітки, хімічним складом. Механічні суміші складаються з чистих хімічних елементів, твердих розчинів, хімічних сполук (перліт в структурах сплавів залізо - вуглець).

Хімічні сполуки – це коли з двох або декількох хімічних елементів формується сплав з кристалічною решіткою, яка відрізняється від чистих елементів. Зв'язок між атомами в значній мірі обумовлений

ковалентним типом. Хімічні сполуки мають хімічну формулу (приклад: цементит  $Fe_3C$  – решітка орторомбічна).

### 1.3. Дислокаційний механізм пластичної деформації.

З метою розуміння процесу розповсюдження пластичної деформації та її впливу на структуру і комплекс властивостей металевих матеріалів, необхідно зосередитися на розгляді основних положень теорії дислокацій. Перш за все, потрібно відзначити два основні способи руху дислокацій. Перший – це спроможність рухатися за рахунок ковзання по визначених кристалографічних системах. Наведене явище представляє собою механічний процес, який відбувається без дифузії атомів. Другий спосіб заснований на переході крайової дислокації (рис.1д) від однієї площини ковзання в іншу. В літературі наведений процес має назву переповзання або неконсервативний рух дислокацій. В порівнянні з ковзанням, неконсервативний рух відбувається під прямим кутом до напрямку ковзання та, у значній мірі, пов'язаний з процесами дифузії. Наведені уявлення мають дуже велике значення щодо розуміння механізму утворення низки вакансій та дислокованих атомів (рис.1г), при взаємному перетинанні рухомих дислокацій.

В процесі пластичного деформування неухильне зростання кількості дефектів кристалічної будови і, в першу чергу дислокацій, супроводжується закономірним підвищенням результуючого напруження. Характер поведінки металевих матеріалів в залежності від умов навантаження (температура, швидкість деформації, її вид, знак та ін.) визначають з аналізу особливостей будови співвідношення між напруженням і деформацією, яке в літературі має назву діаграма деформування або навантаження. Якщо, в якості ведучої характеристики приймається деформація ( $\varepsilon$ ), а залежною від неї – напруження ( $\sigma$ ) діаграму називають по типу деформування: крутіння, розтягання, стискування, згину та ін. В інших випадках, діаграми називають діаграмами навантаження, коли необхідно підкреслити характер зміни напруження при зміні величини деформації. Аналіз графічного зображення кривої деформації указує на існування визначених ділянок, яким відповідає якісно різний характер співвідношення між напруженням і деформацією. Характер накопичення дефектів кристалічної будови в процесі навантаження (деформації), який супроводжується обов'язковими змінами внутрішньої будови металевих матеріалів і, як наслідок цього з комплексом властивостей, в дійсності зв'язаний із зовнішнім виглядом

діаграми. Швидкість зростання деформуючого напруження від величини деформації називають деформаційним зміцненням. На підставі цього, задача інтерпретації кривої зміцнення розкладається на дві складові: визначення дислокаційної структури кристала (просторове розташування дислокацій) і оцінка по цим даним напруження течії. При цьому необхідно урахувати, що дислокаційна структура безперервно змінюється в процесі деформування.

#### 1.4. Особливості деформації металевих матеріалів з гранецентрованою кубічною кристалічною решіткою.

Крива деформації монокристалу з г.ц.к. решіткою за характером співвідношення між  $\sigma$  та  $\varepsilon$  може бути розділена на три ділянки (рис.5).

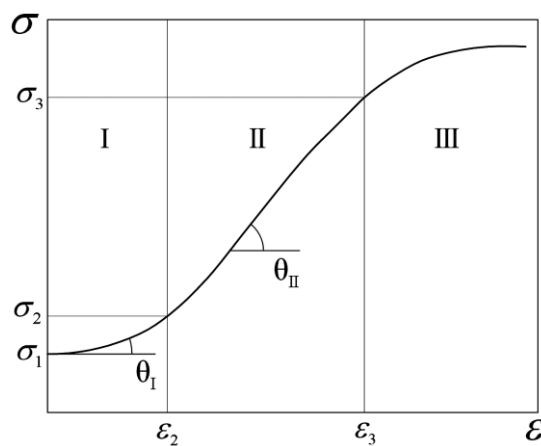


Рис.5. Схематичне зображення кривої розтягання монокристалу з г.ц.к. решіткою. I – ділянка легкого ковзання, II – ділянка лінійного деформаційного зміцнення, III – параболічного зміцнення.

Перша стадія кривої деформації відповідає процесу легкого ковзання. Цій стадії відповідає лінійна залежність між деформуючим напруженням і ступенем деформації, з низьким значенням коефіцієнта деформаційного зміцнення ( $\theta_I$ ). Величина  $\theta_I$  визначається як тангенс кута нахилу дотичної, яка побудована для визначеної точки кривої навантаження (рис.5). На цій стадії деформаційне зміцнення визначається приростом дислокацій, які практично рівномірно розташовуються в тонких лініях ковзання. Після досягнення визначеного рівня деформуючого напруження, коли в первинних системах ковзання накопичена така кількість дислокацій, що подальше їх ковзання стає неможливим, включаються інші системи (вторинні). В літературі наведене ковзання має назву множинне або турбулентне. Характерною особливістю наведеного явища являється зародження дислокацій, які мають можливість переміщуватися не по паралельним

площинам ковзання, що супроводжується їх взаємним гальмуванням. Вважається, що наведені явища є ознакою початку другої стадії кривої навантаження. Стадія II являється найбільш протяжною. Коефіцієнт деформаційного зміцнення суттєво перебільшує аналогічну характеристику стадії I. Прискорене накопичення дислокацій на стадії II супроводжується якісними змінами в дислокаційному розташуванні. Так, в рівномірному розташуванні дислокацій починають формуватися угруповання з різною густиною. В літературі наведені неоднорідності в розташуванні дислокацій мають назву флуктуації. Вважається, що виникнення флуктуацій в рівномірному розташуванні дислокацій являється початковою стадією формування дислокаційної чарункової структури.

На третій стадії відбуваються процеси вдосконалення дислокаційної чарункової структури. На фоні подальшого підвищення кількості накопичених дислокацій в системі, наведене явище складається з визначеної черги процесів, що відбуваються в металі. Границі чарунок стають більш тонкими, а їх внутрішні об'єми починають очищуватися від незв'язаних дислокацій. Далі, на останній стадії досконалості, перед початком формування осередків руйнування металу, відбуваються процеси подрібнення чарункової структури.

#### 1.5. Особливості деформації металевих матеріалів з об'ємно центрованою кубічною кристалічною решіткою.

В металах з об'ємно центрованою кубічною (о.ц.к.) решіткою кількість систем ковзання в декілька разів більша чим в г.ц.к. кристалах, що забезпечує вже на початкових етапах деформування виникненню вигинів на дислокаційних лініях з подальшим перетворенням їх у складні переплетіння. Дислокації в процесі переміщення починають скупчуватися в окремих вузлах, що приводе до утворення сіток з дислокацій (рис.6а). При подальшому зростанні ступеня пластичної деформації, дислокаційні сітки починають змінюватися за рахунок безперервного накопичення дислокацій. Після досягнення визначеної густини дислокацій, виникають угруповання, які називають суб границями. Наведені субграниці відділяють об'єми металу з підвищеною густиною дислокацій ( $\rho$ ) від тих, що мають відносно низьке значення  $\rho$  (рис.6б). Наведена схема у спрощеному вигляді ілюструє формування дислокаційної чарункової структури, що в край необхідно визначати при аналізі характеру поведінки металевих

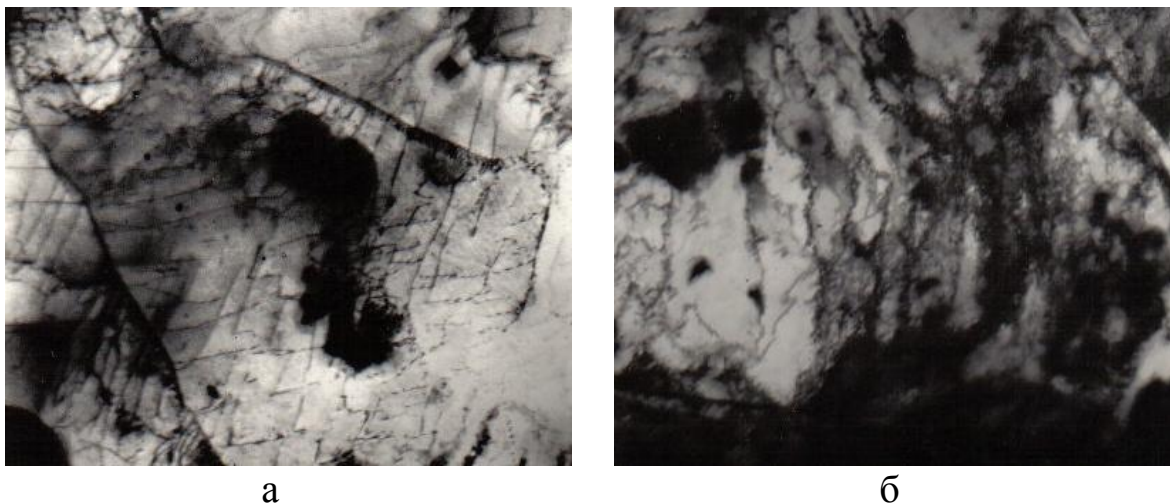


Рис.6.Дислокаційна структура армко заліза після деформації: а – 1 %; б – 25 %. Збільшення 19000х1,5.[В.К.Бабіч].

матеріалів в залежності від умов навантаження.

Враховуючи, що швидкість процесу видозмін дислокаційної чарункової структури (вдосконалення та подрібнення чарунок) визначає ресурс накопичення дефектів кристалічної будови до максимально припустимої межі при навантаженні, представляє визначений інтерес оцінити співвідношення між розміром чарунок та  $\rho$ . Так, із залежності енергії взаємодії дислокацій різного знаку визначено, що зниження накопиченої енергії системи буде досягтися при зменшенні відстані між ними. На підставі розрахунків по співвідношенням між накопиченою густиною дислокацій, енергією взаємодії між ними, розміром виникаючої неоднорідності в розташуванні дислокацій визначено, що розмір виникаючої чарунки ( $D$ ) може бути оцінений по обернено пропорційній залежності від  $\rho$  (Хольт, Трефілов):

$$D \approx \frac{1}{\sqrt{\rho}}. \quad (1)$$

Таким чином необхідно відзначити, що розуміння характеру розповсюдження виникаючих деформацій через еволюційні процеси внутрішньої перебудови, дозволить цілеспрямовано визначити безпечні умови експлуатації виробів з металевих матеріалів.

## 1.6. Деформаційне зміцнення металевих матеріалів.

Для розуміння рушійних сил по підвищенню характеристик міцності металевих матеріалів, їх тріщиностійкості з подрібненням структурних

складових, необхідно ввести поняття про деформаційне зміцнення під час навантаження.

Деформаційне зміцнення металів і сплавів – це процес підвищення властивостей міцності на підставі збільшення кількості дефектів кристалічної будови при пластичному деформуванні. Наведене явище можна розглядати як свого роду реакцію металу на деформацію. З іншого боку ураховуючи, що на характеристики деформаційного зміцнення мають вплив як структурні параметри металу, так і темп накопичення дефектів кристалічної будови після елементарного акту деформації, по характеру деформаційного зміцнення можна визначити рівень загальної дефектності металу, його можливий ресурс накопичення до межі виникнення осередків руйнування.

Параметрами деформаційного зміцнення являються характеристики, які визначають із аналізу залежності (Людвік), що описує криву деформації:

$$\sigma = \sigma_0 + K \cdot \varepsilon^m, \quad (2)$$

або модифікованої залежності (2а) (Холломон):

$$\sigma = K_1 \cdot \varepsilon^n, \quad (2a)$$

де  $K$ ,  $K_1$  – постійні,  $\sigma_0$  – напруження необерненого переміщення дислокацій,  $m, n$  – коефіцієнти деформаційного зміцнення. В залежності від вигляду кривої навантаження використовують співвідношення (2) або (2а). Коли крива навантаження відповідає металевим матеріалам з високим рівнем пластичних властивостей та при наявності площадки плинності, більш висока точність визначення параметрів деформаційного зміцнення досягається при використанні рівняння (2). Для матеріалів в зміцненому або крихкому стані, рівняння – (2а). Величина швидкості деформаційного зміцнення ( $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ ), визначається як тангенс кута нахилу дотичної у визначеній точці кривої навантаження. Диференціювання співвідношень (2), (2а) по  $\varepsilon$  дозволяє аналітично оцінити  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{(\sigma - \sigma_0) \cdot m}{\varepsilon}, \quad (3)$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\sigma \cdot n}{\varepsilon}. \quad (3a)$$

Визначення  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  обумовлено необхідністю оцінки характеру накопичення дефектів кристалічної будови, в першу чергу дислокацій, в залежності від ступеня пластичної деформації:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \approx \rho^{-1} . \quad (4)$$

Таким чином, з оцінки  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  стає зрозумілим, що чим більша накопичена кількість дислокацій в металі під час визначеної деформації, тим менше спроможність металу протидіяти процесам, які сприяють його руйнуванню.

### 1.7. Вплив розміру структурних складових на характеристики міцності сталі.

Вплив розміру зерна фериту на міцність низько вуглецевої сталі при монотонному навантаженні.

Враховуючи, що розмір зерна однофазних металевих матеріалів являється основним структурним елементом, зміна наведеної характеристики повинна впливати на комплекс властивостей.

На підставі чисельних досліджень було визначено, що зростання межі плинності ( $\sigma_T$ ) або міцності ( $\sigma_\varepsilon$ ) від розміру зерна ( $d$ ) різноманітних металів або однофазних сплавів достатньо однозначно підпорядковується залежності:

$$\sigma_T(\sigma_\varepsilon) = \sigma_i + K_y \cdot d^{-0.5}, \quad (5)$$

де  $\sigma_i$  – напруження тертя кристалічної решітки,  $K_y$  – коефіцієнт, який дає змогу оцінювати проникливість границь зерен, з великими кутами розорієнтації, пластичній деформації, що розповсюджується.

Враховуючи, що в первинному вигляді наведене співвідношення (в літературі носить назву рівняння Холла – Петча) було запропоноване для оцінки межі плинності від розміру зерна фериту низько вуглецевої сталі, подальший розгляд доцільно проводити на прикладах сталей. Використання наведеної залежності (5) дозволяє визначити стан твердих розчинів, неоднорідність розташування дефектів кристалічної будови, хімічну неоднорідність, які в свою чергу впливають на процеси зміни внутрішньої будови, і як наслідок цього, на поведінку металу від умов навантаження, аж до моменту зародження осередків руйнування. Використання залежності (5) дозволяє зрозуміти на підставі яких чинників, при зменшенні розміру зерна фериту, спостерігається зростання властивостей міцності низько вуглецевих сталей та однофазних сплавів. Початковим умовам навантаження, коли відбуваються перші акти пластичної деформації, відповідають два типи плинності: за допомогою розповсюдження стрічок Чернова-Людєрса, з

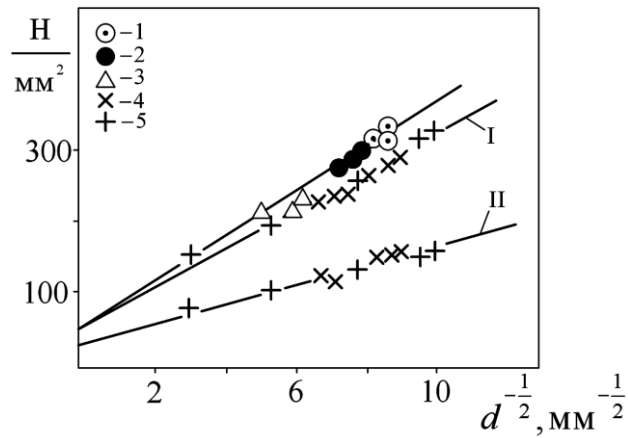


Рис.7. Залежність  $\sigma_T$  (I) і  $\sigma_0$  (II) від розміру зерна фериту низько вуглецевої сталі (0,06% вуглецю) після різноманітних обробок: після гарячої прокатки (1, 2); холодної прокатки на 60..80 % та відпалу 680 °С, 10 год. (3, 4); гартування та відпуску 680 °С, 1 год. (5); ізоtermічного охолодження, деформації 25..90 %, відпалу 680 °С, 1 год. (5)

достатньо великою неоднорідністю розподілу деформації (рис.8) та без наведених стрічок. Для наведеного випадку на діаграмах навантаження спостерігають повільний перехід від області пружних деформацій до області однорідного деформаційного зміцнення (ОДЗ).

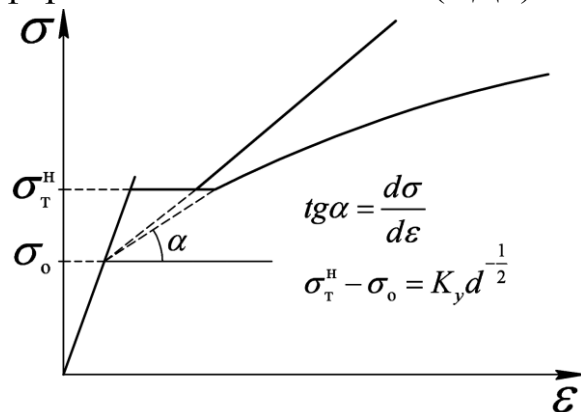


Рис. 8. Істинна крива деформації.

Як свідчить аналіз кривої (рис.8), при збільшенні деформуючого напруження від  $\sigma_0$  до межі плинності, в металі вже накопичена визначена кількість дефектів кристалічної будови, при чому темп їх приросту визначається розміром зерна фериту. З іншого боку, сам процес формування дислокаційних структур в значній ступені залежить не тільки від структурних параметрів металу, а і від умов навантаження. Так, при одно спрямованому розтяганні збільшення діючого напруження на рівні від  $\sigma_0$  до  $\sigma_T$  супроводжується зростанням  $\sigma_i$  та  $K_y$  (співвідношення 2) від 50 до 65 МПа та від 13 до 27,5 н/мм<sup>3/2</sup>

відповідно. Наведений характер зміни параметрів обумовлений впливом зростання густини дислокацій при деформуванні металу на підвищення опору роботі джерелам дислокацій. Одночасно із зростанням необхідного рівня напруження для зародження дислокацій підвищується величина  $K_y$ , яка характеризує ступінь складності подолання дислокаціями границь між зернами фериту. Таким чином, у процесі навантаження сталі від  $\sigma_0$  до  $\sigma_T$  зростання  $K_y$ , яка зв'язана із збільшенням густини дислокацій.

Враховуючи, що існування ділянки переривчастої течії супроводжується дуже високим ступенем неоднорідності розподілу деформації в металі, усунення наведеної ділянки являється, достатньо часто, важливою технологічною операцією. На підставі цього, визначення умов формування осередку смуги деформації представляє визначений інтерес. Однією з умов, яка повинна бути виконана для рухомих дислокацій при формуванні осередку смуги – це виконання визначеного співвідношення між напруженням ковзання кристалічної решітки фериту  $\sigma_i$  та величиною розблокування дислокацій ( $\sigma_d$ ) при розповсюдженні течії металу. За умови формування осередку смуги деформації (ще має назву в літературі смуги Чернова – Людерса) повинно виконуватись співвідношення:

$$\sigma_d \geq \sigma_i \quad (6)$$

де  $\sigma_d = K_y \cdot d^{-0.5}$ . При дослідженнях структури металу було підтверджено виконання нерівності (6). Так, після досягнення деформуючим напруженням рівня  $\sigma_d$ , спостерігається різкий приріст густини рухомих дислокацій ( $\Delta\rho_m$ ). Це досягається за рахунок низького опору переміщенню дислокацій, що і приводить до формування смуги деформації. Враховуючи, що дислокація являється елементарним носієм пластичної деформації, умова (6) може бути представлена у вигляді співвідношення між локальною швидкістю деформації ( $\dot{\epsilon}_d$ ) та швидкістю переміщення дислокацій ( $v$ ):

$$\dot{\epsilon}_d = k \cdot b \cdot \rho_m \cdot v, \quad (7)$$

де  $k$  - коефіцієнт,  $b$  - вектор Бюргерса (напрямок та довжина елементарного акту переміщення дислокації).

За умови коли  $\sigma_d \leq \sigma_i$ , розблокування дислокацій відбудеться при рівнях напружень нижче як напруження ковзання кристалічної решітки. На підставі цього, неодночасний рух дислокацій в різних об'ємах зерна

фериту приведе до порушення умови (6) і, як наслідок цього деформація Людерса буде відсутня (відсутність на діаграмі деформації площадки плинності). При підвищенні ступеня пластичної деформації вище за визначену межу, коли починають формуватися перші флуктуації по густині дислокацій в рівномірному їх розподілі (рис.6), поступово виникають ознаки відхилення з виконання рівняння (5). Обумовлене наведене становище розвитком процесів деформаційного зміцнення.

Вплив розміру феритного прошарку перліту на властивості вуглецевих сталей при деформації.

Поява, в структурах сплавів та вуглецевих сталей часток другої фази супроводжується виникненнями відхилень при виконанні співвідношення (5). При чому, чим більша об'ємна частка другої фази присутня в структурі металу, тим більший рівень відхилень вноситься в залежність  $\sigma_T$  від  $d$ . З іншого боку, вплив дисперсності часток та їх морфології по характеру практично не відрізняється від залежності від  $d$ . Так, якщо для вуглецевої сталі провести заміну  $d$  на товщину феритного прошарку перліту ( $\lambda$ ), рівняння (5) може бути переписано:

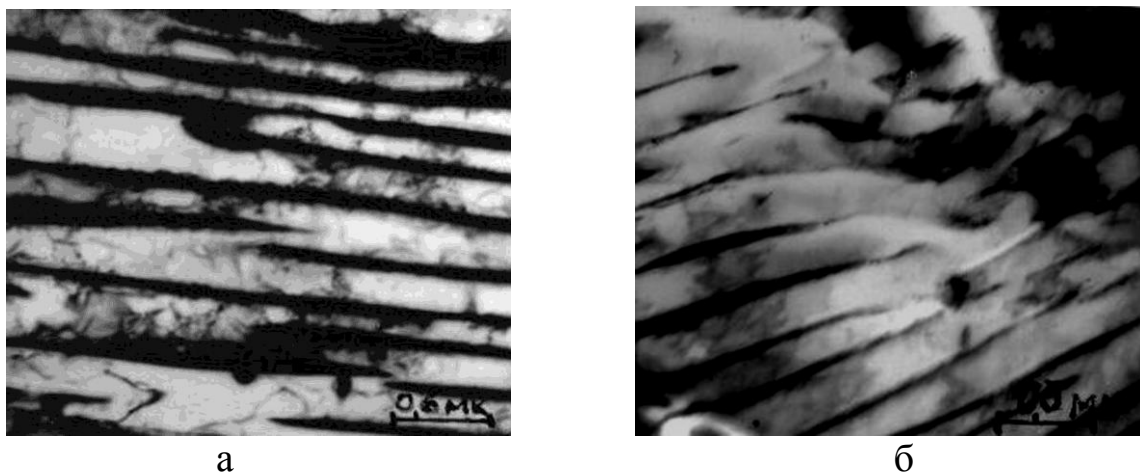


Рис.9.Дислокаційна структура перлітної колонії вуглецевої сталі з 0,65% С в залежності від товщини феритного прошарку  $\lambda$  ( а – 0,31мкм, б – 0,165 мкм) та ступеня пластичної деформації (а – 12, б – 30%).

$$\sigma_T(\sigma_e) = \sigma_i + K_y \cdot \lambda^{-0.5}, \quad (8)$$

де  $\sigma_i$  і  $K_y$  - характеристики аналогічні параметрам рівняння (5).

З аналізу наведеної залежності витікає, що зростання дисперсності перліту вуглецевої сталі супроводжується підвищенням  $\sigma_T$  та  $\sigma_e$ . Розглядаючи зміни дислокаційної структури в феритних прошарках

перлітної колонії при пластичному деформуванні вуглецевої сталі (рис.9) можна однозначно визначити, що підвищення дисперсності перліту (зменшення  $\lambda$ ) супроводжується зниженням темпу накопичення густини дислокацій. Так, для вуглецевої сталі з  $\lambda$  0,31мкм після деформації 12% візуально можна визначити більш високу кількість накопичених дислокацій в феритних проміжках перліту (рис.9а), в порівнянні з  $\lambda$  0,165 мкм навіть після деформації приблизно в три рази більшої (рис.9б). Представлений характер впливу зменшення  $\lambda$  обумовлений підвищенням спроможності пластин цементиту перлітної колонії витримувати більші пластичні деформації без ознак руйнування. Таким чином, можна з впевненістю вважати, що більш низькому темпу накопичення дислокацій в фериті перліту буде відповідати зсув моменту виникнення немонотонних угруповань в розподілі дислокацій у бік більш високих сумарних деформацій.

### **Питання для самоперевірки.**

1. Назвати основні типи міжатомного зв'язку в кристалах.
2. Який тип міжатомного зв'язку в кристалах з найбільш високим рівнем твердості?
3. За рахунок чого в кристалах виникають сили Ван – дер – Ваальса?
4. Чим обумовлений високий рівень твердості в кристалах з ковалентним типом міжатомного зв'язку?
5. З чим пов'язане виникнення сил зв'язку в йонних кристалах?
6. Чим обумовлено виникнення сил зв'язку в металевих кристалах?
7. Назвіть різновиди властивостей матеріалів.
8. З чого складається поняття «пластичність» металу?
9. З чого складаються сплави?
10. Що являють собою кристалічні решітки?
11. Перлічити різновиди внутрішньої структури сплавів.
12. Що являють собою тверді розчини?
13. Перелічити різновиди твердих розчинів.
14. Що являє собою механічна суміш?
15. Що являють собою хімічні сполуки?
16. Які ознаки хімічної сполуки?

- 17.Перелічити різновиди дефектів кристалічної будови.
- 18.Що представляють собою нуль - мірні дефекти кристалічної будови металу?
- 19.Назвати лінійні дефекти кристалічної будови.
- 20.Назвати різновиди лінійних дефектів кристалічної будови.
- 21.Що представляють собою поверхневі дефекти в полікристалах?
- 22.Навести приклади об'ємних дефектів в сплавах.
- 23.Що таке густина дислокацій в металі?
- 24.Що таке дисперсність структурних складових?

## Глава 2. Структурні зміни та деформаційне зміцнення металевих матеріалів при реверсивному навантаженні.

Враховуючи, що поведінка металу при деформуванні в області однорідного деформаційного зміцнення підпорядковується співвідношенню (2), а спроможність до деформаційного зміцнення оцінюється залежністю (3 або 3а), використання наведених параметрів дозволить оцінити зміни дислокаційної структури в залежності від схеми навантаження. З урахуванням того, що на початкових етапах деформування в залежності від схеми навантаження (односпрямоване статичне або знакозмінне) обов'язково буде різний темп накопичення дефектів кристалічної будови, вважається за доцільне очікувати розбіжності і в формуванні дислокаційних субструктурних утворень таких, як чарунки різного ступеню удосконалення.

### 2.1. Структурні зміни при реверсивному навантаженні низько вуглецевої сталі.

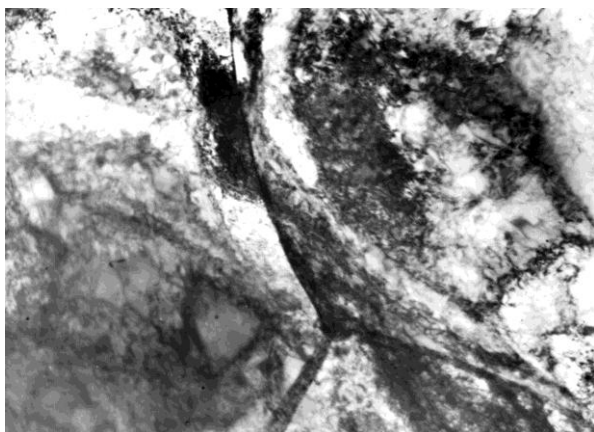
В порівнянні з односпрямованим навантаженням, зміна знаку деформації на протилежний супроводжується зниженням рівня межі плинності, пружності та інших характеристик опору малим пластичним деформаціям. Наведене явище носить назву “ефект Баушингера”. Вважаючи, що в основі ефекту Баушингера знаходяться процеси переміщення дислокацій, вивчення цих процесів дозволить зрозуміти, що є спільного та різного в поведінці металу при односпрямованому та реверсивному деформуванні. Так, при зміні знаку навантаження спостерігається зниження напруження необерненого переміщення дислокацій ( $\sigma_0$ ) в зворотному напрямку та збільшення параметрів деформаційного зміцнення ( $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ ,  $m$ ). Таким чином якщо,  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \approx \rho^{-1}$ , то можна з упевненістю вважати, що збільшення  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  при реверсивному навантаженні може розцінюватися як зниження загальної густини накопичених дислокацій, що в дійсності і спостерігається експериментально. При структурних дослідженнях було визначено, що не тільки знижується кількість накопичених дислокацій (рис.10), але одночасно з цим змінюється і характер їх розташування. Дійсно, за рахунок того, що при односпрямованому навантаженні щільність дислокацій в середині зерна фериту більша в порівнянні з областями поблизу границь з великими кутами розорієнтації, збільшення ступеня

деформації супроводжується зростанням наведеної різниці в кількості дислокацій. Обумовлено це тим, що при естафетній передачі пластичної течії через границі зерен приграничні області в першу чергу збіднюються на дислокації. Наведене явище обумовлено тим, що великокутові границі являють собою як місця зародження дислокацій, так і виконують функції місць анігіляції (взаємного знешкодження). При зміні знаку навантаження, зниження опору переміщенню дислокацій в зворотному напрямку, з одночасним формуванням дислокацій протилежного знаку, неодмінно будуть сприяти розвитку процесів анігіляції при зустрічі дислокацій протилежних знаків. На підставі цього, при реверсивному деформуванні в приграничних об'ємах зерен буде спостерігатися перебільшення по щільності дислокацій в порівнянні з серединою зерна. Наведена схема підтверджується експериментально. Аналіз характеру залежності межі плинності від розміру зерна фериту низьковуглецевої сталі для односпрямованого монотонного і реверсивного навантажень показує на якісні розбіжності в характері зміни параметрів рівняння (2). Зміна знаку деформації (на рівні межі плинності) супроводжується зниженням  $K_u$ , при цьому чим більша ступінь попередньої деформації, тим вище зниження  $K_u$ , при реверсивному навантаженні. Але експериментально було визначено, що зниження величини  $K_u$  спостерігали лише до значення попередньої деформації, яка була різною для різних сталей та їх структурного стану, а далі відбувалося її зростання. Позначимо наведену деформацію як  $\varepsilon_n$ . На підставі рентгеноструктурних та електронно-мікроскопічних досліджень було визначено, що величина  $\varepsilon_n$  в дійсності співпадає з моментом формування дислокаційних структурних будов, після розпаду рівномірного розподілу дислокацій на структури з визначеною періодичністю. При цьому, чим більший розмір зерна фериту тим  $\varepsilon_n$  менша, а величина  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  зростала. Збільшення вмісту вуглецю в сталі (зростання об'ємної частки цементиту за стехіометрією) без підвищення дисперсності перлітної колонії, супроводжується також зниженням  $\varepsilon_n$ . Обумовлено це підвищенням параметрів деформаційного зміцнення від дисперсійного зміцнення. Дуже близькі абсолютні значення  $\varepsilon_n$ , при односпрямованому і реверсивному навантаженнях (для незмінного вмісту вуглецю в сталі) показують, що більшість процесів перерозподілу та анігіляції дислокацій при ефекті Баушингера обмежуються об'ємом зерна фериту низько вуглецевої сталі.

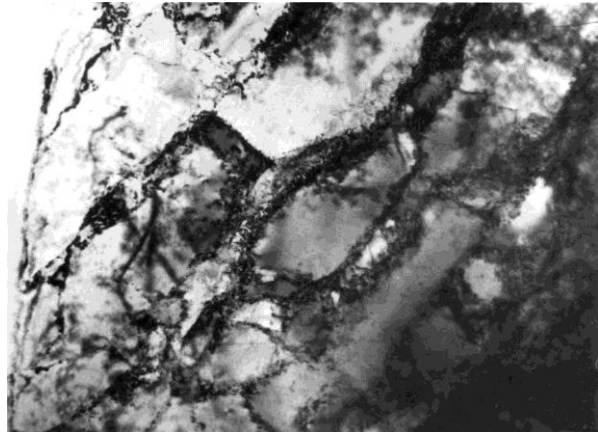
Відомо, що при навантаженні характер залежності більшості властивостей сталей від внутрішньої будови, суттєво змінюється після

моменту досягнення значення  $\varepsilon_n$ . Дійсно, для низьковуглецевих сталей збільшення розміру зерна фериту супроводжується зниженням  $\varepsilon_n$ , при цьому розмір дислокаційної чарунки збільшується. Однак, розпад рівномірного розподілу дислокацій на періодичні структури відбувається при відносно низькому накопиченні дислокацій. На підставі цього (при збільшенні  $d$ ) формуються чарунки, які в подальшому процесі деформування в більшій ступені спроможні до змін. Внаслідок цього, у більшій мірі протікають процеси анігіляції дислокацій, а метал може витримати підвищені сумарні пластичні деформації до максимальної межі накопичення дислокацій ( $10^{12} \text{ см}^{-2}$ ). На підставі цього наведеного збільшення  $d$  повинно приводити до зростання пластичності низько вуглецевої сталі. Підтверджуються наведені положення дослідженнями зміни внутрішньої будови деформованого металу після знакозмінного навантаження.

Експериментально визначено, що при циклічному деформуванні послідовна зміна етапів зміцнення та пом'якшення, за рахунок різниці в розвитку процесів анігіляції дислокацій в різних об'ємах зерна (поблизу границь та в середині), сприяють дуже швидкому перетворенню рівномірного розподілу дислокацій на періодичні структури. Так наприклад, після холодної пластичної деформації прокаткою на 20 % в сталі з 0,1 % С формується недосконала дислокаційна чарункова структура фериту (рис. 10а). Про це свідчать достатньо широкі



а



б

Рис.10. Дислокаційна структура фериту низько вуглецевої сталі після 20% пластичної деформації прокаткою (а) та після послідовних чотирьох циклів знакозмінного згину (б). Збільшення  $13000 \times 1.5$ . [Е.М.Міхайліченко].

субграниці, в яких відносно низька густина дислокацій та присутність визначеної кількості незв'язаних дислокацій в тілі самих чарунок. Піддаючи холоднокатану сталь чотирьом циклам знакозмінного згину

були досягнуті умови розвитку процесів досконалості чарунок. Про це свідчать зниження накопиченої кількості дислокацій, звуження субграниць та часткове очищення тіла чарунок від незв'язаних дислокацій (рис. 10б).

Таким чином, одним із пояснень щодо складного механізму впливання розміру зерна фериту на поведінку металу при знакозмінному навантаженні, являється процес розпаду однорідного розподілу дислокацій на періодичні структури з подальшою швидкою їх досконалістю. Наведений процес, в протилежність односпрямованому навантаженню, супроводжується суттєвим зниженням накопичених під час первинного деформування дефектів кристалічної будови. На підставі цього, момент досягнення межі максимально припустимої кількості дислокацій в металі після зміни знаку навантаження зсувається у бік більших сумарних деформацій.

## 2.2. Структурні зміни при реверсивному навантаженні середньо – та високо вуглецевих сталей.

Для середньо- та високо вуглецевих сталей характер поведінки при реверсивному навантаженні в значній ступені подібний тому, що спостерігали для металу з низькою концентрацією вуглецю. Так, при розтяганні вуглецевої сталі, пропорційно ступеню пластичної деформації зростає кількість накопичених дефектів кристалічної будови, що однозначно ілюструється монотонним збільшенням ширини лінії рентгенівської інтерференції (211). Зміна знаку навантаження

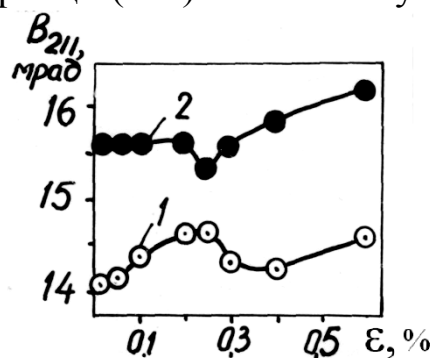


Рис.11. Зміна ширини лінії рентгенівської інтерференції (211) при розтяганні ( $\epsilon$ ), попередньо деформованої стискуванням (1 – 7%, 2 – 13%) сталі з 0,7%С.

супроводжується виникненням аномалій на залежності приросту кількості дефектів (рис.11). При чому, величина максимального зниження накопичених дефектів, після зміни знаку навантаження,

обернено пропорційна ступеню попередньої деформації. Наведена залежність пов'язана з якісними змінами дислокаційної структури. При збільшенні кількості накопичених дислокацій за умови однорідного їх розташування (попереднє навантаження), величина зниження їх кількості при послідовному реверсивному деформуванні буде зростати. Обумовлений характер пом'якшення відповідає умовам відсутності процесів блокування руху дислокацій, коли ще не виникають складні дислокаційні угруповання типу чарунок (крива 1, рис.11). Після більш великих попередніх деформацій, коли виникають ознаки формування дислокаційної чарункової структури, хоча і недосконалої, кількість рухомих дислокацій різко знижується і, після зміни знаку навантаження процеси анігіляції будуть суттєво ускладнені. Величина зниження кількості дефектів повинна бути меншою. Наведене пояснення зміни дислокаційної структури в залежності від схеми навантаження дозволяє визначити характер залежності механічних властивостей металевих матеріалів. На рис.12 представлена залежність властивостей міцності вуглецевих сталей при розтяганні (структурний стан після нормалізації) від величини попередньої деформації стискуванням. При збільшенні об'ємної частки пластинкового цементиту (перліту) величина зниження

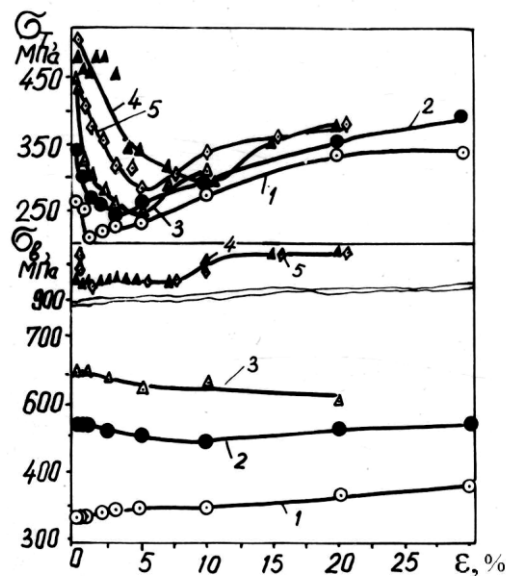


Рис.12.Вплив величини попередньої деформації стискуванням ( $\varepsilon$ ) на межу плинності ( $\sigma_T$ ) та міцності ( $\sigma_6$ ) при розтяганні нормалізованої сталі з різним вмістом вуглецю (1 - 0,1; 2 - 0,3; 3 - 0,5; 4 - 0,8; 5 - 1,3%).

$\sigma_T$  збільшується від 50 до 200 МПа. Зростання вмісту вуглецю супроводжується не тільки збільшенням величини зниження характеристик міцності але і зсувом максимуму їх зниження у бік більш великих деформацій при попередньому навантаженні. При цьому межа

міцності змінюється значно менше. Обумовлений характер зміни  $\sigma_s$  деформуванням металу вже із сформованою дислокаційною чарунковою структурою, в якій велика кількість дислокацій вже зв'язана в дислокаційні угруповання (типу чарунок). Зрозуміти характер зміни  $\sigma_T$  можна з залученням основних положень теорії деформаційного зміцнення.

