

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ

ІНСТИТУТ МЕТАЛОФІЗИКИ

На правах рукопису

КОТРЕЧКО СЕРГІЙ ОЛЕКСІЙОВИЧ

УДК 539.214:539.219.2:539.4.015:539.4.014

ФІЗИЧНА ПРИРОДА ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА
РУЙНУВАННЯ ПОЛІКРИСТАЛІЧНИХ ОЦК-МЕТАЛІВ В
НЕОДНОРІДНИХ СИЛОВИХ ПОЛЯХ

спеціальність 01.04.13 - фізика металів

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т

дисертації на здобуття наукового ступеня
доктора фізико-математичних наук

Київ - 1995

11032.514
Дисертація є рукописом.

Робота виконана в Інституті металофізики НАН України

Науковий консультант: доктор технічних наук,
професор Мешков Ю. Я.

Офіційні опоненти: чл.-кор. НАН України, доктор
фізико - математичних наук,
професор Фірстов С. А.

чл.-кор. НАН України, доктор
фізико - математичних наук,
професор Красовський А. Я.

доктор фізико-математичних
наук, професор Іванов М. О.

ЛНБ України ім. В. Стефаника



00755825 (W)

Провідна організація: Фізико-механічний інститут ім. В. Г. Карпенка НАН України.

Захист відбудеться " ____ " _____ 1995 р. о ____ год.
на засіданні Спеціалізованої ради Д 01.75.01 в Інституті
металофізики НАН України (252680, Київ - 142, пр. Вернадського, 36; конференц - зал Інституту металофізики НАН України).

З дисертацією можна ознайомитись в науковій бібліотеці
Інституту металофізики НАН України.

Відгуки на автореферат у двох примірниках, завірені печаткою установи, просимо надсилати за адресою: 252680, Київ-142, пр. Вернадського, 36, Інститут металофізики НАН України, Вченому секретареві Спецради Д 01.75.01 д.ф.-м.н. Піщаку В. К.

Автореферат розісланий " ____ " _____ 1995 р.

Вчений секретар
Спеціалізованої ради Д 01.75.01

доктор фіз.-мат. наук

В. М. М.

ПІЩАК В. К.

ЛНБ ім. В. Стефаника
АН України

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Сучасні уявлення фізики міцності і пластичності описують процеси деформування та руйнування твердих тіл, як правило, в умовах найпростіших схем напружено-деформованого стану, що реалізуються головним чином при одновісному розтягу та тиску. Такий підхід дозволив дати пояснення основним закономірностям впливу структурного стану металів та сплавів на характеристики їх міцності в умовах одновісного розтягу. Проте, експериментально встановлено, що вид напруженого стану та характер розподілу полів напружень і деформацій в значній мірі впливає на міцність та пластичність металу. На практиці це проявляється в різниці між міцністю, що визначається в лабораторних умовах (лабораторна міцність) і службовою (технічною) міцністю, що реалізує метал при його навантаженні в конструкції, де процеси пластичного деформування та руйнування протікають в умовах сильно неоднорідних полів напружень та деформацій і складного напруженого стану.

При механічних випробуваннях металів дослідники намагаються відтворити реальні умови, в яких відбувається руйнування металів шляхом використання концентраторів напружень певної (стандартної) геометрії (випробування на ударну в'язкість, тріщиностійкість і т.п.). Проте відсутність фізичних уявлень про природу впливу напружено-деформованого стану на властивості металу не дозволяє за результатами таких досліджень робити висновки щодо рівня міцності і пластичності металу в умовах, відмінних від модельованих в експерименті.

Таким чином, однією з актуальних проблем сучасної фізики металів є розробка уявлень про фізичну природу впливу неоднорідних силових полів (НСП) на процеси пластичної

деформації та руйнування полікристалічних металів. Розв'язання цієї проблеми дозволить зрозуміти, якими явищами на мікрорівні обумовлена різниця між технічною міцністю металу та міцністю в умовах одновісного розтягу.

Мета роботи полягає в розробці моделей, що дозволяють описати процеси пластичної деформації і квазікрихкого руйнування полікристалічних металів на мікро- і макрорівнях в найбільш загальних умовах складного напруженого стану і неоднорідного розподілу полів напружень та деформацій і створенні на цій основі фізичних уявлень про вплив НСП та структурного стану на рівень границі плинності, напруження квазікрихкого руйнування та в'язкість полікристалічних ОЦК-металів.

Досягнення поставленої мети потребує розв'язання відповідних задач:

1. Розробити статистичну модель плинності полікристалічного металу в умовах складного напруженого стану (СНС) та низьких температур.

2. Встановити зв'язок між силовими умовами зсуву в кристалічній ґратці та закономірностями впливу напруженого стану на величину границі плинності полікристалічного металу та запропонувати фізичний критерій плинності полікристалічних ОЦК-металів при СНС.

3. Розробити методику та провести експериментальні дослідження впливу тривісного розтягу на величину границі плинності ОЦК-металу в умовах низьких температур.

4. Розробити методику та експериментально дослідити закономірності зміни рівня локального напруження руйнування σ_c в неоднорідних силових полях в залежності від величини і неоднорідності розподілу пластичних деформацій, виду напруженого ста-

ну, об'єму пластично деформованого металу та параметрів мікроструктури.

5. Розробити статистичну модель квазікрихкого руйнування полікристалічних металів у загальному випадку складного напруженого стану та неоднорідного розподілу напружень і деформацій виходячи з аналізу елементарних актів виникнення та втрати рівноваги зародкових тріщин (субмікротріщин).

6. Сформулювати уявлення про фізичну природу впливу на рівень міцності полікристалічних металів у крихкому стані параметрів розподілу розмірів кристалітів (зерен); величини пластичної деформації та її градієнту, а також напруженого стану.

7. Розробити фізичні уявлення про в'язкість металу та запропонувати її кількісну міру.

Наукова новизна роботи. У роботі вперше отримані такі результати.

1. Встановлено зв'язок між силовими умовами зсуву в кристалічній ґратці та закономірностями впливу виду напруженого стану на рівень границі плинності полікристалічних металів. Показано, що залежність напруження зсуву в кристалічній ґратці від величини нормальних напружень на площадці зсуву, яка обумовлена їх впливом на висоту бар'єрів Пайєрлса-Набарро гвинтових дислокацій в ОЦК-ґратці, є причиною залежності границі плинності полікристалічних металів з цим типом ґратки від величини гідростатичної складової тензора макронапружень. В умовах тривісного розтягу, створюваного концентраторами напружень, цей ефект призводить до значного ($\approx 30\%$) зниження величини границі плинності.