### 2.3. Деформаційне зміцнення вуглецевої сталі при зміні знаку навантаження.

Незалежно від вмісту вуглецю в сталі, залежність параметрів деформаційного зміцнення при реверсивному навантаженні має екстремальний характер (рис.13). Пропорційно об'ємної частки цементиту, величина приросту швидкості деформаційного зміцнення ( $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ ) при зміні знаку навантаження збільшується від 500 МПа (0,1%С) до 1100 МПа (0,5%С). При цьому положення максимуму зростання  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ , при збільшенні вмісту вуглецю зсувається у бік більш високих попередніх деформацій стискування. Характер залежності  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  та  $m$  в

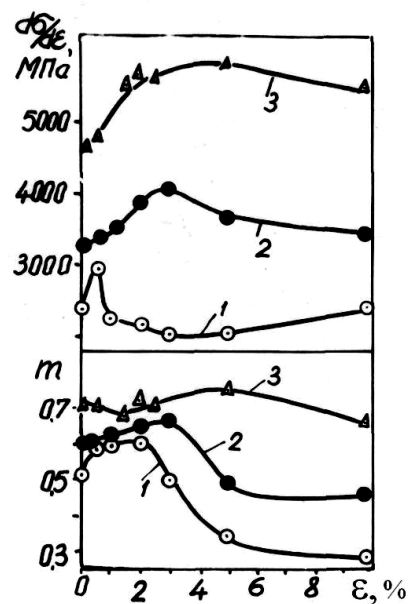


Рис.13. Вплив ступеня попередньої пластичної деформації стискуванням на  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  та  $m$  при розтяганні вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю (1 – 0,1; 2 – 0,3; 3 – 0,5%).

порівнянні із зміною  $\sigma_T$  (рис.12) при реверсивному навантаженні, показує існування обернено пропорційного зв'язку, з високим

коефіцієнтом кореляції. З урахуванням того, що швидкість деформаційного зміцнення

характеризує процес накопичення дислокацій (4), максимальне зниження  $\sigma_T$  (при зміні знаку навантаження) обумовлене розповсюдженням деформації при зниженій кількості дислокацій в порівнянні з односпрямованим навантаженням. Додаткове підтвердження, витікає із залежності  $m$  (рис.13). Окрім величин міцності, при зміні знаку навантаження спостерігається підвищення також і пластичних характеристик металу (рис.14). На підставі цього слід вважати, що розвиток процесів внутрішньої перебудови при відносно малих пластичних деформаціях, які за своїм характером відрізняються від поведінки металевих матеріалів при односпрямованому навантаженні (зростання міцності та зниження пластичності), можуть поширюватися у бік великих сумарних

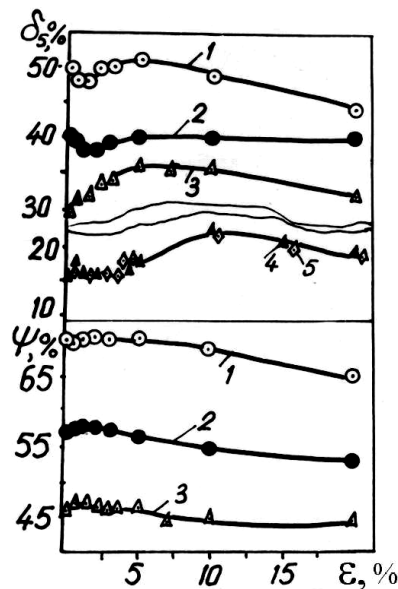


Рис.14. Характер залежності відносного подовження ( $\delta$ ) та відносного звуження ( $\psi$ ) вуглецевих сталей при розтяганні від ступеню попередньої деформації стискуванням ( $\varepsilon$ ). Позначення такі, як на рис.12 [І.О.Вакуленко].

деформацій. Підтвердження цього положення слід шукати в оцінці процесу структурних змін в залежності від схеми деформації.

Так, при пластичному односпрямованому деформуванні, збільшення кількості перліту супроводжується зростанням  $\varepsilon_n$  (рис.15). При цьому, після формування дислокаційних чарунок в фериті перліту дуже швидко досягаються умови формування перших субмікротріщин, які вже можна розглядати як початкові етапи руйнування металу. Таким чином, зсув моменту виникнення неоднорідностей в розподілі дислокаційної

структури в фериті перліту у бік більш великих деформацій слід вважати запорукою підвищення пластичних властивостей вуглецевих сталей, особливо їх тріщиностійкості при односпрямованому

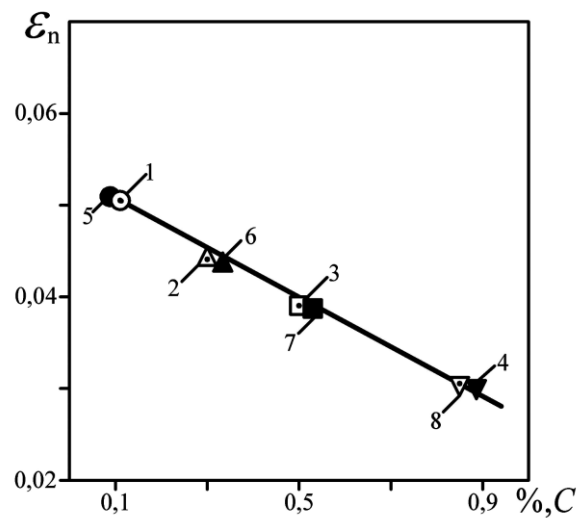


Рис.15. Вплив вмісту вуглецю в сталі та схеми навантаження (1, 2, 3, 4 – односпрямоване, 5, 6, 7, 8 – реверсивне) на величину деформації виникнення чарунок ( $\epsilon_n$ ).

навантаженні. Експериментально спостерігаємо підвищення пластичних властивостей металу після зміни знаку навантаження, обумовлене розвитком процесів структурних перетворень що обмежуються розміром структурного елемента. Зростання об'ємної частки карбідної складової супроводжується неухильним зменшенням деформації початку формування чарункових структур незалежно від схеми деформування (рис.15), а збільшення пластичних властивостей (рис.14) указує на підвищення спроможності до змін сформованих дислокаційних угруповань.

Таким чином слід вважати, що в порівнянні з односпрямованим навантаженням, зміна знаку деформації супроводжується розповсюдженням пластичної течії при понижених рівнях потрібної густини рухомих дислокацій. Вагомого значення набуває також величина структурного елемента сталі. Для однофазних сплавів та низько вуглецевих сталей величина зниження межі плинності, після зміни знаку навантаження, обумовлена анігіляцією дислокацій в областях зерен поблизу границь з великими кутами (зменшення  $K_u$ ). Розвиток процесів структурних змін, в цьому випадку, обмежується об'ємом зерна. Для сталей з підвищеним вмістом вуглецю, одночасне зменшення  $\epsilon_n$  та зростання  $\epsilon_B$  (деформація максимального зниження межі плинності при зміні знаку навантаження), указують на обмеження

розвитку процесів структурних змін в металі об'ємом сформованих дислокаційних чарунок різного ступеню вдосконалості.

#### 2.4. Механізми утворення тріщин при статичному навантаженні.

Формування зародка тріщини від зниження загальної енергії кристалу.

Запас пластичних властивостей металевих матеріалів та зв'язана з ним тріщиностійкість в значній ступені залежать від температури випробувань. На підставі аналізу великої кількості експериментального матеріалу було визначена велика розбіжність між теоретичною крихкою міцністю і реальною поведінкою металів і сплавів при навантаженні.

Представлене положення навело на необхідність урахування впливу на рівень міцності з боку існування визначеної кількості субмікроскопічних ушкоджень у вигляді мікро тріщин. За наведеним підходом, в процесі розтягання металу, по краях тріщин виникає концентрація пружних напружень, що супроводжується виникненням розривів, при відносно малому рівні навантаження. Наведена точка зору уперше була висунута англійським вченим Гріффітсом (рис.16). Якщо центральний отвір замінити гострою тріщиною з локальним розташуванням атомів, то силові лінії представляють собою атомарні зв'язки. При передачі зусилля від вершини тріщини низка, атомів АВ

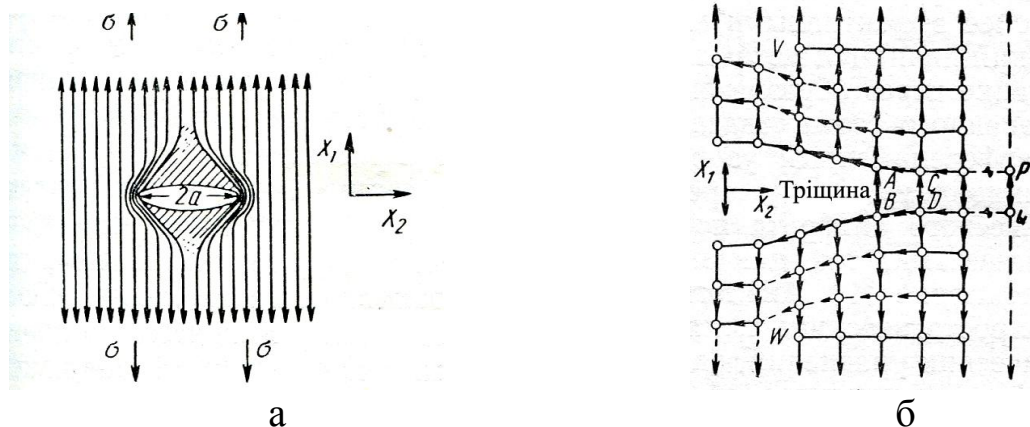


Рис.16. Схематичне зображення силових ліній у еліптичного отвору довжиною  $2a$  в середині пластини (а) та впливу зусиль на атомарні зв'язки навколо вершини гострої тріщини (б).

(рис.16б) буде навантажена та деформована найбільш сильніше. Зв'язок CD навантажений на менший рівень та тільки на достатньо великій відстані від вершини тріщини (зв'язок PL), рівень напружень буде дорівнювати значенням на кінцях пластини. На підставі цього, при одновісному навантаженні пластини з тріщиною виникають напруження розтягання не тільки в напрямку  $x_1$ , але і в  $x_2$ . Таким чином, процес

руйнування матеріалу в значній ступені визначається поведінкою його в областях, які достатньо віддалені від непосредственного атомарного оточення вершини тріщини.

За теорією Гріффітса, зростання тріщини відбувається лише за умови якщо загальна вільна енергія системи знижується. Таке положення може мати місце коли збільшення потенційної енергії буде менше в порівнянні з прибутком поверхневої енергії порожнини тріщини. Проведеними чисельними дослідженнями підтверджене виконання наведеного співвідношення у вигляді залежності між критичним розміром тріщини ( $C$ ) та необхідним напруженням ( $\sigma_k$ ) для її зростання, за умови плоского напруженого стану:

$$\sigma_k = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi C}}, \quad (9a)$$

де  $\gamma$  - поверхнева енергія металу,  $E$  - модуль Юнга. Для умов плоско деформованого стану:

$$\sigma_k = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi(1-\nu^2)C}}, \quad (9b)$$

де  $\nu$  - коефіцієнт Пуасона.

З метою визначення межі використання, теорія була перевірена на експериментах із скляними зразками, які мали дефекти різного розміру. Подалі, проведені дослідження показали можливість її використання для прогнозу поведінки тугоплавких металевих матеріалів на основі вольфраму, цинку, коли руйнування сколом відбувалося по площинам базису. Протиріччя починають виникати при спробах використання теорії Гріффітса для розуміння поведінки пластичних матеріалів, які вже мають тріщини. Однак, наведений підхід отримав дуже широкого застосування та дав поштовх для розвитку теорій, які засновані на дислокаційному механізмі.

Механізм утворення тріщини від гальмування дислокацій перешкодою в площині ковзання.

За дислокаційним механізмом пластичної деформації, елементарними її носіями являються дислокації. Переміщення дислокацій відбувається під дією напружень, що орієнтовані вздовж кристалографічних площин ковзання. З урахуванням існування різноманітних дефектів кристалічної будови, взаємодія дислокацій з наведеними дефектами супроводжується змінами в характері їх переміщення. В залежності від типів дефектів, їх кількості, розташування та ін., характер впливу може суттєво змінюватися: від гальмування руху дислокацій до повного блокування.

На підставі наведених уявлень перешкода, що розташовується на шляху руху дислокацій може утворювати з них низку, за умов що дислокації зароджені від одного джерела. Процес утворення тріщини схематично наведений на рис.24. Якщо позначити положення джерела дислокацій  $S$ , яке розташоване на відстані  $L$  від перешкоди ( $O$ ), то під дією напруження  $\tau$  може бути утворена низка з  $n$  дислокацій з вектором Бюргерса  $b$ . Дислокації, що накопичуються поблизу перешкоди приводять до підвищення концентрації напружень в гирлі утвореної тріщини, яка пропорційна кількості загальмованих дислокацій. За умов великої кількості накопичених дислокацій виконується співвідношення:

$$n = \frac{\pi L \tau k}{G b}, \quad (10)$$

де  $G$  - модуль зсуву,  $k$  - деякий коефіцієнт, який для крайової дислокації дорівнює 1, для гвинтової  $k = 1 - \nu$ ,  $\nu$  - коефіцієнт Пуасона. Після перетворення співвідношення (10) та заміни дотичних напружень на

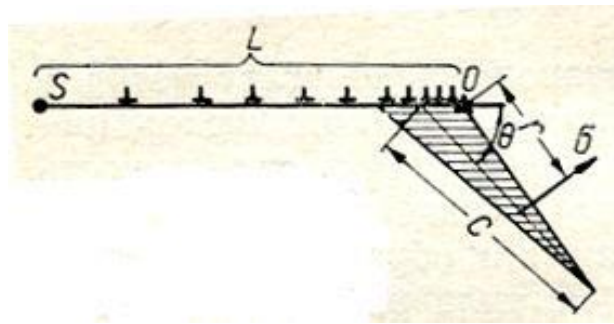


Рис.17. Схема утворення тріщини за моделлю Стро.

нормальні, отримаємо залежність яка дає змогу оцінити величину напруження, що діє на відстані  $r$  від перешкоди:

$$\sigma = 1,5 \sqrt{\frac{L}{r}} \tau \cdot \sin \theta \cdot \cos \frac{\theta}{2}, \quad (11)$$

де  $\theta$  - кут разорієнтації напрямком зростання тріщини і площиною ковзання дислокацій. За умов коли кут разорієнтації дорівнює  $70,5^\circ$ , нормальні напруження досягають максимального значення і можуть бути оцінені:

$$\sigma_{\max} = \frac{2}{\sqrt{3}} \tau \sqrt{\frac{L}{r}} \quad (12)$$

Імовірність крихкого руйнування за дислокаційною моделлю визначається імовірністю збереження розташування заблокованих дислокацій. В залежності від умов розблокування дислокації (що заблокована перешкодою) можуть по різним шляхам мати розвиток процеси структурних змін. Так, за умов коли зростаюча тріщина не приводе до активації джерел дислокацій відбувається прискорене її зростання. Протилежно цьому, коли відбувається включення джерела дислокацій при зростанні тріщини, починається розвиток пластичної деформації, що в свою чергу приводе до поглинання визначеної кількості пружної енергії, в наслідок чого зростання тріщини повинне гальмуватися.

### Процес зародження тріщин від з'єднання дислокацій.

За визначених умов навантаження процес рекомбінації дислокацій різного знаку, які розташовані в паралельних площинах ковзання, може привести до формування порожнини в мікро об'ємі кристалу, що розглядається як зародок тріщини. В якості прикладу може бути розглянута схема формування порожнини від переміщення чотирьох

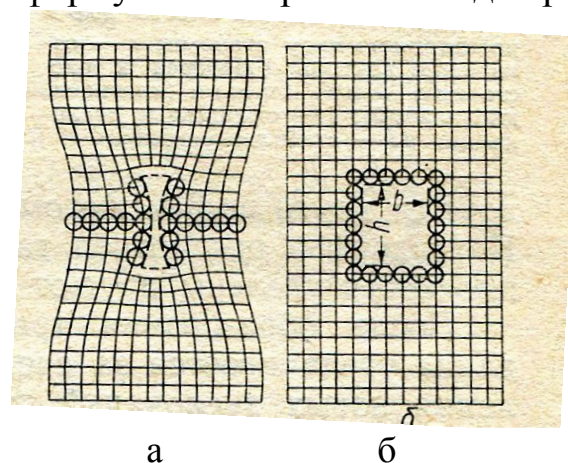


Рис.18.Схема утворення порожнини від взаємодії між двома угрупованнями дислокацій що рухаються у паралельних системах ковзання. Формування складної дислокації (а), перетворення її в порожнину з розмірами  $h$  і  $b$  (б).

позитивних і чотирьох дислокацій з негативним знаком. Дислокації рухаються на зустріч одна одній і, після взаємодії між ними, відбувається утворення порожнини, яку можна розглядати як складну дислокацію (рис.18а). Після виникнення напружень розтягання, наведена складна дислокація перетворюється у порожнину з параметрами  $b=4a$  та  $h=5a$ , де  $a$  - міжатомна відстань кристалічної решітки (рис.18б). Після формування зародка тріщини (порожнини визначеного розміру) її довжина буде неухильно збільшуватися за

рахунок підводу нових дислокацій. Досягнення тріщиною критичного розміру приведе до остаточного руйнування металу.

### **Питання для самоперевірки.**

1. Яким чином впливає збільшення ступеню пластичної деформації на міцність металевих матеріалів при односпрямованому навантаженні?
2. Яким чином впливає збільшення розміру зерна фериту на міцність низько вуглецевої сталі при односпрямованому навантаженні?
3. Яким чином впливає збільшення товщини феритного про шарку перліту на міцність вуглецевої сталі при односпрямованому навантаженні?
4. Що являє собою дислокаційна чарункова структура?
5. За рахунок яких чинників відбувається формування дислокаційної чарункової структури?
6. Що таке напруження не оберненого переміщення дислокацій?
7. Які процеси структурних змін складають основу деформаційного зміцнення металів?
8. Назвати параметри що використовують для оцінки ступеню деформаційного зміцнення металів?
9. Яким чином впливає зміна знаку навантаження на величини опору малим пластичним деформаціям?
10. Яким чином впливає зміна знаку навантаження на характеристики деформаційного зміцнення металу?
11. Яким чином впливає об'ємна частка цементиту на міцність сталі?
12. Яким чином впливає дисперсність цементиту на міцність сталі?
13. Яким чином впливає об'ємна частка цементиту на характеристики деформаційного зміцнення сталі?
14. Яким чином впливає дисперсність цементиту на характеристики деформаційного зміцнення сталі?
15. Яким чином впливає об'ємна частка цементиту на характеристики деформаційного зміцнення сталі при зміні знаку навантаження?
16. Яким чином впливає дисперсність цементиту на характеристики деформаційного зміцнення сталі при зміні знаку навантаження?
17. Назвіть основні мікро механізми зародження тріщин?
18. Який ефект складає основу дислокаційного механізму утворення тріщини?

### Глава 3. Втома металів і сплавів.

В порівнянні з поодинною зміною знаку деформації, при циклічних навантаженнях процеси структурних змін значно складніші і відбуваються на протязі достатньо тривалого часу.

#### 3.1. Основні параметри процесу втоми.

Експериментальними дослідженнями визначено, що під впливом навантажень які циклічно змінюються, руйнування відбувається при рівнях напружень суттєво нижчих в порівнянні із статично прикладеним напруженням, ще до появи перших ознак пластичної деформації (Афанасьєв Н.Н.). При вивченні наведених випадків було визначено, що руйнування металевих

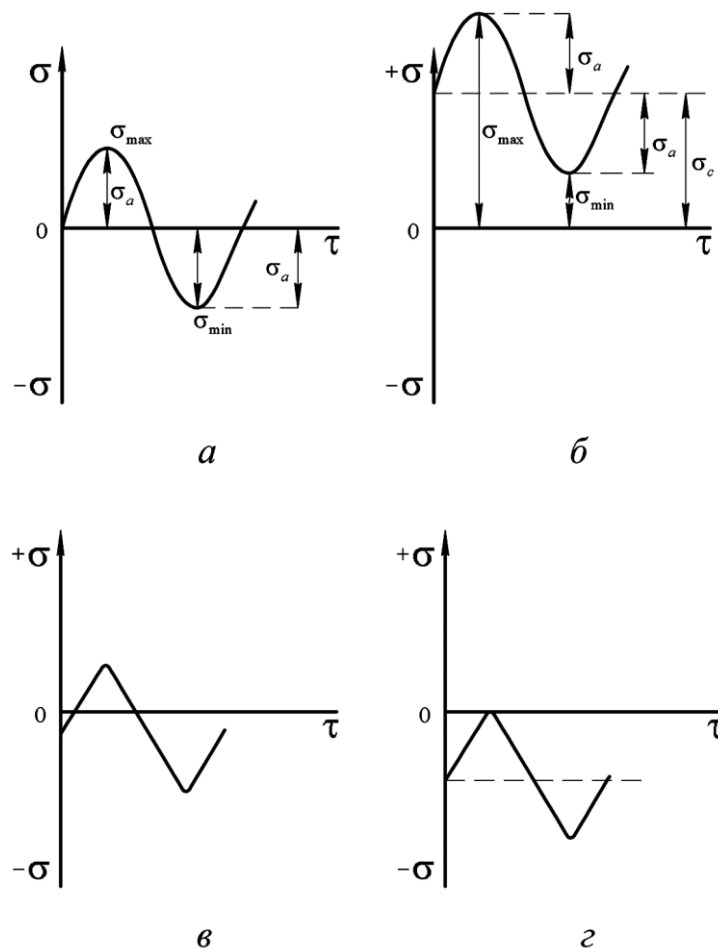


Рис. 19. Види циклів зміни напружень при циклічному навантаженні металевих матеріалів ( симетричний – а; асиметричні цикли – б – г).

матеріалів, яке спостерігають, відбувається при різноманітних схемах навантажень. Необхідно відзначити, що швидкість досягнення умов руйнування металевих матеріалів в значній мірі залежить не тільки від

рівня навантажень але і від напрямку прикладених напружень. З кінематичної точки зору випадки, що зустрічаються на практиці можуть бути представлені у вигляді зміни циклічного навантаження у часі (Писаренко Г.С.).

Динамічні напруження, які виникають під дією циклічних навантажень мають назву циклічні напруження або повторно – змінні. Коли такі напруження змінюють свою величину та знак, їх достатньо часто називають вібраційними. У випадках, коли змінюється лише величина напруження, без зміни знаку навантаження, такі напруження мають назву пульсуючи. Процес однократної зміни напруження від свого найбільшого значення ( $\sigma_{\max}$ ) до найменшого ( $\sigma_{\min}$ ) та назад, за умови сталого навантаження, називають циклом напруження. На рис.19а наведений вигляд діаграм циклічного навантаження та визначення характеристик, що дають змогу оцінювати умови навантаження.

Для симетричного циклу навантаження  $\sigma_{\max} = -\sigma_{\min}$ , середнє значення напруження циклу  $\sigma_c$  (статичне навантаження) дорівнює:  $\sigma_c = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} = 0$ , амплітуда циклу:  $\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} = \sigma_{\max} = |-\sigma_{\min}|$ ,  $N$  - кількість циклів,  $\tau$  - час, розмах циклу:  $2\sigma_a = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$

На практиці найбільш частіше зустрічаються асиметричні цикли, які наведені на рис. 19 б-г. Для таких циклів  $\sigma_c \neq 0$ . Вони можуть бути представлені як накладання на постійно діюче напруження ( $\sigma_c$ ) змінної складової (амплітуди  $\sigma_a$ ). Результуюче напруження ( $\sigma$ ) може бути записане у вигляді:  $\sigma = \sigma_c + \sigma_a f(\tau)$ . На підставі цього вводять поняття асиметрії циклу по напруженню ( $R_\sigma$ ) – це відношення  $\sigma_{\min}$  до  $\sigma_{\max}$ . Для симетричного циклу  $R_\sigma = \frac{-\sigma_{\min}}{+\sigma_{\max}} = -1$ . Для пульсуючих циклів (рис. 19г)

при зміні  $\sigma$  від 0 до мінімуму  $R_\sigma = \frac{-\sigma_{\min}}{0} = -\infty$ ,  $\sigma_c = \frac{0 + \sigma_{\min}}{2} = \frac{-\sigma_{\min}}{2} = \sigma_a$ .

Асиметрію циклу можна визначати також по деформаціям:  $R_\epsilon = \frac{\epsilon_{\min}}{\epsilon_{\max}}$ , коли замість напруження аналіз процесу циклічного навантаження проводять по деформаціям.

При дослідженнях внутрішньої будови металевих матеріалів при статичних та циклічних навантаженнях, визначена однакова природа структурних змін, які складають основу формування осередків руйнування. З урахуванням високої локалізації процесу накопичення дефектів кристалічної будови, зародження та зростання тріщини втоми

обмежується визначеним мікро об'ємом, а в решті матеріалу не відбуваються зміни структури та комплексу властивостей (Фрідман Я.Б.). Процеси втоми починають свій розвиток вже при повторюванні навантаження в одному напрямку, наприклад, при пульсаціях зі зміною навантаження від нуля до деякого значення (рис. 19б). Однак, змінність знаку навантаження, наприклад, при багато чисельному розтягненні-стискуванні або при згинанні зразка, що обертається, постійно спрямовано на прискорення розвитку процесів втоми. У випадку постійно діючого напруження найбільш небезпечним є симетричний цикл навантаження (рис. 19а) в порівнянні з асиметричним циклом з позитивним середнім напруженням (рис. 19б).

Процес поступового зниження опору металевих матеріалів руйнуванню підчас циклічного навантаження, називають втомою.

Руйнування виробу при циклічному навантаженні має назву руйнування при втомі.

Витривалістю при втомі називають спроможність матеріалів протидіяти розвитку процесів руйнування при циклічному навантаженні. Аналіз характеру поведінки металевих матеріалів при циклічному навантаженні показує, що чим більша величина напруження циклу, тим меншу кількість циклів навантаження може витримати елемент конструкції до моменту руйнування (Давіденков М.М.). З іншого боку, зниження амплітуди навантаження супроводжується зростанням числа циклів, кількості яких необхідна до досягнення умов формування осередку руйнування металу. Таким чином, найбільше за абсолютним значенням напруження, за яким не відбувається руйнування виробу при необмеженому збільшенні циклів навантаження, має назву межа міцності при втомі. Умови навантаження, за якими напруження циклу менше межі втоми, мають назву необмеженої витривалості.

За умовами статичного навантаження, коли напруження починають перебільшувати межу плинності, спостерігають поступову появу ознак пластичної деформації. В наслідок цього, стає можливим приблизно визначити час та місце можливого руйнування. Поведінка металевих матеріалів при втомі значно складніша. Враховуючи, що процес руйнування при втомі відбувається при рівнях навантажень, які у своїй більшості практично не перевищують робочий діапазон напружень, визначення реального рівня витривалості дуже складне питання. Руйнування виробу, в цьому випадку відбувається без будь-яких зовнішніх ознак, які можуть розглядатися як попередження про наведене явище. Експериментальним шляхом визначено, що чим вища величина напруження амплітуди циклу, тим меншу кількість циклів до

руйнування витримає елемент конструкції. Зменшення амплітуди циклу, навпаки, супроводжується зростанням кількості навантажень що витримає метал до руйнування.

Таким чином, навантаження при втомі в порівнянні з однократним статичним навантаженням полягає:

- у більш низькому рівні руйнуючого напруження (до декількох разів менше в порівнянні з статичними умовами навантаження);
- у більш різкому впливанні на властивості міцності металу структурної неоднорідності, підрізів, впливання корозійного характеру, рівня остаточних напружень розтягання та ін.;
- у більш малій долі пластичної складової зламу, що є причиною миттєвого руйнування на останній стадії навантаження.

### 3.2. Діаграми циклічного навантаження.

Аналіз поверхонь руйнування металів при втомі указує на існування декількох ділянок, які мають особисті якісні ознаки. В першому наближенні, процес втоми може бути розділений на три основні етапи: етап формування осередку руйнування, етап зростання тріщини втоми та етап остаточного руйнування. Однак, з урахуванням відомих експериментальних даних щодо впливу попередніх етапів навантаження на характер поведінки металу при послідовному деформуванні, вважається за доцільне виділити в окремий блок питання структурних змін, які мають свій розвиток ще до початку формування осередку руйнування. Враховуючи, що досягнення умов переходу стану металу від одного етапу до іншого, визначається співвідношенням між амплітудою навантаження та кількістю циклів (при незмінності інших чинників, таких як, наприклад форма циклу навантаження, частота, температура та ін.), положення межі між етапами знаходять з аналізу діаграми циклічного навантаження.

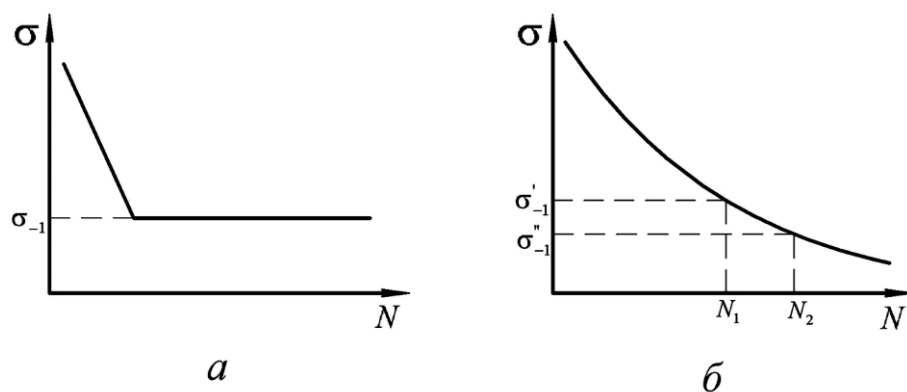


Рис.20. Вигляд кривих циклічного навантаження (а – з необмеженою, б – з обмеженою витривалістю).

Якщо по вісі абсцис відкласти кількість циклів, а по вісі ординат – амплітуду, то отримаємо криву циклічного навантаження (рис.20). Криві циклічного навантаження в літературі достатньо часто називають кривими Велера. З метою компактного представлення діаграми, для якої необхідно розташувати експериментальні данні що відповідають значенням кількості циклів навантаження від тисяч до декількох мільйонів, будують її в логарифмічних ( $\lg \sigma_a - \lg N$ ) або напівлогарифмічних координатах ( $\sigma_a - \lg N$ ). Наведені залежності по зовнішньому вигляду бувають в основному двох типів.

Перший тип – це криві, які починаючи з деякого числа циклів перетворюються у горизонтальну лінію (рис.20а). Указаний тип кривих мають сталі при відносно невисоких температурах. Другий тип – це криві для яких відсутні умови переходу до горизонтальної лінії (рис.20б). За цим типом діаграми, зниження амплітуди навантаження супроводжується неухильним збільшенням кількості циклів, які витримує метал до остаточного руйнування. Наведений тип кривих мають сталі при високих температурах навантаження, визначена кількість сплавів на основі кольорових металів, наприклад дуралюміні та для всіх металевих матеріалів в корозійному середовищі. В залежності від вигляду кривої циклічного навантаження вводять додаткові поняття щодо витривалості металевих матеріалів.

Межа необмеженої витривалості – це найбільше напруження циклу, при якому відсутнє руйнування металу при будь - якому великому числі циклів ( $10^7$  та більше). Така межа відповідає матеріалам, які мають криву втоми з горизонтальною ділянкою (рис. 20а). Для матеріалів, у яких криві втоми безперервно знижуються, введено поняття «обмеженої витривалості». З метою оцінки величини обмеженої витривалості визначають величину напруження при якому металевий матеріал витримує наперед завдане число циклів, яке ще називають базою випробувань (Серенсен С.В.).

З урахуванням визначеного впливу випадкових характеристик на процеси структурних змін при циклічному навантаженні для оцінки міцності при втомі, необхідно провести статистичну оцінку відповідної кількості зразків, випробуваних при різних рівнях напруження. У першому наближенні, всю криву Велера розподіляють на дві частини. Так, ліва частина кривої Велера, яка відповідає числу циклів від декількох тисяч до сотні тисяч, має назву втома при малому числі циклів (мало циклова втома) або руйнування від повторно-статичних навантажень. Область кривої при збільшенні кількості циклів від

наведеної межі (сотні тисяч циклів) до декількох мільйонів, має назву «багато циклова втома». Наведене розділення кривої Велера обумовлене якісними розбіжностями структурних змін, що відбуваються в металевих матеріалах на різних стадіях циклічного навантаження.

### 3.3. Термічна втома металів.

Термічна втома – це вплив виникаючих внутрішніх напружень від циклічної зміни температури, на розвиток процесів структурних змін і зв'язаний з ними комплекс властивостей металевих матеріалів. Достатньо часто дослідження розвитку процесів термічної втоми проводять використовуючи різноманітні схеми нагріву та охолодження металу. При цьому швидкості температурних змін, в залежності від умов та схеми «теплого навантаження», можуть змінюватися в широкому інтервалі значень і досягати від одиниць до більша ста градусів за секунду (град./с). Термічну втому, за характером впливу на внутрішню будову та комплекс властивостей металевих матеріалів, відносять до мало циклової втоми. Обумовлено це тим, що процес структурних змін в металевих матеріалах, від циклічного навантаження при зміні температури, відбувається при відносно низьких частотах та порівняно високих діючих рівнях напруження. З метою розуміння природи виникаючих внутрішніх напружень при циклічній зміні температури, необхідно розглянути теплове розширення металу.

#### Природа теплового розширення матеріалів.

За моделлю кристалічної решітки металевих матеріалів (рис.1) атоми, що закономірно розташовані у просторі знаходяться у безперевному коливальному процесі. За теорією теплоємності, теплові коливання атомів для спрощення (наприклад при температурах поблизу з абсолютним нулем) можуть бути прийняті як гармонійні. На підставі цього для атома, що знаходиться в коливальному процесі виконуються умови лінійної зміни сил та квадратичної залежності потенціалу зміщення відносно його врівноваженого положення (рис.21). За наведеною схемою, за умов відсутності теплового розширення, характер зміни потенціалу має симетричний вигляд відносно врівноваженого положення атома (переривчаста крива, рис.21). За рахунок того, що коливання атома симетричні по відношенню до положення рівноваги, місце розташування центру коливань і міжатомна відстань в кристалічній решітці залишаються незмінними. В дійсності,

при підвищенні температури починається процес відхилення залежності потенціалу зміщення від симетричного вигляду. Обумовлене це тим фактом, що при збільшенні амплітуди коливань (пропорційно температурі), зміщення атома буде супроводжуватися різним характером

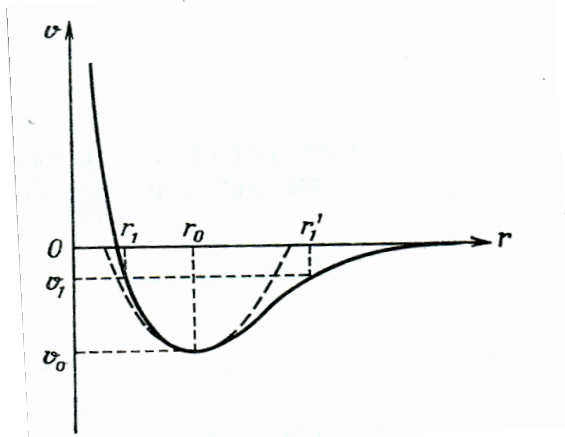


Рис.21. Характер зміни потенціалу зміщення атома в залежності від міжатомної відстані (пунктирна крива – симетричний, безперервна крива – несиметричний).

зміни потенціалу в залежності від знаку переміщення (рис.21, безперервна лінія). Так, при переміщенні атома у напрямку зменшення міжатомної відстані ( $r_1$ ), зростання сил відштовхування будуть значно перебільшувати аналогічну характеристику при переміщенні атома у напрямку зростання відстані ( $r_1'$ ). Таким чином можна записати, що при зростанні температури нагріву буде спостерігатися збільшення ступеня відхилення коливального процесу атомів в кристалічній решітці від гармонічного. Наведене явище приведе до обов'язкового збільшення міжатомної відстані в металі і, як наслідок цього, до його розширення:

$$\frac{(r_1' - r_1)}{2} \gg r_0 \quad (13)$$

Оцінюють величину розширення матеріалу приводячи зміну міжатомної відстані до температурного інтервалу нагріву. На підставі цього, коефіцієнт теплового розширення являється залежним від температури та при її зниженні повинен зменшуватися, що підтверджене експериментально.

Відома залежність:

$$l_t = l_0(1 + \alpha t), \quad (14)$$

де  $l_t$  та  $l_0$  - довжини зразка при температурі  $t$  і  $0^\circ\text{C}$  відповідно,  $\alpha$  - середнє значення коефіцієнта лінійного розширення. Обумовлене це тим, що коефіцієнти лінійного розширення в залежності від

кристалографічного напрямку кристалу різні, то і розміри їх при нагріві будуть змінюватися неоднаково. Коефіцієнти теплового розширення по трьох кристалографічних осях мають назву головних коефіцієнтів теплового розширення кристалу та позначаються літерами:  $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ . Аналіз відомих експериментальних даних свідчить, що коефіцієнти теплового розширення при зростанні температури нагріву збільшуються, при чому в різних напрямках їх зміни можуть суттєво різнитися. У деяких кристалів різниця в коефіцієнтах теплового розширення може досягати такого значення, що при нагріванні кристал в одному напрямку може збільшуватися, а в другому зменшуватися. В наслідок цього в кристалі виникають внутрішні напруження різного знаку, наприклад в одному напрямку виникають напруження розтягання, а в другому стискування. Неоднорідність зміни геометричних розмірів кристалу називають анізотропією теплового розширення. Таким чином, при циклічній зміні температури в металевих матеріалах обов'язково будуть виникати умови формування внутрішніх напружень. Неоднорідна швидкість нагріву в різних місцях виробу, за рахунок виникнення градієнту температур буде сприяти додатковому підвищенню їх рівня. За визначених умов можна спостерігати випадки зміни знаку виникаючих напружень. Ще більш високі рівні внутрішніх напружень досягаються за умов неможливого розширення металу при нагріві. Такі випадки мають місце коли збільшення об'єму металу при нагріві ускладнюється за рахунок стримування переміщення його елементів з боку інших холодніших об'ємів.

Таким чином, виникнення внутрішніх напружень, їх розподіл в об'ємі металу будуть супроводжуватися обов'язковими структурними змінами внутрішньої будови: зародженням дефектів кристалічної будови, зміною їх розташування і, як наслідок цього, зміною комплексу властивостей.

### 3.4. Прискорені методи визначення межі втоми.

Будова повних діаграм втоми на базі  $10^7$ – $10^8$  циклів потребує дуже великого часу. Так, наприклад, при частоті навантаження 300,0 циклів на хвилину та з урахуванням необхідної кількості зразків для побудови повної діаграми Велера, тривалість досліджень може сягати декількох тижнів. На підставі цього, виникає дуже велика зацікавленість щодо прискорення процесу випробувань та отримання необхідних характеристик за значно короткий відрізок часу.

## Аналітичні методи визначення межі втоми.

Деякі методи прискореного визначення межі втоми засновані на використанні емпіричних залежностей, які зв'язують амплітуду напруження та витривалість. За наведеними методиками випробування проводять при підвищених рівнях діючих напружень, а потім по уже відомим параметрам кривих втоми розраховують наведену характеристику.

Для аналізу характеру поведінки металевих матеріалів при циклічному навантаженні використовують визначену кількість аналітичних залежностей. У відповідності до обраних координатних осей кривої циклічного навантаження використовують відповідні співвідношення. Так, у випадку коли діаграма втоми будується в координатах  $\sigma_a - \lg N_p$  співвідношення має вигляд:

$$K_a \sigma_a \cdot N_p = c, \quad (15)$$

де  $K_a$  і  $c$  постійні,  $\sigma_a$  - амплітуда навантаження,  $N_p$  - кількість циклів до руйнування зразка. За умов, коли аналіз характеру поведінки металу проводять по кривій, що побудована в координатах  $\lg \sigma_a - \lg N_p$ , рівняння (в літературі має назву співвідношення за Баскуїном) має вигляд:

$$\sigma_a = k N_p^{-n}, \quad (16)$$

де  $k$  і  $n$  - постійні.

В порівнянні з співвідношеннями (15) і (16), які найбільш частіше використовуються для діаграм циклічного навантаження з обмеженою витривалістю, рівняння (16а) використовують для діаграм з необмеженою витривалістю (рівняння має назву за І.О.Одінгом):

$$\sigma_a = \sigma_{-1} + (N_p + A)^{-m}, \quad (16a)$$

де  $A$  і  $m$  параметри співвідношень.

В порівнянні з аналітичними залежностями (15) – (16а), які засновані на оцінках характеру поведінки металу з аналізу форми кривої циклічного навантаження, отримали відомого розповсюдження підходи пошуку кореляційних зв'язків межі втоми ( $\sigma_{-1}$ ) з характеристиками міцності при статичних випробуваннях (Марковець М.П., Жуков С.Л.). Найбільш відомі співвідношення мають вигляд:

$$\sigma_{-1} = f(\sigma_e), \quad (17)$$

$$\sigma_{-1} = k(\sigma_T + \sigma_e), \quad (17a)$$

$$\sigma_{-1} = k_1(\sigma_T + \sigma_e) + A, \quad (17б)$$

де  $k, k_1, A$  - постійні характеристики. Наведені співвідношення засновані на існуванні якісного зв'язку: при збільшенні межі міцності при розтяганні зростає і межа витривалості (Вейбулл В.В.). Однак, експериментального підтвердження указаних співвідношень з потрібною точністю спостерігали лише для окремих рівнів міцності металу. Обумовлене наведене положення в першу чергу тим, що швидкості збільшення величини  $\sigma_{-1}$  та міцності при статичних випробуваннях, в залежності від структурних параметрів сталей і сплавів для різних рівнів міцності суттєво різняться. На підставі цього, на приклад уповільнення зростання  $\sigma_{-1}$  після перебільшення величиною  $\sigma_s$  значень приблизно рівня 1000 МПа, супроводжується значними відхиленнями в прогнозних оцінках витривалості металу в процесі циклічного навантаження.

Існують також співвідношення, в яких ураховуються параметри, які подібні характеристикам деформаційного зміцнення за умов статичного навантаження, але і вони мають обмежене використання. Обумовлене це значними ускладненнями стосовно визначення фізичної суті характеристик та коефіцієнтів, що входять до рівнянь.

Методики визначення межі втоми при зміні умов циклічного навантаження.

### Методика Про.

Методика, яка має назву за прізвищем вченого, заснована на концепції, що за умови випробування зразка коли амплітуда не є

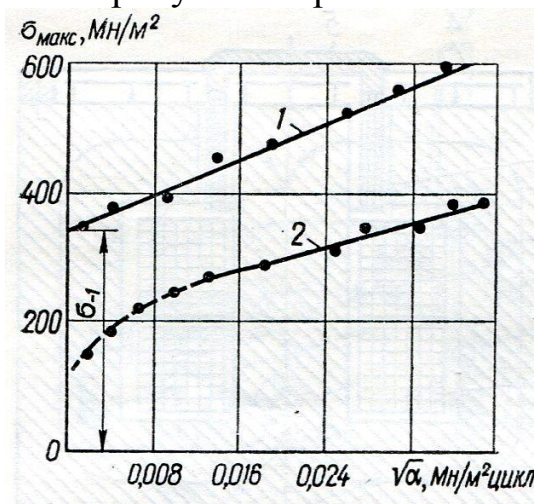


Рис.22. Вигляд діаграми за методом Про з співвідношенням між  $\sigma_{\max}$  та  $\alpha^{0,5}$  (1) і коли показник ступеня при  $\alpha$  відрізняється від 0,5 (2).

постійною величиною, а безперервно змінюється, можна з аналізу побудованої діаграми відносно швидко визначити межу міцності при втомі. За наведеним методом зразки руйнуються в процесі повторно-змінного навантаження, амплітуда якого зростає в процесі випробувань з визначеною постійною швидкістю. Співвідношення між амплітудою циклічного навантаження (максимальне значення, до якого амплітуда збільшується перед руйнуванням зразка) та швидкістю її зростання підпорядковується залежності у вигляді:

$$\sigma_a(\sigma_{\max}) = \sigma_{-1} + A\sqrt{\alpha}, \quad (18)$$

де  $\sigma_a(\sigma_{\max})$  - амплітуда навантаження (максимальне напруження при руйнуванні зразка),  $\alpha$  - швидкість зростання напруження,  $A$  - постійна, яка залежить від визначеної кількості впливів, основні з яких це структурний стан матеріалу, температура випробувань та інш.. Загальний вигляд діаграми навантаження за методом Про наведений на рис.22. Величина  $\sigma_{-1}$  визначається за методом екстраполяції прямої на нульове значення  $\alpha$ . З урахуванням діаграми Про (рис.22), яка підпорядковується співвідношенню, що описує пряму лінію, на практиці за визначених умов навантаження найбільш частіше спостерігається відхилення від прямо пропорційної залежності між наведеними характеристиками. В таких випадках використовуються співвідношення, в яких показник ступеню (0,5) замінюється на інше значення. Підбір показника ступеню дозволяє отримати більш зручнішу залежність між характеристиками для визначення величини  $\sigma_{-1}$ .

#### Методика Степанова.

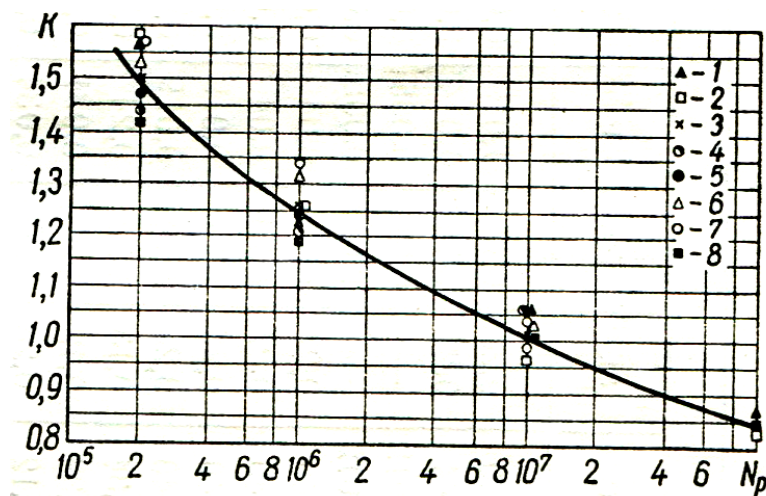


Рис.22а. Залежність величини  $K$  від кількості циклів до руйнування різноманітних сплавів ( на основі магнію – 1 та алюмінію 2 – 8, з різним співвідношенням легуючих елементів)

В порівнянні з методом Про, методика за Степановим використовується для металевих матеріалів, на діаграмі циклічного навантаження яких відсутня область необмеженої витривалості (рис.20б). Методика визначення величини обмеженої витривалості складається з проведення оцінки характеру поведінки металевих матеріалів, в значній ступені подібній як за методом Про, але з використанням декілька іншого співвідношення:

$$\sigma_a(\sigma_{\max}) = \frac{\sigma_{-1}}{K} + A\alpha^m, \quad (19)$$

де  $K$  - деяка характеристика, яка являється базою випробувань, змінюється в процесі навантаження і залежить від кількості циклів, що витримав зразок до руйнування (рис.22а). Вважається, що достатньо задовільні за точністю результати можна отримати для визначеної кількості сплавів з різним типом кристалічної решітки та структурним станом, коли  $m$  змінюється в інтервалі значень 0,3 – 0,39.

Аналіз визначеного експериментального матеріалу свідчить, що у більшості випадків безперервне навантаження, без суттєвого зниження точності отриманих результатів, може бути замінено на ступінчасте. На підставі цього, використання методу дозволяє скоротити термін випробувань (визначення  $\sigma_{-1}$  або величини обмеженої витривалості) до 50%, в порівнянні з традиційно побудованою діаграмою циклічного навантаження.

#### Методика Еномото.

Як і за методикою Степанова, метод Еномото являє собою також подальший розвиток метода Про. В основу цього метода покладене уявлення, що відношення значень руйнуючих напружень до межі втоми, для конкретної швидкості зростання амплітуди напружень є постійною величиною для окремих груп металів і сплавів. Робоче співвідношення для визначеної методики має вигляд:

$$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_a(\sigma_{\max})}{C}, \quad (20)$$

де  $C$  – коефіцієнт, який залежить від швидкості зростання амплітуди напружень, природи та структурного стану металевих матеріалів. При практичному використанні цього метода було визначено, що відношення руйнуючих напружень ( $\sigma_{\max}$ ) до межі втоми для визначених груп матеріалів в дійсності не є постійною величиною. Інтервал зміни наведеного відношення залежить не тільки від підтримки умов незмінності швидкості навантаження, але і від абсолютної величини

самої швидкості. Так, для великої кількості металевих матеріалів максимальна точність оцінки величини  $\sigma_{-1}$  була досягнута при швидкостях навантаження на рівні  $10^{-5} \frac{H}{мм^2 \cdot \varphi}$ . Один із напрямків скорочення терміну випробувань - це підвищення швидкості навантаження при випробуваннях. На підставі цього спостерігається відхилення від оптимального значення  $\alpha$  і точність визначення величини межи втоми знижується. Для інтервалу кількості циклів навантаження більше  $10^7$  співвідношення (17а) може бути переписано у вигляді:

$$\sigma_{-1} = K \frac{\sigma_{\max}}{C}, \quad (24)$$

де  $K$  - це характеристика аналогічна як за методом Про. Таким чином, з визначеною впевненістю можна вважати, що використання метода Еномото дозволяє отримати достатньо задовільні результати по прогнозним оцінкам величини  $\sigma_{-1}$  за відносно (в порівнянні з будовою повної кривої циклічного навантаження) коротку тривалість випробувань.

#### Методика Локаті.

За методикою Локаті величина  $\sigma_{-1}$  може бути визначена за випробуваннями одного зразку при ступінчатому навантаженні. Цей метод заснований на гіпотезі лінійного характеру накопичення дефектів кристалічної будови металу. За цим методом, ступень ушкоджень металу пропорційна відношенню числа циклів навантаження ( $n_i$ ) при якомусь рівні напруження до витривалості ( $N_i$ ) при цьому напруженні (за умови постійної амплітуди навантаження) :

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1, \quad (22)$$

де  $k$  - число рівнів напружень, за якими проводять випробування. За наведеним методом будують діаграми в координатах  $\sigma_a - N_p$  або  $\sigma_a - \lg N_p$ , які відповідають умовним кривим втоми низького ( $\sigma_1$ ) та високого ( $\sigma_3$ ) рівня, які обмежують дійсну область втоми. Потім будують третю, проміжну ( $\sigma_2$ ). Наведені криві дозволяють розробити програму випробувань. Після цього, проводять ступінчасте навантаження зразку, яке накладають на криві втоми (рис.23а). Після проведення випробування (руйнування зразка) отримані експериментальні дані піддають обробці за допомогою рівняння (22) та для кожної з трьох

кривих. Отримані таким способом результати наносять на графік у координатах  $\sum_1^k \frac{n_i}{N_i} - \sigma$  (рис.23б). Величина межі втоми ( $\sigma$ ), яка відповідає сумі відносних пошкоджень що дорівнює одиниці (вісь ординат) і буде характеристикою  $\sigma_{-1}$  за методом Локаті. Однак, існує визначена кількість металевих матеріалів для яких не виконуються умови рівняння (22). Для таких металів рівняння (22) приймає вигляд:

$$\sum_1^k \frac{n_i}{N_i} = \beta, \quad (22a)$$

де  $\beta$  - деяка величина, яка може змінюватися у достатньо широкому інтервалі значень: від 0,2 до 5. Наведене коливання значень  $\beta$  обумовлене впливом структурного стану матеріалу, умовами навантаження та ін. На підставі цього, існує обмеження щодо використання метода Локаті. Наведений метод визначення  $\sigma_{-1}$  має в основному використання за умов, коли деталі виготовляють серійно та для яких відомі межа втоми та величина  $\beta$ . Незначні відхилення за технологією виготовлення виробів будуть достатньо легко визначені по оцінці величини  $\sigma_{-1}$ .

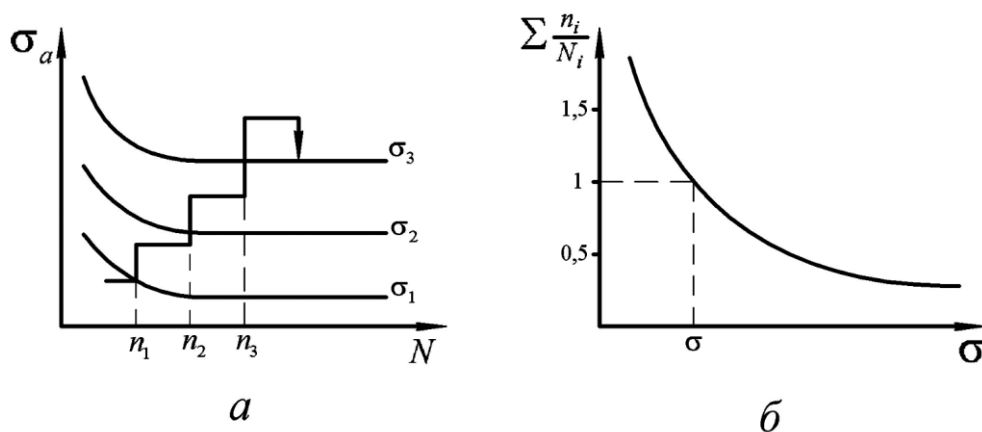


Рис.23. Вигляд діаграм циклічного навантаження за методикою Локаті.

### Методика Кардонського.

Методика призначена для прискореного визначення витривалості металевих матеріалів при відносно малих рівнях діючих напружень. Основою метода являється аналіз характеру накопичення пошкоджень матеріалу при спеціальному програмному навантаженні. Визначають

витривалість  $\bar{N}(\sigma_n)$  при  $\sigma_n$  проводять за допомогою рішення системи рівнянь методом послідовного наближення:

$$N_k^1 = \mu(\sigma) N_n^1 (N^{\frac{\lg N - \lg N_n^1}{\lg N}} - 1), \quad (23)$$

де  $N_k^1$  - кількість циклів до руйнування зразків при напруженні  $\sigma_k$ , аналогічне співвідношення записують для  $N_k^2$  другого навантаження.  $N_n^1$  і  $N_k^2$  кількості циклів попереднього навантаження при напруженні  $\sigma_n$  для першого і другого зразків. Величина  $N$  являє собою витривалістю зразка при напруженні  $\sigma_k$ . З метою спрощення розрахунків приймається, що коефіцієнт  $\mu(\sigma)$  залежить тільки від  $\sigma_n$  та  $\sigma_k$ , без урахування впливу  $N_n$ . На підставі цього виникаюча помилка суттєво знижує точність оцінки  $\bar{N}(\sigma_n)$ . Разом із достатньо складною методикою визначення указаної характеристики, наведений метод має відносно обмежене використання.

Графічно - розрахункові методи визначення межі втоми та межі витривалості.

Метод визначення межі втоми.

Використання аналітичних методів визначення  $\sigma_{-1}$  має своє обмеження, яке зв'язане з особливостями поведінки металевих матеріалів при циклічному навантаженні. Прикладом може бути існування точок розриву, які не ураховуються розрахунковими моделями або виникненням відхилень від монотонного ходу кривої деформації. Наведений недолік, при будівництві діаграми циклічного навантаження по експериментальним даним, відсутній. На підставі цього, вся інформація стосовно різноманітних процесів внутрішньої перебудови матеріалу під час циклічного навантаження може бути отримана з аналізу форми кривої навантаження. На основі наведеної концепції, розробка різноманітних методик аналізу форми кривої циклічного навантаження, з врахуванням умов самого навантаження (температура, середовище та ін.) дозволить отримати необхідні відомості. Вдосконалення методик аналізу форми кривої деформації являється основним фактором підвищення точності визначення потрібних параметрів.

Основним положенням, що покладене в основу методик являється зв'язок між вихідними даними, які представлені у вигляді кривої циклічного навантаження, незалежно від області до якої вони відносяться (мало – або багато циклова втома).

Для кожного металу, який піддається циклічному навантаженню, з урахуванням умов навантаження, характер поведінки може бути наближений до вигляду трьох різновидів діаграм: циклічного згину, розтягання-стискування, скручування. Враховуючи, що характер зміни співвідношення між амплітудою та кількістю циклів навантаження практично однаковий, перебудова діаграм в різних координатах дозволить вирахувати потрібний параметр. З цією метою в використовують коефіцієнт переводу. Для постійного значення  $N$ , циклічні напруження при згині, розтяганні-стискуванні та скручуванні для зразків одного та того ж сплаву знаходяться у співвідношенні: 1:0,7:0,58.

В якості прикладу графічно – розрахункової методики оцінки межі міцності при втомі розглянемо визначення аналітичного співвідношення за Л. В. Муратовим.

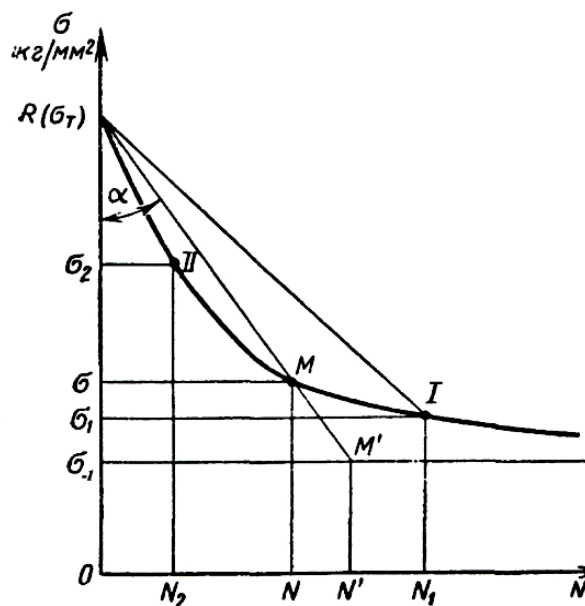


Рис. 24. Схематичне зображення кривої циклічного навантаження для визначення межі втоми.

Вихідними даними, які необхідні для розрахунку величини  $\sigma_{-1}$  являється величина пластичності ( $\sigma_T$ ), яку знаходять з аналізу кривої статичного односпрямованого навантаження та дві пари випадкових значень поточних характеристик (кількості циклів  $N_1, N_2$  і амплітуди

навантаження  $\sigma_1, \sigma_2$ ). На основі графічного рішення співвідношення між амплітудою навантаження та кількістю циклів, що витримують зразки до руйнування, з подоби трикутників можна визначити  $\sigma_{-1}$ . Для випадкової точки М, яка знаходиться на прямій, що проведена під кутом  $\alpha$  від положення межі плинності на вісі ординат, за умови подоби трикутників  $\sigma_T M \sigma$  та  $\sigma_T M' \sigma_{-1}$  можна записати:  $\frac{N}{\sigma_T - \sigma} = \frac{N'}{\sigma_T - \sigma_{-1}}$ .

Враховуючи, що  $N' = N + \beta$ , отримаємо, що:

$$\frac{N}{\sigma_T - \sigma} = \frac{N + \beta}{\sigma_T - \sigma_{-1}}. \quad (24)$$

За аналогічною схемою можуть бути складені рівняння і для інших випадкових точок визначеної діаграми.

Таким чином, зв'язок між кількістю циклів, що витримує зразок до руйнування і амплітудою циклічного навантаження може бути виражений з використанням трьох характеристик:  $\sigma_{-1}$ ,  $\beta$  та  $\sigma_T$ , де  $\beta$  - різниця в кількості циклів при переході від т. М до т. М'. Враховуючи, що для визначення величини  $\sigma_{-1}$  необхідно знати числове значення  $\beta$ , оцінка наведеної характеристики через додаткові експериментальні точки кривої циклічного навантаження дозволить розробити методику аналізу. На підставі наведеного підходу використаємо значення двох випадкових точок I і II діаграми (рис.24), з координатами  $N_1, \sigma_1$  та  $N_2, \sigma_2$ . Для точки I, з врахуванням її координат рівняння (24) буде мати вигляд:

$$\frac{N_1}{\sigma_T - \sigma_1} = \frac{N_1 + \beta_1}{\sigma_T - \sigma_{-1}}, \quad (24a)$$

а для точки II:

$$\frac{N_2}{\sigma_T - \sigma_2} = \frac{N_2 + \beta_2}{\sigma_T - \sigma_{-1}}. \quad (24б)$$

З рішення наведених співвідношень можна визначити, залежності для  $\beta_1$  та  $\beta_2$ :

$$\beta_1 = \frac{N_1(\sigma_T - \sigma_{-1})}{\sigma_T - \sigma_1} - N_1 \quad (24в)$$

$$\beta_2 = \frac{N_2(\sigma_T - \sigma_{-1})}{\sigma_T - \sigma_2} - N_2 \quad (24г)$$

З метою спрощення розрахунків, у випадку наближення за абсолютними значеннями експериментальних точок на кривій циклічного

навантаження можна прийняти, що  $\beta_1 \approx \beta_2$ . На підставі цього наведені співвідношення можуть бути представлені у вигляді тотожності:

$$\frac{N_1(\sigma_T - \sigma_{-1})}{\sigma_T - \sigma_1} - N_1 = \frac{N_2(\sigma_T - \sigma_{-1})}{\sigma_T - \sigma_2} - N_2 \quad (25)$$

або

$$\sigma_T - \sigma_{-1} = \frac{N_1 - N_2}{\frac{N_1}{\sigma_T - \sigma_1} - \frac{N_2}{\sigma_T - \sigma_2}} \quad (25a)$$

З співвідношення (25a) отримуємо залежність, яка дозволить визначити межу втоми металу по величині  $\sigma_T$  та двом парам випадкових значень кількості циклів до руйнування металу для відповідних амплітуд навантаження:

$$\sigma_{-1} = \sigma_T - \frac{N_1 - N_2}{\frac{N_1}{\sigma_T - \sigma_1} - \frac{N_2}{\sigma_T - \sigma_2}} \quad (25b)$$

В якості прикладу практичного використання співвідношення (25a), розглянемо оцінку межи втоми при циклічному навантаженні сталі з кількістю вуглецю порядку 0,45 % після гартування на мартенсит та відпуску при температурі 680 °С. Величина межи плинності ( $\sigma_T$ ) складала значення 410 МПа. Після виготовлення двох зразків, з достатньо якісно підготовленою поверхнею, були проведені циклічні навантаження до їх руйнування. Один зразок було зруйновано після  $1,76 \cdot 10^6$  циклів ( $N_1$ ), при амплітуді навантаження ( $\sigma_1$ ) 265 МПа, другий після  $47,5 \cdot 10^3$  циклів ( $N_2$ ) при амплітуді 340 МПа ( $\sigma_2$ ). Після підстановки експериментальних даних у співвідношення (25b) було визначено значення  $\sigma_{-1}$ , яке дорівнювало 261 МПа. Величина  $\sigma_{-1}$ , яка була визначена із аналізу повністю збудованої діаграми Велера, склала значення 256 МПа. Відсоток розбіжності склав значення менш ніж 2% від абсолютного значення, якщо за абсолютне значення прийняти величину межи втоми що визначена з аналізу діаграми Велера (не менш як 17 зразків).

Розраховані значення  $\sigma_{-1}$ , які відрізняються від величини межи втоми визначеної з експериментальних досліджень (випробувань), знаходяться в межах припустимих для практичного використання. Підвищення точності оцінки може бути досягнуте за умови зниження не урахованих зовнішніх впливів, наприклад – відсутність локалізованих поверхневих

ушкоджень, випадкового перевантаження зразка під час випробування та ін., що додаткового підтверджується даними табл.1.

Таблиця 1.

Значення  $\sigma_{-1}$  сталей, які розраховані по співвідношенню (25б) та отриманні з будови повної діаграми Велера (експеримент).

| Марка сталі               | $\sigma_T$ ,<br>$\frac{H}{mm^2}$ | Якість<br>обробки<br>поверхні зразка | Координати точок для<br>співвідношення (4) |                                |                  |                  | $\sigma_{-1} \frac{H}{mm^2}$ |          | Відхилення, % |
|---------------------------|----------------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------------|--------------------------------|------------------|------------------|------------------------------|----------|---------------|
|                           |                                  |                                      | $\sigma_1$<br>$\frac{H}{mm^2}$             | $\sigma_2$<br>$\frac{H}{mm^2}$ | N1               | N2               | Експери<br>мент              | по (25б) |               |
| 45                        | 410                              | токар.об.<br>V6                      | 265                                        | 340                            | $1,7 \cdot 10^8$ | $4,8 \cdot 10^4$ | 256                          | 261      | +1,           |
| 45                        | 364                              | токар.об.<br>V6                      | 280                                        | 300                            | $6 \cdot 10^5$   | $2,2 \cdot 10^5$ | 256                          | 252      | 9<br>-1,6     |
| 50А                       | 700                              | V4,шліфов                            | 500                                        | 600                            | $4,5 \cdot 10^5$ | $2,4 \cdot 10^4$ | 480                          | 488      | +1,           |
| після<br>нормаліз<br>ації | 700                              | V8,<br>шліфов.                       | 500                                        | 600                            | $3,4 \cdot 10^5$ | $3,4 \cdot 10^7$ | 462                          | 475      | 7<br>+2,<br>8 |
| 40ХНМ                     | 1350                             | наклеп                               | 576                                        | 700                            | $8,7 \cdot 10^5$ | $1 \cdot 10^5$   | 547                          | 557      | +3,           |
| А                         | 1350                             | дробом                               | 600                                        | 700                            | $7,6 \cdot 10^5$ | $1,1 \cdot 10^5$ | 574                          | 587      | 8<br>+1,<br>6 |
| 40                        | 500                              | Зразок<br>гладкий з                  | 250                                        | 300                            | $1 \cdot 10^6$   | $2 \cdot 10^5$   | 245                          | 234      | -4,5          |
| нормаліз                  | 500                              | надрізом                             | 150                                        | 181                            | $2 \cdot 10^6$   | $6 \cdot 10^5$   | 143                          | 135      | -5,6          |
| ація                      | 500                              | (h=0,8мм)<br>надріз 1,2<br>мм        | 140                                        | 150                            | $1,8 \cdot 10^6$ | $6 \cdot 10^5$   | 133                          | 135      | +1,<br>5      |

Окрім тільки геометричного аналізу діаграми Велера, заслуговує особистої уваги розробка методик, які засновані на використанні

аналітичних залежностей типу (16) і (17). Наведені співвідношення базуються на двох основних положеннях.

1. Всі структурні зміни в металі під час випробування обумовлені рівнем деякого внутрішнього напруження, яке неухильно зростає і врешті рещт приводить метал до руйнування.

2. Інтенсивність збільшення наведеного напруження, яке ще має назву ефективного, пропорційна різниці між його рівнем і межею міцності при втомі. Таким чином, можна вважати, що мова ведеться за різницю між  $\sigma_a - \sigma_{-1}$  з рівняння (16а) за умови коли  $\sigma_a > \sigma_{-1}$ . В першому наближенні по зовнішньому вигляду співвідношення (16) та (16а) в значній мірі подібні. Однак, межі використання наведених рівнянь указують на досягнення максимальної точності при опису кривої лише для якогось одного типу. Наприклад, залежність (16) може бути використана для прогнозу хода кривої з обмеженою витривалістю (рис.20б). В цьому випадку зменшенню амплітуди навантаження, відповідає закономірне підвищення кількості циклів, які витримує метал до руйнування. Асимптотичне наближення кривої до вісі абсцис( $N_i$ ), являє собою ознаку, яка підтверджує спроможність використання рівняння (16) для кривих типу рис. 20б. Після диференціювання (16) отримаємо характеристику, яка дозволяє оцінити швидкість зниження кількості циклів навантаження при одиничному підвищенні амплітуди:

$$d\sigma = -n \cdot K_1 \cdot N^{-n-1} dN \quad (26)$$

$$\frac{d\sigma}{dN} = -n \cdot K_1 \cdot N^{-n} \cdot N^{-1} \cdot \frac{N}{N} \quad (26a)$$

$$\frac{d\sigma}{dN} = \frac{-n \cdot K_1 \cdot N^{-n}}{N} \quad (26б)$$

враховуючи, що  $\sigma = K_1 \cdot N^{-n}$ , після підстановки в (26б) отримаємо:

$$\frac{d\sigma}{dN} = -\frac{n \cdot \sigma}{N} \quad (26в)$$

Аналогічний аналіз повинен бути проведений для співвідношення (16а) та кривої навантаження по вигляду подібної типу (а), рис. 20. Так, дійсно з урахуванням існування межі міцності при необмеженій втомі, яку можна прийняти як постійну складову в рівнянні (16а). Після проведення аналогічних перетворень (26-26в), залежність (16а) приймає вигляд:

$$\sigma = \sigma_{-1} + K \cdot N^{-m} \quad (26г)$$

де  $K$  – коефіцієнт,  $m$  – показник ступеня. Для типу кривої з необмеженою витривалістю  $\frac{d\sigma}{dN}$  оцінюється співвідношенням:

$$\frac{d\sigma}{dN} = -\frac{m(\sigma - \sigma_{-1})}{N} \quad (26д)$$

Таким чином можна з достатньою впевненістю вважати, що розглянуті методи являються достатньо простими в користуванні та не потребують тривалого часу для визначення величини  $\sigma_{-1}$ .

Циклічна витривалість та способи її визначення.

Основні поняття.

Кожна конструкція, яка виготовляється з урахуванням умов експлуатації повинна відпрацювати визначений термін часу. На підставі цього, окрім властивостей міцності достатньо високого значення набувають питання, які дозволяють прогнозувати безаварійну роботу виробу. Досвід експлуатації конкретних конструкцій, в порівнянні з результатами чисельних натурних випробувань на витривалість показує існування достатньо великих розбіжностей. Хоча при цьому як процес моделювання, який вважається достатньо вдосконаленим з урахуванням чисельних чинників, так і ідентичність хімічного складу металу, його структурного стану та ін. повністю витримуються або співпадають.

Експериментально різницю, яку спостерігають при оцінках витривалості однакових елементів конструкцій, найбільш частіше пов'язують з впливанням чинників двох різновидів. Одні з цих факторів діють в одному напрямку, що приводить до зміни витривалості в сторону збільшення або зниження наведеної характеристики. До таких впливань відносяться: якість підгонки взаємодіючих елементів, якість мастил що використовують, забруднення робочих поверхонь та ін.. Наведені чинники не є випадковими та у більшості випадків являються керованими. Окрім цих факторів, на витривалість впливають випадкові, незалежні один від другого впливання, які достатньо часто урахувати неможливо. На підставі викладеного стає зрозумілим, що головною метою досліджень являється процедура як можливо точнішого визначення моменту закінчення терміну використання конструкції або

іншого об'єкта. В порівнянні із статичними умовами роботи виробу, яким відповідає статична витривалість, використання якої вивчено достатньо повно, поведінка при циклічних навантаженнях не така однозначна. Для циклічних навантажень розрізняють два випадки циклічної витривалості:

- необмежена циклічна витривалість, коли виріб або конструкція працюють за умови  $\sigma_a \leq \sigma_{-1}$ ;
- обмежена циклічна витривалість, коли виріб або конструкція працюють за умови  $\sigma_a > \sigma_{-1}$ , що відповідає визначеному перевантаженню (строк нормальної роботи обмежується). Таким чином, коли строк роботи конструкції завершується повним руйнуванням при втомі, кількість циклів навантаження яку витримав виріб до руйнування, являється величиною обмеженої витривалості при конкретному значенні  $\sigma_a$ .

Методи визначення межі циклічної витривалості металевих виробів.

Найбільш розповсюджений метод заснований на використанні аналітичних співвідношень, які складають методику визначення межі втоми. При цьому використовують параметри, що входять до співвідношення (25б). Аналіз наведеної залежності дозволяє знайти межу витривалості ( $N_i$ ) для будь-якого значення амплітуди навантаження  $\sigma_i$ . Враховуючи, що величина  $\sigma_i$  може приймати різні значення, за умови  $\sigma_i \geq \sigma_{-1}$ , введемо поняття опорного значення  $\sigma_0 > \sigma_{-1}$ . Робоча формула приймає вигляд:

$$\frac{N_0(\sigma_T - \sigma_{-1})}{\sigma_T - \sigma_0} - N_0 = \frac{N_i(\sigma_T - \sigma_{-1})}{\sigma_T - \sigma_i} - N_i \quad (27)$$

Після перетворень отримаємо:

$$N_i = N_0 \frac{(\sigma_0 - \sigma_{-1})(\sigma_T - \sigma_i)}{(\sigma_T - \sigma_0)(\sigma_i - \sigma_{-1})} \quad (27a)$$

Враховуючи, що  $\sigma_0$  постійна величина, а  $\sigma_i$  - значення амплітуди навантаження, величина  $N_i$  може бути оцінена за співвідношенням:

$$N_i = \delta \frac{(\sigma_T - \sigma_i)}{(\sigma_i - \sigma_{-1})} N_0, \quad (27б)$$

при цьому  $\delta = \frac{\sigma_0 - \sigma_{-1}}{\sigma_T - \sigma_0}$ .

Формула (276) використовується для оцінки  $N_i$  при відомому значенні  $\sigma_{-1}$  за умови поточного виготовлення виробів. Наведене співвідношення може бути використане також і з метою контролю технологічного процесу, коли всі операції та отриманий комплекс властивостей залишатися не змінним.

Процес оцінки на практиці складається з наступного. Для металевого виробу з відомими значеннями  $\sigma_T$  і  $\sigma_{-1}$ , виготовляють не більше трьох зразків на одну точку. Руйнування зразків при будь-якому випадковому напруженні  $\sigma_0 > \sigma_{-1}$  визначає опорне значення  $N_0$ . Потім по співвідношенню (276) може бути визначене значення довго тривалості  $N_i$ , яке буде відповідати конкретній амплітуді навантаження ( $\sigma_i$ ).

Розглянемо конкретний приклад застосування наведеного метода.

Матеріал вуглецева сталь з 0,4 % С після нормалізації. Межа плинності склала значення  $364 \text{ н/мм}^2$ , а  $\sigma_{-1} = 236 \text{ н/мм}^2$ . З експерименту були визначені випадкові значення, які назвемо опорними параметрами: для  $\sigma_0 = 245 \text{ н/мм}^2$ ,  $N_0$  дорівнювало  $2,59 \cdot 10^6$  циклів. По формулі (276) знаходимо для  $\sigma_i = 260 \text{ н/мм}^2$ ,  $N_i = 8,56 \cdot 10^5$  циклів, а із експериментальних досліджень (повна крива втоми) ця величина склала значення:  $8,75 \cdot 10^5$  циклів. Розбіжність приблизно 2%.

Розглянутий метод має визначений недолік, який обумовлений тим фактом, що визначення  $N_0$  при одному якомусь значенні  $\sigma_0$  потім поширюється на інші значення  $\sigma_i$ . Але в залежності від того на яку ступінь відрізняється значення  $\sigma_i$  від  $\sigma_0$  та  $\sigma_{-1}$ , з урахуванням якісно різних структурних змін в металі під час його циклічного навантаження (стадійність зародження мікроскопічних тріщин, розвиток релаксаційних процесів при циклічному навантаженні та ін.) точність визначення характеристик втоми може коливатися у визначеному інтервалі значень.

Наведений недолік може бути усунути якщо розрахунки проводити з урахуванням експериментальних значень отриманих при декількох напруженнях, з подальшою обробкою з використанням методів математичної статистики.

### Питання для самоперевірки.

1. Яку назву має характеристика  $\sigma_a$  циклічного навантаження?
2. Яку назву має характеристика  $\sigma_{\max}$  циклічного навантаження?
3. Яку назву має характеристика  $\sigma_{\min}$  циклічного навантаження?
4. Яку назву має характеристика  $\sigma_{cp}$  циклічного навантаження?
5. Яку назву має характеристика відношення  $\frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$  циклічного навантаження?
6. Що являє собою коефіцієнт асиметрії циклу?
7. Чому дорівнює коефіцієнт асиметрії циклу за умов симетричного циклу навантаження?
8. Чому дорівнює коефіцієнт асиметрії циклу за умов пульсуючого навантаження?
9. Який ефект покладений в основу термічної втоми?
10. Визначення межі міцності при циклічному навантаженні.
11. Визначення витривалості при циклічному навантаженні.
12. Якою зовнішньою ознакою визначається діаграма циклічного навантаження з необмеженою витривалістю?
- 13.3 якою метою розробляють методики прискореного визначення межі міцності при втомі?
14. На якій концепції засновані аналітичні методи визначення межі втоми?
15. Назвіть основні методики прискореного визначення межі втоми при зміні умов циклічного навантаження.
16. На якій концепції заснована методика Про?
17. На якій концепції заснована методика Степанова?
18. Які положення покладені в основу метода визначення межі втоми за Еномото?
19. На якій концепції заснована методика Локаті?
20. За характером формування осередків руйнування термічну втому відносять до багато – або мало циклової втоми?

## Глава 4. Механізми руйнування металів при втомі.

За тривалий термін часу досліджень процесів що відбуваються в металевих матеріалах під час циклічного навантаження, були на свій час розроблені відповідні механізми щодо пояснення особливостей руйнування при втомі.

### 4.1. Теорія Баушингера.

Першими спробами розуміння особливостей поведінки матеріалів при циклічному навантаженні, потрібно вважати результати досліджень Дж.Баушингера (1885р.) по оцінці впливу зміни знаку навантаження на опір металів малим пластичним деформаціям. Баушингером було визначено, що при реверсивному навантаженні межі пружності металів і сплавів знижуються в порівнянні з односпрямованим деформуванням. Подалі, іншими чисельними дослідниками було поширено коло властивостей, які змінюються при навантаженні, коли напрямок послідовного деформування не співпадає з попереднім.

У відповідності з уявленнями на той час, за теорією Баушингера межею втоми вважали величину, що подібна межі пружності при статичному навантаженні. Відсутність на той час системних структурних досліджень не дозволили цілеспрямовано провести дослідження щодо природи явища що спостерігається. На підставі цього, неврахування структурного стану металів і сплавів, разом з невідосконаленими механізмами щодо пластичної деформації, не дали змоги отримати однозначної кореляції між межею втоми та межами пружності або плинності статичного навантаження. Хоча подалі, коли були ураховані визначені впливи (структурний стан металів або сплавів, умови навантаження, взаємодія дефектів кристалічної будови під час навантаження та ін.) існування кореляційного зв'язку, між характеристиками міцності при статичних випробуваннях і межею втоми, було підтверджене.