2. Розроблена статистична модель квазікрихкого руйнування полікристалічних металів, у якій вперше на основі аналізу елементарних актів виникнення, втрати рівноваги та поширення за-

родкових тріщин (субмікротріщин), сформульовані основні закономірності квазікрихкого руйнування полікристалів на макрорівні в умовах складного напруженого стану та неоднорідного розподілу напружень і деформацій. Встановлено, що ці закономірності обумовлені двома головними факторами: розподілом розмірів та орієнтацій зародкових тріщин та їх кількістю в ансамблі.

3. Показано, що субмікротріщини критичних розмірів виникають не в середніх, або найбільш ймовірних за розмірами зернах, а в кристалах, діаметри яких належать до інтервалу $(0.6 + 1.0)$ від максимального. Це обумовлює залежність міцності полікристалу в крихкому стані (крихкої міцності) від однорідності зеренної структури.

4. Експериментально встановлена наявність мінімуму на температурній залежності локального руйнуючого напруження σ_c в неоднорідних силових полях (НСП), величина якого корелює з мінімальним напруженням крихкого руйнування R_{MC} при одновісному розтягу.

5. Показано, що руйнування в неоднорідних силових полях характеризується локалізацією процесу виникнення субмікротріщин критичних розмірів в гранично малих об'ємах ($\approx 0.5 + 10 \text{мм}^3$), що обумовлено неоднорідним розподілом деформацій і, в силу масштабного ефекту, призводить до значного перевищення величини локального руйнуючого напруження σ_c над рівнем крихкої міцності при одновісному розтягу R_{MC} , визначаючи таким чином верхню межу σ_c ($\sigma_c^{\text{max}} \approx (1.3 + 1.7) R_{MC}$). Нерівномірний розподіл орієнтацій субмікротріщин є причиною зниження рівня крихкої міцності металу при переході від одновісного до дво-трьохвісного розтягу. В умовах НСП цей ефект визначає нижню межу для величини локального руйнуючого напруження ($\sigma_c^{\text{min}} \approx (0.6 + 0.9) R_{MC}$).

6. Вперше, виходячи з аналізу силових умов втрати рівноваги зародкових тріщин, запропоновані фізичні характеристики в'язкості. Встановлено, що пластичний при одновісному розтягу метал стає крихким, якщо його в'язкість нижча від критичного рівня K_B^* , величина якого залежить, головним чином, від виду напруженого стану, величини локальної пластичної деформації та її градієнту, а також від схильності металу до деформаційного зміцнення. Відношення величини коефіцієнта в'язкості металу при одновісному розтягу K_B ($K_B = R_{MC} / \sigma_T$, де R_{MC} - мінімальний рівень руйнуючого напруження при температурі в'язко-крихкого переходу, σ_T - границя плинності) до його граничного рівня K_B^* в НСП характеризує запас в'язкості металу в конкретних умовах його навантаження з урахуванням напружено-деформованого стану.

Практична значимість роботи.

Розроблені уявлення про міцність ОЦК-металів в неоднорідних силових полях закладають основи фізичного підходу до прогнозування надійності металу в виробках та конструкціях.

Запропонована кількісна міра окрихчуючої дії концентраторів напружень K_B^* , що дозволило визначити вимоги до рівня в'язкості сталей, при якому наявні в них конструктивні концентратори і короткі тріщини втоми не є небезпечними.

Для типових конструкційних сталей із σ_T від 500 МПа до 1500 МПа встановлена залежність коефіцієнта запасу в'язкості сталі, що містить коротку тріщину втоми, від рівня міцності.

Отримана кількісна характеристика окрихчуючої дії стандартного (тип II за ГОСТ 9454-78) концентратора, що використо-

вугється при випробовуваннях металів та сплавів на ударну в'язкість.

Для атестації конструкційних сталей за рівнем ударної в'язкості K_{CV} запропоновані диференційовані, відповідно до класу міцності, фізично обґрунтовані порогові рівні K_{CV} .

ОСНОВНІ ПОЛОЖЕННЯ, ЩО ВИНОСЯТЬСЯ НА ЗАХИСТ

1. Вплив нормальних напружень на опір зсуву в системі ковзання, який має місце в ОЦК-металах при низьких температурах, призводить до залежності напруження плинності полікристалу від величини гідростатичної складової тензора макронапружень. В умовах тривісного розтягу, створюваного концентраторами напружень, цей ефект обумовлює суттєве ($\approx 30\%$) зниження величини границі плинності металу.

2. Рівень напруження квазікрихкого руйнування полікристалічних ОЦК-металів визначається трьома головними факторами: розподілом розмірів кристалітів (зерен), що лежать окіл максимального значення ($0.6 \div 1.0$ від максимального); величиною пластичної деформації та об'ємом пластично деформованого полікристалу.

3. Причиною значного (в $1.3 \div 1.7$ рази) перевищення величини локального напруження квазікрихкого руйнування σ_c полікристалічних металів в неоднорідних силових полях (НСП) над рівнем крихкої міцності R_{MC} металу є масштабний ефект, зумовлений локалізацією процесу виникнення субмікротріщин критичних розмірів в гранично малих об'ємах ($\approx 0.5 \div 10 \text{ мм}^3$) в умовах неоднорідного розподілу пластичних деформацій.

4. Пластичний при одновісному розтягу метал руйнується крихко в умовах концентрації напружень, якщо величина його в'язкості нижча від критичного рівня K_B^* , який визначається параметрами НСП (жорсткістю напруженого стану, величиною інтенсивної

пластичної деформації, її градієнтом) та величиною показника деформаційного зміцнення металу.

Апробація роботи та публікації.

Основні результати роботи доповідались та обговорювались на таких конференціях та семінарах: II Всесоюзному симпозиумі "Прочность материалов и элементов конструкций при сложном напряженном состоянии" (Київ, 1984 р.); XI Всесоюзній конференції з фізики міцності та пластичності (Куйбишев, 1986 р.); II і III Всесоюзних конференціях "Прочность материалов и конструкций при низких температурах" (Житомир, 1986 р., Вінниця, 1991 р.); Республіканському семінарі "Новые достижения в области металловедения и термической обработки стали" (Київ, 1986 р.); Всесоюзному науково-технічному симпозиумі за участю спеціалістів з країн РЕВ "Нормирование прочности и ресурса высоконагруженных машин" (Владимир, 1986 р.); Науковій сесії "Проблемы на тяжкото машиностроене" (Варна, 1987 р.); VI Всесоюзній конференції "Физика разрушения" (Київ, 1989 р.); V Всесоюзному семінарі "Структурные аспекты локализации деформации и разрушения в кристаллах" (Юрмала, 1991 р.); XIII Міжнародній конференції "Физика прочности и пластичности металлов и сплавов" (Самара, 1992 р.); Міжнародній конференції "Эволюция дефектных структур в металлах и сплавах" (Барнаул, 1992 р.); IV Європейській конференції з матеріалів і технологій (Санкт-Петербург, 1993 р.); Eight International Conference on Fracture (ICF-8) (Київ, 1993 р.).