### 4.2. Перші структурні дослідження процесів втоми.

На початку XX сторіччя бурхливий розвиток світової промисловості вимагав підвищення точності прогнозів щодо поведінки металевих матеріалів під час різноманітних навантажень, в тому числі і при розвитку процесів втоми. Без розуміння процесів щодо змін

внутрішньої будови металу при навантаженні, було складно дати відповідь на поставлене запитання. Отже, в роботах Евінга і Хемфрі (1903), з використанням світлового мікроскопу, було визначено формування ознак пластичної деформації в окремих зернах полікристалу. Пластична деформація, яку спостерігали була у вигляді окремих ліній зсуву, з обмеженнями границями зерен з великими кутами. Окремо необхідно відзначити, що перші результати щодо структурних досліджень поверхні залізних зразків після дії змінного навантаження, визначили залежність кількості зсувів в окремих зернах від циклів навантаження. З підвищенням числа змін діючого напруження, кількість ліній зсуву збільшувалась та вони починали формуватися в інших зернах. Далі було визначено, що сформовані лінії зсуву починали розширюватися та перетворюватись у темні смуги. При більш детальному дослідженні наведених темних смуг було визначено, що в дійсності це чисельні лінії зсуву з достатньо близьким розташуванням. В подальшому темні стрічки являли собою місця формування тріщин, які мали розповсюдження від зерна до зерна.

Виникнення зсувів в окремих зернах полікристалів, при напруженнях значно нижчих за межу плинності або пружності, на той час було достатньо вагомим внеском в розуміння природи зародження осередків руйнування металевих матеріалів при циклічному навантаженні. Встановлення факту виникнення тріщини втоми в місцях макроскопічних пластичних зсувів дало подальший розвиток аналізу мікро пластичних деформацій при знакозмінних навантаженнях (Кіслінг Р.). На підставі проведення цього циклу робіт було визначено, що

- тріщини втоми виникають в найбільш деформованих місцях металу;
- межі зерен в полікристалічних зразках гальмують процес розповсюдження деформації за межі зерен;
- тріщина втоми розповсюджується по тілу зерна, а не границям зерен;
- швидкість розповсюдження тріщини знижується при зустрічі із структурною неоднорідністю (коли структурна неоднорідність не є місцем зародження тріщини);
- при напруженнях більших за межу втоми, в зернах виникають смуги зі зниженою щільністю металу.

Подальший крок в дослідженнях природи втоми був зроблений роботами Булена, Хеда і Вуда (1953). З використанням рентгеноструктурного аналізу. На прикладі міді було показано, що при статичному навантаженні до рівня вище за межу плинності, виникає пластична деформація з визначеним розподіленням в межах окремих зерен. На рис.25 схематично наведені особливості розповсюдження

деформації в залежності від умов навантаження металу, які отримані на основі узагальнення відомих експериментальних даних по дослідженням структури. Так, при односпрямованому статичному навантаженні деформація розповсюджується за рахунок формування грубих ліній зсуву (рис.25 а,б), з одночасним підвищенням разорієнтації між сусідніми зернами. Деформація металу при циклічному навантаженні супроводжується формуванням значно тонких ліній зсуву, при більш високій рівномірності їх розподілу в об'ємі зерна (Трощенко В.Т.). Підвищення швидкості знакозмінного навантаження супроводжується змінами розподілу деформації. Пластична деформація починає зосереджуватися в обмежених локальних мікро об'ємах, хоча як показано експериментально значна разорієнтація відсутня (рис.26в,г).

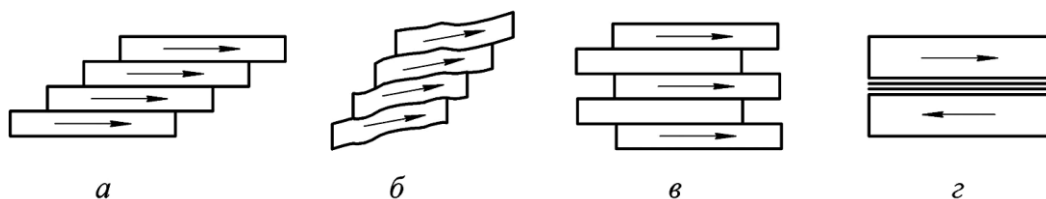


Рис.25.Схематичне зображення процесу розповсюдження деформації в мікро об'ємі металу в залежності від умов навантаження (а – класична, б – реальна схема односпрямованого зсуву; в – повільний, г – швидкий знакозмінний зсув).

Подальшими структурними дослідженнями було визначено, що локалізація пластичної деформації при циклічному навантаженні може приводити до формування, поряд закономірно виникаючими об'ємами зміцненого металу ділянок з низьким опором деформуванню. Наведені мікро об'єми зв'язували з існуванням металу з низькою щільністю. Результатами досліджень було показано, що у випадках циклічного навантаження коли амплітуда нижча рівня межі втоми спостерігається зміцнення металу. При напруженнях вище указаної межі – навпаки, має місце локальне зниження щільності металу, і як наслідок цього, полегшуються умови зародження субмікротріщин.

Заслуговують особистої уваги роботи, по визначенню природи процесів структурних змін в металевих матеріалах при циклічному навантаженні, під загальним керівництвом І.А.Одінга. За результатами досліджень було визначений вплив вакансій в розвиток процесів структурних перетворень при втомі. Одним із джерел виникнення вакансій вважають розвиток процесів взаємодії між дислокаціями що рухаються в площинах ковзання, що перетинаються. На основі такого підходу коалесценція вакансій при циклічному навантаженні, являється основним чинником, який приводить не тільки до зародження мікротріщин але і до подальшого їх зростання. Найбільш вірогідними

місцями формування осередків з підвищеною концентрацією вакансій вважаються площини з максимально діючими дотичними напруженнями. Об'єднання вакансій приводить до формування порожнин різної дисперсності і, як наслідок цього, до зниження щільності металу. Аналогічне пояснення, хоча і з деякими уточненнями, давалося для кристалографічних площин з підвищеною дією нормальних напружень. Таким чином, за результатами досліджень І.А.Одінга, природа процесів формування осередків руйнування при циклічному навантаженні, пов'язана з виникненням вакансій, швидкістю їх спрямованої дифузії до міста зародження осередку тріщини і подальшою участю вакансій в зростанні тріщини.

#### 4.3. Схема структурних змін в металі від ступеню перевантаження при втомі.

При циклічному навантаженні структурні зміни, що мають місце в металевих матеріалах, визначаються співвідношенням між процесами зміцнення і пом'якшення. З іншого боку, швидкість накопичення дефектів кристалічної будови, які утворюють осередки зародження мікро тріщин, визначається ступенем перевантаження металу відносно межі втоми. Після формування зародка тріщини, умови його подальшого зростання в значній ступені залежать від спроможності матеріалу протидіяти процесу підведення дефектів кристалічної будови до гирла тріщини. На підставі наведеного, слід очікувати якісних змін в розвитку процесів структурних перетворень в залежності від амплітуди циклічного навантаження.

На рис.26 наведене схематичне зображення умовного розподілу загальної кривої циклічного навантаження на окремі ділянки в залежності від амплітуди діючого напруження. Так, при високих рівнях циклічного перевантаження (напруження амплітуди в значній ступені перебільшує межу втоми область І, рис.26), за рахунок виникнення

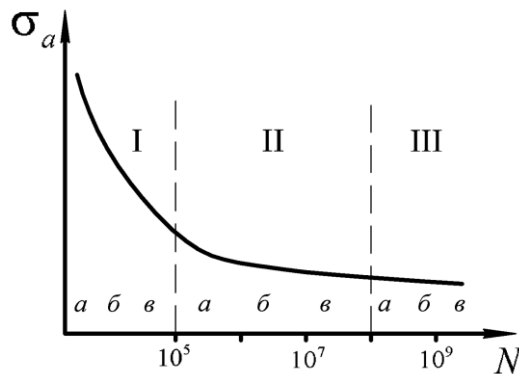


Рис. 26. Умовне розподілення кривої циклічного навантаження на окремі ділянки.

елементарних зсувів в межах одного зерна (рис.27а), починається процес його поділення на окремі фрагменти. При фрагментації зерен металу відбувається обов'язкова зміна в орієнтації кристалічної решітки в межах окремих фрагментів. Неоднорідне накопичення дефектів кристалічної будови на межах, які відокремлюють фрагменти, приводе до формування областей з підвищеною концентрацією мікропорожнин, що перетинають первинне зерно (рис.27б). Враховуючи, що виникнення смуги з підвищеною концентрацією порожнин приводе до формування металу з локально низькою щільністю, опір зародженню мікротріщини в цих об'ємах буде також низьким. Область І завершується етапом

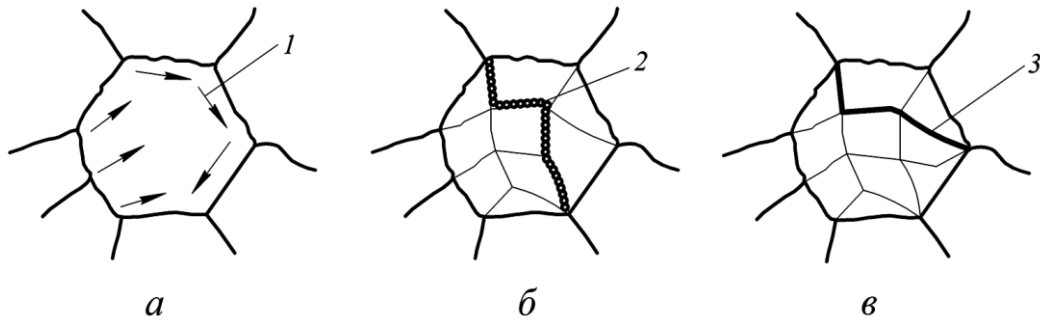


Рис. 27. Схематичне зображення послідовності структурних змін в межах окремого зерна при циклічному навантаженні полікристала для області І (1 – елементарні зсуви; 2 – мікроскопічні порожнини; 3 – мікроскопічна тріщина).

формування мікротріщини, яка зростає по смугі з найбільш низьким опором (рис.27в).

Характерною особливістю наведеної області являється співвідношення між часом зародження та зростання тріщини до моменту остаточного руйнування металу. Основний термін часу відповідає етапу зародження мікротріщини. Після формування зародка тріщини, подальше її зростання відбувається з прискоренням пропорційно зниженню живого перетину металу. Таким чином можна з впевненістю вважати, що процес формування тріщини завершується практично перед самим руйнуванням.

Для наступної ділянки на кривій циклічного навантаження (II, рис.26), вона ще має назву перехідної ділянки між мало та багато циклової втомою, характерною ознакою являється відсутність формування раз орієнтованих фрагментів в середині зерен. Процес зародження осередків руйнування обумовлений розвитком етапів у визначеній послідовності. Спочатку виникає концентрований зсув з великою кількістю поверхонь ковзання (рис.28а). В подальшому зароджуються розриви цілісності металу. Після деякого числа циклів

виникають невеликі порожнини вздовж поверхонь зсуву (рис.28 б). При продовженні циклічного навантаження, кількість порожнин неухильно зростає, що приводить до їх об'єднання у великі порожнини, які разом з розривами металу перетворюються в мікротріщини. Поведінка матеріалу по зовнішнім ознакам на цій стадії, характеризується

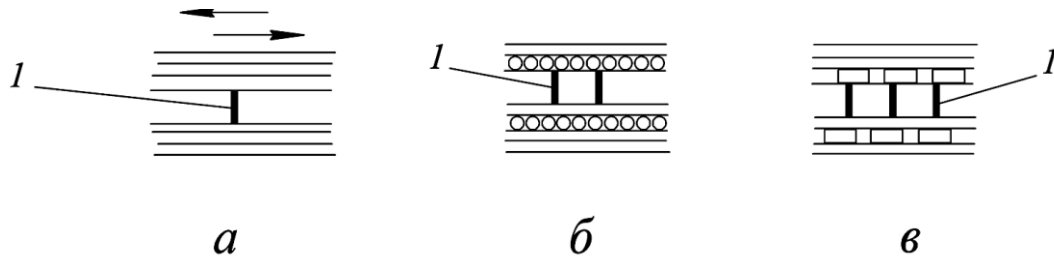


Рис. 28. Схематичне зображення послідовності етапів процесу формування розривів в цілості металу на ділянці II кривої циклічного навантаження (1 – формування розривів цілості металу).

визначеною нестабільністю. Наведена нестабільність проявляється перш за все виникненням точок розриву на кривих втоми [В.І.Шабалін], перегинів та сходинок. Щодо причин, які приводять до формування точок розриву, існує декілька тлумачень, які в основному зводяться до неодночасного початку розвитку пластичної деформації при циклічному навантаженні. Так, на основі експериментальних досліджень було визначено, що в першу чергу пластична деформація починається від поверхневих прошарків металу, в той час як основна маса зразку не піддається пластичній деформації. При цьому товщина шару металу, що охоплюється деформацією, відповідає приблизно декільком зернам [В.С.Іванова]. Обумовлене наведене положення різною спроможністю для зародження та розповсюдження деформації. Якщо розглядати поверхневі зерна металевих матеріалів в порівнянні з тими, які розташовані на визначеній відстані від поверхні, процес зародження дислокацій буде проходити при різній енергії що поглинається системою. В поверхневих зернах процес зародження деформації буде полегшений в наслідок можливості виходу дислокацій на вільну поверхню після акту переміщення та більш низький рівень діючого напруження для роботи джерела дислокацій. На підставі цього, вірогідність гальмування дислокацій з утворенням дислокаційних чарункових структур та виникненням сходинок на дислокаційній лінії (переміщення вакансій) в поверхневих зернах буде значно меншою в порівнянні з зернами що знаходяться в заглиблених об'ємах металу. Таким чином, дислокації що знаходяться в зернах що розташовані на поверхні металу будуть рухатися більш вільно та при понижених діючих

напруженнях. Якщо вважати, що при циклічному навантаженні, коли амплітуда напруження складає значення нижче деякої величини, наприклад точка *b* ділянка II рис.27, починається ділянка III, яка ще має назву область чистої мало циклової втоми.

За умов навантаження в області малих амплітуд (ділянка III, рис. 26), процес руйнування металу в загальні може не розпочатися, навіть після кількості циклів  $10^8$ . Характер виникнення елементарних зсувів в значній мірі подібний що спостерігається на ділянці II, але при цьому не формуються об'єми з великою кількістю порожнин. В наслідок цього, можуть не досягатися умови зародження тріщин. Одне з пояснень наведеного положення - підтримка динамічної рівноваги між кількостями порожнин що виникають та тими, що анігілюють. З урахуванням низьких швидкостей накопичення дефектів кристалічної будови, розвиток процесів рекомбінації дефектів, разом з підвищенням рівномірності розташування поверхонь зсуву не дозволяють досягти умов формування осередку руйнування на ділянці III (формування ліній зсуву, рис.29в).



Рис. 29. Схематичне зображення послідовності етапів структурних змін в металі при циклічному навантаженні для ділянки III.

З урахуванням наведеної схематичної систематизації структурних змін в залежності від ступеня циклічного навантаження, процес втоми на кожній області (I, II, III) може бути розділений на три періоди, з якісно різними ознаками (а, б, в). Перший період (незалежно від області – а), достатньо часто в літературі має назву «інкубаційний». Характерною ознакою цього періоду являється розповсюдження деформації в тонкому поверхневому прошарку металу товщиною від одного до декількох зерен. За цей період відбувається тонке ковзання, яке зв'язане з виходом поодиноких дислокацій на вільну поверхню металевого матеріалу. Одночасно з оцим, в окремих об'ємах металу можуть виникати умови формування осередків з неоднорідним розподілом дислокацій, що може сприяти зміцненню поверхневих прошарків металу. На наступному періоді (позначення для кожної області як «б») деформація починає розповсюджуватися у глиб металу.

Після виникнення смуг ковзання починає формуватися клубкова дислокаційна структура (рис.10) у вигляді прошарків з різною густиною дислокацій. Формування наведеної неоднорідної структури з різним рівнем міцності, особливо в об'ємах металу поблизу з вільною поверхнею приводять до виникнення поверхневих ефектів. Зниження щільності металу пропорційно ступеню деформації в подальшому приводить до формування об'ємів металу, які мають вигляд витиснення (екструзія) з областей з підвищеною накопиченою деформацією (рис.30), або інтрузії (формування канавок). На практиці виникаючи

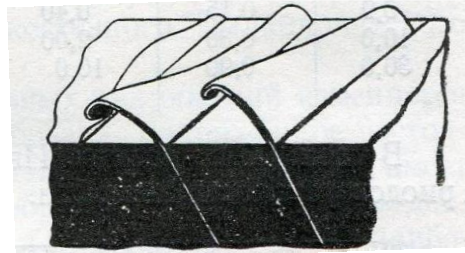


Рис.30. Схематичне зображення екструзії металу при циклічному навантаженні.

екструзії обов'язково чергуються з інтрузіями, а їх розташування найбільш частіше спостерігають вздовж ліній зсуву. Розвиток наведених поверхневих ефектів приводить до формування суб – та мікротріщин з подальшим їх зростанням у глиб металу. На третьому, останньому періоді (в), відбувається об'єднання мікротріщин в магістральні тріщини, що і приводить до остаточного руйнування металу.

#### 4.4. Оцінка впливу напруженого стану металевих матеріалів на межу втоми.

Аналіз експериментальних даних показує, що співвідношення між головними напруженнями при навантаженні металу в значній ступені впливає на величину граничних напружень. Окрім цього, визначеного значення набуває характер зміни внутрішніх напружень по перетину або вздовж зразку. При однорідному розподілі головне напруження залишаються незмінними в об'ємі зразку. Наведений стан може бути досягнутий при розтяганні, зсуві суцільного та скручуванні тонкостінного трубчастого зразку.

При неоднорідному розподілі спостерігається зміна головних напружень по висоті або товщині зразку. Наведений стан досягається при згинанні або при більш складних схемах навантаження таких, як розтягання із згином, крутіння суцільних зразків. Наведені схеми навантаження найбільш часто можна спостерігати на практиці.

Ступень неоднорідності напруженого стану ( $\eta$ ) характеризується відносним градієнтом напружень за співвідношенням:

$$\eta_{\sigma} = \frac{1}{\sigma} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \quad (28)$$

або деформацій:

$$\eta_{\varepsilon} = \frac{1}{\varepsilon} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}, \quad (29)$$

де  $\sigma, \varepsilon$  - відповідно напруження та деформація.

У випадку лінійного закону зміни напруження вздовж зразку, наприклад при згині або крученні показник неоднорідності напруженого стану може бути оцінений:

$$\eta_{\sigma} = \frac{2}{\delta}, \quad (30)$$

де  $\delta$  - товщина зразку при згинанні, або діаметр при скручуванні. На основі відомих експериментальних даних межа міцності при втомі, зразків при навантаженні за схемою з неоднорідним напруженим станом, вище в порівнянні з однорідним напруженим станом.

З врахуванням великої кількості чинників, що впливають на поведінку металу при втомі, оцінку залежності величини  $\sigma_{-1}$  від напруженого стану можна провести з використанням кореляційного співвідношення:

$$\sigma^* = K \cdot \sigma_{-1}, \quad (31)$$

де  $K$  - коефіцієнт, що ураховує зміну концентрації напружень,  $\sigma^*$  - деяке розрахункове напруження, яке за характером зміни подібне  $\sigma_{-1}$ . Результат оцінки впливу відносного значення градієнту напружень на розрахункове напруження  $\sigma^*$  наведений на рис.31. Збільшення відносного значення градієнту напружень, незалежно від дисперсності структурних складових та рівня міцності, супроводжується зростанням приведенного максимального напруження  $\sigma^*$ . За абсолютними значеннями, якщо при  $\eta=0$ , коли градієнт напружень відсутній, а  $\sigma^*$  дорівнює  $\sigma_{-1}$ , збільшення  $\eta$  супроводжується цілком закономірним підвищенням опору металу при втомі до декілька разів (рис.31). Таким чином, межа втоми суттєво зростає при переході від однорідного напруженого стану до неоднорідного.

Окрім градієнта напружень, на величину межі втоми визначене впливання спостерігається з боку форми перетину зразків. Так, за умов максимального урахування масштабного фактора при виготовленні зразків для випробувань, була визначена якісного характеру залежність: збільшення межі втоми відповідає зменшенню об'єму металу, що

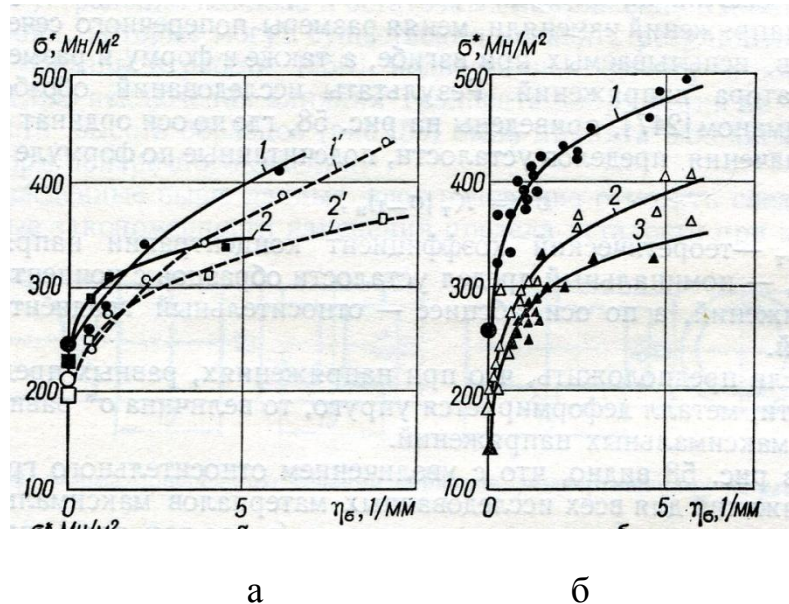


Рис.31. Вплив градієнта напружень на максимальні розрахункові напруження в залежності від розміру зерна (а): криві 1, 1' - сталь з крупним зерном, 2 - 2' - дрібним; межі міцності при статичному випробуванні (б): 1, 2 - 327 МПа, 3 - 410 МПа.

піддається дії максимальних напружень. На підставі цього, за умов незмінності структурного стану сталі, стає можливим розташувати профілі у визначеній послідовності зростання межі втоми. Максимальне значення  $\sigma_{-1}$  має круглий профіль, а далі у порядку зменшення: хрестоподібний, прямокутний, трубчастий та у вигляді двотавра.

### Питання для самоперевірки

1. Класифікація процесів втоми відносно амплітуди навантаження.
2. Назвати області кривої циклічного навантаження відносно величини амплітуди напруження.
3. Визначення механізму утворення тріщини на ділянках великих амплітуд кривої циклічного навантаження.
4. Визначення механізму утворення тріщини на ділянках середніх амплітуд кривої циклічного навантаження.
5. Особливості структурних змін в металевих матеріалах за умов малих амплітуд циклічного навантаження.
6. Назвати характеристику що дозволяє оцінити неоднорідність розподілу внутрішніх напружень.
7. Назвіть поверхневі ефекти, що виникають під час циклічного навантаження.
8. Яку назву має поверхневий ефект при втомі коли виникають впадини?

9. Яку назву має поверхневий ефект при втомі коли виникають витиснення?
- 10.Що покладене в основу визначення впливу форми перетину зразка на межу втоми?

## Глава 5. Вплив структурних параметрів сплавів на процеси втоми.

### 5.1. Вплив розміру зерна однорідних сплавів межу втоми.

На основі аналізу відомих експериментальних даних можна визначити, що за умов постійної амплітуди навантаження зменшення розміру зерна металевого матеріалу, у більшості випадків супроводжується зростанням його витривалості при циклічному навантаженні. Хоча відомі і випадки невиконання наведеного співвідношення. Так, при циклічному навантаженні свинцю спостерігається підвищення  $\sigma_{-1}$  при зменшенні розміру зерна.

З урахуванням особливостей розповсюдження пластичної деформації кристалів з різним типом кристалічної решітки, слід очікувати різницю в поведінці металів за умов циклічного навантаження.

Стадійність процесу зростання тріщини.

З урахуванням експериментальних даних стосовно початку зародження тріщини втоми від поверхневих прошарків металу (формування інтрузій та екструзій, рис.30), процес повинен бути розглянутий роздільно, в залежності від співвідношення між напруженнями: напруженням для зростання тріщини в межах окремого зерна (1) та рівнем циклічних напружень після подолання границі зерна (2), рис.32. На першій стадії зростання тріщини обмежується розміром

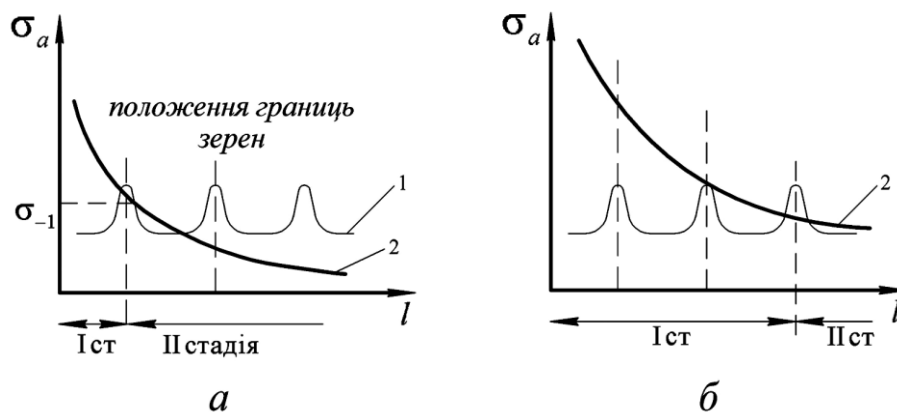


Рис.32. Схематичне зображення стадійності процесу зростання тріщини втоми (а-напруження для зростання тріщини в межах зерна менше чим напруження для подолання границі, б- напруження для зростання тріщини в середині зерна більше напруження подолання границі).

зерна. Після досягнення тріщиною границі зерна, її подальше зростання потребує підвищення діючого напруження, що пов'язане із зміною

орієнтації кристалографічної системи ковзання в сусідньому зерні. На підставі цього треба вважати, що початок другої стадії повинен бути обумовлений зміною механізму зростання тріщини. Наведене положення схематично підтверджується рис.32. Тріщина втоми, відповідно рис.32а, на першій стадії зростає при напруженнях нижче межі втоми. При переході через границю зерна рівень напруження, окрім зростання від разорієнтації кристалографічних систем ковзання, повинен додатково бути підвищений від подолання самої границі (підвищена концентрація дефектів кристалічної будови та кількість домішкових атомів). У випадку, коли це напруження перебільшить рівень, що відповідає умовам зростання тріщини на другій стадії (II), процес зростання переходить у цю стадію. Таким чином, характер впливу розміру зерна на межу втоми, як показано вище визначається залежним від твердо розчинного зміцнення (стан твердого розчину) – властивостей металу в середині окремого зерна та проникливості границь зерен для розповсюдження пластичної деформації.

## 5.2.Циклічне навантаження металів і сплавів з ГЦК решіткою.

З урахуванням широкого використання сплавів на основі мідно – цинкових композицій (латуні), зміна типу кристалічної решітки та фазового складу, в залежності від співвідношення між компонентами, може суттєво змінювати характер впливу розміру зерна на межу втоми.

Таблиця 2.

Залежність  $\sigma_T$  та  $\sigma_{-1}$  на базі  $10^8$  циклів від розміру зерна латуні Л70.

|                                      |     |     |     |      |     |      |      |
|--------------------------------------|-----|-----|-----|------|-----|------|------|
| $d, \text{мкм}$                      | 1,9 | 2,0 | 3,0 | 12,0 | 26  | 51   | 131  |
| $\sigma_T, \frac{H}{\text{мм}^2}$    | 477 | 378 | 239 | 200  | 197 | 156  | 127  |
| $\sigma_{-1}, \frac{H}{\text{мм}^2}$ | 281 | 211 | 169 | 154  | 119 | 98,5 | 84,5 |

Аналіз (табл.2) експериментальних даних свідчить про зростання абсолютних значень межі плинності при статичному навантаженні та межі втоми. З урахуванням перших робіт по яким вважалося, що напруження зсуву в полікристалічному металі обернено пропорційне середньому розміру зерна ( $\tau \approx \frac{1}{d}$ ). Як показала практика, побудова діаграми в координатах  $\tau - d^{-1}$  суттєво ускладнює процес аналізу впливу розміру зерна на межу втоми за рахунок не визначення фізичного вмісту

параметрів співвідношення. В протилежність цьому будова діаграми типу Холла – Петча в координатах  $\sigma_{-1}$  -  $d^{\frac{1}{2}}$ , яка заснована на адитивному впливі від стану твердого розчину металевого матеріалу в середині зерна та впливу від границь зерна, дозволяє більш обґрунтовано визначити залежність  $\sigma_{-1}$  від  $d$ :

$$\sigma_{-1} = \sigma'_i + k'_y \cdot d^{\frac{1}{2}}, \quad (32)$$

де  $\sigma'_i$  та  $k'_y$  - параметри, які за фізичним вмістом аналогічні характеристикам, що визначені для діаграми статичного навантаження.

Таблиця 3.

Абсолютні значення параметрів рівнянь (5) і (32) сплавів з ГЦК кристалічною решіткою [В.С.Іванова].

| Метал<br>або сплав | $\sigma_i$ ,<br>$\frac{H}{\text{мм}^2}$ | $k_y$ ,<br>$\frac{H}{\text{мм}^{\frac{3}{2}}}$ | $\sigma'_i$ ,<br>$\frac{H}{\text{мм}^2}$ | $k'_y$ ,<br>$\frac{H}{\text{мм}^{\frac{3}{2}}}$ |
|--------------------|-----------------------------------------|------------------------------------------------|------------------------------------------|-------------------------------------------------|
| Латунь             | 28,6                                    | 13,2                                           | 60                                       | 5,3                                             |
|                    | 46                                      | 13,0                                           | 60,3                                     | 6,4                                             |
|                    | 35                                      | 13,3                                           | 63                                       | 7,0                                             |
| Мідь               | 3,5                                     | 4,5                                            | 56,2                                     | 0                                               |
| Алюміній           | 14,6                                    | 2,1                                            | 31,6                                     | 0                                               |

Порівняльний аналіз абсолютних значень параметрів рівнянь у відповідності з умовами навантаження показує, що  $\sigma'_i > \sigma_i$  та  $k'_y < k_y$ . На

Таблиця 4.

Вплив розміру зерна та температури циклічного навантаження на витривалість сплаву.

| Розмір зерна, мкм | Температура, °C | Кількість<br>циклів<br>до руйнування |
|-------------------|-----------------|--------------------------------------|
| 30                | 350             | $8 \cdot 10^3$                       |
|                   | 430             | $7 \cdot 10^2$                       |
| 700               | 350             | $2 \cdot 10^3$                       |
|                   | 430             | $2 \cdot 10^2$                       |

підставі наведеного співвідношення можна визначити, що на рівень  $\sigma_{-1}$  стан твердого розчину має значно більш вагомого значення в порівнянні з впливом на межу плинності при статичному навантаженні. Одночасно з цим, границі зерен на розповсюдження пластичної деформації при циклічному навантаженні мають значно менший вплив чим при односпрямованій деформації. Окрім структурних характеристик металевих матеріалів, визначеного значення набувають умови циклічного навантаження. Так, зниження температури випробувань супроводжується, не залежно від розміру зерна, підвищенням витривалості металу (табл. 4).

### 5.3. Поведінка металів з ОЦК кристалічною решіткою при циклічному навантаженні. Низко вуглецеві сталі.

Як і в випадку ГЦК металів, для вуглецевих сталей з ОЦК кристалічною решіткою, зростання розміру зерна фериту супроводжується зниженням рівня  $\sigma_{-1}$ . При цьому необхідно відзначити, що вплив розміру зерна може бути залежним від інших причин, таких які завуальовано дають додаткове впливання. Так, якщо випробувати метал, який перед циклічним навантаженням піддавали холодній пластичній деформації, в структурі буде підвищена концентрація рухомих дислокацій або вже сформована різного рівня досконалості дислокаційна чарункова структура. При циклічному навантаженні сталі, з наведеним структурним станом, вже не буде необхідним витрачати енергію для зародження дислокацій, вони вже присутні в системі. З іншого боку, якщо заблокувати дислокації (перевести їх в стан нерухомих), окрім подолання впливу розміру зерна треба буде додатково підвищити рівень діючих напружень циклічного навантаження для зародження необхідної кількості рухомих дислокацій. Іншу за характером поведінку можна спостерігати після нагріву холодно деформованого металу до температур початку розвитку рекристалізації. В наслідок розвитку наведених процесів структура фериту буде представляти більш дрібні зерна із зниженою кількістю дислокацій в середині зерна. При циклічному навантаженні сталі з наведеною структурою першими почнуться процеси зародження ліній зсуву з подальшим збільшенням їх довжини. Таким чином, змінюючи співвідношення між впливами стану твердого розчину та від проникливості границь зерен розповсюдженню пластичної деформації можна цілеспрямовано змінювати величину  $\sigma_{-1}$ .

Для низько вуглецевих сталей розмір зерна фериту являється основним структурним елементом. Подрібнення зерна супроводжується підвищенням міцності сталі незалежно від напрямку навантаження: односпрямоване або знакозмінне. На основі експериментальних досліджень визначено, що характер залежності міцності, як за умов статичного навантаження, так і при циклічно змінному напруженні, описують одним типом рівняння (5) і (32), (рис.33).

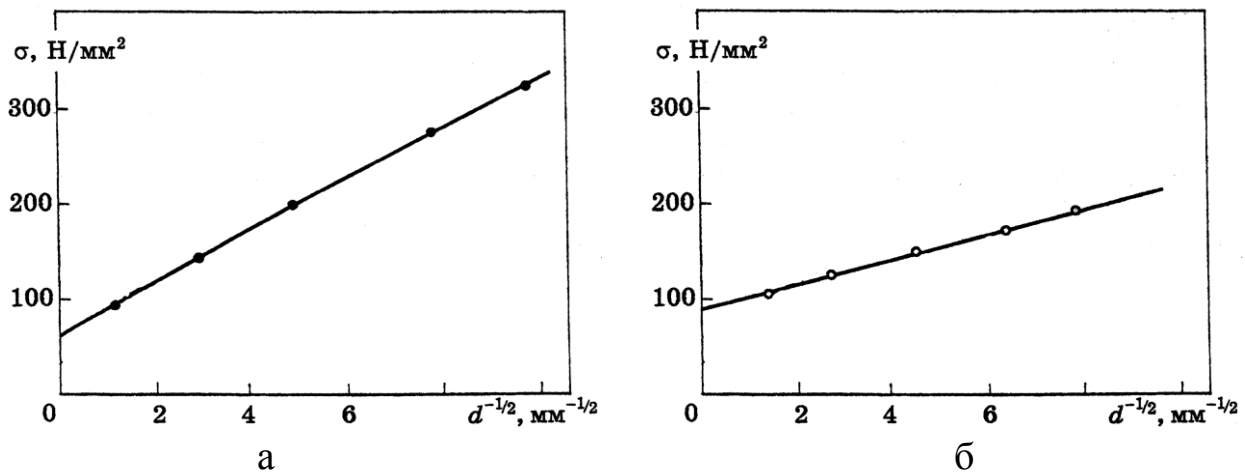


Рис. 33. Вплив розміру зерна фериту на  $\sigma_0$  при статичному розтягненні (а) та на  $\sigma_{-1}$  (б) низько вуглецевої сталі.

З урахуванням того, що на початкових етапах деформування в залежності від схеми навантаження (односпрямоване статичне або знакозмінне циклічне) обов'язково повинний бути різний темп накопичення дефектів кристалічної будови, та можливі розбіжності в формуванні дислокаційних субструктурних утворень у вигляді чарунок різного ступеню удосконалення, аналіз характеристик деформаційного зміцнення дозволить визначити, в залежності від  $d$ , особливості поведінки металу при зміні знаку деформації.

Початковим умовам навантаження, коли відбуваються перші акти пластичної деформації, область деформаційного зміцнення описують із застосуванням співвідношення (2). Оцінку спроможності металу до деформаційного зміцнення проводять з використанням співвідношення (2) після його перетворення до вигляду (3). Використання швидкості деформаційного зміцнення для оцінки зміни густини дислокацій під час деформування металу, дозволить визначити механізм залежності  $\sigma_{-1}$  від розміру зерна фериту низько вуглецевої сталі.

Аналіз кривої навантаження показує, що при збільшенні напруження від величини  $\sigma_0$  (співвідношення 2) до межі плинності, в металі вже накопичена визначена кількість дефектів кристалічної будови, при чому

темп їх приросту суттєво залежить від розміру зерна. З іншого боку, процес формування дислокаційних структур в значній ступені залежить не тільки від структурних параметрів металу, а і від схеми навантаження. Так, при односпрямованому розтяганні збільшення діючого напруження на рівні від  $\sigma_0$  до  $\sigma_T$  супроводжується зростанням  $\sigma_i$  та  $k_y$  (співвідношення 1) від 50 до 65 МПа та від 13 до  $27,5 \frac{H}{\text{мм}^2}$

відповідно. Характер зміни наведених параметрів обумовлений сумарним впливом від зростання густини дислокацій при деформуванні металу та підвищенням опору роботи джерел дислокацій. Зростання необхідного рівня напруження для зародження дислокацій ілюструє величина  $k_y$ . При більш високих рівнях навантаження, наприклад при напруженнях поблизу значень  $\sigma_T$ , наведена характеристика вже зв'язана із ступенем складності подолання дислокаціями границь між зернами фериту. Таким чином, в процесі навантаження сталі від  $\sigma_0$  до  $\sigma_T$  зростання  $k_y$  показує підвищення густини дислокацій, які необхідні для формування осередку смуги деформації (І.О.Вакуленко). Другою умовою, яка повинна бути виконана для формування наведеного осередку – це визначене співвідношення між напруженням ковзання кристалічної решітки фериту ( $\sigma_i$ ) та величиною розблокування дислокацій ( $\sigma_d$ ). Так, за умовою формування осередку деформації повинно виконуватися нерівність:

$$\sigma_d \geq \sigma_i, \quad (33)$$

де  $\sigma_d = k_y \cdot d^{\frac{1}{2}}$ . З аналізу (33) витікає, що лише після досягнення деформуючим напруженням рівня  $\sigma_d$  починається різкий приріст густини рухомих дислокацій ( $\Delta\rho_m$ ), які за рахунок низького опору своєму переміщенню приводять до формування зародка смуги деформації. При цьому повинне виконуватися співвідношення між локальною швидкістю деформації ( $\dot{\epsilon}_p$ ) та швидкістю переміщення дислокацій ( $v$ ):

$$\dot{\epsilon}_p = k \cdot b \cdot \rho_m \cdot v, \quad (34)$$

де  $k$  - коефіцієнт,  $b$  - вектор Бюргерса.

При невиконанні умов (33), коли  $\sigma_d \leq \sigma_i$ , розблокування дислокацій відбудеться при рівнях напружень нижче як напруження тертя кристалічної решітки. На підставі цього, неодночасний рух дислокацій в різних об'ємах зерна фериту приведе до порушення умови (34) і, як наслідок цього деформація Людерса буде відсутня (відсутність на діаграмі деформації площадки плинності). На практиці, з метою

усунення площадки плинності, наприклад для сталей що піддаються великим пластичним деформаціям, метал піддають знакозмінному циклічному деформуванню. Після такої обробки низько вуглецева сталь деформується без площадки плинності. З іншого боку відомо, що чим більш грубіша структура фериту, тим менша стає за довжиною площадка плинності та тим при більш низькій густині накопичених дислокацій і високих параметрах деформаційного зміцнення починається область однорідного деформаційного зміцнення. За визначених значень  $d$  виконання умов (34) може стати неможливим. Наведене положення обумовлене розпадом рівномірного розподілу дислокацій в межах одного зерна на періодичну структуру. Таким чином, основною причиною що визначає характер поведінки низько

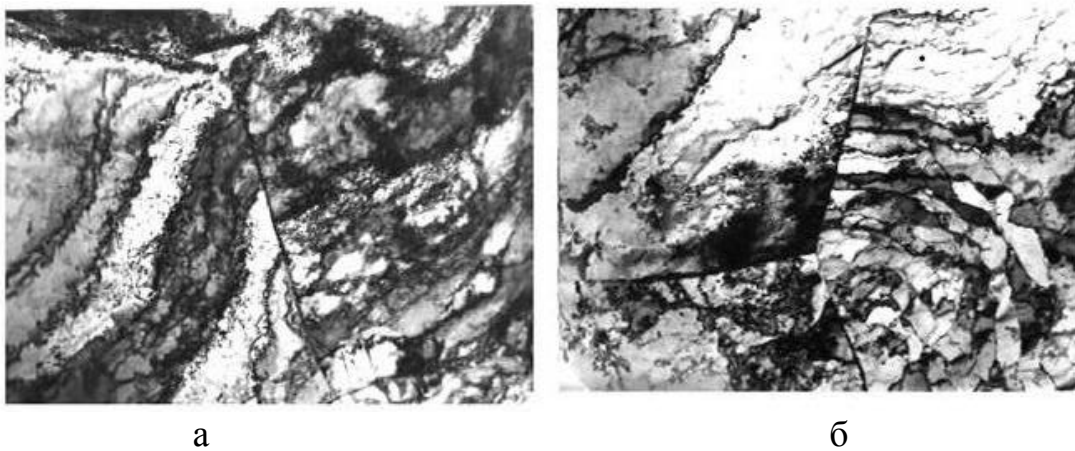


Рис.34. Дислокаційна структура фериту низько вуглецевої сталі після 20% пластичної деформації прокаткою (а) та після послідовних чотирьох циклів знакозмінного згину (б). Збільшення 13000х1.5 [Е.М. Міхайліченко].

вуглецевої сталі являється умова переходу від рівномірного розподілу дислокацій до періодичних структур, які за зовнішніми ознаками подібні чарунковим структурам.

Враховуючи, що при реверсивному деформуванні виникаюча на початкових етапах навантаження дислокаційна структура буде визначати характер поведінки металу аж до моменту руйнування, проведемо оцінку критичного розміру зерна фериту при циклічному навантаженні, який відповідає умовам розпаду рівномірного розподілу дислокацій на періодичні структури. З порівняльного аналізу слідує, що при циклічному деформуванні послідовна зміна етапів зміцнення та пом'якшення, за рахунок різниці в розвитку процесів анігіляції дислокацій в різних об'ємах зерна (поблизу границь та в середині), сприяють дуже швидкому перетворенню рівномірного розподілу дислокацій на періодичні структури. Підтверджується це результатами

дослідження ступеня досконалості дислокаційної чарункової структури низько вуглецевої сталі після знакозмінного навантаження (рис. 34). Так, після холодної пластичної деформації сталі з 0,1 % С сформована недосконала дислокаційна чарункова структура фериту (рис.34 а). Про це свідчать достатньо широкі субграниці, в яких відносно низька густина дислокацій та присутність визначеної кількості незв'язаних дислокацій в тілі самих чарунок. Піддаючи деформовану сталь декільком циклам знакозмінного згину, послідовно починається розвиток процесів досконалості чарунок. Результати структурних досліджень після чотирьох циклів показують суттєве зниження сумарної накопиченої кількості дислокацій, звуження субграниць та часткове очищення тіла чарунок від незв'язаних дислокацій (рис. 34 б).

Таким чином, одне із пояснень щодо механізму впливу розміру зерна фериту на величину циклічної міцності низько вуглецевої сталі - це швидкість формування чарункових дислокаційних структур. При збільшенні розміру зерна фериту відбуваються процеси, що спрямовані на прискорення формування періодичних дислокаційних структур. Виникнення об'ємів з неоднорідним розподілом дислокацій являється етапом формування осередку руйнування при циклічному навантаженні сталей з низьким вмістом вуглецю.

#### 5.4.Вплив дисперсності цементиту на процеси втоми вуглецевої сталі.

Якщо для однофазних сплавів та низько вуглецевих сталей ефективною перешкодою на шляху розповсюдження пластичної деформації являється границя зерна, то поява визначеної кількості часток другої фази буде додатково ускладнювати процес руху дислокацій. Так, за умов постійної об'ємної частки цементиту в сталі, зменшення феритного прошарку в перлітній колонії супроводжується підвищенням характеристик міцності, незалежно від схеми навантаження. Враховуючи, що процес руйнування сплавів в значній ступені залежить від умов зародження та зростання тріщин, аналіз впливу структурних параметрів на розкриття тріщини дозволить зрозуміти механізм поведінки металу при циклічному навантаженні.

На основі аналізу процесу подолання зростаючою тріщиною межі між зернами, впливом процесів деформаційного зміцнення, величина критичного розкриття тріщини ( $\delta_k$ ) може бути оцінена:

$$\frac{\delta_k}{d} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\varepsilon}{m} \cdot \frac{1}{\mu}, \quad (35)$$

де  $d$  - розмір зерна,  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  і  $m$  відповідно швидкість та коефіцієнт деформаційного зміцнення,  $\varepsilon$  - деформація,  $\mu$  - модуль зсуву. Характер впливу від наведених величин показаний на рис.35. Збільшення рівня

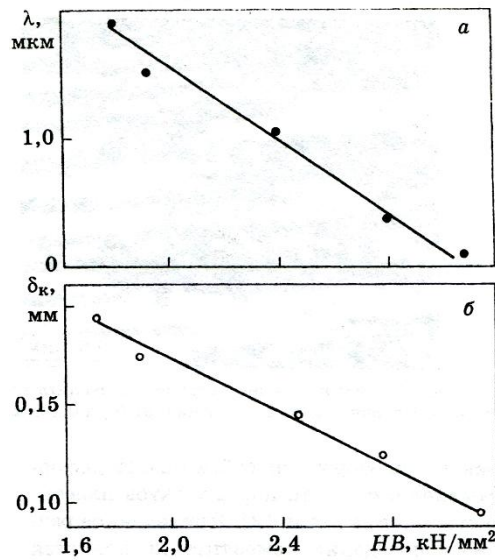


Рис.35. Вплив ступеню зміцнення (твердість HB) сталі з 0,6%С на величину феритного проміжку перлітної колонії ( $\lambda$ ) – (а) та величину  $\delta_k$  (б).

зміцнення, коли воно обумовлене диспергуванням перліту супроводжується зниженням  $\delta_k$ . З врахуванням залежності критичної довжини тріщини, яка обмежена розміром зерна (перетинання границі зерна), процес зростання тріщини при переході до стадії прискорення повинен бути залежним не від абсолютних значень  $\delta_k$ , а від кута в вершині тріщини, який пропорційний відношенню:  $\frac{\delta_k}{\lambda}$ . Збільшення критичного значення кута в вершині тріщини буде супроводжуватися зсувом умов переходу її зростання до стадії прискорення у бік більш високих сумарних деформацій. Враховуючи різний характер впливу структурних складових на параметри деформаційного зміцнення ( $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \approx f(d)$ ,  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \approx f(\frac{1}{\lambda})$ ), за умов незмінних  $\mu$  та  $m$  (для ділянки області деформаційного зміцнення) кут в вершині тріщини повинен бути обернено пропорційним  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \approx \frac{\lambda}{\delta_k} \quad (36)$$

Таким чином, збільшення кута в вершині тріщини, як і для статичного навантаження, буде сприяти підвищенню межі міцності при втомі, лише за умов зниження  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ . Експериментально визначено, що зменшення  $\lambda$  для середньо – та високо вуглецевих сталей супроводжується підвищенням  $\sigma_{-1}$  (рис.36а). Характер залежності  $\sigma_{-1}$  достатньо

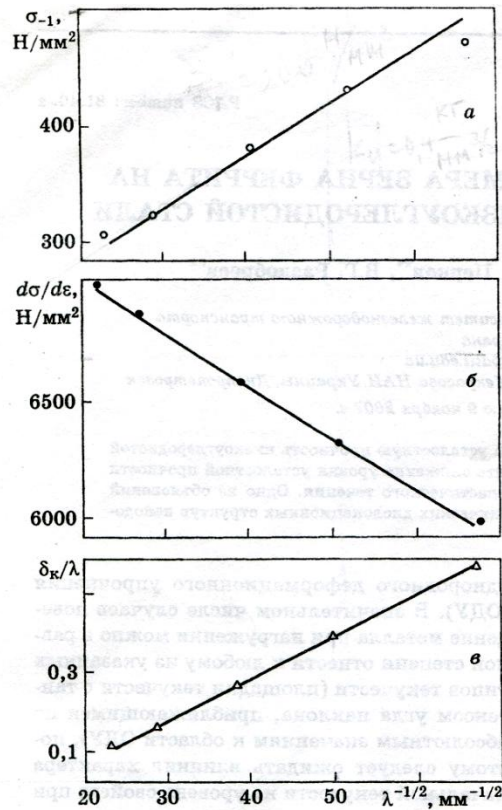
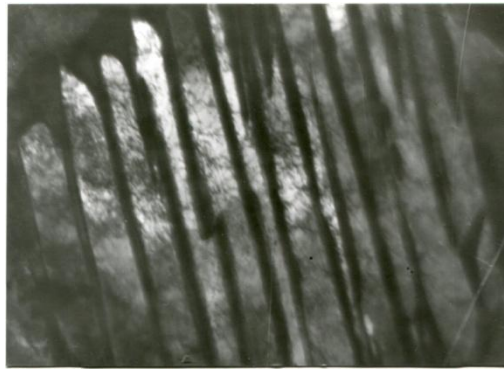


Рис.36.Вплив товщини феритного прошарку перлітної колонії ( $\lambda$ ) на міцність при втомі (а), швидкість деформаційного зміцнення (б) та кута в вершині тріщини (в) сталі з 0,6%С.

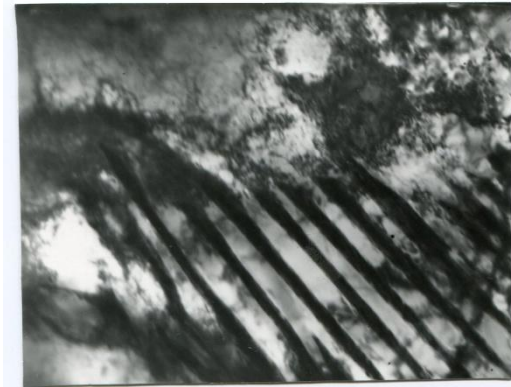
однозначно підпорядковується залежності типу (32), коли  $d$  замінити на  $\lambda$ :

$$\sigma_{-1} = \sigma'_i + k'_y \cdot \lambda^{-\frac{1}{2}} \quad (37)$$

В порівнянні з одно напрямленим деформуванням, коли зростання ступеня деформації супроводжується зниженням  $k_y$  та збільшенням  $\sigma_i$ , при циклічному навантаженні характер зміни аналогічних параметрів декілька інший. Так, величина  $k'_y$  спочатку знижується, а потім зростає. Величина  $\sigma'_i$  пропорційно сумарній ступені деформації зростає неухильно, хоча швидкість її збільшення значно менша в порівнянні з статичним навантаженням. Характер зміни наведених параметрів



а



б



в

Рис.37. Структура перлітної колонії вуглецевої сталі після холодної пластичної деформації 20% (а) та після чотирьох циклів знакозмінного згину (б), (в). Збільшення  $13000\times 1,5$ .

обумовлений якісними структурними змінами металу в залежності від схеми навантаження. За умов односпрямованого навантаження, пропорційно ступеню холодної пластичної деформації в фериті перліту виникають осередки з неоднорідним розташуванням дислокацій (рис.37а), що може розглядатися як свідчення про початкові етапи формування чарункової структури. При знакозмінному згині холодно деформованого металу, в фериті перлітної колонії починають розвиток процеси що приводять до зниження густини накопичених дефектів кристалічної будови (рис.37б). Очищення феритного проміжку від визначеної кількості дислокацій, окрім розвитку анігіляційних процесів, частково повинно бути зв'язане з участю пластин цементиту в пластичному деформуванні. З врахуванням збільшення спроможності цементиту до пластичної деформації з підвищенням дисперсності перліту (В.Н.Гриднев,Ю.Я.Мешков), деформація пластин цементиту при знакозмінному навантаженні повинна додатково сприяти зниженню темпу накопичення дефектів при циклічному навантаженні. Підтверджується наведене положення дислокаційною структурою

цементиту перліту після знакозмінного навантаження згином холодно деформованої сталі. Наявність дислокаційної структури в цементиті (рис.37в) може розглядатися як свідчення про участь його в пластичній деформації, в тому числі сприяти зниженню темпу накопичення дефектів при циклічному навантаженні.

Таким чином, підвищення міцності при втомі вуглецевих сталей за рахунок диспергування перлітної складової структури зв'язане із зниженням темпу накопичення дефектів кристалічної будови, що в свою чергу обумовлює зсув моменту формування дислокаційних чарункових структур у бік більш великих сумарних деформацій (кількості циклів навантаження).

#### 5.5.Спадкоємний вплив структури аустеніту на втоми сталі.

На основі аналізу експериментальних даних циклічного навантаження вуглецевих сталей з різним структурним станом та кількістю вуглецю, був визначений спадкоємний вплив розміру зерна аустеніту на величину  $\sigma_{-1}$ . У більшості випадків зменшення  $d$  приводило до збільшення межі втоми. Щодо механізму впливу, висувалися різні версії. Від бар'єрного впливу (в структурі з дрібним зерном на шляху зростання тріщини зустрічається більше перешкод, в наслідок чого зростає  $\sigma_{-1}$ ) та різної міцності металу в середині зерна та поблизу границь, до взагалі відсутності впливу. В дійсності, спадкоємний вплив розміру зерна аустеніту на величину межі втоми сталі залежить від остаточного структурного стану металу. Враховуючи, що після аустенітизації структура сталі може перетворюватися за різними механізмами, вплив розміру зерна аустеніту на  $\sigma_{-1}$  слід очікувати різним. Так, формування структур за зсувним механізмом, пропорційно ступеню зміцнення металу, повинні вуалювати вплив  $d$  аустеніту. З іншого боку, розділяючи процес руйнування на етапи зародження та зростання тріщини, треба очікувати якісно різного їх внеску в загальний вплив  $d$  аустеніту на  $\sigma_{-1}$ . На прикладах вуглецевих сталей, з різним структурним станом, при зміні розміру зерна аустеніту в достатньо широкому інтервалі значень було визначено, що вплив розміру зерна аустеніту обмежується в основному процесами зародження тріщин втоми при практичній відсутності впливу на її розповсюдження. Механізм впливу зв'язаний з

різною абсорбцією атомів вуглецю та легуючих елементів на границях зерна аустеніту. Пропорційно розміру зерна, на границях підвищується концентрація атомів вуглецю і інших хімічних елементів. В процесі термічного зміцнення, коли аустенітна структура перетворюється в мартенсит, збагачені на вуглець мікро об'єми металу мають підвищену стабільність аустеніту. В наслідок цього наведені осередки металу залишаються у вигляді сітки з остаточного аустеніту, з примусовим розташуванням по границям зерен аустеніту. Наведена структурна неоднорідність за рахунок різниці в рівні міцності між аустенітом і мартенситом (декілька разів) приводе до зниження його опору зародженню тріщин втоми. Всі процеси, що сприяють подрібненню зерна аустеніту, при незмінних інших умовах, приводять до підвищення межи втоми металу.

Таким чином, механізм впливу розміру зерна аустеніту на зародження тріщин втоми заснований на ліквідації, в першу чергу вуглецю та зв'язану цим зміну структурного стану металу. Підвищення загальної кількості вуглецю в сталі, збільшуючи об'ємну частку остаточного аустеніту, може розглядатися як додатковий чинник, що приводе до зниження циклічної міцності. Враховуючи, що марганець являється одним із розповсюджених легуючих хімічних елементів для сталей, його збільшення також сприяє зниженню  $\sigma_{-1}$ . Проявляється вплив марганцю через підвищення розчинності остаточних карбідів при аустенітизації сталі, що приводе до зростання зерна аустеніту.

### **Питання для самоперевірки.**

1. Яким чином впливає збільшення розміру зерна металевого матеріалу на межу втоми?
2. Яким чином впливає збільшення товщини феритного прошарку перлітної колонії на межу втоми вуглецевої сталі?
3. Який вигляд має співвідношення між кутом загострення тріщини і розміром зерна фериту в сталі?
4. Який вигляд має співвідношення між кутом загострення тріщини і товщиною феритного прошарку перліту в сталі?
5. Дати пояснення за рахунок яких чинників визначається спадкоємний вплив зерна аустеніту на втому сталі?

6. Дати визначення механізму впливу розміру зерна аустеніту на межу втоми вуглецевої сталі.

7. Яким чином впливає ступінь відхилення від урівноваженого структурного стану на спадкоємний вплив аустеніту?

## **Глава 6. Вплив неметалевих включень на розвиток процесів втоми.**

### **6.1. Загальні положення.**

В залежності від технології виготовлення металеві матеріали, окрім хімічних елементів, які спеціально вводяться до складу для отримання необхідного структурного стану та комплексу властивостей, містять визначену кількість шкідливих домішок. Взаємодія хімічних елементів з атомами шкідливих домішок приводе до формування різноманітних неметалевих включень. За виникненням неметалеві включення розділяють на дві групи. До першої групи відносяться включення ендогенного походження такі, що утворюються в процесі виготовлення та кристалізації металу. Друга група – екзогенні це включення що вносяться в рідкий метал із зовні (частки футеровки сталі плавильного агрегату, різноманітні забруднення та ін.). Характер впливу на втому металевих матеріалів у визначеній ступені залежить від кількості, розташування, дисперсності, форми неметалевих включень (Шульте Ю.А.). При класифікації за хімічним складом неметалеві включення, в залежності від участі в їх утворенні одного або декількох елементів – шкідливих домішок, мають визначену назву. Так, при утворенні хімічних з'єднань за участю сірки, включення мають назву сульфідів. За участю азоту – нітриди, а кисню – оксиди. За визначених умов, достатньо велика кількість неметалевих включень може утворюватися за участю декількох хімічних елементів (шкідливих домішок). Такі включення мають назву комплексні утворення. Наприклад, для сталей визначеного впливу на комплекс властивостей набувається з боку алюмосилікатів, оксисульфідів та ін..

За характером участі в процесах пластичної деформації металу, неметалеві включення розділяють на пластичні і крихкі. До пластичних відносяться включення, що в процесі пластичної деформації спроможні змінювати свою форму. На підставі цього, максимальні зміни геометричних розмірів включення спостерігають у напрямку дії максимальних діючих напружень. Включення, що відносяться до крихких, у більшості випадків подрібнюються на окремі фрагменти під дією деформації. Однак, на практиці дуже велику кількість неметалевих включень достатньо складно віднести до визначеної групи за наведеною класифікацією (Волчок І.П.). Вони одночасно можуть мати ознаки як

крихких, так і пластичних включень (наприклад складне включення, частина якого може мати ознаки пластичного, а друга – крихкого включення).

У більшості випадків тип кристалічної решітки неметалевого включення відрізняється від основного металу (матриці). На підставі цього, присутність включень в металевих матеріалах буде вносити визначений вплив на розвиток процесів зародження тріщин при циклічному навантаженні. З іншого боку, на процеси формування осередку руйнування при втомі, визначеного впливу набуває стан середовища в якому відбувається навантаження металу. Розробка основних положень по впливу стану середовища на характер поведінки при навантаженні металу (адсорбційний ефект П.А.Робіндера), в подальшому поклала початок розробки адсорбційної електрохімічної теорії корозійної втоми (Г.В.Карпенко).

Таким чином у першому наближенні, вплив на поведінку металевих матеріалів при циклічному навантаженні з боку неметалевих включень може розглядатися як негативний. Додаткове прискорення розвитку процесів руйнування при втомі може мати місце від впливу атомів шкідливих домішок на стан металу в гирлі тріщини.

## 6.2. Концентрація напружень на між фазовій поверхні неметалевого включення – матриця металу.

На основі аналізу чисельних експериментальних даних, визначений вплив неметалевих включень на межу міцності при втомі зв'язують з виникненням концентрації напружень поблизу, або безпосередньо на між фазовій поверхні розподілу включення – матриця металу. Існує декілька тлумачень стосовно характеру впливання (Кіслінг Р., Ланге). Так, перші спроби розрахунку рівня внутрішніх напружень від впливу неметалевого включення з позиції різниці значень нормальних модулів пружності включення і матриці металу, було визначено, що чим менша міцність неметалевого включення, тим вище рівень концентрації напружень досягається в металі. Однак, в дійсності був отриманий інший результат: чим більш міцні та крихкі включення, тим більш негативне впливання спостерігається на поведінку металу при втомі. З метою визначення природи наведеної невідповідності, були використані уявлення про термодинамічну активність поверхневих шарів металу на

різній відстані від включення. Так, збільшення відстані від краю включення супроводжується зростанням різниці між потенціалами і загальним їх зсувом у негативну область. На підставі такого підходу система стає більш гетерогенною в області поблизу с включенням, що і являється ознакою підвищення концентрації напружень. Після виникнення системи додаткових напружень, наприклад при навантаженні виробу, різниця між потенціалами стає ще більш негативною і, як наслідок цього, спостерігається подальше зростання наведеної характеристики.

Враховуючи різницю в коефіцієнтах термічного розширення металеві матриці та неметалевого включення, зміна температури в процесі виготовлення виробу може суттєво впливати на рівень остаточних внутрішніх напружень. Залежність знаку та рівня виникаючих термічних напружень від співвідношення між фізичними показниками включення і матриці в значній ступені мають відбиток на поведінці металевих матеріалів при циклічному навантаженні. Так, наприклад достатньо тверді і одночасно крихкі неметалеві включення типу глинозему мають відносно низький коефіцієнт термічного розширення та високий модуль нормальної пружності. На підставі цього, пропорційно температурі попереднього нагріву, при послідовному охолодженні поблизу між фазової границі розподілу матриця – включення будуть виникати термічні напруження розтягання. При чому, їх рівень може перебільшувати межу плинності металевих матеріалів.

Інша справа, коли в металевій матриці розташовується пластичне включення. У більшості випадків неметалеві пластичні включення мають незначні відмінності в коефіцієнті термічного розширення та модулі нормальної пружності в порівнянні з матрицею. На підставі цього, виникаючи внутрішні напруження будуть мати значно низький рівень. Ступінь впливу включення на процеси втоми металу може бути оцінена через коефіцієнт концентрації напружень ( $K$ ):

$$K = \frac{3E_m}{E_m + 2E_q}, \quad (38)$$

де  $E_m, E_q$  модулі пружності матриці та неметалевої частки відповідно. Чим більше значення величини  $K$ , тим більш небезпечний вплив спостерігають від включення.

Таким чином, концентрація напружень поблизу між фазової границі розподілу включення – матриця металу буде обов'язково виникати, що в

свою чергу буде мати негативний вплив на поведінку металевих матеріалів під час циклічного навантаження.

### 6.3. Вплив форми та розміру неметалевих включень на поведінку металів при циклічному навантаженні.

На основі аналізу внутрішньої будови металевих матеріалів, в залежності від умов кристалізації та їх хімічного складу, частки неметалевих включень що формуються підрозділяють на декілька типів, яким відповідає різна спроможність до пластичної деформації (Фінкель В.М.). За зовнішніми ознаками частки розташовують у визначеній черзі: I - глобулярні, II – евтектичні, що ростуть з одного центру у вигляді складного скелету, III - пластинкові і IV – ограненої форми. Коефіцієнт, який дає змогу оцінити ступінь участі включення в пластичній деформації має вигляд:

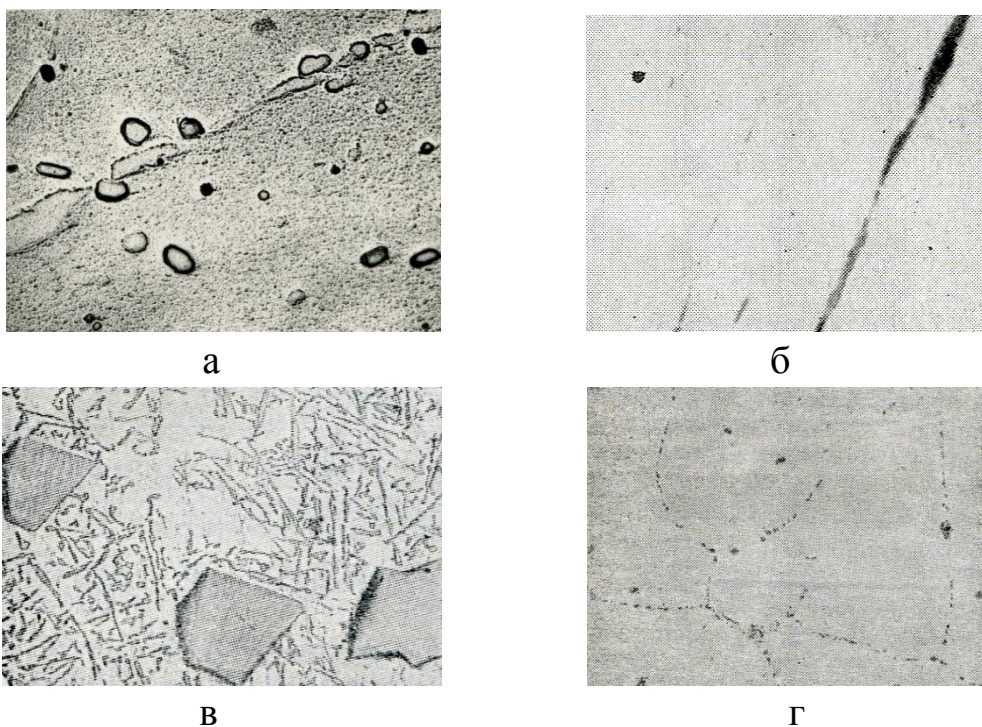


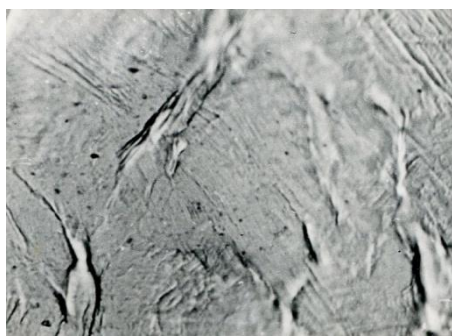
Рис.38. Включення глобулярної (а), пластинкової (б)[Е.В.Панченко] , ограненої (в) форми та у вигляді евтектики (г) [А.А.Бочвар]. Збільшення (а)800, (б)600, (в) 200, (г) 160.

$$K_b = \frac{l_b}{b_b} \quad (39)$$

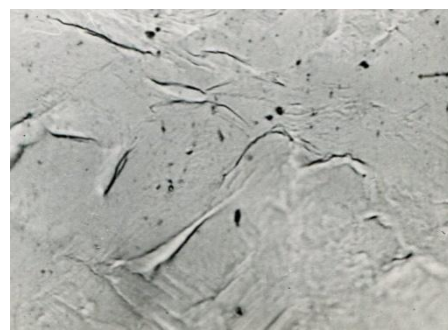
де  $l_b, b_b$  - взаємно перпендикулярні розміри включення.

В порівнянні з глобулярною формою, неметалеві включення з гострими кутами або у вигляді пластинок, виявляють більший негативний вплив на рівень міцності при втомі. Обумовлене наведене положення тим фактом, що у кутів з різним радіусом кривини виникає різного рівня концентрація напружень, при чому чим гостріший кут, тим вище наведена характеристика. В процесі циклічного навантаження вплив неметалевого пластинкового включення, як і включення іншої форми, на поведінку металу може бути розділений за характером впливу. Перша складова – це сприяння формуванню концентрації напружень поблизу з краями пластини. Друга складова – це виконання ролі перешкоди розвитку пластичної деформації. Так, для включень глобулярної форми роль складової, яка обумовлює рівень концентрації напружень значно менша в порівнянні з аналогічною характеристикою пластинкової частки. Обумовлене наведене положення суттєвою залежністю впливу від орієнтації неметалевого включення відносно напрямку дії елементарних зсувів при циклічному навантаженні. У випадках, коли площа пластини співпадає або має невеликий кут разорієнтації відносно напрямку дії зсувної деформації, ступінь впливу включення на зародження осередку руйнування буде відносно незначним. Збільшення кута разорієнтації приведе до різкого зростання негативного впливу.

Дуже велика локалізація зсувної деформації поблизу країв пластинкового включення може привести до виникнення умов



а



б

Рис.39. Виникнення зародків мікротріщин поблизу з частками пластинкової форми. Низько вуглецева сталь.

формування осередків руйнування металу (рис.39). Кінці неметалевого включення поблизу яких відбувається розповсюдження пластичних зсувів у більшості випадків стають місцями виникнення розривів

суцільності металу. На підставі цього, наведені мікро об'єми стають зародками тріщин, які за сприятливих умов зростають, приводячи до остаточного руйнування виробу. Аналогічну за своїм характером можна спостерігати картину, коли причиною зародження осередку руйнування металевих матеріалів стає руйнування самого включення (рис.40). Так, за умов коли концентрація напружень від розповсюдження елементарних зсувів в матриці металу поблизу включення досягає значення його межі міцності, неметалева частка руйнується. Сформовані мікро тріщини від включення в процесі подальшого циклічного навантаження спроможні проростати в металеву матрицю сплаву.

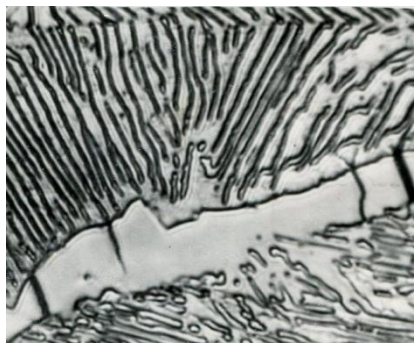


Рис.39. Виникнення тріщин в структурно вільному цементиті заєвтектоїдної сталі.[Л.А.Міхайлець]. Збільшення 2000.

Враховуючи, що за визначених умов пластична деформація може розповсюджуватися не тільки ковзанням але і двійнікуванням, зміна характеру деформації повинна мати визначений відбиток на поведінці металевих матеріалів при циклічному навантаженні. Розвиток деформації двійнікуванням спроміжний за умов коли деформація ковзанням ускладнена або неможлива. Так, при зниженні температури навантаження вірогідність деформації двійнікуванням вуглецевих сталей зростає. Вже розповсюдження пластичної деформації двійнікуванням в декілька відсотків від загальної деформації (ковзанням), може приводити до якісних змін в комплексі властивостей металу [В.К.Бабіч]. Схематично вплив деформації двійнікуванням може бути представленим в наступному. При пересіченні двійників або при зустрічі зростаючого двійника з неметалевою часткою, може відбуватися вигинання двійника (рис.41а) або локальний зсув однієї частини двійника відносно іншої (рис.41б). В наведених місцях

перетинання між двійниками можуть виникати розриви суцільності металу, які в подальшому спроможні до перетворення в осередки

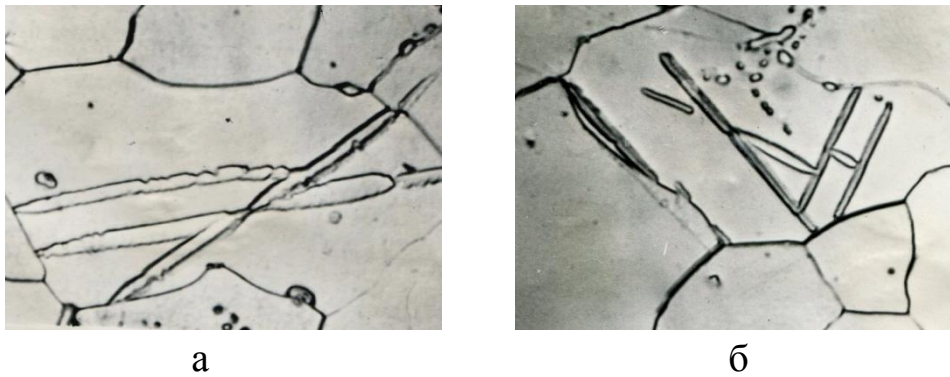


Рис.41. Взаємодія двійників в низько вуглецевій сталі [Л.А.Міхайлець]. Збільшення 1000.

зародження мікротріщин. Окрім цього слід відзначити, що за рахунок дуже великої концентрації напружень навколо кінців пластинкових включень, формування зародків тріщин втоми з високою вірогідністю може відбуватися і за умов коли виріб або зразок навантажується в області пружних деформацій.

На підставі цього можна вважати, що одним із головних чинників, який визначає поведінку металевих матеріалів при циклічному навантаженні, являється форма включення. Враховуючи, що при виготовленні виробу визначеного значення на рівень міцності при втомі набувають термічні напруження, складання їх з напруженнями що виникають від інших джерел буде суттєво знижувати межу міцності при втомі.

Другою важливою характеристикою неметалевих включень являється їх розмір. В першому наближенні, за умов постійної об'ємної частки неметалевих включень, зменшення їх середнього розміру супроводжується підвищенням витривалості металу. Однак, розглядати вплив розміру неметалевого включення на витривалість металевих матеріалів без урахування примусового розташування включення (в середині зерна матриці або по границям з великими кутами розорієнтації), дуже складно. Враховуючи, що границя розділу неметалевого включення – матриця металу являє собою місця стоку дефектів кристалічної будови такі, як вакансії, дислоковані атоми, дислокації, розташування включення в середині зерна буде обов'язково мати вплив на процеси формування зародка тріщини при циклічному навантаженні. В якості прикладу представлена схема, що наведена на

рис.42. Від кінців неметалевого включення, яке за розміром наближується до діаметру зерна матриці металу, починає своє зростання

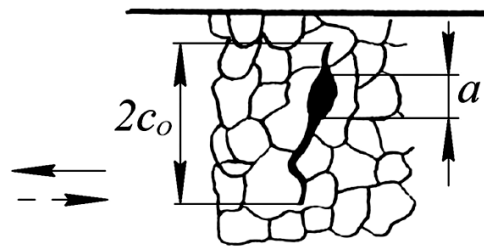


Рис.42. Схематичне зображення впливу неметалевого включення розміром  $a$  на формування тріщини довжиною  $2c_0$  при циклічному навантаженні в напрямку стрілок.

тріщина загальною довжиною  $2c_0$ . Аналіз умов виникнення тріщини показує, що наявність в металевій матриці частки неметалевого включення, розміром приблизно рівним розміру зерна, може розглядатися як вже сформована тріщина розміром  $a$ . З іншого боку, коли неметалеве включення має розмір на декілька порядків значення меншим за розміром зерна матриці металу, розташування в середині зерна повинно набувати більшого впливу на витривалість за умов значного циклічного перевантаження. Обумовлене наведене положення схемою формування зародка тріщини втоми. Так за схемою, що наведена на рис.27, виникнення елементарних зсувів буде суттєво полегшене при наявності включення. Обумовлене це по-перше різним типом кристалічних решіток включення-матриця металу. Схематично між фазова границя частка – матриця металу може бути представлена як область послідовного переходу від одного типу решітки до іншого (рис.43) та її реальний вигляд (рис.44). Враховуючи, що при формуванні

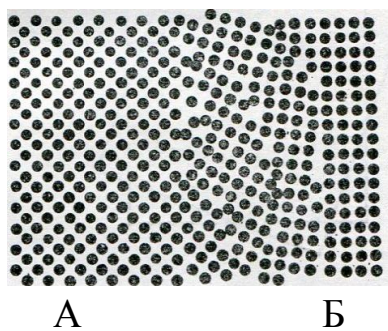


Рис.43. Схематичне зображення границі, що відокремлює кристал А від кристалу Б.

перехідних конфігурацій в розташуванні атомів ( з урахуванням вмісту атомів неметалевих речовин в частках включень) обов'язково буде порушена однорідність хімічного складу, фізичних властивостей матеріалу в мікро областях наведеної перехідної зони. Сформованим порушенням однорідного стану металу буде відповідати цілком закономірна зміна рівня та знаку виникаючих внутрішніх напружень, які в свою чергу будуть спричиняти

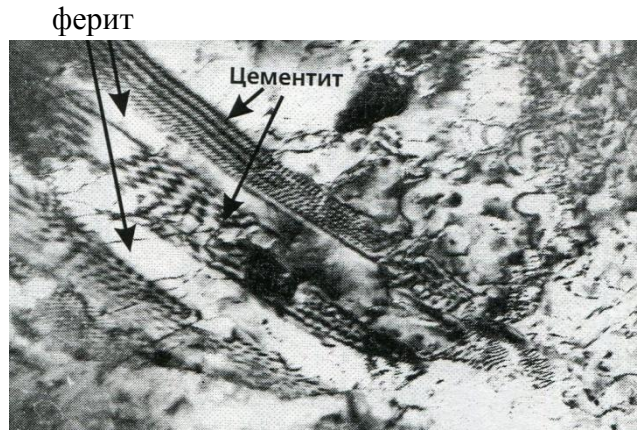


Рис.44. Границя між феритом ( тип кристалічної решітки ОЦК) та цементитом (орторомбічна) в вуглецевій сталі. Збільшення 20000.[ В.І. Большаков, Г.Д.Сухомлін].

зародженню відповідної концентрації дефектів кристалічної будови. Окрім цього, між фазова границя може розглядатися як об'єм металу з локально різною щільністю. Всі наведені моменти будуть сприяти зниженню необхідної енергії зародження тріщини втоми, в порівнянні з об'ємами металу без неметалевого включення. При розташуванні



Рис.45. Схематичне зображення зростання тріщини від неметалевого включення за розміром значно меншим розміру зерна матриці металу.

дисперсного включення на границі зерна картина впливу буде декілька іншою (рис.45). Враховуючи, що границя зерна металу з великими кутами разорієнтації являється не тільки місцем анігіляції дислокацій але і їх зародження, виникаючи внутрішні напруження різної природи походження (різниця в коефіцієнтах термічного розширення, типах

кристалічної решітки, хімічному складі та ін.) від присутності включення, будуть частково компенсовані розвитком релаксаційних процесів в матриці металу. В наведеному випадку розмір зародка тріщини повинен визначатися розміром включення і в менший ступені його формою, при незмінних всіх інших впливаннях. В той час як процес зростання тріщини вже буде залежати від співвідношення між розміром зерна металу та критичним розміром тріщини, після якого починається її прискорене зростання.

#### 6.4. Вплив середовища на розвиток процесів втоми.

На основі аналізу поведінки металевих матеріалів при циклічному навантаженні в різних середовищах був визначений якісно різний характер зміни їх витривалості. За характером впливу на розвиток процесів втоми, середовища підрозділяють в першому наближенні на поверхнево активні, корозійні та ті, які сприяють підвищенню концентрації атомів водню.

До поверхнево активних середовищ відносяться середовища, які сприяють зниженню величини поверхневої енергії металу. В наслідок наведеного впливу відбувається зниження опору (з боку металевих матеріалів), процесу виходу дефектів кристалічної будови, в першу чергу дислокацій, на вільну поверхню. Такий вплив має назву абсорбційного ефекту (Г.В.Карпенко). Одними з представників таких матеріалів являються різноманітні мастильні суміші. На підставі цього, розвиток процесів втоми при циклічному навантаженні, в середовищах з поверхнево активними речовинами, достатньо часто називають абсорбційною втомою. Враховуючи загальний негативний вплив неметалевих включень, різної природи походження, на циклічну витривалість при випробуваннях на вільному повітрі, в середовищах з поверхнево активними речовинами треба очікувати прискорення процесів руйнування металу. Так, підвищення ступеню забруднення по неметалевим включенням сприяє підвищенню частки складової абсорбційного ефекту в загальному зниженні циклічної витривалості. При існуванні достатньо великої кількості однакових рис по впливу неметалевих включень на циклічну витривалість в активному середовищі та на вільному повітрі, розбіжності все ж таки існують. Якщо враховувати, що при втомі на вільному повітрі вплив неметалевих

включень прямо пов'язаний з різним рівнем внутрішніх напружень, то додаток від поверхнево активних речовин може декілька змінювати загальну картину впливу. Так, при розвитку процесів абсорбційної втоми виникає додаткове впливання (окрім відомих для втоми на вільному повітрі) від внутрішніх напружень на сам ефект інтенсивності абсорбції атомів активних речовин. На підставі цього, слід вважати, що зниження забруднення металу по неметалевим включенням буде сприяти зниженню негативного впливу на циклічну витривалість металевих матеріалів.