Основні результати дисертаційної роботи викладені у 29 наукових публікаціях, перелік яких наведений у кінці автореферату.

Структура та об'єм дисертації. Дисертація складається із вступу, чотирьох розділів, висновків, списку цитованої літератури

та додатку. Обсяг рукопису - 283 сторінки машинописного тексту, включаючи 11 таблиць, 75 малюнків, бібліографію - 219 робіт.

Особистий внесок автора. В дисертаційній роботі узагальнені результати досліджень, виконаних безпосередньо автором або групою співробітників під його керівництвом. В останньому випадку автором формулювались мета і задачі дослідження, робились висновки та готувались матеріали для публікацій. Безпосередньо автором встановлений зв'язок між силовими умовами зсуву в кристалічній ґратці та закономірностями впливу виду напруженого стану на величину границі плинності металу, а також розроблена методика і проведені експериментальні дослідження пластичної деформації в умовах тривісного розтягу. Особисто автором розроблена статистична модель квазікрихкого руйнування полікристалічних металів, написані програми і проведено комп'ютерне моделювання руйнування $\alpha - Fe$. Автор приймав участь у підготовці зразків для механічних випробувань та досліджень мікроструктури, проводив механічні випробування металу в умовах одновісного розтягу та НСП, здійснював металографічні дослідження. Їм запропонована мікроскопічна інтерпретація поняття в'язкості металу, отриманий вираз для її величини в загальному випадку НСП та проведені експериментальні дослідження по перевірці запропонованої залежності. Дисертація не містить ідей та розробок, що належать співавторам наукових робіт.

Методологія та методи досліджень. В роботі використаний класичний підхід фізики твердого тіла та фізики металів, який в контексті досліджуваної проблеми передбачав: розробку кількісних моделей плинності та руйнування, комп'ютерне моделювання цих процесів, за результатами якого ставились цілеспрямовані експерименти. Враховуючи багатофакторність впливу неоднорід-

них силових полів на міцність і пластичність металу, спочатку досліджувався вплив окремих факторів з наступним аналізом закономірностей зміни властивостей металу, обумовлених їх спільною дією. Методики експериментальних досліджень викладені в першому розділі роботи (див. Зміст роботи).

ЗМІСТ РОБОТИ

У вступній частині роботи обгрунтована актуальність теми дисертації, сформульована мета і задачі роботи, вказані об'єкти досліджень та методи їх проведення. Стисло викладені головні результати, показана їх наукова новизна та практична цінність, сформульовані наукові положення, що виносяться на захист. Вказаний особистий внесок автора.

В першому розділі роботи викладена методика досліджень та обгрунтований вибір матеріалів. В експериментальних дослідженнях неоднорідні силові поля створювались за допомогою кільцевих надрізів на циліндричних зразках. Це дозволило в широкому інтервалі змінювати параметри напружено-деформованого стану металу, а також в значній мірі моделювати реальні ситуації, при яких відбувається навантаження металу в виробках та конструкціях. Параметри полів напружень і деформацій визначались за допомогою методу кінцевих елементів (МКЕ), при цьому враховувалась як фізична, так і геометрична нелінійність розв'язуваної крайової задачі. При розрахунках методом кінцевих елементів загальноприйнятим є використання критерію плинності Мізеса, проте при низьких температурах цей критерій не виконується для ОЦК-металів (див. другий розділ), тому за результатами проведених досліджень був запропонований фізичний критерій плинності, що дозволив при МКЕ-розрахунках врахувати особливості низькотемпературної деформації ОЦК-металів в умовах складного напруженого стану.

Дослідження впливу двовісного напруженого стану на величину границі плинності і напруження квазікрихкого руйнування проводились на трубчатих зразках за методикою, розробленою в Інституті проблем міцності НАН України.

Кількісний аналіз дислокаційної структури, а також фрактографічні дослідження проводились методами електронної мікроскопії. Параметри зеренної структури визначались методами стереографічної металографії.

Як основний об'єкт експериментальних досліджень в роботі використовувалось α -Fe та його сплави з вуглецем, що зумовлено типовими для ОЦК-металів закономірностями в'язкокрихкого переходу в α -Fe, а також можливістю в широкому інтервалі змінювати не лише середній або найбільш ймовірний розмір зерна, але й суттєво впливати на параметри та вид функції розподілу їх діаметрів. Крім того, α -Fe та сплави на його основі є найбільш поширеним конструкційним матеріалом, крихке руйнування якого являє собою основну проблему надійності сучасної техніки.

В другому розділі розроблені уявлення про фізичну природу впливу напруженого стану на величину границі плинності полікристалічного металу. Це питання розглядається в роботі в зв'язку з тим, що пластична деформація є необхідною умовою квазікрихкого руйнування, крім того, в неоднорідних силових полях руйнування ініціюється в межах локальної області пластично-деформованого металу, розміри якої, а також характер напружено-деформованого стану в якій суттєво залежить від величини границі плинності та закономірностей її зміни в умовах двовісного розтягу.

На сьогоднішній день встановлені закономірності впливу виду напруженого стану на плинність металів в умовах двовісного

(плоского) напруженого стану. Проблема полягає в тому, щоб пояснити ці закономірності і запропонувати фізичний критерій плинності в умовах СНС виходячи із перших принципів, під якими, в даному випадку, слід розуміти положення про ковзання, як основний механізм пластичної деформації кристалічних твердих тіл на мікрорівні.

В дисертаційній роботі зв'язок між закономірностями мікро- і макроплинності був встановлений на основі статистичних уявлень про пластичну деформацію полікристалічного агрегату, відповідно до яких перехід полікристалу з пружного стану в пластичний визначається величиною ймовірності досягнення в системах ковзання критичного напруження зсуву τ_c , тобто часткою активованих систем ковзання P_c :

$$P(\tau_{nv} > \tau_c) = P_c \quad (1)$$

де $P(\tau_{nv} > \tau_c)$ - ймовірність активації системи ковзання.