Одним з основних факторів, що визначають розвиток процесів корозії в металевих матеріалах, являється електрохімічна неоднорідність їх поверхні, яка контактує з робочою речовиною та різниця потенціалів включення і матриці. Присутність неметалевих включень, які за фізико-хімічними властивостями відрізняються від металу, обумовлює виникнення корозійних мікроелементів, що сприяє посиленню неоднорідності поверхні металевих матеріалів. Аналіз відомих експериментальних даних свідчить, що чим більший градієнт електродного потенціалу на між фазовій поверхні розділу частка – матриця металу, тим з більшою швидкістю мають розвиток процеси корозії. В порівнянні з визначеною кількістю неметалевих включень в вуглецевих сталях, найвищий негативний вплив спостерігається від сульфідів, далі в порядку зменшення йдуть глиноземні частки, кремнеземні. Визначеного впливу на градієнт потенціалу спостерігають і з боку виникнення внутрішніх напружень при навантаженні металу. Наприклад, піддаючи вуглецеву сталь деформації прокаткою, виникнення текстури (різниця властивостей вздовж та поперек напрямку деформації) приведе до обов'язкової зміни рівня діючих напружень, що в свою чергу буде мати відбиток на різниці електродних потенціалів. Одне із пояснень природи різного впливу неметалевих включень на величину та градієнт електродного потенціалу зв'язане з різницею в напівпровідних властивостях включень. На підставі такого підходу, зменшення електричного опору неметалевих включень при зниженні електродного потенціалу деформованого металу повинні сприяти посиленню електрохімічної неоднорідності забрудненої на включення сталі (А.Б.Кусліцький). Враховуючи, що циклічна зміна рівня та можливо і знаку деформації при розвитку процесів втоми, буде в значній ступені посилювати гетерогенність електродного потенціалу з

боку неметалевих включень в сталі. В корозійному середовищі включення виконують функцію мікро катодних ділянок, при чому в залежності від своєї природи можуть посилювати неоднорідність металевого матеріалу в більшій або меншій ступені. Таким чином, підсумовуючи негативне складне впливання неметалевих включень на розвиток процесів корозійної втоми необхідно визначити ступінь впливу від окремих чинників. Одним із перших був розглянутий вплив від виникнення термічних напружень на між фазовій поверхні розподілу включення – матриця металу. Далі йдуть виникнення концентрації напружень та електрохімічна неоднорідність. Порівняльний аналіз показує, що у більшості випадків розвитку процесів корозійної втоми, ваговий вплив від кожної складової процесу може суттєво змінюватися. Так у випадках, коли термін часу відносно тривалий, функція головної складової що визначає розвиток корозійної втоми, переходить до електрохімічної неоднорідності. За час відносно короткого терміну дії, головною складовою можуть стати інші впливи.

Таким чином, при дослідженнях витривалості металевих матеріалів на вільному повітрі, може бути оцінений лише вплив від виникнення внутрішніх напружень термічного походження та концентрації напружень на між фазовій поверхні розподілу частка – матриця металу. Вплив корозійного середовища на циклічну витривалість може бути визначений лише завдяки дослідженням ступеню неоднорідності електродних потенціалів неметалевого включення – матриця.

Відомо, що при підвищенні концентрації розчинених атомів водню в сталі, різко зростає вірогідність виникнення при охолодженні тріщин, які мають назву - флокени. Причиною формування наведеного ушкодження являється різке зниження розчинності атомів водню в металі. Атоми водню дифундують на вільну поверхню, після чого відбувається реакція формування молекул водню. Функцію вільної поверхні можуть виконувати внутрішні поверхні порожнин в металі, поверхні мікротріщин, між фазові поверхні розподілу різної природи походження, в тому числі неметалева частка – матриця металу. При реакції формування молекул водню, за рахунок перебільшення питомого об'єму молекули в порівнянні з двома окремими атомами, в ізолюваному просторі (порожнина, між фазова границя та ін..) підвищення тиску може приводити до виникнення внутрішніх напружень до дуже високого рівня. Після досягнення внутрішнім

напруженням рівня межі міцності металу, відбувається розрив його суцільності – виникнення тріщини. Таким чином, можна з впевненістю вважати, що перевищення припустимих норм по концентрації атомів водню буде суттєво знижувати витривалість металу при його циклічному навантаженні.

Враховуючи розглянутий механізм впливу неметалевих включень на витривалість сталі при циклічному навантаженні, можна з впевненістю вважати, що підвищення концентрації розчинених атомів водню повинне додатково знижувати опір металу зародженню та зростанню тріщин втоми. З іншого боку, заслуговує особистої уваги вплив присутності неметалевих включень з врахуванням природи їх походження, на розвиток процесів виділення атомів водню на дефектах металу. Оскільки сегрегація атомів водню відбувається на між фазовій поверхні розподілу неметалева частка – матриця металу, загальна площа границі буде визначати кількість водню, який абсорбований. У випадку збільшення протяжності границь, наприклад при формуванні стрічкових включень, пластичних силікатів, об'єм атомів водню що виділяється буде зростати. Таким чином, при циклічному навантаженні додатковий вплив підвищення внутрішніх напружень від виділення атомів водню, за характером своєї дії може розглядатися як статична складова, що підвищує концентрацію напружень при зародженні або зростанні тріщини втоми. На підставі цього, неметалеві частки стають місцями примусового зародження мікро тріщин.

### **Питання для самоперевірки.**

1. В чому полягає механізм виникнення внутрішніх напружень від присутності в металі часток неметалевих включень?
2. Що являється причиною виникнення термічних напружень?
3. В чому полягає механізм утворення мікропорожнин на між фазовій поверхні розподілу частка – матриця металу?
4. Яким чином впливає форма неметалевого включення на концентрацію напружень в матриці металу?
5. Яким чином впливає дисперсність неметалевих включень на витривалість сталі при циклічному навантаженні?
6. Що являє собою абсорбційна втома металевих матеріалів?

7. Який процес покладений в основу абсорбційного ефекту при розвитку втоми?
8. Яким чином впливають неметалеві включення на розвиток процесів втоми в агресивному середовищі?
9. Яким чином впливає дисперсність неметалевих включень на виділення атомів водню при циклічному навантаженні металевих матеріалів?
10. Визначити механізм виникнення внутрішніх напружень при виділенні атомів водню на між фазовій поверхні частка – матриця металу.

## Глава 7. Фрактографічні особливості будови зламів при циклічному навантаженні металевих матеріалів.

Фрактографія – це метод вивчення зламів, який складається з дослідження поверхонь руйнування металевих виробів. Найбільш частіше дослідження будови зламів проводять для пояснення причин виникнення руйнування та визначення зв'язку наведеного явища з еволюційними змінами внутрішньої будови металевих виробів під час експлуатації. Послідовність аналізу по визначенню етапів зародження осередків руйнування, накопичення дефектів кристалічної будови, їх розташування дозволяє дати пояснення стосовно причин виникнення осередків зародження ушкоджень металу.

### 7.1. Елементи будови зламів при втомі.

Формування тріщин в умовах чисельних навантажень, коли може змінюватися не тільки рівень напружень але і їх знак, картина зламу

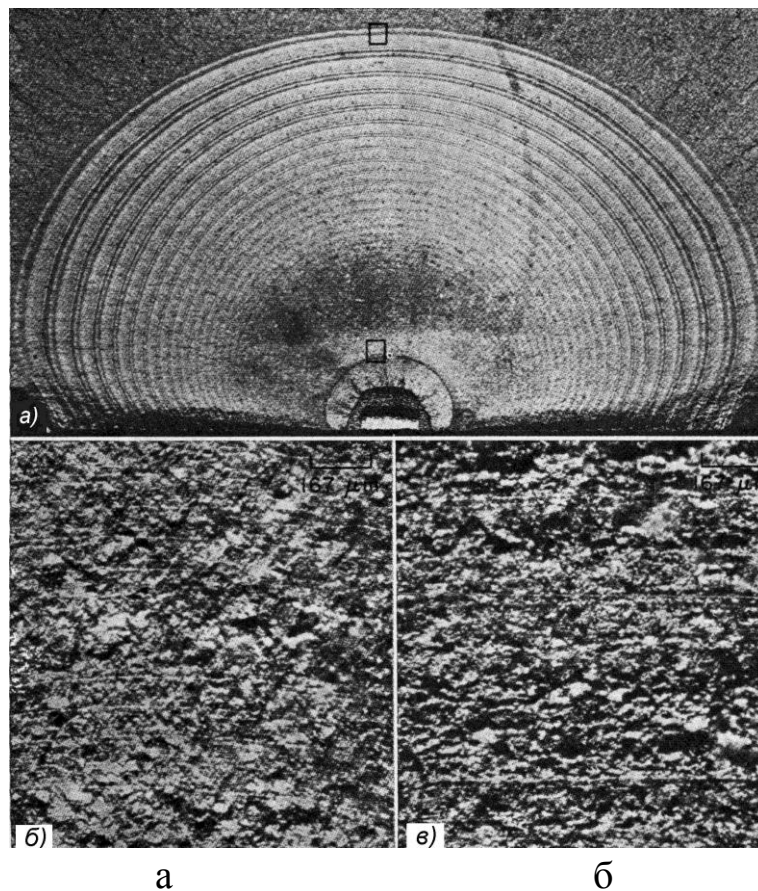


Рис. 46. Лінії втоми на поверхні зламу. Збільшення (а – 5; б, в – 60).

складається з визначеної кількості елементів: лінії зупинки фронту зростаючої тріщини (лінії втоми), борозни та храповий узор. Лінії втоми дають змогу візуально оцінити характер росту тріщини втоми в залежності від умов навантаження. Аналіз зламу (рис.46) свідчить, що світлі стрічки, які відбивають випромінювання – це зони повільного зростання тріщини. При більш великих збільшеннях, усередині кожної стрічки можна спостерігати наявність великої кількості дрібних борозен втоми (рис.46 б,в). Визначенні лінії характеризують послідовні етапи переміщення фронту тріщини де відбуваються зміни умов її зростання. Товщина ліній втоми та відстань між ними може розглядатися як якісна оцінка відносно швидкості зростання тріщини.

Спеціальні елементи поверхні зламу – борозни бувають макроскопічними і мікроскопічними. Найбільш частіше спостерігають мікроскопічні, в тонкій структурі окремих ліній втоми. На рис.47 приведені приклади сформованих борозен.

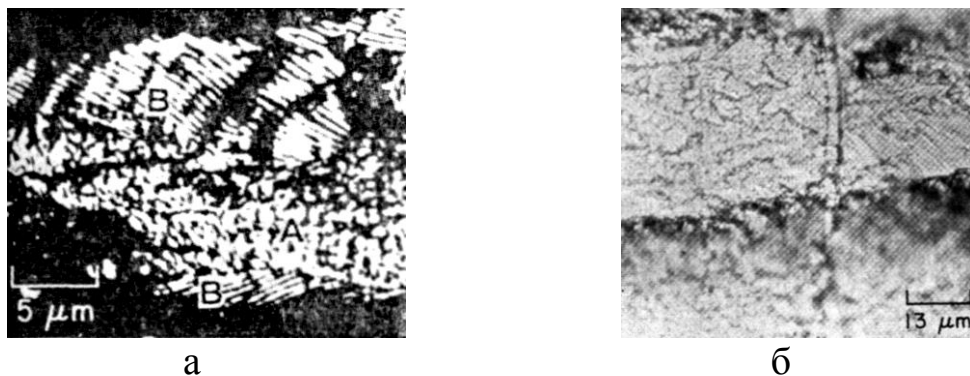


Рис. 47. Крихкі А та в'язкі В борозни (а) та формування сходинки (б) в зламі при втомі алюмінієвого сплаву.

Крихкі борозни А (рис.47а) завжди формуються в першу чергу, а вже за ними виникають в'язкі (В). При дуже близькому розташуванні борозен можуть формуватися сходинки (рис.47б). По кількості борозен можна оцінити кількість циклів навантаження. Обумовлено це тим, що одна борозна відповідає одному циклу зміни навантаження. На підставі цього підрахування кількості борозен може бути використано для визначення той частки витривалості металу, яка обумовлена процесами розповсюдження тріщини втоми.

Характерною особливістю будови зламів при втомі, коли зародження тріщин відбувається одночасно від декількох осередків, сформований візерунок має назву «храповий узор» (рис.48). Аналіз поверхні

руйнування (рис.48) показує, що коли дві сусідні тріщини з'єднуються виникає маленька сходинка. Зосередження маленьких сходинок на зовнішній поверхні металевого матеріалу і дає храповий узор. Овальна

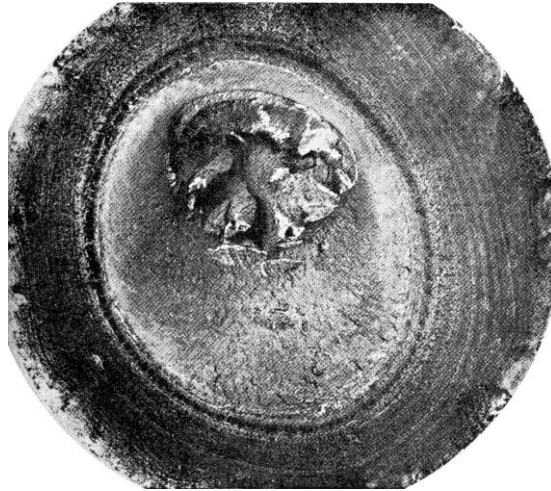


Рис. 48. Злам вала із сталі 40 після експлуатації за схемою згин з обертанням.

форма центральної частини зламу обумовлена взаємодією двох взаємно перпендикулярних, нерівних по значенням напружень. Храповий узор, по периметру зруйнованого вала свідчить о наявності декількох осередків руйнування.

Характер розташування стрічок у фронті зростаючої тріщини може дати відповідь на питання стосовно умов зародження та зростання тріщини. Найбільш частіше стрічки розходяться від осередку руйнування, на підставі чого їх ще називають концентричними кільцями

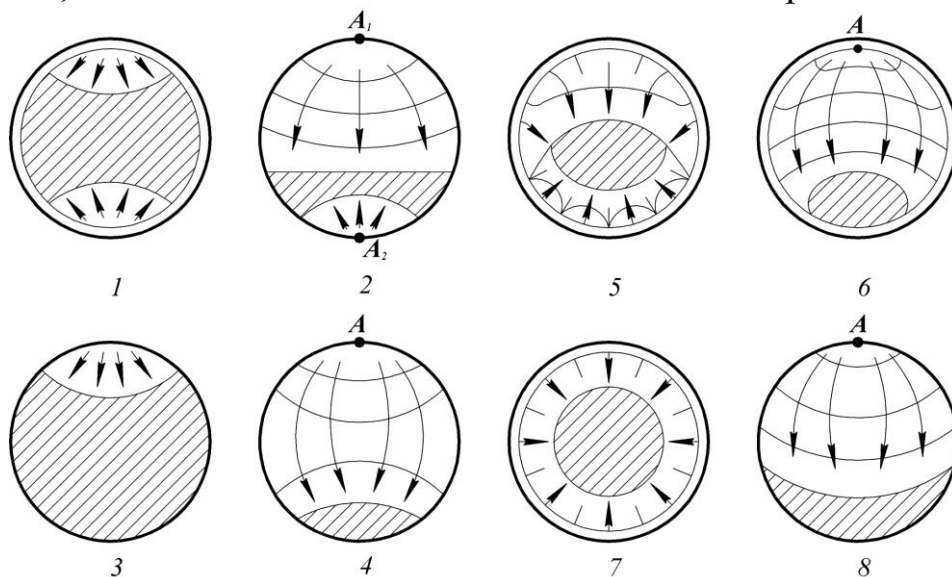


Рис.49.Схеми зламів при втомі: А, А1, А2 – положення осередків зародження тріщин.

втомі. На рис.49. наведені деякі схеми зламів при втомі в залежності від умов навантаження. З аналізу наведених схем можна визначити, що при високому номінальному напруженні тріщина втомі зростає на невелику глибину, далі йде статична деформація металу (штрихована зона) (1). При зниженні рівня номінального напруження (амплітуди навантаження) глибина проникнення тріщини втомі зростає (2, 4 і 6). У випадку двостороннього згину, при всіх амплітудах, тріщина зароджується з двох протилежних сторін, які відповідають максимальним значенням діючих напружень. При малих номінальних напруженнях глибина проникнення від одного з осередків значно більша (рис. 49, 2). При високих рівнях напруження навіть у випадку наявності концентратора напружень спостерігається формування декількох осередків зародження тріщин втомі (5 і 7).

Таким чином, по наявності слідів від переміщення фронту зростаючої тріщини на зламі від втомі, можна робити важливі висновки відносно місця знаходження осередку зародження тріщини, процесу зростання тріщини, кількості перевантажень та зупинок зростаючої тріщини.

## 7.2. Дислокаційні механізми зростання тріщини.

Враховуючи, що дислокація являється елементарним носієм пластичної деформації, а метал попереду зростаючої тріщини піддається значним деформаціям, основні схеми зростання засновані на

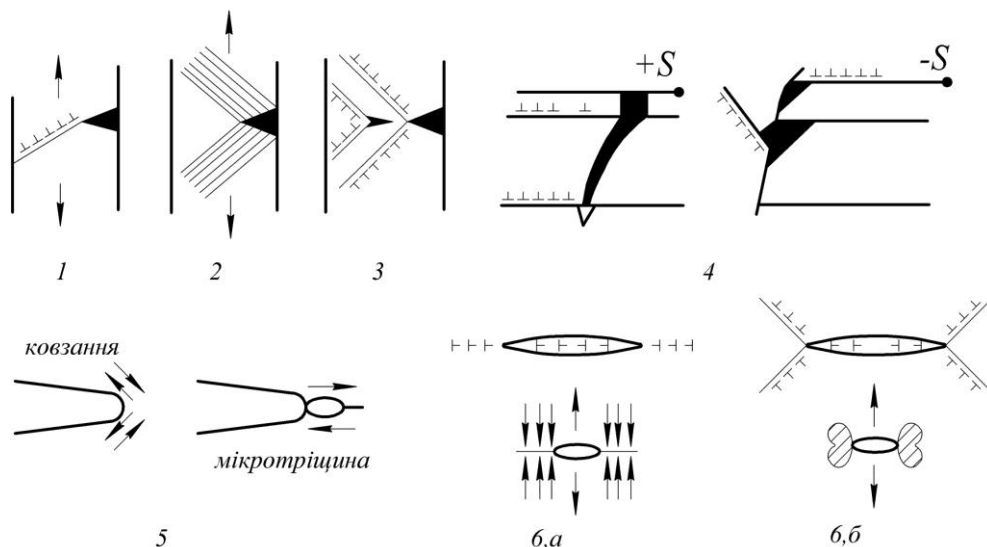


Рис. 50. Механізми формування та зростання тріщин при циклічному навантаженні.

дислокаційному механізмі. На рис.50 наведені найбільш відомі схеми розподілу та переміщення дислокацій при формуванні тріщин втоми.

Модель Орована (рис.50, 1) заснована на припущенні, що зростання тріщини, яка зароджена на поверхні металу, ініціюється смугою ковзання. Постачання дислокацій по смугі ковзання до вершини тріщини супроводжується її зростанням. У випадку неможливості або блокування розповсюдження дислокацій по визначеній системі ковзання, можуть бути задіяні інші площини ковзання. На підставі цього, напрямок зростання тріщини втоми може бути змінений.

Модель зростання тріщини по Паркеру (2) в деякій мірі подібна моделі Орована, але передбачає, що переміщення поверхневої тріщини обумовлено зустріччю двох стрічок ковзання у вершині тріщини. Порушення визначеного співвідношення між кількостями дислокацій в лініях ковзання, які обумовлюють зростання тріщини, може приводити до деякої зміни напрямку зростання.

В порівнянні з двома попередніми моделями, за Коттреллом (3) схема зростання тріщини декілька інша. Модель заснована на об'єднанні мікротріщин, що виникають від злиття дислокацій що утворюють лінії ковзання, з поверхневою тріщиною. За наведеною моделлю значно простіше пояснити зміну напрямку зростаючої тріщини втоми. У випадку припинення роботи джерела дислокацій, що утворює визначену систему ліній ковзання, збільшення рівня діючих напружень може привести до роботи інших джерел дислокацій, з іншими кристалографічними параметрами. На підставі цього, постачання дислокацій до зростаючої тріщини буде вже відбуватися під іншим кутом до попередньої орієнтації зростання тріщини. В наслідок цього,

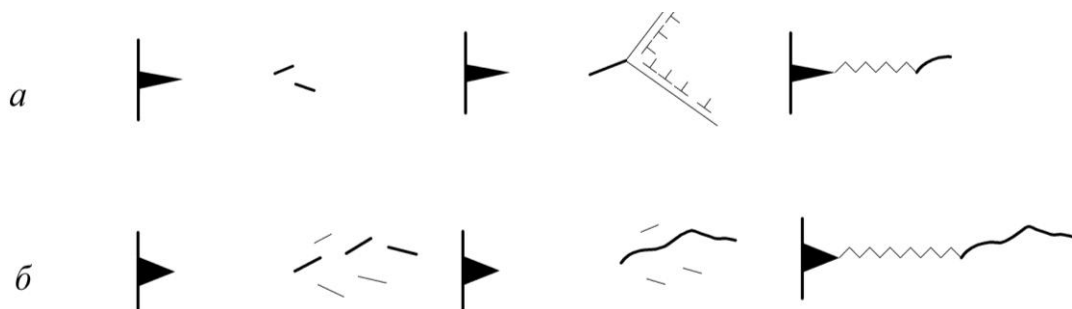


Рис. 51. Схематичне зображення зростання тріщини при великих (а) та малих перевантаженнях (б). [С.Е.Гуревіч].

орієнтація зростаючої тріщини може бути змінена.

Схеми формування тріщин втоми за Орловим (4), Тетельманом (5) та Екоборі (6) засновані на зародженні та специфічному розподілі пластичної деформації по передку зростаючої тріщини.

Аналізуючи наведені моделі необхідно визначити, що зростання тріщин втоми на початковій стадії росту (повільне зростання), засноване на припущенні розвитку пластичної деформації в локальній області попереду тріщини. На стадії прискореного росту, пластична деформація може бути в загальній відсутності. Окрім цього, схема зростання тріщини в значній мірі зв'язана і з рівнем діючих дотичних напружень. Так, при відносно низьких напруженнях, розвиток зсувних деформацій приводить до формування дрібних субмікротріщин і тільки коли одна з них досягне критичного розміру зливається з магістральною (рис.51а). При високих діючих напруженнях (відносно межі міцності при втомі) дрібні тріщини спочатку зливаються між собою, а далі вже йде об'єднання з магістральною тріщиною (рис.51б).

Таким чином, на основі аналізу особливостей будови рельєфу поверхні руйнування стає можливим не тільки відокремлювати області з якісно різним характером зростання тріщин втоми але і визначати їх зв'язок з характером навантаження металевих матеріалів.

### **Питання для самоперевірки.**

1. Дати визначення що вивчає фрактографія?
2. Дати визначення що являють собою лінії втоми при циклічному навантаженні?
3. За рахунок яких чинників відбувається формування хвилястого узору при циклічному навантаженні?
4. Що являють собою такі елементи зламу як борозни?
5. Яких типів бувають борозни?
6. Якого типу борозни формуються в першу чергу?
7. Назвіть основні моделі зростання тріщин втоми.
8. Що мається на увазі під поняттям фронту зростаючої тріщини?

## Глава 8. Визначення впливу концентрації напружень на розвиток процесів втоми.

Враховуючи стадійність розвитку процесів втоми, які поділяються на три основні етапи: зародження тріщини, її зростання та повного руйнування металу, представляє неабиякий інтерес провести послідовний аналіз характеру поведінки металевих матеріалів на цих етапах (Нотт Дж.). Окрім цього, слід відзначити, що сам період зростання тріщини за рахунок існування якісних змін в характері розповсюдження фронту тріщини може в свою чергу бути поділений на декілька періодів.

### 8.1. Оцінка рівня діючих напружень попереду зростаючої тріщини.

В першому наближенні, при циклічному навантаженні швидкість зростання тріщини, за рахунок зростання її довжини ( $C$ ) і зменшення живого перетину металу, повинна неухильно збільшуватися. Обумовлене наведене положення підвищенням ступеню перевантаження металевих матеріалів при переміщенні зростаючої тріщини. Розглядаючи співвідношення між швидкістю зростання тріщини ( $\frac{dC}{dN}$ ) та амплітудою навантаження можна визначити достатньо складний характер залежності. На підставі цього, для оцінки умов зародження та зростання тріщини втоми було запропоновано використання коефіцієнта інтенсивності напружень в вершині тріщини ( $K$ ). Вперше в роботах Периса та Ердогана було запропоноване співвідношення залежності швидкості зростання тріщини від коефіцієнту інтенсивності напружень:

$$\frac{dC}{dN} = A \cdot K^4, \quad (40)$$

де  $A$  - постійний коефіцієнт. Однак, накопичення експериментальних даних показали, що показник ступеню в (40) не є постійною величиною і може змінюватися в широкому інтервалі значень. Пошуки кореляційного зв'язку між амплітудою навантаження ( $\sigma$ ) та довжиною тріщини ( $l_s$ ) для різних етапів її зростання, дозволили визначити співвідношення між ними у вигляді:

$$\sigma = K \cdot \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot l_s}}. \quad (41)$$

Перетворення співвідношення (41) дає змогу оцінювати в загальному випадку величину  $K$  в залежності від довжини зростаючої тріщини:

$$K = \sigma \sqrt{\pi l_s} \quad (42)$$

Як показав подальший досвід, використання величини  $K$  для оцінки швидкості зростання тріщини замість амплітуди навантаження, значно спростило процес оцінювання. Так, у більшості випадків складний характер співвідношення між  $\frac{dC}{dN}$  і  $K$  може бути апроксимований ломаною лінією (рис.52). Наведеним ділянкам відповідають якісно різні

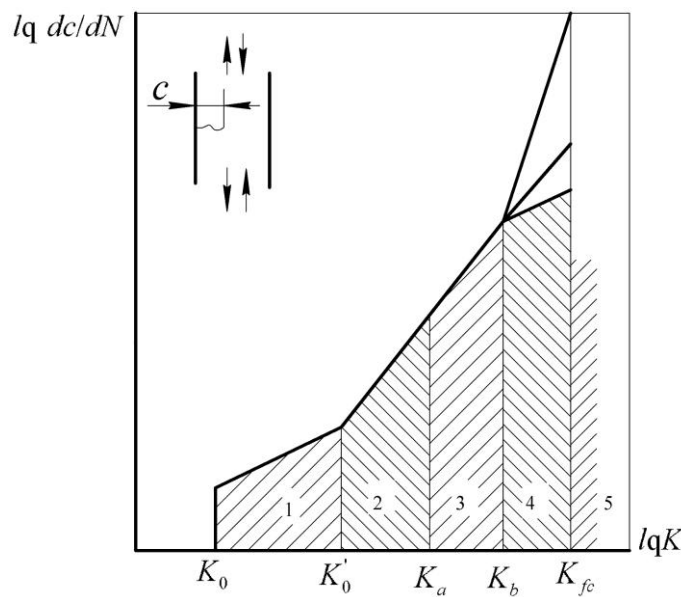


Рис. 52. Співвідношення між  $K$  та  $\frac{dC}{dN}$  для різних періодів росту тріщини (1,2,3,4,5).

структурні перетворення в металі під час його циклічного навантаження.

## 8.2. Структурні зміни в металевому матеріалі в залежності від швидкості зростання тріщини.

Для першого етапу залежності (рис.52), величину коефіцієнта інтенсивності напружень позначимо як зростаючу від  $K_0$  до  $K'_0$ . Наведеному етапу відповідає інкубаційний характер зростання тріщини, який охоплює період від моменту переміщення тріщини від місця її кристаліграфічного зародження (рис.50, 4) до перетину перших границь

зерен металу з великими кутами разорієнтації (рис.32). Визначення першого критичного значення  $K_0$  залежить від початкових умов зростання тріщини. Так за умов, коли неметалева частка значно менше розміру зерна матриці металу довжина тріщини, що відповідає інкубаційному періоду, може бути оцінена як  $C_0$  (рис.45). Тоді величина  $K_0$  буде дорівнювати:  $K_0 = \sigma \sqrt{\pi \cdot c_0}$ , де  $c_0 = n \cdot d$  - розмір тріщини, який перебільшує розмір зерна ( $d$ ) в  $n$  разів. Величина  $n$  складає значення від 2 до 5. У випадку коли розмір неметалевого включення приблизно дорівнює  $d$ , величина  $C_0$  може бути оцінена як величина  $a$  (рис.42).

Враховуючи, що на етапі інкубаційного зростання тріщини структурні зміни внутрішньої будови металевих матеріалів в значній ступені подібні тим, що спостерігають при зародженні пластичної деформації за статичних умов навантаження (початкові етапи формування дислокаційних стрічок ковзання, рис.53), було запропоноване співвідношення для  $K_0$  (І.О.Вакуленко):

$$K_0 = k_y \sqrt{\pi \cdot n}, \quad (43)$$

де  $k_y$  - величина, що характеризує інтенсивність напружень при розповсюдженні деформації через границю зерна (знаходять з аналізу кривої деформації, рівняння (5)),  $n \approx 2$ . Підтверджується це тим фактом, що коли дислокації перетинають перші границі зерен, досягаються умови не оберненого їх переміщення ( $\sigma_0$ , рис.8), а це і є умови закінчення інкубаційного періоду зростання тріщини втоми.

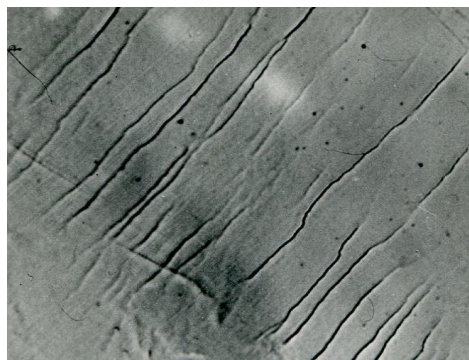


Рис.53. Дислокаційні стрічки ковзання в фериті вуглецевої сталі після деформації 1,4%. Збільшення 800.[Л.А.Міхайлець]

Для другого періоду зростання тріщини втоми характерною ознакою являється суттєве збільшення швидкості росту. Величина  $K$  змінюється

в інтервалі значень від  $K_0'$  до  $K_a$  спостерігаються якісні зміни в металі, які мають свій відбиток на поверхні руйнування. Поряд з стрічковою структурою (рис.54 1,2), формується структура з елементами фасеток (рис.54 3,4). Така структура стає більш грубішою (рис.55) пропорційно наближенню  $K$  до  $K_a$ . Після перебільшення величиною  $K$  значення  $K_a$  на поверхні руйнування спостерігається значне збільшення площини зламу з чарунковою будовою. Підтвердження наведеного положення

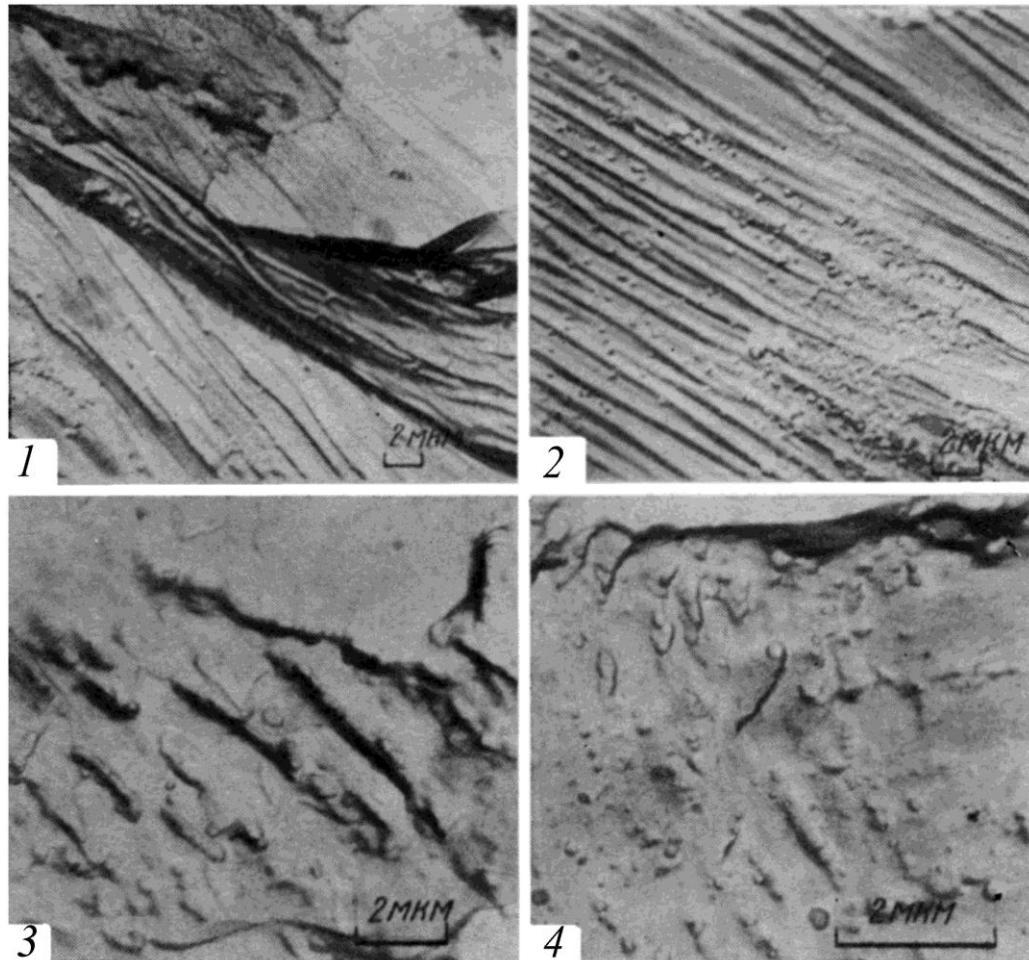


Рис.54.Мікроструктура поверхні зламів зразків при втомі коли  $K_a > K > K_0'$ . Збільшення 3000(1,2); 14000(3,4).[С.Е.Гуревич].

приведене на рис.56а. На підставі представлених структур можна з достатньою впевненістю вважати, що значення коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_a$  являється свого роду межею яка відокремлює область прискореного зростання тріщини. Наведений умовний розподіл залежності швидкості зростання тріщини втоми від

коефіцієнту інтенсивності напружень (рис.52), хоча області 2 і 3 мають однаковий тангенс кута нахилу, в дійсності якісні зміни в характері зламу указують на доцільність розглядати їх як різні області. Для періоду, коли  $K > K_b$ , спостерігається прискорення швидкості зростання



Рис.55. Схематичне зображення профілю поверхні зламу зразка після руйнування внаслідок втоми металу. А – напрямок переміщення тріщини, В–В – момент досягнення умов критичного значення  $K_a$ .

тріщини. Поверхня зламу складається повністю з областей, для яких характерною ознакою являються фасеточна будова (рис.56б). Часто цей



а



б

Рис.56. Поверхня зламу за умов, коли коефіцієнт інтенсивності напружень у вершині тріщини складає значення  $K_b > K > K_a$  (а),  $K > K_b$  (б) [С.Е.Гуревич].

період називають періодом циклічного руйнування, або періодом нестабільного зростання тріщини. В порівнянні з попередніми областями, характерною ознакою наведеного періоду ( $K > K_b$ ) являється мала кількість циклів навантаження до повного руйнування металу (рис.52) та великий розкид по кількості циклів. В залежності від кута нахилу на залежності між швидкістю зростання тріщини та величиною  $K$ , характер поведінки металевого матеріалу при циклічному навантаженні має якісні відмінності. Так за умов, коли спостерігається перелам залежності у бік осі ординат розвиток процесів структурних змін супроводжується пом'якшенням металу. В наслідок цього, швидкість зростання тріщини ще додатково зростає, що врешті – решт

приводє до дуже швидкого руйнування металу. У випадку, коли перелам на залежності відсутній, матеріал вважається стабільним на остаточному етапі циклічного навантаження. При переламі співвідношення  $\frac{dC}{dN} - K$  в напрямку вісі абсцис, процес зростання тріщини супроводжується зміцненням металу. В цьому випадку швидкість зростання тріщини уповільнюється за рахунок розвитку процесів деформаційного зміцнення. Достатньо часто на практиці може відбутися послідовна зміна характеру наведеного співвідношення: від етапів зміцнення до пом'якшення, що в свою чергу обумовлено структурними змінами внутрішньої будови металу.

Таким чином, розподіл процесу зростання тріщини на окремі періоди, яким відповідають критичні значення коефіцієнту інтенсивності напружень в вершині тріщини, можуть бути прийняті у вигляді критеріїв оцінки при розрахунках витривалості при циклічному навантаженні металевих матеріалів. Аналогічні оцінки можуть бути корисними при розрахунках витривалості металу з тріщиною.

### **Питання для самоперевірки.**

- 1.Що представляє собою величина коефіцієнту інтенсивності напружень?
2. Визначити у загальному вигляді залежність коефіцієнта інтенсивності напружень від довжини тріщини при циклічному навантаженні металевих матеріалів.
3. Назвати основні етапи зростання тріщини втоми.
4. Назвати перший етап зростання тріщини втоми та визначити основні структурні зміни, що мають місце в металі під час навантаження?
5. Яку назву має другий етап зростання тріщини та визначити основні характерні риси поведінки металу?
6. Визначити характерні елементи будови зламу при зростанні тріщини втоми на другому етапі, за класифікацією по співвідношенню  $\frac{dC}{dN} - K$ .
7. Визначити характерні елементи будови зламу при зростанні тріщини втоми на третьому етапі, за класифікацією по співвідношенню  $\frac{dC}{dN} - K$ .

8. Яку назву має поведінка металевого матеріалу при циклічному навантаженні на третьому етапі коли залежність відхиляється до вісі ординат?
9. Яку назву має поведінка металевого матеріалу при циклічному навантаженні на третьому етапі коли залежність відхиляється до вісі абсцис?
10. Яку назву має поведінка металевого матеріалу при циклічному навантаженні на третьому етапі коли залежність  $\frac{dC}{dN} - K$  залишається незмінною?
11. При переході від повільного до прискореного характеру зростання тріщини втоми яким чином змінюється висота нерівностей на поверхні зламу?

## Глава 9. Вплив поверхневої обробки металевих матеріалів на їх поведінку при циклічному навантаженні.

Загальні уявлення.

З урахуванням великої кількості експериментальних даних, межа міцності при втомі змінюється в широкому діапазоні значень, в залежності від чисельних чинників, які в свою чергу визначають впливання технологічного, механічного, термічного і хімічного характеру.

Фізичні впливання на розвиток процесів втоми не можливо оцінити без досліджень реальної картини змін внутрішньої будови металів і сплавів під час циклічного навантаження. Відомі експериментальні результати свідчать, що різноманітні способи обробки металів такі, як пластична деформація (пластична формоутворююча операція при виготовленні виробів різанням супроводжується деформаційним зміцненням), термічна – та термомеханічна обробка, хіміко-термічна та ін.. в значній ступені впливають на рівень значень межи міцності при втомі за рахунок накопичення дефектів кристалічної будови, їх розташування та співвідношення між фазами, з яких складаються сплави.

### 9.1. Вплив наклепу металу на межу міцності при втомі.

Враховуючи, що під дією навантаження відбуваються процеси накопичення дефектів кристалічної будови, наведеним процесам відповідає закономірне підвищення властивостей міцності, в тому числі твердості, зниження пластичних характеристик, параметрів тріщиностійкості.

Особистий інтерес викликає поверхневий наклеп, коли поверхневі шари виробу після визначеної механічної обробки мають підвищену твердість в порівнянні з більш глибокими об'ємами металу. Наведене підвищення твердості обумовлено впливанням на метал з боку взаємодії з ріжучим інструментом при точінні, шліфуванні, поліруванні, або за рахунок розвитку інших процесів механічного зміцнення (прокатка, кування) термічного зміцнення (процеси структурних перетворень, вплив термічного розширення при збільшенні температури).

Необхідно відзначити, що шари наклепаного металу поблизу поверхні, які мають максимальну твердість, без чіткої границі, послідовно перетворюються, по мірі збільшення відстані від поверхні

виробу, в об'єми з низьким рівнем властивостей міцності. Наведена товщина шару металу зі змінною твердістю характеризують градієнтом твердості:  $\frac{dH_v}{dx}$ , де  $H_v$  – твердість по Вікерсу,  $x$  - текуче значення товщини зміцненого шару.

Поверхневий наклеп, після обробки поверхні виробу точінням має визначені значення висоти виступів та заглиблень. На рис.57. наведено схематичне позначення глибини наклепаного шару ( $H$ ) по виступах, по заглибленнях( $h$ ) та різниця між висотою виступу та глибиною заглиблення ( $H_{\max}$ ) Наклеп на виступі буде більшим і складати рівень  $h + H_{\max}$ .

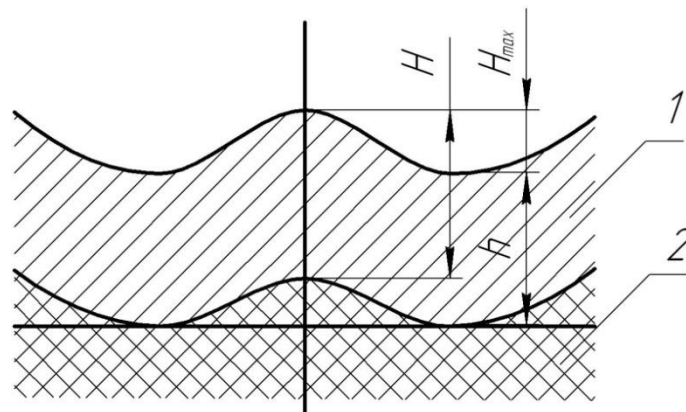


Рис. 57. Схема поверхневого наклепу сталевих виробів (1 – зона металу після наклепу, 2 – без наклепу).

Незалежно від способу визначення ступеня наклепу, з урахуванням можливих помилок методу, отримані результати повинні мати якісно однаковий характер. Підтверджується наведене положення даними по

Таблиця 5.

Залежність величини наклепу металу від швидкості точіння на верстатах.

| Швидкість точіння, м/хв. | Глибина наклепу ( $h + H_{\max}$ ), мм |                       | Швидкість точіння, м/хв. | Глибина наклепу ( $h + H_{\max}$ ), мм |                       |
|--------------------------|----------------------------------------|-----------------------|--------------------------|----------------------------------------|-----------------------|
|                          | Рентгено-структурний метод             | Метод рекристалізації |                          | Рентгено-структурний метод             | Метод рекристалізації |
| 50                       | 2,58                                   | 1,60                  | 600                      | 0,73                                   | 0,60                  |
| 100                      | 1,88                                   | 1,15                  | 800                      | 0,52                                   | 0,50                  |
| 300                      | 1,00                                   | 0,90                  | 1090                     | 0,35                                   | 0,45                  |

оцінці ступеня наклепу алюмінієвого сплаву, в залежності від режимів точіння на токарному верстаті (табл. 5.). Аналіз наведених даних ілюструє залежність наклепу (товщини шару) від метода оцінки. Окрім цього, на визначену характеристику має вплив спосіб обробки – чим грубіший спосіб, тим більша товщина наклепаного металу.

Інтенсивність наклепу металу обумовлена розвитком двох конкуруючих процесів – деформаційного зміцнення (накопичення дефектів кристалічної будови) та пом'якшення (розвиток процесів анігіляції накопичених дефектів).

Оцінка ступеня наклепу проводиться подібними способами, які використовуються для визначення глибини наклепу. Один із способів – оцінка магнітної проникливості металу, яка зв'язана з глибиною розповсюдження пластичної деформації.

Наклеп підрозділяють на суцільний, коли весь перетин виробу піддається дії процесів деформаційного зміцнення, поверхневий та наклеп від перевантаження при циклічному випробуванні.

Суцільний наклеп, якщо відсутні інші впливи, завжди збільшує межу втоми. Спочатку швидкість зростання  $\sigma_{-1}$  достатньо висока, а потім приріст межи втоми від ступеня наклепу уповільнюється, хоча можна спостерігати і зниження  $\sigma_{-1}$  (рис.58.). Наведений характер залежності

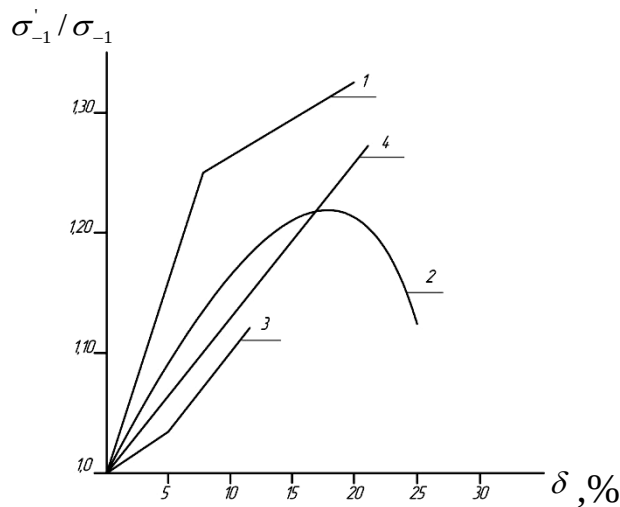


Рис.58. Залежність відношення  $\left(\frac{\sigma'_{-1}}{\sigma_{-1}}\right)$  від ступеня наклепу  $\delta$  (величина, яка аналогічна пластичної деформації при розтяганні), величина  $\sigma'_{-1}$  межа втоми після наклепу,  $\sigma_{-1}$  - до наклепу (для різних рівнів межі міцності при розтяганні: 310-(1); 400-(2); 500-(3) і 770 МПа-(4).

обумовлений швидкістю накопичення дефектів кристалічної будови та структурними змінами в металі під час циклічного навантаження.

Поверхневий наклеп сталених виробів у більшості випадків підвищує  $\sigma_{-1}$ . Найбільше зростання наведеної характеристики

спостерігається у сплавів, які мають метастабільну структуру. Якщо металевий матеріал спроможний до алотропічного перетворення під час пластичної деформації, при якій підвищуються характеристики міцності, розвиток наведеного явища при циклічному навантаженні приведе до підвищення  $\sigma_{-1}$ . Окремо необхідно розглянути вплив на величину межі міцності при втомі, який неодмінно супроводжує визначену кількість обробок – це температура нагріву.

## 9.2. Механізм впливу підвищених температур на поведінку металу при циклічному навантаженні.

Так, в процесі механічної обробки, наприклад різанням, за рахунок взаємодії металу з кромкою ріжучого інструменту при утворенні стружки виділяється енергія, що перетворюється у теплову. На підставі цього, поверхневі прошарки металевого матеріалу з визначеним наклепом нагріваються, що неодмінно впливає на рівень міцності при втомі. Враховуючи, що швидкість різання залежить від співвідношення між кутовою швидкістю обертання та глибиною подачі ріжучого інструменту за один прохід, температура металевого матеріалу, особливо поблизу поверхні різання може змінюватися в достатньо широкому інтервалі. Так, при нагріві до температурного інтервалу низького відпуску (до температур не вище 200 - 250°С) в сталях, які попередньо піддавались пластичній деформації, починають свій розвиток процеси деформаційного старіння (В.К.Бабіч).

Враховуючи, що швидкість дифузії атомів вуглецю в феритній матриці сталі зростає по ступеневій залежності від температури нагріву, пропорційно зростає і ефективність їх взаємодії з дислокаціями. Під час обробки металу різанням, одночасне підвищення величини остаточної деформації в при поверхневих прошарках виробу та температури нагріву, буде супроводжуватися підвищенням міцності металу і зниженням його запасу пластичності. Аналогічні за характером процеси мають місце і при циклічному навантаженні металевого матеріалу. Так, в процесі циклічного навантаження переміщення дислокацій з визначеною швидкістю визначають структурні перетворення в металі. З іншого боку, гальмування руху дислокацій від взаємодії з атомами вуглецю може в значній мірі змінювати процеси утворення осередків руйнування металу при циклічному навантаженні.

При визначеному співвідношенні між температурою та швидкістю деформації на діаграмах навантаження можна спостерігати виникнення ознак немонотонного характеру розповсюдження деформації. На гладкій

кривій навантаження, в області появи перших ознак пластичної деформації виникають зриви деформуючого зусилля. Величина зривів може досягати до 5 – 8% від абсолютного значення межі плинності вуглецевої сталі. Наведене явище має назву динамічне деформаційне старіння. Розглядаючи кінетичні умови розвитку процесу блокування рухомої дислокації атмосферою атомів вуглецю, співвідношення між макроскопічною швидкістю деформації ( $\dot{\epsilon}$ ), густиною рухомих дислокацій ( $\rho_m$ ) та часом очікування ( $\tau_0$ ) має вигляд:

$$\dot{\epsilon} = \rho_m \frac{l \cdot b}{\tau_0}, \quad (44)$$

де  $l$  - довжина вільного пробігу дислокації,  $b$  - вектор Бюргерса. Аналіз співвідношення (44) показує, що при постійній швидкості  $\dot{\epsilon}$  люба зміна часу очікування повинна знайти відбиток на величині  $\rho_m$ . Виконання наведених умов приведе до максимального ефекту – більша частина рухомих дислокацій буде заблокована. Умови підтримки необхідної кількості рухомих дислокацій для розповсюдження деформації, приведе до порушення балансу між процесами зміцнення і пом'якшення. На підставі цього, приріст загальної кількості дислокацій в процесі циклічного навантаження (з дуже малою часткою рухомих) приведе до дуже швидкого досягнення умов формування нещільності матеріалу. Ці об'єми металу дуже швидко, за рахунок гальмування процесів анігіляції дефектів кристалічної будови, будуть перетворені в зародки мікро тріщини. Аналогічний характер впливу спостерігається і для металу в вершині зростаючої тріщини: нестача необхідної кількості рухомих дислокацій для зростання тріщини приведе до підвищення коефіцієнту концентрації напружень і, як наслідок цього до прискорення росту.

Таким чином, при підвищенні температури циклічного навантаження зростання вірогідності гальмування рухомих дислокацій атомами домішок повинне сприяти порушенню умов рівномірного розташування дефектів кристалічної будови при циклічному навантаженні. На підставі розвитку наведених процесів прискорюється локалізація дефектів і, як наслідок цього, відбувається підвищення концентрації напружень, що сприяє прискоренню перетворення такого мікро об'єму в осередок зародження тріщини втоми.

### 9.3. Вплив умов навантаження на розігрів металу при розвитку процесів втоми.

Енергія, яка виділяється під час циклічного навантаження сприяє підвищенню температури нагріву, виникненню градієнта температур по

перетину та ін.. Підвищення температури повинне мати обов'язковий вплив на розвиток процесів структурних перетворень, темп наклепу, рівень та знак внутрішніх напружень.

На рис.59 наведена залежність температури розігріву сталей при циклічному навантаженні від кількості вуглецю та структурного стану вуглецевих сталей. З аналізу представлених експериментальних результатів можна визначити, що при незмінному структурному стані

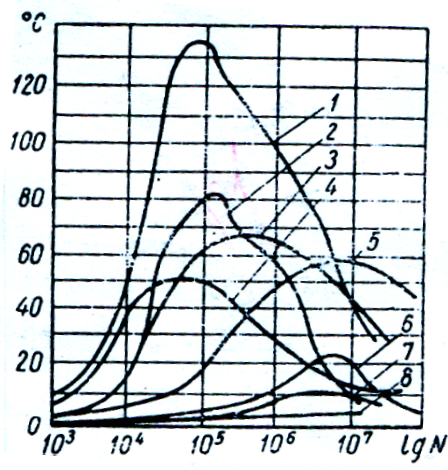


Рис. 59. Підвищення температури зразка під час циклічного навантаження при  $\sigma_{\max} \approx \sigma_{-1}$  для сталей: інструментальна з пластинковим перлітом – (1); інструментальна з глобулярним цементитом – (2); сталі після нормалізації з 0,5 % C – (3); 0,8 % C – (4); з 0,3 % C – (5); з 0,1 % C – (6); з 0,05 % C – (7); з підвищеною кількістю Si – (8).

підвищення кількості вуглецю в сталі супроводжується підвищенням ступеню розігріву металу. За умов однакової об'ємної частки карбідної складової, зміна структурного стану сталі (заміна пластинкової форми цементиту на глобулярну) супроводжується достатньо суттєвим зниженням розігріву (рис.59, див. криві 1 і 2). Порівнюючи положення кривих залежності температури розігріву від кількості циклів навантаження, можна бачити деякий зсув положення максимуму розігріву для сталі з 0,8% C в сторону зменшення кількості циклів в порівнянні з інструментальними сталями (криві 1, 2, 4).

Окремо необхідно зупинитися на аналізі екстремального характеру зміни температури нагріву від кількості циклів навантаження, за умов коли амплітуда дорівнює межі міцності при втомі. По перше, для різного структурного стану та кількості вуглецю в сталі, максимальний розігрів металу знаходиться в інтервалі кількості циклів навантаження від  $5 \cdot 10^4$  до  $10^7$ . Одне із пояснень існування наведених залежностей – це якісні зміни внутрішньої будови в металі при переході від мало циклової втоми до багато циклової. Пропорційно підвищенню об'ємної частки карбідної складової в структурі сталі зростає площа між фазової

поверхні розподілу. З врахуванням того, що наведена поверхня може виконувати функції місць зародження дислокацій і тільки коли частка розташована в площині ковзання - анігіляції, зростання об'ємної частки цементиту буде сприяти підвищенню швидкості накопичення дислокацій при циклічному навантаженні. Підвищеним швидкостям накопичення дефектів кристалічної будови притаманне зростання вірогідності розпаду рівномірного їх розташування на періодичні структури. Таким чином, виникнення неоднорідності в розподілі дислокацій можна вважати за першу ознаку початку формування осередку зародження наступного руйнування металевих матеріалів. З іншого боку, при зниженні вмісту вуглецю, кількість місць зародження дислокацій буде зменшуватися, буде зменшуватися і швидкість приросту дислокацій за один цикл навантаження. Отже максимальний розігрів металу буде зменшуватися, а момент переходу до багато циклової втоми - зсуватися в область більш великих кількостей циклів навантаження.

В порівнянні з низькими амплітудами навантаження ( $\sigma_{\max} \approx \sigma_{-1}$ ), коли спостерігається екстремальний характер зміни температури нагріву металу (рис.59), збільшення величини перевантаження та частоти супроводжується якісними змінами наведеної залежності (рис.60). Так,

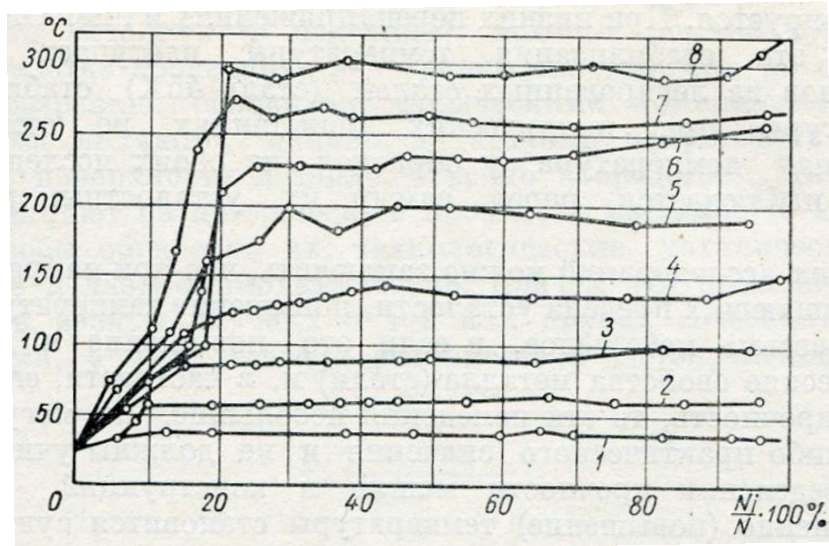


Рис. 60. Залежність температури розігріву сталі 45 при циклічному згинанні від швидкості навантаження та ступеню перевантаження:  $1,12 \sigma_{-1}$  - (1);  $1,2 \sigma_{-1}$  - (2) для  $340 \text{ хв}^{-1}$ ;  $1,12 \sigma_{-1}$  - (3),  $1,2 \sigma_{-1}$  - (4) для  $960 \text{ хв}^{-1}$ ;  $1,04 \sigma_{-1}$  - (5),  $1,12 \sigma_{-1}$  - (6),  $1,16 \sigma_{-1}$  - (7),  $1,2 \sigma_{-1}$  - (8) для  $3000 \text{ хв}^{-1}$ . Де  $N_i$  - кількість циклів в момент замірювання температури,  $N$  - загальна кількість циклів що витримав метал до руйнування.

із аналізу екстремальних кривих (рис.59) можна визначити, що положення максимуму збільшення температури нагріву металу, по шкалі кількості циклів навантаження, відповідає приблизно значенню  $N = 2-3 \cdot 10^5$ . Порівняльний аналіз ходу кривих для сталі 45 (рис.60)

показує існування залежності кутового коефіцієнта та положення моменту переламу на співвідношенні між температурою розігріву металу від кількості циклів (за визначених умов перевантаження та частоти циклічного навантаження). При низькій ступені перевантаження та малій частоті циклів (криві 1, 2) перелам відповідає кількості циклів на рівні 5 – 10% від загальної їх кількості. Зростання перевантаження та частоти циклічного навантаження супроводжуються збільшенням температури і швидкості нагріву металу (криві 3, 4) та зсувом моменту переламу на залежностях у бік більш високих кількостей циклів. Положення переламу при максимальній швидкості нагріву відповідає, приблизно значенню кількості циклів  $2 \cdot 10^5$ , якщо порівнювати з даними, що наведені на рис.59. Таким чином, в першому наближенні можна вважати, що чим більша частота та ступінь перевантаження вуглецевої сталі, тим більша кількість дефектів кристалічної будови (в першу чергу дислокацій) вводиться за один цикл навантаження. На підставі цього можна припустити, що основним чинником що відповідає за зростання температури металу при циклічному навантаженні являються процеси деформаційного зміцнення, які перевищують вплив від процесів анігіляції дислокацій. Більше цього, при зростанні температури нагріву спостерігається підвищення ролі процесів самодифузії атомів заліза, що і обумовлює прискорення процесів зниження накопичених дислокацій. Таким чином при зростанні температури циклічного навантаження, підвищення ролі процесів анігіляції дефектів буде сприяти більш швидкому досягненню визначеного балансу між зміцненням та пом'якшенням металу. Одночасно з цим, починається прискорення процесів взаємодії дислокацій що рухаються з атомами вуглецю (динамічне деформаційне старіння). При низьких температурах нагріву, перебільшення впливу процесів зміцнення (від введення дефектів кристалічної будови) над деформаційним старінням (низька ступінь гальмування рухомих дислокацій атомами вуглецю) буде сприяти послідовному підвищенню температури розігріву металу. Після досягнення визначеного співвідношення між умовами навантаження та температурою нагріву сталі (приблизно при  $2 \cdot 10^5$  циклів), виникнення переламу на кривих з подальшою незмінністю температури, може бути обумовлене тільки підтримкою умов балансу між швидкостями введення дислокацій, їх анігіляцією та ступенем гальмування, від взаємодії з атомами вуглецю.

В порівнянні з поведінкою сталі 45 (рис.60), додаток до складу приблизно 1% хрому супроводжується якісними змінами в характері

зростання температури розігріву під час циклічного навантаження (рис.61). Пропорційно ступеню перевантаження та частоти циклічного

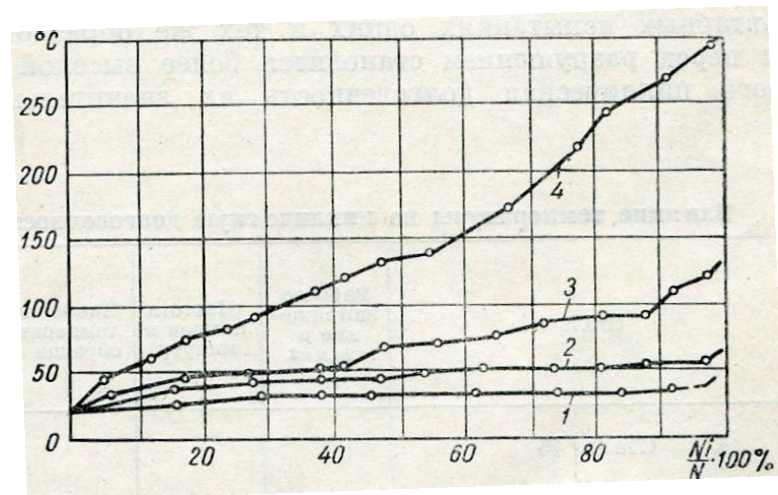


Рис. 61. Розігрів сталі 45X в залежності від частоти навантаження (ступінь перевантаження приблизно дорівнює  $1,26 - 1,3 \sigma_{-1}$ ) для  $340 \text{ хв}^{-1}$  – (1); для  $960 \text{ хв}^{-1}$  – (2);  $1,26 \sigma_{-1}$  для  $3000 \text{ хв}^{-1}$  – (3);  $1,3 \sigma_{-1}$  для  $3000 \text{ хв}^{-1}$  – (4).

навантаження спостерігається підвищення швидкості розігріву металу. В порівнянні із сталлю 45, коли за визначених умов виникає перелам на співвідношенні температура – відносна кількість циклів навантаження, то сталі 45X притаманне неухильне зростання температури аж до моменту руйнування. З метою розуміння чинників, що визначають якісно різний характер зростання температури для сталі 45X (в порівнянні з сталлю 45), скористуємося аналізом зміни термо кінетичної діаграми вуглецевої сталі з  $0,4\%C$  після додатку до вмісту сталі

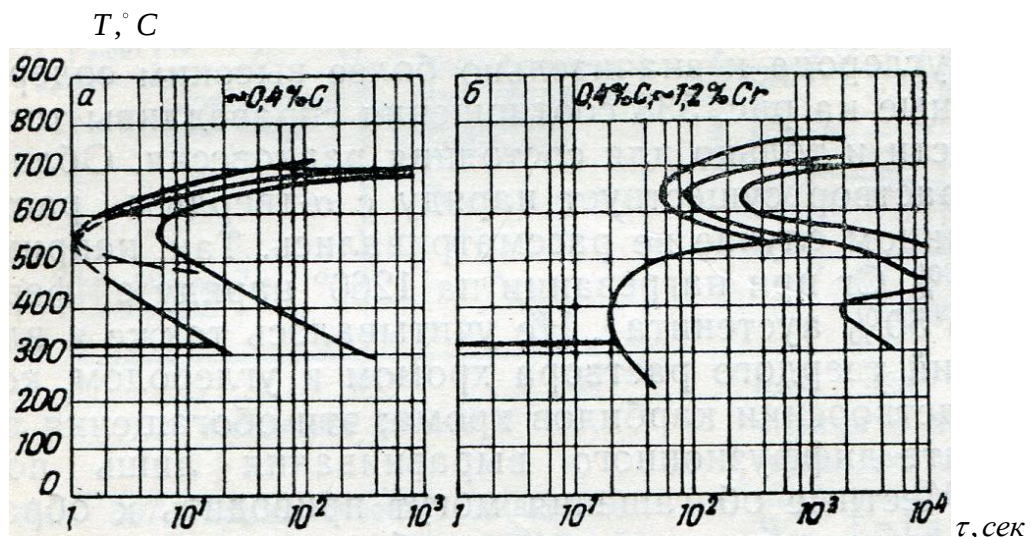


Рис.62. Вплив додатку 1%хрому до сталі з  $0,4\%C$  на зміну термо кінетичної діаграми (сталь без хрому – а, після додатку 1% хрому – б) [Е.Гудремон].

приблизно 1% хрому (рис.62). Порівняльний аналіз свідчить, що введення в сталь 1% хрому приводить до зміщення максимальної швидкості перетворення в перлітній області у бік підвищених температур. Разом з цим, розмір перлітної області зменшується та переміщується у бік більш великих витримок по шкалі часу. Одне із пояснень наведених змін – це достатньо висока спорідненість хрому до вуглецю та можливий його вплив на процеси дифузії в металі. Так, при збільшенні швидкості охолодження сталі в перлітній області, концентрація хрому в карбідах зменшується, а в фериті зростає (Е.Гудремон), що неодмінно повинне мати відбиток на процесах дифузії. Таким чином, при навантаженні сталі із спеціальним легуванням хромом, ускладнення розвитку процесів дифузійного масо переносу, в тому числі і атомів вуглецю, повинне перешкоджати взаємодії атомів вуглецю з рухомими дислокаціями. В наслідок цього, процеси динамічного деформаційного старіння при циклічному навантаженні повинні мати більш обмежений розвиток (в порівнянні з сталлю без добавок хрому) та більш уповільнене зростання температури нагріву сталі.

#### 9.4. Вплив остаточних напружень на поведінку металу при циклічному навантаженні.

Остаточними або внутрішніми напруженнями в металах і сплавах називають такі напруження, які урівноважені в середині тіла без прикладання до нього зовнішніх впливів. Наведені напруження підрозділяють на напруження I роду (макроскопічні напруження), які урівноважуються у середині всього виробу, мають переважну орієнтованість. Напруження II роду (мікроскопічні напруження), які урівноважуються в об'ємах структурних складових, у більшості випадків не мають визначеної орієнтованості в об'ємі виробу. Напруження III роду (ультрамікроскопічні напруження), які урівноважуються в об'ємах на рівні елементів кристалічної решітки.

Пластична деформація, разом з наклепом, супроводжується формуванням остаточних напружень. Окрім пластичного деформування, остаточні напруження можуть бути обумовлені нерівномірним нагрівом або охолодженням, нерівномірним розвитком процесів структурних перетворень в металевих матеріалах та ін..

Враховуючи, що розвиток процесів структурних перетворень має місце в готових виробах залежно від температури та умов їх навантаження, рівень внутрішніх напружень може достатньо суттєво

змінюватися. У більшості випадків вагомого значення на поведінку металевих матеріалів при циклічному навантаженні набувають не стільки абсолютні значення внутрішніх напружень, скільки характер їх

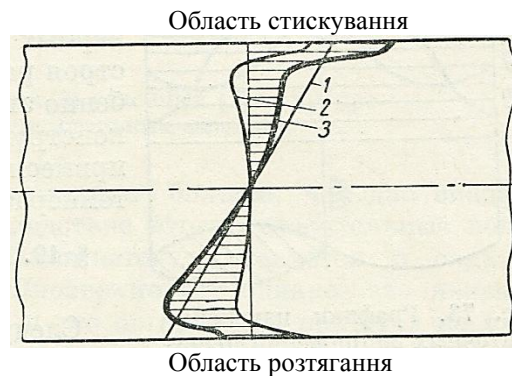


Рис.63. Сумарний ефект (3) від зовнішнього навантаження (1) та попереднього розподілу остаточної внутрішніх напружень (2).

розподілу. Так, при складанні остаточної напружень з напруженнями, що виникають в металі під час його циклічного навантаження, загальна картина сумарного розподілу може змінюватися в достатньо широкому спектрі. На підставі цього, симетричний вигляд циклу навантаження, за рахунок нерівномірного попереднього розподілу внутрішніх напружень, буде перетворений на асиметричний (рис.63). Ступінь асиметрії буде тим більшою, чим вище градієнт та рівень внутрішніх остаточної напружень. На практиці, за умов достатньо складних схем навантаження, визначеного впливу на процеси втоми слід очікувати від сумарної дії поверхневого наклепу металу та попередньо сформованих остаточної напружень. Підтверджуються наведені положення визначеними експериментальними даними (С.Ф. Медведев). За цими даними, в залежності від схеми циклічного навантаження, можна визначити зміну перерозподілу між впливами від остаточної напружень та поверхневого наклепу. Так, при знакозмінному згині зразків з вуглецевої сталі, підвищення межі міцності при втомі на 75% стає обумовленим від впливу остаточної внутрішніх напружень і тільки 25% поверхневого наклепу. Для схеми навантаження скручуванням, підвищення межі втоми практично повністю стає залежним від впливу поверхневого наклепу металу. Більша цього, для сталей з підвищеними пластичними властивостями, з врахуванням дуже вагомий впливу стану якості поверхні виробу на розвиток процесів формування осередків руйнування при циклічному навантаженні, головним фактором підвищення межі міцності при втомі буде поверхневий наклеп. З іншого

боку, для сталей що знаходяться в високоміцному стані, вже роль остаточних внутрішніх напружень буде неперевершеною.

Таким чином за умов циклічного навантаження, розвиток процесів структурних змін в металі за рахунок рекомбінації дефектів кристалічної будови, у тому числі і дислокацій, повинен суттєво змінювати характер розподілу внутрішніх напружень. Підтвердження

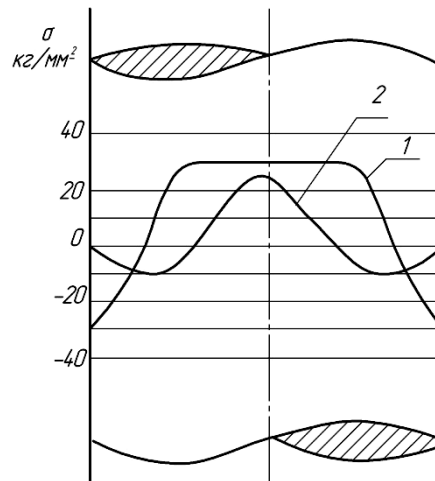


Рис. 64. Зміна остаточних напружень в сталевому зразку (1 – після виготовлення; 2 – після циклічного згинання  $8 \cdot 10^6$  циклів).

наведеного положення ілюструється рис.64. Як йдеться з аналізу представлених залежностей, після циклічного навантаження (приблизно  $8 \cdot 10^6$  циклів згину, при амплітуді не більше межі міцності при втомі) характер розподілу попередньо сформованих внутрішніх напружень суттєво змінюється. При чому, зменшуються не тільки розмах циклу напружень (с.34), але і їх розподіл по перетину металу (рис.64). Остаточо необхідно підкреслити, що у випадках відсутності додаткових впливів, таких як зміна температури нагріву, розвиток процесів корозії та ін., рівень сформованих остаточних внутрішніх напружень після циклічного навантаження буде знижуватися.

## 9.5. Вплив режимів обробки металу різанням на втому сталі.

При обробці металу різанням (наприклад на токарних верстатах), в залежності від режимів спостерігається вплив на характеристики циклічної міцності. Наведений вплив обумовлений не тільки розвитком процесів деформаційного зміцнення металу (табл.5) в при поверхневих

прошарках (виникнення остаточних напружень) але і виникненням визначеної шорсткості поверхні (рис.57).

Окрім швидкості різання, суттєвий вплив на циклічну міцність спостерігається з боку подачі різця ( $S$ ) вздовж поверхні що обробляється. Так, на основі відомих експериментальних даних визначено, що збільшення величини  $S$  супроводжується неухильним зниженням межі міцності при втомі (рис.65). Немонотонний характер

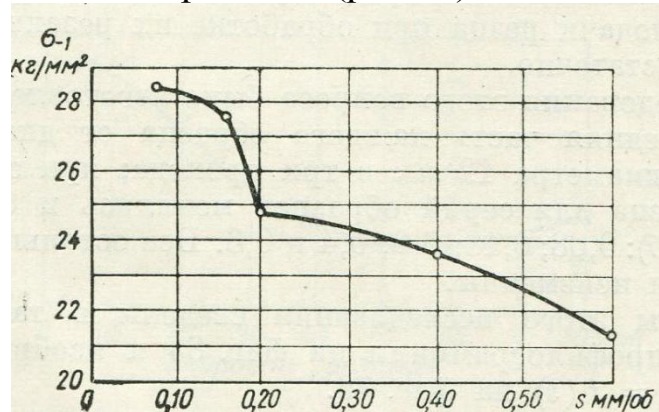


Рис.65. Залежність межі міцності при втомі від швидкості подачі різця.

залежності указує на достатньо складний характер впливу величини  $S$  на  $\sigma_{-1}$ . При зростанні величини подачі різця до  $0,20 \frac{\text{мм}}{\text{об}}$  спостерігається достатньо велике зниження межі міцності при втомі. Подальше підвищення величини  $S$  супроводжується уповільненням зниження  $\sigma_{-1}$ . Аналіз можливих чинників, що обумовлюють наведене впливання, показав залежність від зміни геометричних параметрів поверхні що обробляється. Дійсно, як свідчать експериментальні данні по

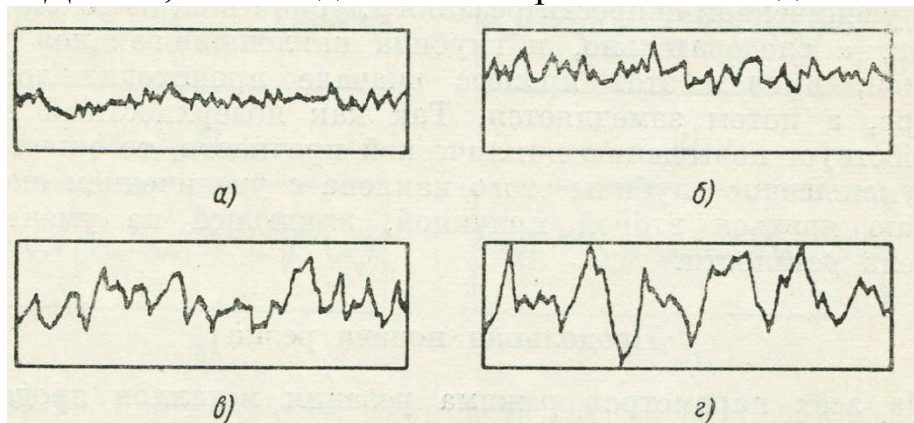


Рис.66. Залежність вигляду профілеграм вуглецевої сталі від швидкості подачі різця (0,08 – а; 0,16 – б; 0,2 – в;  $0,4 \frac{\text{мм}}{\text{об}}$  – г).

оцінці якості поверхні після точіння, збільшення швидкості подачі різця приводить до зростання висоти виступів металу на профілеграмах (рис.66). Наведене зниження якості поверхні що обробляється, в дійсності супроводжується не тільки підвищенням коефіцієнта концентрації напружень на поверхневих ділянках металевго матеріалу, але і ступенем його наклепу. Враховуючи, що збільшення наклепу на поверхні металу сприяє підвищенню межі міцності при втомі, роль зростання концентрації напружень на різних ділянках залежності (рис.65), можна вважати також буде змінюватися. Результат сумарного впливу показує перебільшення ролі концентрації напружень над впливом від підвищення характеристик міцності при наклепі. В першому наближенні, можна очікувати різну швидкість зміни наведених властивостей металу: величина підвищення коефіцієнта концентрації напружень при одиничному збільшенні шорсткості перебільшує аналогічний вплив від зміцнення поверхні. На підставі цього, можна з достатньо великою вірогідністю вважати, що при незмінності більшості параметрів технологічного процесу обробки металу різанням, збільшення подачі різця буде супроводжуватися зниженням межі міцності при втомі.

### **Питання для самоперевірки.**

1. Які напруження відносяться до внутрішніх напружень?
2. На які різновиди підрозділяють внутрішні напруження ?
3. Яким чином впливає збільшення ступеню поверхневої пластичної деформації на рівень внутрішніх напружень?
4. Яким чином впливає не рівномірність нагріву металевго матеріалу на рівень внутрішніх напружень?
5. Яким чином впливає збільшення внутрішніх напружень на межу міцності при втомі?
6. Яким чином впливає збільшення величини поверхневого наклепу на міцність при втомі?
7. Який чинник (остаточні внутрішні напруження або поверхневий наклеп) має основний вплив на межу міцності при втомі сталей з низькою міцністю і високою пластичністю?
8. Який чинник (остаточні внутрішні напруження або поверхневий наклеп) має основний вплив на межу міцності при втомі сталей з

високим рівнем міцності і низькою пластичністю?

9. Яким чином впливають остаточні внутрішні напруження розтягання на циклічну міцність при згині металу?

10. Яким чином впливають остаточні внутрішні напруження стискування на циклічну міцність при згині металу?

11. Яким чином впливає циклічне навантаження на абсолютні значення абсолютних внутрішніх напружень?

12. Яким чином впливає циклічне навантаження на розподіл внутрішніх напружень?

13. Назвати основні чинники що визначають зміну межи міцності при втоми металевому матеріалу при обробці різанням.

14. Дати визначення що таке шорсткість поверхні після обробки різанням.

15. Який чинник має більший вплив на межу втоми металу після обробки різанням?

## Глава 10. Вплив процесу формування покриття на межу міцності при втомі металевих матеріалів.

### Основні положення.

Метою різноманітних термічних та термомеханічних обробок сталевих виробів являється формування в об'ємах металу поблизу поверхонь, структур з підвищеним комплексом властивостей (рівнем міцності, твердості, зносостійкості, тріщиностійкості та ін.). Зростають властивості не тільки при умовах статичного, а і при циклічних, знакозмінних навантаженнях. Однією з найпоширеніших технологій по досягненню необхідного комплексу властивостей являється дифузійне насичення поверхневих прошарків металу атомами вуглецю, азоту та ін., з подальшою термічною обробкою зміцнення. Окрім насичення шарів виробів поблизу поверхонь різними елементами, використовують обробки, які дозволяють формувати металеві покриття з нікелю, хрому, цинку та ін.

### 10.1. Вплив цементації на розвиток процесів втоми.

В процесі насичення поверхневих прошарків низько вуглецевої сталі атомами вуглецю, виникаючий градієнт концентрації дає змогу цілеспрямовано керувати змінами структурного стану. В результаті такої обробки (цементації), починаючи від поверхні зразка, поблизу якої в металі досягається максимальна (потрібна) об'ємна частка структурно вільного цементиту, збільшення відстані від поверхні супроводжується неухильним її (частки цементиту) зниженням. При чому, чим більша відстань, тим менша концентрація вуглецю та пропорційно частки цементиту спостерігається зниження твердості у визначеному об'ємі металу. Таким чином, використання цементації дозволяє отримати виріб, який виготовлений з низько вуглецевої сталі, але має підвищену твердість і міцність на поверхні та, що дуже важливо, з в'язкою середньою частиною. Наведена обробка, за рахунок формування такого композиційного матеріалу з визначеним градієнтом концентрації вуглецю, обов'язково приведе до зміни міцності при циклічному навантаженні.

На рис.67 наведений характер впливу глибини насичення атомами вуглецю на межу міцності при втомі низьковуглецевої сталі. Аналіз представлених залежностей свідчить, що збільшення товщини цементованого прошарку в сталі з низьким вмістом вуглецю сприяє

підвищенню величини  $\sigma_{-1}$ , але за умови незмінності структурного стану металу. Так, враховуючи, що процес насичення металу атомами вуглецю відбувається при високих температурах нагріву в аустенітній області, стан границь зерен аустеніту має визначений вплив на межу міцності при втомі (див. розділ 5.5). Разом з цим, умови охолодження металу, після завершення процесу цементації, також набувають дуже великого значення на рівень величини  $\sigma_{-1}$ . При повільному охолодженні, розвиток процесів рекристалізації феритної матриці, які в значній ступені залежать від об'ємної частки цементиту, його розташування, визначають форму та розмір зерна фериту. Досягнення структури з більш дрібним зерном фериту та за формою що наближується до поліедру, буде сприяти підвищенню рівня міцності при втомі.