Виходячи з цього положення, в дисертації отримані вирази для границі плинності при СНС відповідно до двох варіантів силових умов зсуву в кристалічній ґратці. Перший варіант передбачав виконання закону Шміда ($\tau_c = \text{const}$), що має місце при ковзанні в ГЦК-металах. В другому варіанті була врахована особливість ковзання в ОЦК-металах при низьких температурах, яка полягає в залежності опору зсуву τ_c від величини нормальних напружень σ_{nv} , що діють на площинах ковзання.

В загальному випадку ймовірність активації системи ковзання визначається залежністю:

$$P(\tau_{nv} > \tau_c) = 1 - \int_{\sigma_{nv}^{\min}}^{\sigma_{nv}^{\max}} \int_{\tau_c^{\min}}^{\tau_c^{\max}} f(\tau_{nv}, \sigma_{nv}) d\tau_{nv} d\sigma_{nv} \quad (2)$$

де $f(\tau_{nV}, \sigma_{nV})$ -функція щільності сумісного розподілу дотичних τ_{nV} і нормальних σ_{nV} мікронапружень в системі ковзання;

Розподіл мікронапружень в полікристалічних металах з достатньою точністю описується нормальним законом. Математичне сподівання $\langle \tau_{nV} \rangle = 0$, тому при $\tau_c = \text{const}$ (ОЦК-метали) початок плинності полікристалу визначається величиною дисперсії $D(\tau_{nV})$ дотичних мікронапружень в системах ковзання.

В дисертаційній роботі залежність для $D(\tau_{nV})$ отримана в наближенні моделі Фойгта:

$$D(\tau_{nV}) = k_1^2 \cdot \sigma_i^2 \quad (3)$$

$$\sigma_i = (\sqrt{2})^{-1} \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2} \quad (4)$$

де σ_i - інтенсивність макронапружень,

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ - головні макронапруження,

k_1 - коефіцієнт, що визначається пружними сталими кристалічної ґратки і залежить від її пружної анізотропії.

Відповідно, критерій плинності полікристалу в умовах складного напруженого стану має вигляд:

$$\sigma_i^T = \sigma_T \quad (5)$$

що співпадає з феноменологічним критерієм Мізеса.

Сучасні уявлення пов'язують ефект залежності τ_c від σ_{nV} із впливом нормальних напружень на висоту бар'єрів Пайерлса-Набарро гвинтових дислокацій в ОЦК-ґратці. В першому наближенні:

$$\tau_c = \tau_c' \cdot (1 - \alpha \cdot \sigma_{nV}) \quad (6)$$

$$\alpha = \alpha' \cdot \tau_{PN}' / \tau_c' \quad (7)$$

де τ'_{PN} і τ'_C - напруження Пайерлса-Набарро і сумарний опір зсуву при $\sigma_{nv} = 0$; α' - коефіцієнт, що визначається параметрами ядра гвинтової дислокації.

Виходячи з цих уявлень було показано, що вплив нормальних мікронапружень σ_{nv} на опір зсуву τ_C обумовлює відхилення від критерію Мізеса ($\sigma_i^T = const$), яке проявляється головним чином у залежності напруження макроплинності σ_i^T від величини гідростатичної складової тензора мікронапружень I_1 ($I_1 = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3$). Відповідно, напруження плинності ОЦК-полікристалів в умовах СНС визначається залежністю:

$$\sigma_i^T = K_m \cdot \sigma_T \quad (8)$$

$$K_m = \frac{k_1 \cdot (1 - P_C) \cdot \sqrt{2\pi \cdot (1 - r^2)} + k_2 \cdot \alpha' \cdot \tau'_{PN}}{k_1 \cdot (1 - P_C) \cdot \sqrt{2\pi \cdot (1 - r^2)} + J \cdot k_2 \cdot \alpha' \cdot \tau'_{PN}}, \quad (9)$$

де J - параметр, що характеризує відносну величину гідростатичної складової тензора мікронапружень ($J = I_1 / \sigma_i$); r - коефіцієнт кореляції нормальних σ_{nv} і дотичних τ_{nv} мікронапружень в системі ковзання; k_2 - коефіцієнт, що залежить від пружних сталих кристалічної ґратки.

Відповідно до (8), залежність σ_i^T від J повинна зростати зі зниженням температури ($\tau_{PN} = f(T)$), що узгоджується з результатами експериментальних досліджень.

З метою дослідження впливу зеренної структури на плинність металу в умовах СНС були проведені механічні випробування маловуглецевої сталі 20 в чотирьох структурних станах, які відрізнялись середнім розміром феритного зерна (14 мкм, 28 мкм,

36 мкм, 56 мкм) при температурах 293К і 143К та п'яти видах плоского (двовісного) напруженого стану.* Результати експериментальних досліджень показали, що абсолютна величина границі плинності залежить від середнього розміру зерна, проте в межах похибки експериментальних даних, розмір зерна не впливає на закономірності зміни границі плинності зі зміною напруженого стану.

Із залежності (8) випливає, що розтягуючі напруження призводять до зниження границі плинності металу. Величина цього ефекту повинна збільшуватись при переході від дво- до тривісного розтягу. З метою перевірки цього твердження і оцінки величини ефекту була розроблена методика, що дозволяє експериментально визначити ступінь зниження напруження плинності в умовах тривісного розтягу, створюваного концентраторами напружень.

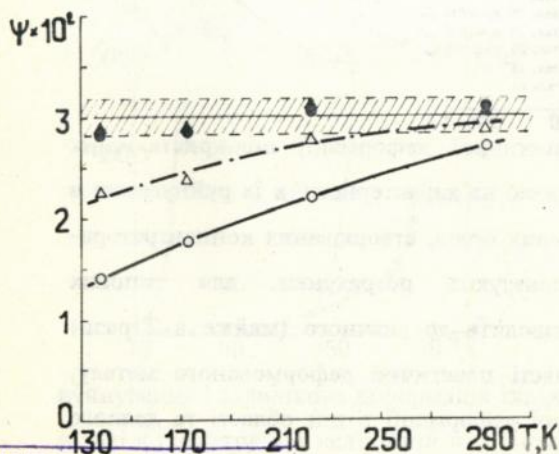
В основу запропонованої методики покладений відомий ефект, який полягає в тому, що при фіксованому навантаженні на зразок з концентратором розмір області пластично деформованого матеріалу, а, відповідно, і величина перміщень точок на поверхні зразка, залежить від рівня напруження плинності в цій області. Таким чином, для оцінки величини ефекту відхилення від критерію Мізеса в умовах тривісного розтягу, достатньо при заданому навантаженні на зразок експериментально визначити переміщення точок на його поверхні і співставити їх величину з розрахунковими значеннями, отриманими при використанні критерію Мізеса

Для визначення розрахункової величини переміщення точок

* Механічні випробування при СНС проводились у відділі Статичної міцності ІПМ НАН України під керівництвом і за участю с.н.с., к.т.н. Косарчука В.В.