З іншого боку, для металевого матеріалу який після цементації піддається прискореному охолодженню, підвищена розчинність вуглецю в аустеніті буде обов'язково унаслідуватися кінцевими структурами сталі. З метою зниження зайвого рівня внутрішніх напружень після прискореного охолодження, метал можуть піддавати низькотемпературному відпуску.

В залежності від умов охолодження металу після цементації, спостерігається якісно різний характер впливу товщини цементованого шару на рівень міцності при втомі (рис.67). Пояснення щодо характеру

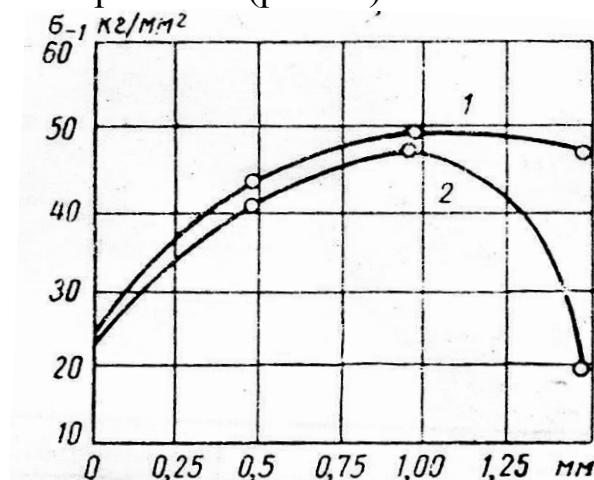


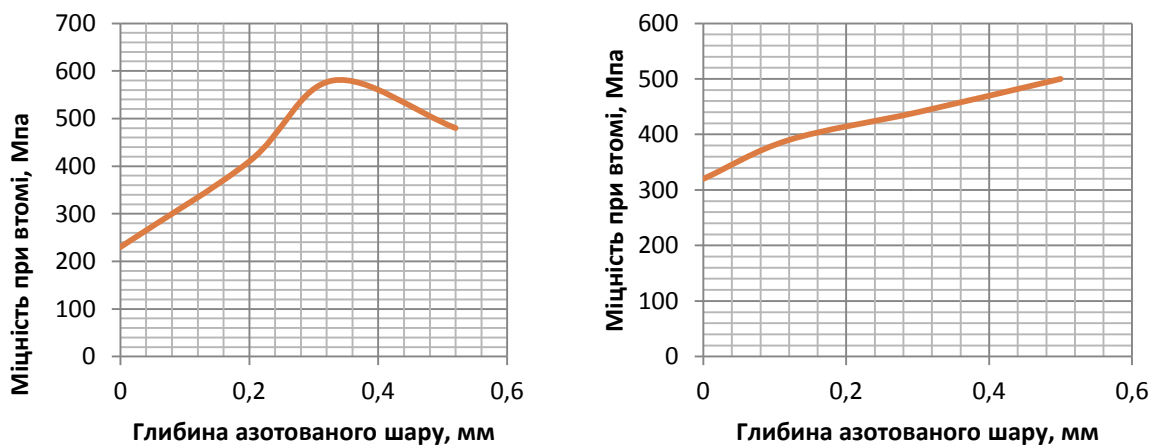
Рис. 67. Залежність  $\sigma_{-1}$  від глибини цементації після прискореного (1) і повільного охолодження (2)

впливу визначається у наступному. Як показали структурні дослідження, при глибині до 1,5мм дифузія атомів вуглецю приводить до формування на поверхні визначеної кількості структурно вільного цементиту. В процесі прискореного охолодження значна частина вуглецю, яка розчинена в аустеніті приймає участь в формуванні пересиченого твердого розчину і не виділяється у вигляді вторинного цементиту. На підставі цього

зниження  $\sigma_{-1}$  практично не спостерігається. В протилежність цьому, наприклад при повільному охолодженні, для вуглецю який не може бути розчинений в аустеніті, вже достатньо часу для виділення по границям зерен, що врешті решт приводє до формування безперервної сітки структурно вільного цементиту. Враховуючи що цементит, який являється дуже крихкою фазою, коли немає кристалографічного зв'язку з матрицею фериту (наприклад як при утворенні перліту), вже після малих пластичних деформацій дуже легко руйнується. На підставі цього, при наведеному розташуванні карбідної фази (по границям зерен) метал достатньо легко переходє у крихкий стан при незначному статичному навантаженні. Аналогічний вплив має місце і при розвитку процесів втоми (рис.67 крива 2). На перших етапах розповсюдження пластичної деформації (лінії ковзання), зустріч з частками структурно вільного цементиту, за рахунок визначеної концентрації напружень дуже швидко досягаються умови крихкого руйнування карбідної фази. Сформована тріщина достатньо легко починає зростати у напрямку дії максимальних діючих напружень, у глиб феритного зерна.

## 10.2. Вплив процесу насичення атомами азоту поверхні сталі.

При насиченні поверхні сталевих виробів азотом відбувається, як і після цементації, підвищення властивостей міцності поверхневих



а

б

Рис.68. Залежність  $\sigma_{-1}$  сталі від глибини азотованого шару (а-надрізані зразки глибина надрізу 0,3 мм, радіус кривини 0,2мм, б-гладкі,

прошарків низьковуглецевих сталей. Після азотування сталеві вироби не піддають термічним обробкам зміцнення. Обумовлено це формуванням

з атомами легуючих хімічних елементів які входять до складу сталі, дуже дрібнодисперсних часток, які мають назву нітриди. Характерною ознакою нітридів ( $Cr_2N$ ,  $MnN$ ,  $Fe_3N$ ,  $Fe_4N$  та ін.) являється їх висока твердість, а за рахунок меншої швидкості дифузії атомів азоту, достатньо великої дисперсності.

При підвищенні товщини азотованого шару ( $l$ ) на поверхні виробу, пропорційно збільшується і величина межі міцності при втомі (рис.68). Враховуючи формування більш дрібно дисперсних, рівномірно розташованих в феритній матриці часток нітридів, метал після азотування стає достатньо чутливим до поверхневих ушкоджень.

Так, збільшення товщини азотованого шару супроводжується пропорційним зростанням величини  $\sigma_{-1}$  (крива 1, рис.68). В порівнянні з неушкодженими зразками, нанесення механічного надрізу приводить до достатнього складного впливу на межу міцності при втомі. На початкових етапах залежності (крива 2, рис.68) збільшення товщини азотованого шару супроводжується суттєвим підвищенням швидкості зростання  $\sigma_{-1}$  при одиничному приросту  $l$ . Більша цього, екстремальний характер залежності пов'язаний з одночасним впливом від декількох факторів. По – перше, за умов формування механічного ушкодження метал в місці контакту піддається визначеній локальній пластичній деформації. В цьому випадку, в об'ємі металу поблизу з поверхнею вводиться визначена кількість дефектів кристалічної будови. При послідовному насиченні металу атомами азоту (процес насичення відбувається при підвищених температурах нагріву: 550-650°C), процес дифузії буде відбуватися при більш високих швидкостях і, як наслідок цього, до більш великих глибин. Річ у тому, що підвищення концентрації вакансій, дислокованих атомів, дислокацій сприяють зростанню дифузійного масо переносу. Таким чином, коли товщина азотованого шару менше глибини поверхневого ушкодження, прискорення процесу насичення атомами азоту супроводжується більшим (за рахунок більшої товщини шару в місці ушкодження) зростанням параметрів деформаційного зміцнення (коефіцієнт та швидкість деформаційного зміцнення, див. розділ 1.6) і дисперсійного твердіння. В результаті наведеного сумарного впливу відбувається компенсація негативного ефекту від виникнення механічного ушкодження.

До другого чинника, що визначає характер зміни межі міцності при втомі необхідно віднести вплив рівня остаточних напружень. Так, в процесі насичення поверхні атомами азоту спостерігається зростання питомого об'єму металу, що сприяє виникненню остаточних напружень стискування. Таким чином, за умов коли глибина механічного

ушкодження за абсолютними значеннями менше товщини азотованого шару, сумарний вплив від дії пластичної деформації на прискорення дифузії атомів азоту та дисперсійного зміцнення, в більш товстому азотованому шарі металу приводять до зростання до більш великих значень остаточних напружень стискування. В наслідок цього підвищується межа міцності при втомі.

За умов, коли товщина азотованого шару перебільшує глибину механічного ушкодження, картина впливу на величину  $\sigma_{-1}$  декілька інша. Зростання товщини поверхневого шару супроводжується зниженням межі міцності при втомі (до рівня зразків без спеціально сформованих ушкоджень). Обумовлюється характер залежності зниження ефекту від наклепу металу при формуванні механічного ушкодження. Дійсно, якщо розглядати прошарки металу на відстані від поверхні що перебільшують глибину механічного ушкодження, швидкість дифузії атомів азоту вже не буде відрізнятися від інших ділянок, практично не буде відрізнятися і глибина азотованого шару. Таким чином, рівень остаточних внутрішніх напружень стискування буде приблизно однаковим для металу, тому числі і для ділянок під надрізом. В наслідок цього, межа міцності при втомі повинна знизитися до рівня основного металу (крива 2, рис.68). Разом з позитивним ефектом на величину  $\sigma_{-1}$  від насичення поверхні металевого матеріалу атомами азоту, слід відзначити недоліки. Один із основних недоліків наведеного процесу – достатньо велика тривалість процесу в порівнянні з цементацією.

### 10.3. Вплив процесу одночасного насичення атомами вуглецю і азоту на межу міцності при втомі низьковуглецевих сталей.

В процесі одночасного насичення поверхні виробу атомами вуглецю і азоту (в технічній літературі достатньо часто процес має назву нітроцементация) вплив на величину межі міцності при втомі (рис.69) за характером подібний тому, що спостерігають при окремих цементації та азотуванні (рис.67 і 68). Після нітроцементації, в першому наближенні, зростання величини  $\sigma_{-1}$  досягає рівнів таких, як після цементації. Роль, яку виконують атоми азоту, залежить від температури витримки процесу насичення.

Так, коли процес проводять при температурах 800 - 950°С, має назву високо температурної нітроцементації. В цьому випадку, дифузія атомів азоту розширюючи аустенітну область сприяє підвищенню швидкості дифузії атомів вуглецю. Враховуючи, що при насиченні атомами вуглецю металевого матеріалу, знижується глибина проникнення атомів

азоту, сталь після високо температурної нітроцементації піддають гартуванню з низько температурним відпуском. Глибина насичення металу може досягати 1,5 – 2 мм за час витримки 5 – 6 год.

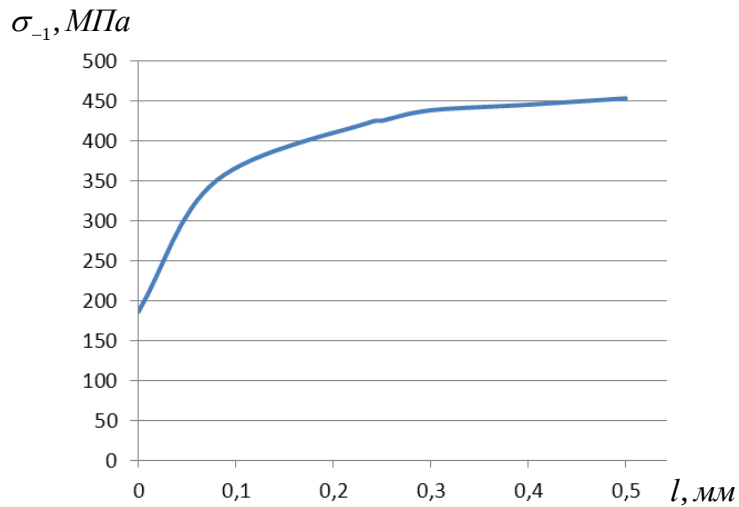


Рис.69. Вплив товщини шару після нітроцементації (карбюризатор:NaCN, температура 820° С) на межу міцності при втомі низьковуглецевої сталі.

Інша річ, коли нітроцементацію проводять при температурах 540 - 560°С. В цьому випадку, поверхневі шари металевого матеріалу насичуються переважно атомами азоту (Новіков І.І.), що неодмінно приведе до досягнення високої поверхневої твердості. Після низько температурної нітроцементації вироби не піддають термічному зміцненню. Глибина насичення атомами азоту складає значення 0,015 – 0,03 мм.

Таким чином, при одночасному дифузійному насиченні поверхневих шарів металевого виробу атомами вуглецю і азоту, значно скорочується термін часу обробки, при одночасно більш гнучкій технології зміцнення. Необхідне співвідношення між концентраціями атомів вуглецю і азоту в поверхневих шарах металу регулюють змінюючи температуру нагріву та склад карбюризатора.

#### 10.4. Вплив електролітичних покриттів на межу втоми сталевих виробів.

Як показано вище, формування на поверхні виробів остаточних напружень розтягання сприяє зниженню характеристик міцності сталей при втомі. На підставі цього, при впровадженні технологій поверхневих обробок металевих матеріалів, особливо тих, що експлуатуються при циклічному навантаженні, необхідно враховувати знак остаточних напружень. Так, з метою захисту вуглецевих сталей від корозії, коли за технологіями електролітичного осадження формуються плівки різноманітних металів, найбільш частіше спостерігається виникнення

остаточних напружень розтягання. В наслідок цього слід очікувати зниження циклічної міцності сталевих виробів після нанесення захисного шару при хромуванні, нікелюванні, цинкуванні та ін.

Вплив покриття хромом на межу міцності при втомі вуглецевої сталі.

Покриття хромом вуглецевих сталей використовують не тільки для декоративного оздоблення виробу, але і для підвищення зносостійкості, корозійного захисту металу. Найбільш частіше товщина шару покриття хромом, з метою підвищення механічних властивостей (зносостійкості) знаходиться в інтервалі значень 0,15 - 0,2 мм. При використанні покриття хромом з декоративною метою, товщина шару найбільш частіше складає значення 1 - 2 мкм.

Аналіз відомих експериментальних даних свідчить, що у всіх випадках при формуванні покриття хромом, процес нанесення супроводжується зниженням циклічної міцності виробу. При чому, чим більше товщина шару покриття, тим більш значне спостерігають зниження  $\sigma_{-1}$ . Враховуючи, що хромуванню піддають не тільки вироби що працюють при відносно низьких амплітудах циклічного навантаження але і ті, що піддаються достатньо складним схемам та великим сумарним напруженням, питання підвищення циклічної міцності являється дуже актуальним.

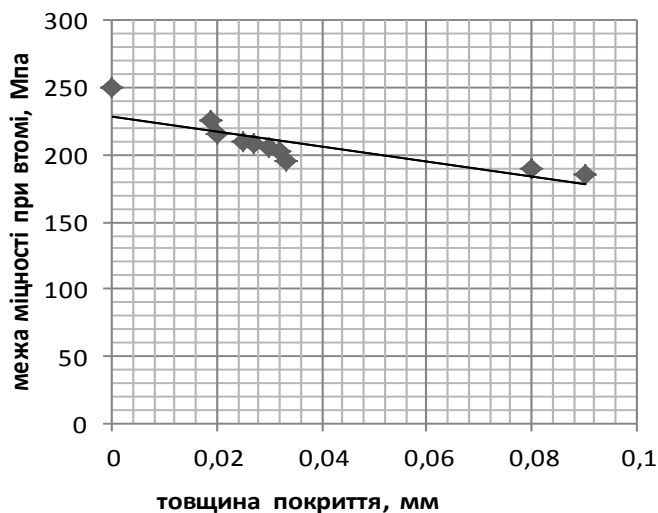


Рис.70. Вплив товщини шару покриття хромом на циклічну міцність середньої вуглецевої сталі.

На рис.70 наведений вплив товщини покриття хромом на межу міцності при втомі сталі. Збільшення товщини покриття супроводжується монотонним зниженням величини  $\sigma_{-1}$ . Враховуючи знак остаточних напружень, що виникають під час

формування покриття хромом, поверхневі ушкодження механічного характеру повинні мати свій вплив на рівень значень межі міцності при втомі. Дійсно, якщо при виникненні ушкодження коефіцієнт концентрації напружень, при незмінних всіх інших впливах, залежить від глибини та радіуса кривини надрізу, нанесення покриття повинне мати відбиток на рівні остаточних напружень на поверхні металу. Наведене положення має експериментальне підтвердження. Так, для середньо вуглецевої сталі, із структурним станом після нормалізації, межа міцності при втомі складала значення 245 МПа. Після нанесення механічного ушкодження (надріз глибиною 0,4мм) привів до зниження наведеної характеристики приблизно на 40% (148 МПа). Формування покриття хромом вже товщиною 0,03 мм, для металу без механічного надрізу, супроводжується зниженням величини  $\sigma_{-1}$  приблизно на 14% (до 210 МПа) (Медведев С.В.). Одночасно з цим, метал із сформованим ушкодженням показав декілька менше зниження величини  $\sigma_{-1}$ : з 148 МПа – без покриття і 133 МПа – після, що склало лише 10%, проти 14% для металу без надрізу.

Таким чином, формування покриття хромом за характером своєї дії може розглядатися як чинник, що дозволяє декілька уповільнити темп зниження межі міцності при втомі, особливо для виробів, що мають механічні ушкодження.

Враховуючи високу хімічну стійкість, механічну зносостійкість та твердість поверхні металевих матеріалів після формування захисного покриття, при практичному використанні наведеної технології обробки поверхні виникає необхідність розробки заходів по зниженню негативного впливу від виникаючих остаточних напружень розтягання. покриття хромом обумовлено збільшенням напружень розтягання в самому хромовому покритті під час його формування в гальванічній ванні.

Одне із технічних рішень наведеної проблеми полягає в розробці комбінації із декількох операцій, які можуть привести до сумарного ефекту - зниження рівня остаточних напружень розтягання після нанесення електролітичного покриття. В якості прикладу розглянемо відому технологію, яка має визначене використання та складається з двох послідовно проведених етапів (Медведев С.В.). На першому етапі повинна проводитися обробка, яка дає змогу сформувати систему остаточних напружень стискування, за рівнем достатнім для компенсації виникаючих напружень розтягання при нанесенні покриття хромом. Такою обробкою може бути азотування, яке при насиченні поверхневих прошарків металевих матеріалів супроводжується формуванням

напружень стискування. У випадку неможливості зміни хімічного складу металу виробу, система остаточних напружень стискування може бути сформована за рахунок наклепу від поверхневої пластичної деформації. Далі виріб може піддаватися обробці по електролітичному нанесенню покриття з гарантією пониженого рівня виникаючих напружень розтягання.

Необхідно відзначити, що за рахунок підбору параметрів технології підготовки поверхні виробу, рівень остаточних напружень стискування може бути підвищеним до значень, яких буде достатньо не тільки для компенсації напружень розтягання при електролітичному формуванні покриття але і перебільшити його. На підставі цього, можна очікувати додаткового підвищення циклічної міцності в порівнянні з металом без покриття (табл.6).

Таблиця 6.

Вплив технології обробки на межу міцності при втомі.

| Варіант обробки | Обробка металу                             | Межа міцності при втомі, МПа |
|-----------------|--------------------------------------------|------------------------------|
| 1               | Нормалізація                               | 245                          |
| 1               | Нормалізація і хромування                  | 192                          |
| 1               | Нормалізація, азотування, хромування       | 365                          |
| 2               | Нормалізація                               | 275                          |
| 2               | Нормалізація і хромування                  | 227                          |
| 2               | Нормалізація, обкатка роликami, хромування | 325                          |

Вплив покриття нікелем на в межу міцності при втомі вуглецевої сталі.

На основі аналізу впливу процесу формування електролітичного покриття нікелем визначено, що сам характер залишився практично незмінним в порівнянні із впливом покриття хромом: зниження межі міцності при втомі металевих матеріалів. Враховуючи, що основним вплив на величину  $\sigma_{-1}$  обумовлений виникненням системи остаточних напружень розтягання після нанесення покриття, структурний стан сталі та рівень зміцнення може по різному впливати на темп зниження наведеної характеристики.

Так, на прикладі вуглецевих сталей з різним структурним станом, та різним вмістом вуглецю підтверджується наведений вище характер впливу покриття нікелем на рівень міцності при втомі (табл. 7). Для низько вуглецевої сталі після нормалізації, величина  $\sigma_{-1}$  дорівнювала 167 МПа, а після нанесення шару нікелю знизилась приблизно на 10% (до 157 МПа). Аналогічне, але більш суттєве зниження спостерігається і для більш високоміцної, пружинної сталі 50С2Г. Структурний стан сталі 50С2Г відповідав обробці поліпшення ( гартування від нормальних температур нагріву (840°С) з подальшим відпуском при температурі 500°С). Величина межі міцності при втомі, після формування шару нікелю, знизилась приблизно на 40% (табл.7).

Таблиця 7.

Вплив покриття нікелем на межу міцності при втомі вуглецевих сталей з різним структурним станом.

| Марка сталі | Структурний стан (обробка)     | Межа міцності при втомі, МПа |
|-------------|--------------------------------|------------------------------|
| Сталь 10    | Нормалізація                   | 167                          |
| Сталь 10    | Нормалізація, покриття нікелем | 152                          |
| 50С2Г       | Поліпшення                     | 487                          |
| 50С2Г       | Поліпшення, покриття нікелем   | 337                          |

Окрім покриття нікелем використовуються інші металеві матеріали, такі як наприклад цинк, мідь та ін. Мета формування покриттів у більшості випадків залишається незмінною: захист металу від поверхневої корозії.

Так, при покритті цинком використовується електрохімічний протекторний ефект цинку відносно заліза, що дає змогу захищати сталеві вироби від негативного впливу процесів корозії.

Формування мідного покриття достатньо часто використовується як проміжний прошарок між поверхнею сталевого виробу та нікелевим покриттям, що дозволяє підвищити якість з'єднання покриття з металевою поверхнею виробу. Незалежно від природи металевого електролітичного покриття, межа міцності при втомі металевого матеріалу знижується.

Таким чином, наведені технології електролітичного покриття металічних матеріалів, в загальній сталей, не використовуються з метою підвищення межі міцності при втомі.

### Питання для самоперевірки.

1. Атоми якого хімічного елемента використовуються при цементації ?
2. Яке співвідношення по твердості досягається між поверхневими шарами металу та внутрішніми після проведення цементації ?
3. За рахунок яких чинників спостерігається підвищення твердості сталі після цементації ?
4. Яким чином впливає процес цементації на межу міцності при втомі металевих матеріалів ?
5. Яким чином впливає товщина цементованого шару на межу міцності при втомі ?
6. В процесі насичення атомами вуглецю, в яку сторону (збільшення або зменшення) відбувається зміна питомого об'єму металу ?
7. Якого знаку формуються остаточні напруження на поверхні металу після цементації ?
8. Атоми якого хімічного елемента використовуються при азотуванні ?
9. Яке співвідношення по твердості досягається між поверхневими шарами металу та внутрішніми після проведення обробки азотування ?
10. За рахунок яких чинників спостерігається підвищення твердості сталі після азотування ?
11. Яким чином впливає процес азотування на межу міцності при втомі металевих матеріалів ?
12. Яким чином впливає товщина азотованого шару металу на його межу міцності при втомі ?
13. В процесі насичення атомами азоту, в яку сторону (збільшення або зменшення) відбувається зміна питомого об'єму металу ?
14. Якого знаку формуються остаточні напруження на поверхні металу після цементації ?
15. Яку назву має процес одночасного насичення металу атомами вуглецю і азоту ?
16. Яким чином впливає процес одночасного насичення атомами вуглецю і азоту на межу міцності при втомі металевих матеріалів ?
17. Яку назву має процес покриття поверхні металевих матеріалів хромом ?
18. В чому полягає процес формування електролітичного покриття металевих матеріалів ?
19. З якою метою використовуються технології електролітичного покриття металу хромом ?
20. Яким чином впливає процес покриття хромом на межу міцності при втомі металевих матеріалів ?

21. Якого знаку формуються остаточні напруження після електролітичного покриття хромом ?
22. Яку назву має процес покриття поверхні металевого матеріалу нікелем ?
23. Яким чином впливає процес покриття нікелем на межу міцності при втомі металевих матеріалів ?
24. Якого знаку формуються остаточні напруження після електролітичного покриття нікелем ?

## ПРЕДМЕТНИЙ ПОКАЖЧИК

### А

Адсорбція, 87  
Азотування, 130  
Амплітуда, 38  
Амплітуда циклу, 38  
Анігіляція, 25  
Атмосфера атомів, 117  
Атом, 7  
Аустеніт, 83

### Б

Базовий атом, 8  
Борозни, 101

### В

Вакансія, 10  
Вектор Бюргерса, 20  
Витривалість, 39  
Витривалість необмежена, 39  
Витривалість обмежена, 40  
Включення крихкі, 87  
Включення пластичні, 86  
Водень, 95  
Втома, 37  
Втома корозійна, 87  
Втома мало циклова, 41  
Втома багато циклова, 41  
Втома термічна, 42  
Втоми лінії, 101  
Вуглець, 25  
Вузол, 9

### Г

Гармоніка, 9  
Гетерогенність, 96

Гетерополярний зв'язок, 7  
Гомеополярний зв'язок, 7  
Грань, 8  
Графік, 13  
Густина дислокацій, 15  
ГЦК, 8  
ГШК, 8

## Д

Дефекти кристалів, 9  
Дефекти двомірні, 10  
Дефекти нуль мірні, 10  
Дефекти трьохмірні, 10  
Деформація, 13  
Деформація Людерса, 21  
Деформація мікро пластична, 62  
Деформація попередня, 23  
Деформація пластична, 13  
Деформація пружна, 20  
Ділянка катодна, 97  
Діаграма деформації, 14  
Дислокований атом, 10  
Дислокації, 10  
Дислокаційні сітки, 15  
Дислокація гвинтова, 10  
Дислокація крайова, 10  
Дислокації рухомі, 15  
Дисперсність, 7  
Дисперсійне зміцнення, 25  
Джерело дислокацій, 35  
Домішки шкідливі, 86

## Е

Евтектика, 89  
Електронна оболонка, 12  
Енергія, 16  
Ефект Баушингера, 24  
Електронна мікроскопія, 25

Електролітичне покриття, 133  
Екструзія, 68

### **З**

Зародок, 32  
Зв'язок іонний, 7  
Зв'язок ковалентний, 7  
Зв'язок міжатомний, 7  
Зв'язок металевий, 7  
Зерно, 18  
Зерно фериту, 25  
Зміцнення деформаційне, 14  
Зсув концентрований, 65  
Зсуви елементарні, 65

### **І**

Іон, 7  
Інкубаційний період, 107  
Інтенсивність напружень, 14  
Інтрузія, 68

### **К**

Ковзання, 13  
Ковзання турбулентне, 14  
Коефіцієнт асиметрії циклу, 37  
Коефіцієнт деформаційного зміцнення, 14  
Коефіцієнт інтенсивності напружень, 45  
Коефіцієнт Пуасона, 34  
Компонента, 10  
Координаційне число, 8  
Кристалізація, 12  
Кристалічна решітка, 7  
Кристаліграфічна система, 13  
Кут загострення, 84

## Л

Легке ковзання, 14

Лінії ковзання, 14

## М

Матеріал, 7

Матеріал однофазний, 18

Метал, 7

Механізм деформації, 13

Модуль зсуву, 34

Модуль Юнга, 33

Монокристал, 14

Морфологія, 7

## Н

Навантаження крива, 15

Навантаження односпрямоване, 24

Навантаження знак, 39

Навантаження реверсивне, 24

Навантаження ступінчасте, 49

Напруження, 13

Напруження тертя, 18

Напруження середнє циклу, 38

Напруження результуюче циклу, 38

Нікелювання, 136

Нітрид, 86

Нітроцементация, 132

## О

Обробка роликами, 136

Оксид, 86

Осередок руйнування, 18

ОЦК, 8

Операція формоутворююча, 113

## П

Перліт, 28  
Пластина, 32  
Поверхня вільна, 97  
Поверхня між фазами, 87  
Полікристал, 23  
Порожнина, 11  
Потенціал електродний, 96  
Профіль поверхні, 110  
Прошарок феритний, 21

## Р

Разорієнтація, 10  
Рентгеноструктурні дослідження, 25  
Речовина, 7  
Різання, 124  
Розкриття тріщини, 79  
Розмах циклу, 38  
Розмір зерна, 18  
Розрив цілісності, 66  
Розчинник, 12  
Руйнування, 18  
Рух дислокацій неконсервативний, 13

## С

Сегрегація, 98  
Субграниця, 16  
Сполука хімічна, 7  
Сталь вуглецева, 18  
Сталь низько вуглецева, 18  
Стан крихкий, 16  
Старіння деформаційне, 120  
Стехіометрія, 24  
Структура, 7  
Структура дислокаційна чарункова, 15  
Структура періодична, 78  
Ступінь вдосконалення структури, 24

Сульфід, 12  
Суміш механічна, 12

## **Т**

Твердий розчин, 12  
Твердий розчин заміщення, 12  
Твердий розчин впровадження, 12  
Температура, 10  
Тріщина, 32  
Тріщини зародок, 35  
Тріщиностійкість, 16

## **У**

Узор храповий, 101  
Утворення комплексні, 86

## **Ф**

Ферит, 18  
Форма огранена, 89  
Фронт тріщини, 101

## **Х**

Хромування, 134

## **Ц**

Цементит, 24  
Цементация, 128  
Цикл, 26  
Цикл асиметричний, 37  
Цикл пульсуючий, 38  
Цикл симетричний, 37

## **Ч**

Частота циклів, 40

## **Ш**

Швидкість росту тріщини, 108

Шорсткість поверхні, 126

## ІМЕННИЙ ПОКАЖЧИК

### А

Афанасьєв Н.Н., 37

### Б

Бабіч В.К., 11

Баскуін Н., 45

Баушингер Дж., 24

Большаков В.І., 94

Бочвар А.А., 89

Булен Ф.П., 62

Бюргерс В., 20

### В

Вакуленко І.О., 30

Ван Бюрен, 10

Ван –дер – Ваальс, 7

Вейбулл В.В., 46

Велер А., 41

Вікерс , 114

Волчок І.П., 87

Вуд В.А., 62

### Г

Гріффітс А.А., 32

Гриднєв В.Н., 82

Гудремон Е., 121

Гуревіч С.Е., 104

### Д

Давіденков М.М., 39

### Е

Евінг Дж., 62  
Екоборі Т., 105  
Еномото Н., 48  
Ердоган Р., 106

## **Ж**

Жуков С.Л., 45

## **І**

Іванова В.С., 66

## **К**

Карпенко Г.В., 87  
Кардонський Х.Б., 50  
Кіслінг Р., 62  
Коттрелл А.Х., 102  
Кусліцький А.Б., 96

## **Л**

Локаті Л., 49  
Ланге М., 87  
Людвік Р., 17  
Людерс В., 18

## **М**

Марковець М.П., 45  
Медведев С.Ф., 123  
Мешков Ю.Я., 82  
Міхайлець Л.А., 11  
Міхайліченко Е.М., 26  
Муратов Л.В., 52

## **Н**

Новіков І.І., 133

Нотт Дж., 106

## **О**

Одінг І.О., 45

Орован Е. , 104

Орлов А.Н., 105

## **П**

Панченко Е.В., 89

Паркер Е.Р., 104

Періс , 106

Петч Н.Дж., 18

Писаренко Г.С., 38

Про М., 46

Пуасон , 33

## **Р**

Робіндер П.А., 86

## **С**

Серенсен С.В., 41

Степанов М.Н., 47

Стро А.Н., 34

Сухомлін Г.Д., 94

## **Т**

Тетельман А.С. , 105

Трефілов В.І., 16

Трощенко В.Т., 63

## **Ф**

Фрідман Я.Б., 39

Фінкель В.М., 88

## **Х**

Хед А.К., 62

Хемфрі Дж., 62

Холл Е.О., 18

Хольт Д.Л., 16

Холломон Дж. Х., 17

## **Ч**

Чернов Д.К., 18

## **Ш**

Шабалін В.І., 66

Шаповалова О.М., 12

Шульте Ю.А., 86

## **Ю**

Юнг , 33

## БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

### *Список основной літератури*

1. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. В двух частях. – М.: Машиностроение, 1974, – 840 с.
2. Медведев С.Ф. Циклическая прочность металлов. – М.: ГНТИ Маш. лит., 1961, – 303 с.
3. Усталость и хрупкость металлических материалов / В.С. Иванова, С.Б. Гуревич, И.М. Коньев и др. – М.: Наука, 1968, – 215 с.
4. Трощенко В.Т. Усталость и неупругость металлов. – К.: Наукова думка, 1971, – 267 с.
5. Вакуленко И.А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2003, – 94 с.

### *Література для поглибленого вивчення.*

6. Усталость металлов и сплавов. Под общей редакцией В.С. Ивановой. – М.: Наука, 1971, – 122 с.
7. Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. М.: Металлургия, 1978, – 256 с.
8. Серенсен С.В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению. – М.: Атомиздат, 1975, – 190 с.
9. Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И. и др. Лаборатория металлографии – М.: Металлургия, 1965, – 439 с.
10. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургиздат, 1958, – 446 с.
11. Фрактография и атлас фрактограмм. Справочник. – М.: Металлургия, 1982, – 488 с.
12. Кислинг Р., Ланге Н. Неметаллические включения в стали. – М.: Металлургия, 1968, - 124 с.
13. Вакуленко І.О., Анофрієв В.Г., Грищенко М.А., Перков О.М. Дефекти залізничних коліс. – Дніпропетровськ: Маковецький, 2009, - 112 с.
14. Вакуленко І.О. Структурний аналіз в матеріалознавстві. Навчальний посібник. – Дніпропетровськ: Маковецький, 2010, - 124 с.
15. Большаков В.И., Вакуленко И.А. Переориентированные структуры в углеродистых сталях. – Днепропетровск: ПГАСА, 2005, - 100 с.

16. Вакуленко И.А., Большаков В.И. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали. – Днепропетровск: Маковецкий, 2008, - 196 с.
17. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1983, - 352 с.

## ЗМІСТ

|                                                                                                             |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Передумова.....                                                                                             | 3  |
| Вступ.....                                                                                                  | 5  |
| Глава 1. Механізм пластичної деформації при односпрямованому навантаженні.....                              | 7  |
| 1.1. Кристалічна будова металевих матеріалів. Дефекти кристалічної будови.....                              | 7  |
| 1.2. Різновиди металевих матеріалів.....                                                                    | 11 |
| 1.3. Дислокаційний механізм пластичної деформації.....                                                      | 13 |
| 1.4. Особливості деформації металевих матеріалів з гранецентрованою кубічною кристалічною решіткою.....     | 14 |
| 1.5. Особливості деформації металевих матеріалів з об'ємно центрованою кубічною кристалічною решіткою.....  | 15 |
| 1.6. Деформаційне зміцнення металевих матеріалів.....                                                       | 16 |
| 1.7. Вплив розміру структурних складових на характеристики міцності сталі.....                              | 18 |
| Глава 2. Структурні зміни та деформаційне зміцнення металевих матеріалів при реверсивному навантаженні..... | 24 |
| 2.1. Структурні зміни при реверсивному навантаженні низько вуглецевої сталі.....                            | 24 |
| 2.2. Структурні зміни при реверсивному навантаженні середньо – та високо вуглецевих сталей.....             | 27 |
| 2.3. Деформаційне зміцнення вуглецевої сталі при зміні знаку навантаження.....                              | 29 |
| 2.4. Механізми утворення тріщин при статичному навантаженні.....                                            | 32 |
| Глава 3. Втома металів і сплавів.....                                                                       | 37 |
| 3.1. Основні параметри процесу втоми.....                                                                   | 37 |
| 3.2. Діаграми циклічного навантаження.....                                                                  | 40 |
| 3.3. Термічна втома металів.....                                                                            | 42 |
| 3.4. Прискорені методи визначення межі втоми.....                                                           | 44 |
| Глава 4. Механізми руйнування металів при втомі.....                                                        | 61 |
| 4.1. Теорія Баушингера.....                                                                                 | 61 |
| 4.2. Структурні дослідження процесів втоми.....                                                             | 61 |
| 4.3. Залежність структурних змін в металі від ступеню перевантаження при втомі.....                         | 64 |
| 4.4. Оцінка впливу напруженого стану металевих матеріалів на межу втоми.....                                | 68 |
| Глава 5. Вплив структурних параметрів сплавів на процеси втоми.....                                         | 72 |
| 5.1. Вплив розміру зерна однорідних сплавів на межу втоми.....                                              | 72 |
| 5.2. Циклічне навантаження металів і сплавів з ГЦК решіткою.....                                            | 73 |

|                                                                                                                           |     |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 5.3. Поведінка металів з ОЦК кристалічною решіткою при циклічному навантаженні. Низко вуглецеві сталі.....                | 75  |
| 5.4. Вплив дисперсності цементиту на процеси втоми вуглецевої сталі.....                                                  | 79  |
| 5.5. Спадкоємний вплив структури аустеніту на втоми сталі.....                                                            | 83  |
| Глава 6. Вплив неметалевих включень на розвиток процесів втоми.....                                                       | 86  |
| 6.1. Загальні положення.....                                                                                              | 86  |
| 6.2. Концентрація напружень на між фазовій поверхні неметалевого включення – матриця металу.....                          | 87  |
| 6.3. Вплив форми та розміру неметалевих включень на поведінку металів при циклічному навантаженні.....                    | 89  |
| 6.4. Вплив середовища на розвиток процесів втоми.....                                                                     | 95  |
| Глава 7. Фрактографічні особливості будови зламів при циклічному навантаженні металевих матеріалів.....                   | 100 |
| 7.1. Елементи будови зламів при втомі.....                                                                                | 100 |
| 7.2. Дислокаційні механізми зростання тріщини.....                                                                        | 103 |
| Глава 8. Визначення впливу концентрації напружень на розвиток процесів втоми.....                                         | 106 |
| 8.1. Оцінка рівня діючих напружень попереду зростаючої тріщини... ..                                                      | 106 |
| 8.2. Структурні зміни в металевому матеріалі в залежності від швидкості зростання тріщини.....                            | 107 |
| Глава 9. Вплив поверхневої обробки металевих матеріалів на їх поведінку при циклічному навантаженні.....                  | 113 |
| 9.1. Вплив наклепу металу на межу міцності при втомі.....                                                                 | 113 |
| 9.2. Механізм впливу підвищених температур на поведінку металу при циклічному навантаженні.....                           | 116 |
| 9.3. Вплив умов навантаження на розігрів металу при розвитку процесів втоми.....                                          | 117 |
| 9.4. Вплив остаточних напружень на поведінку металу при циклічному навантаженні.....                                      | 122 |
| 9.5. Вплив режимів обробки металу різанням на втоми сталі.....                                                            | 124 |
| Глава 10. Вплив формування покриття на межу міцності при втомі металевих матеріалів.....                                  | 128 |
| 10.1. Вплив цементації на розвиток процесів втоми.....                                                                    | 128 |
| 10.2. Вплив процесу насичення атомами азоту поверхні сталі.....                                                           | 130 |
| 10.3. Вплив процесу одночасного насичення атомами вуглецю і азоту на межу міцності при втомі низьковуглецевих сталей..... | 132 |
| 10.4. Вплив електролітичних покриттів на межу втоми сталевих виробів.....                                                 | 133 |
| Предметний показчик.....                                                                                                  | 140 |
| Іменний показчик.....                                                                                                     | 147 |