в мінімальному перерізі зразка з кільцевим надрізом використовувався метод кінцевих елементів. Розрахунки проводились для трьох критеріїв плинності: критерію Мізеса, критерію Писаренка-Лебедева та запропонованого фізичного критерію. Експериментальні дослідження проводились на зразках із сталі 45 у відпаленому стані з кільцевими надрізами радіусом $R=4$ мм і $R=0.6$ мм.

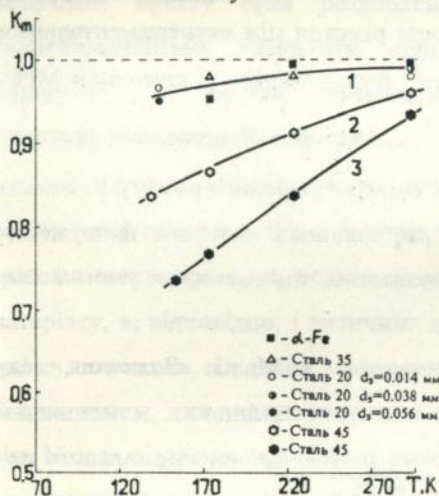
На мал.1 наведені результати випробувань зразків з надрізом радіусом $R=4$ мм. Зразки деформувались до величини відносного зменшення мінімального діаметру $\psi^s = 0.03$. Для величини навантаження P , при якому $\psi^s = 0.03$, розраховувались теоретичні значення ψ^T . Відповідно до даних, наведених на мал.1, при зниженні температури росте різниця між експериментальним значенням ψ^s і величиною ψ^T , розрахованою за критерієм Мізеса. При $T=135K$ величина ψ^T майже на 50% нижча від експериментальної. Це означає, що в умовах тривісного розтягу і низьких температур критерій Мізеса дає завищені значення напруження плинності, що відповідає результатам, отриманим в умовах дво-вісного розтягу.



Мал.1. Значення відносного зменшення площі мінімального перерізу зразка ψ з $R = 4$ мм, розраховані за:
 ○ - критерієм Мізеса;
 ● - фізичним критерієм;
 Δ і ▲ - критерієм Писаренка - Лебедева при $A=1$ та $A=0.9$

(штрихові лінії обмежують область розкиду експериментальних даних).

Величини ψ^T , що розраховані за критерієм Писаренка-Лебедева, а також за фізичним критерієм, в межах похибки експериментальних даних збігаються з ψ^S . Це дозволяє оцінити величину відносного зменшення K_m напруження плинності, обумовленого тривісним розтягом (мал.2). Відповідно до отриманих даних, ріст гідростатичної складової тензора макронапружень, який має місце при переході від двовісного рівномірного розтягу ($J = 2$) до тривісного ($J = 5$), спричинює значне ($\approx 30\%$) зменшення напруження плинності металу.

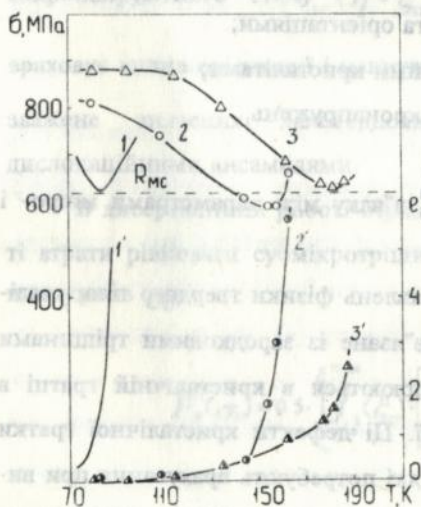


Мал.2. Залежність коефіцієнта зменшення K_m границі плинності металу від температури при двовісному $J = 2$ (1) та тривісному $J = 3$ (2), $J = 5$ (3) розтягу

Ця особливість пластичної деформації полікристалічних ОЦК-металів суттєво впливає на характеристики їх руйнування в умовах неоднорідних силових полів, створюваних концентраторами напружень. Як показують розрахунки, для типових концентраторів вона призводить до значного (майже в 2 рази) збільшення глибини області пластично деформованого металу, росту величини пластичної деформації в цій області та деякого зменшення максимального напруження в момент руйнування.

В третьому розділі наведені результати експериментальних досліджень руйнування α -Fe та вуглецевих сталей в неоднорідних силових полях, а також запропонована статистична модель квазікрихкого руйнування полікристалічних металів в умовах складного напруженого стану та неоднорідного розподілу напружень і деформацій.

Експериментальні дослідження передбачали проведення низькотемпературних випробувань (77-293K) на одновісний розтяг стандартних гладких циліндричних зразків, а також циліндричних зразків з кільцевими надрізами. Типові закономірності зміни максимального розтягуючого напруження в момент квазікрихкого руйнування та інтенсивності пластичної деформації в точці, де $\sigma_1 = \sigma_{1max}$, наведені на мал.3 на прикладі α -Fe із середнім розміром зерна 97 мкм. Врахування при знаходженні цих характеристик особливостей низькотемпературної плинності ОЦК-металів, а також розв'язок відповідної крайової



Мал.3. Температурні залежності максимального напруження σ_{max} в момент руйнування зразків із α -Fe з надрізами $R=4$ мм (2) і $R=0.6$ мм (3) та відповідних значень інтенсивності пластичних деформацій e_i^p (2' і 3'); 1 і 1' - напруження руйнування і залишкова деформація гладких зразків.

задачі в геометрично нелінійній постановці, дозволило значно розширити інтервал температур, для яких визначались локальні ха-

рактистику руйнування і виявити наявність мінімуму на температурній залежності максимального напруження в момент руйнування σ_F ($\sigma_F = \sigma_{1max}$), величина якого корелює з мінімальним значенням напруження квазікрихкого руйнування R_{MC} гладкого зразка в інтервалі температур в "язко-крихкого переходу.

Для того, щоб дати фізичне тлумачення встановленим закономірностям, зрозуміти роль мікроструктури при руйнуванні в НСП, а також показати, якими явищами на мікрорівні обумовлена різниця між крихкою міцністю при одновісному розтягу, та в умовах НСП, в дисертації була розроблена статистична модель квазікрихкого руйнування полікристалічних металів в найбільш загальних умовах складного напруженого стану та неоднорідного розподілу напружень і деформацій. На відміну від існуючих моделей, в ній вперше враховані головні фактори, пов'язані з особливостями будови і напружено-деформованого стану полікристалічного агрегату, а саме:

- розподіл зерен за розмірами та орієнтаціями;
- наявність границь між окремими кристалітами;
- випадковий характер поля мікронапружень;
- флуктуації мікродеформацій;
- відсутність детермінованого зв'язку між параметрами мікро- і макронапруженого стану.

Відповідно до сучасних уявлень фізики твердого тіла, квазікрихке руйнування металу пов'язане із зародковими тріщинами (субмікротріщинами), що утворюються в кристалічній ґратці в процесі пластичної деформації. Ці дефекти кристалічної ґратки мають дві головні властивості, які потребують врахування при визначенні умов втрати їх рівноваги. Розміри субмікротріщин становлять $\approx 1000 \text{ \AA}$, тому на стабільність цих тріщин впливають далекодіючі напруження, створювані дислокаційними ансамблями.

Крім того, зародкові тріщини утворюються в процесі деформації, тому існує зв'язок між орієнтаціями площин ковзання і площин, в яких залягають субмікротріщини. Це призводить до нерівномірного розподілу субмікротріщин за орієнтаціями і, як наслідок, до залежності критичного напруження втрати рівноваги ξ_c від виду мікронапруженого стану, який характеризується співвідношенням головних мікронапружень, що діють на взаємно перпендикулярних площинах. Таким чином

$$\xi_c = \frac{K}{\sqrt{a}} \cdot \varphi(\theta, \eta) \cdot \bar{\xi} \quad (10)$$

де a - критичний розмір субмікротріщини; K - коефіцієнт, що характеризує опір металу поширенню тріщини; θ - кут, що визначає її орієнтацію відносно напрямку дії найбільшого головного мікронапруження ξ_{11} ; η - параметр виду мікронапруженого стану ($\eta = \xi_{11}/\xi_{22}$); $\varphi(\theta, \eta)$ - функція, що враховує вплив орієнтації і напруженого стану на ξ_c ; $\bar{\xi}$ - середнє зважене значення далекодіючих напружень, створюваних дислокаційними ансамблями.

В дисертаційній роботі отримана залежність для ймовірності втрати рівноваги субмікротріщини при заданому рівні макропружень σ_c :

$$F_2(\sigma_c) = 0.5 \cdot \int_{\xi_c^{\min}}^{\xi_c^{\max}} f_1(\xi_c) \cdot \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{\xi_c - \sigma_c}{\sqrt{2} \cdot J(\xi_{11}) \cdot \sigma_c} \right) \right] \cdot d\xi_c \quad (11)$$

$$f_1(\xi_c) = dF_1(\xi_c)/d\xi_c \quad (12)$$

$$F_1(\xi_c) = \int_{L_\eta} f_2(\eta) \left\{ \int_{L_\theta} f_3(\theta) \left[\int_{L_{\bar{\xi}}} \left(\int_{a_{\min}}^{a_{\max}} f_4(a, \bar{\xi}) da \right) d\bar{\xi} \right]^2 d\theta \right\} d\eta \quad (13)$$

де $F_1(\xi_c)$ - ймовірність втрати рівноваги субмікротріщини при величині розтягуючих мікронапружень ξ_c ; $f_2(\eta)$, $f_3(\theta)$, $f_4(a, \bar{\xi})$ - функції щільності розподілу відповідних величин; L_η , L_θ , $L_{\bar{\xi}}$ - множина значень η , θ , $\bar{\xi}$, для яких виконується умова $a_{\min} \leq [K \cdot \varphi(\theta, \eta) / (\xi_c + \bar{\xi})]^2 \leq a_{\max}$; $J(\xi_{11})$ - коефіцієнт варіації мікронапружень.

В процесі пластичної деформації утворюється ансамбль із N_a субмікротріщин. Ймовірність втрати рівноваги не менш ніж однієї зародкової тріщини визначається залежністю:

$$F_n = 1 - [1 - F_2(\sigma_c)]^{N_a} \quad (14)$$

знання якої дозволяє знайти математичне сподівання та дисперсію макронапружень квазікрихкого руйнування металу.

В запропонованій моделі вперше функція щільності розподілу розмірів субмікротріщин не постулювалась, а була отримана безпосередньо із аналізу мікромеханізму їх виникнення в голові заблокованого плоского дислокаційного скупчення. Аналіз силових умов зародження субмікротріщини в результаті злиття дислокацій в голові скупчення і її подальшого росту з урахуванням накопиченої в скупченні енергії і рівня діючих в кристаліті нормальних мікронапружень, дозволив визначити критичний розмір,

при якому зародкова тріщина в момент її утворення втрачає рівновагу в полі розтягуючих мікронапружень:

$$a = \frac{P \cdot (\delta \cdot \tau_{CR})^2}{\gamma \cdot \beta^2} \cdot \frac{d_g}{\varepsilon} \quad (15)$$

де d_g - розмір зерна, ε - інтенсивність мікропластичних деформацій, γ - питома енергія руйнування, τ_{CR} - величина критичного напруження злиття дислокацій в голові скупчення, δ - частка дислокацій, що "увійшли" в субмікротріщину, β - коефіцієнт, P - константа, яка залежить від параметрів кристалічної ґратки.

Відповідно, функція щільності розподілу субмікротріщин має вигляд:

$$f_6(a) = (c_f \cdot a)^{-1} \cdot \int_{\varepsilon_c}^{\varepsilon_{max}} f_5 \left[\varepsilon \cdot \ln \left(\frac{a}{c_a} \cdot \varepsilon \right) \right] \cdot d\varepsilon, \quad (16)$$

$$\text{де} \quad c_a = P \cdot (\delta \cdot \tau_{CR})^2 / (\gamma \cdot \beta^2), \quad (17)$$

ε_c - мінімальна величина пластичних мікродоформацій, при яких можуть утворюватись зародкові тріщини; ε_{min} - максимальна величина мікропластичних деформацій, яка залежить від рівня

макродоформацій e_i^p ; $f_5 \left[\varepsilon \cdot \ln \left(\frac{a}{c_a} \cdot \varepsilon \right) \right]$ - функція щільності сумісного нормального розподілу відповідних величин; c_f - коефіцієнт.

Загальна кількість субмікротріщин визначається залежністю:

$$N_a = c_N \cdot \frac{V}{V_g} \cdot \int_{\varepsilon_c}^{\varepsilon_{max}} \left[\int_{d_g^{min}}^{d_g^{max}} f_5 \left(\varepsilon \cdot \ln d_g \right) d d_g \right] \cdot d\varepsilon \quad (18)$$

де V - об'єм полікристала; \bar{V}_g - середній об'єм зерна; c_N - константа.

Для визначення ймовірності макроруйнування F_n загальному випадку неоднорідних полів макронапружень і макродеформацій полікристал "розбивали" на елементарні об'єми V_j , розміри яких задовольняють двом вимогам. Вони настільки малі, що зміною величини макронапружень і макродеформацій в їх межах можна знехтувати і настільки великі, що містять в собі весь спектр розмірів зерен. Це дозволяє використати отримані вище залежності для визначення ймовірності руйнування елементарного об'єму:

$$F_{nj}(\sigma_1, e_i^p) = 1 - \left[1 - F_{2j}(\sigma_1, e_i^p) \right]^{N_{0j}} \quad (19)$$

Відповідно, ймовірність руйнування полікристалічного агрегату, що складається із M елементарних об'ємів, визначається як:

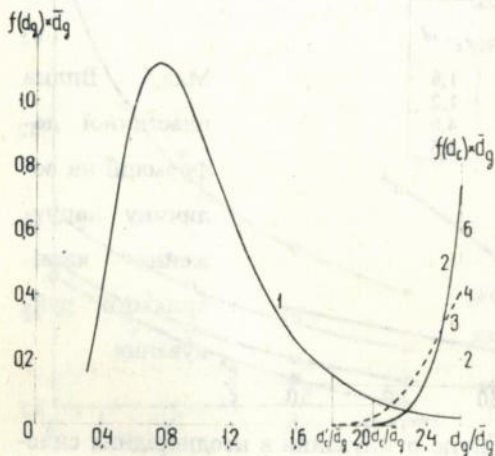
$$F_n = 1 - \prod_{j=1}^M \left\{ 1 - F_{nj}(\sigma_1, e_i^p) \right\} \quad (20)$$

Проведені теоретичні та експериментальні дослідження дозволили виділити чотири головні фактори, що визначають закономірності квазікрихкого руйнування в неоднорідних силових полях. До них належать: параметри зеренної структури, величина пластичної деформації, об'єм пластично деформованого полікристала та вид напруженого стану.

Комп'ютерне моделювання процесів утворення та поширення субмікротріщин з урахуванням наявності розподілу розмірів зерен показало, що субмікротріщини критичних розмірів, з поширенням яких пов'язане квазікрихке руйнування полікристала, утворюються не в найбільш ймовірних або в середніх за розмірами

кристалітах, а в зернах, діаметри яких лежать окіл максимально-го. При цьому, чим більший кристаліт, тим більша ймовірність того, що в ньому виникне субмікротріщина критичного розміру (мал.4)

Як наслідок, це призводить до значного впливу неоднорідності зерної структури на рівень крихкої міцності металу, що дозволяє не лише пояснити відомий ефект падіння величини напруження квазікрихкого руйнування при зростанні різнозернистості металу, але і теоретично обґрунтувати можливість значного підвищення рівня крихкої міцності і, відповідно, в'язкості металу за рахунок зменшення розкиду розмірів зерен.

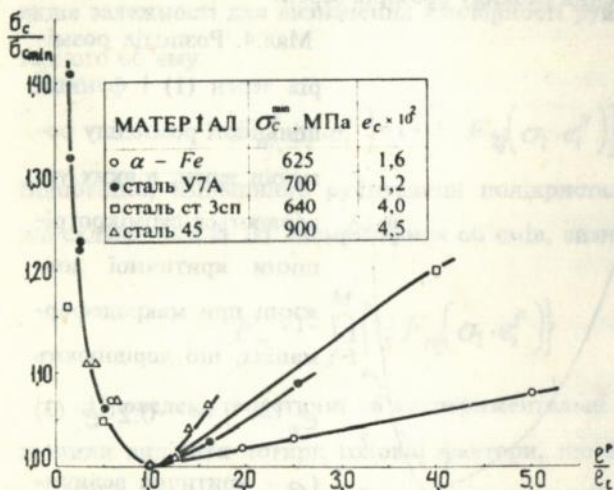


Мал.4. Розподіл розмірів зерен (1) і функції щільності розподілу розмірів зерен, в яких утворюються субмікротріщини критичної довжини при макродеформаціях, що дорівнюють e_c (2) та $0.2 \cdot e_c$ (3) (e_c - критична величина макродеформації, що

відповідає мінімальному рівню напруження квазікрихкого руйнування).

Проведені експериментальні дослідження показали, що рівень напруження квазікрихкого руйнування немонотонно залежить від величини пластичної деформації, досягаючи мінімального значення при певній величині пластичної деформації e_c , яка

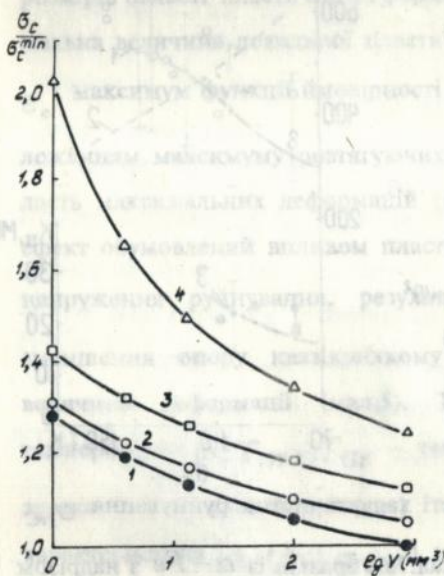
була названа критичною (мал.5). Як впливає із запропонованої моделі та результатів дослідження дислокаційної структури в приграничних і центральних областях зерен, що формується в процесі пластичної деформації, яка передує руйнуванню, причиною падіння рівня руйнуючого напруження при збільшенні величини деформації в докритичному інтервалі ($e < e_c$) є ріст далекодіючих полів напружень, створюваних дислокаційними ансамблями біля границь зерен. Відповідно до (10), це призводить до зменшення критичного напруження, необхідного для втрати рівноваги зародкових тріщин.



Мал.5. Вплив пластичної деформації на величину напруження квазікрихкого руйнування.

Характерною особливістю руйнування в неоднорідних силових полях є локалізація процесів виникнення і втрати рівноваги субмікротріщин в малих об'ємах, у зв'язку з чим в дисертаційній роботі досліджена залежність рівня крихкої міцності від об'єму деформованого металу. Встановлені дві основні особливості квазікрихкого руйнування полікристалічних металів порівняно з крихким руйнуванням стохастично дефектних твердих тіл (кераміки, чугуни і т.п.). Як показано на мал.6, в полікристалічних металах масштабний ефект стає "відчутним" лише в області досить

малих об'ємів ($V \leq 100 \text{ мм}^3$). Причиною цього є відносно велика густина зародкових тріщин ($\approx 10^2 + 10^5 \text{ мм}^3$). Друга особливість полягає в тому, що для полікристалічних металів характерна залежність масштабного ефекту від величини пластичної деформації, яка передуює руйнуванню. При цьому, чим менша залишкова деформація, тим значніший вплив об'єму на рівень крихкої міцності. Ця особливість обумовлена залежністю кількості зародкових тріщин N_a (18) від величини пластичної деформації.



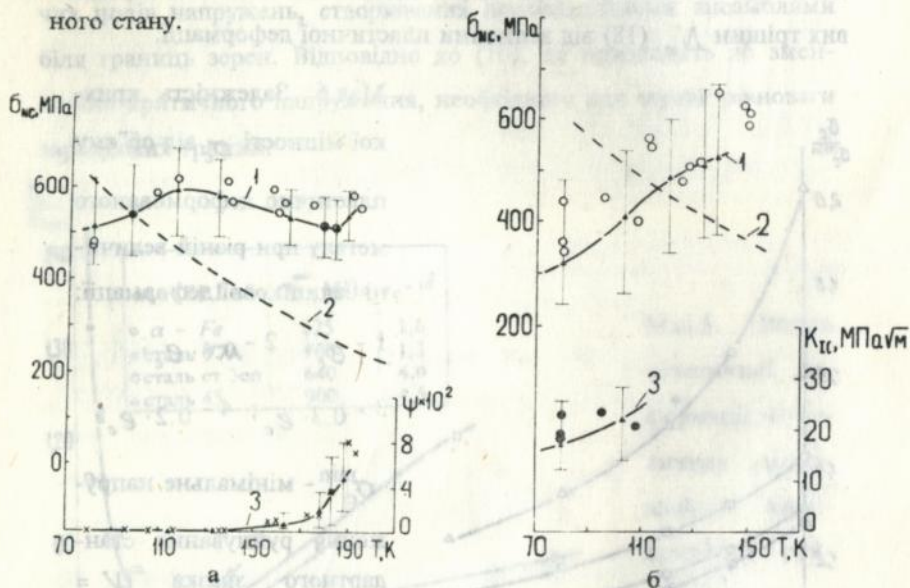
Мал.6. Залежність крихкої міцності σ_c від об'єму пластично деформованого металу при різній величині залишкової деформації:

- 1 - e_c ; 2 - $0.6 \cdot e_c$;
3 - $0.3 \cdot e_c$; 4 - $0.2 \cdot e_c$;

σ_c^{min} - мінімальне напруження руйнування стандартного зразка ($V = 850 \text{ мм}^3$) при критичній деформації e_c .

В загальному випадку неоднорідних силових полів процеси пластичної деформації та квазікрихкого руйнування протікають в умовах дво- тривісного розтягу. Проведене в дисертації комп'ютерне моделювання процесу руйнування та результати експериментальних досліджень руйнування сталі У8А при двовісному розтягу, а також обробка літературних даних показали, що при переході від одно- до двовісного розтягу має місце ефект зниження рівня крихкої міцності на 10+20%. Причина цього ефекту по-

в'язана з неоднорідним розподілом орієнтацій зародкових тріщин, внаслідок чого величина критичного напруження ξ_c втрати рівноваги субмікротріщини залежить від співвідношення розтягуючих мікронапружень (параметр ψ в (10)). На макрорівні це зводиться до залежності величини σ_c від параметрів макронапруженого стану.



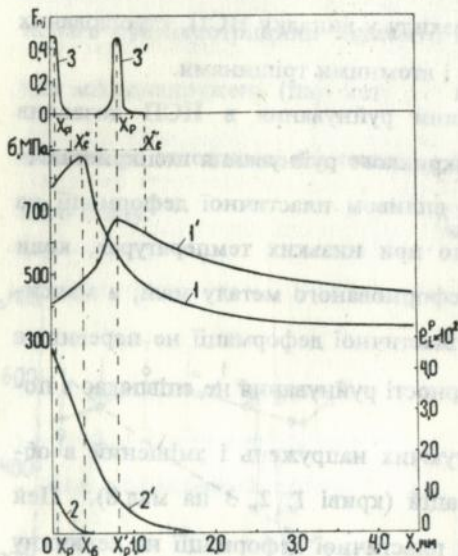
Мал.7. Температурні залежності характеристик руйнування σ_{NC} (1), ψ (3 - мал.7.а), K_{IC} (3 - мал.7.б) зразків із α -Fe з надрізом $R=0.6$ мм (а) і тріщиною втоми (б): \blacktriangle - результати комп'ютерного моделювання; \circ , \bullet , \times - експериментальні дані; 2 - границя плинності σ_T при одновісному розтягу.

Закономірності зміни номінального напруження руйнування в НСП, зумовлені спільною дією розглянутих вище чотирьох головних факторів, продемонстровані на мал.7 на прикладі руйнування зразків із α -Fe з кільцевим надрізом $R=0.6$ мм і кільцевою тріщиною втоми. Слід підкреслити, що вперше пляхом

комп'ютерного моделювання елементарних актів виникнення та поширення зародкових тріщин вдалось із достатньою точністю обчислити не лише середні характеристики руйнування, але й вказати теоретичні межі їх розкиду у випадку НСП, створюваних як кільцевими надрізами, так і втомними тріщинами.

Аналіз локальної картини руйнування в НСП дозволив виявити дві особливості квазікрихкого руйнування полікристалічних металів, які пов'язані з впливом пластичної деформації на цей процес. Встановлено, що при низьких температурах, коли розміри області пластично деформованого металу малі, а максимальна величина локальної пластичної деформації не перевищує e_c , максимум функції ймовірності руйнування не співпадає з положенням максимуму розтягуючих напружень і зміщений в область максимальних деформацій (криві 1, 2, 3 на мал.8). Цей ефект обумовлений впливом пластичної деформації на величину напруження руйнування, результатом чого при $e \leq e_c$ є зменшення опору квазікрихкому руйнуванню при зростанні величини деформації (мал.5). Таким чином, при низьких температурах ($T < T_{GY}$, T_{GY} - температура загальної плинності зразка з концентратором) запропонована Дж.Ноттом характеристика σ_r ($\sigma_r = \sigma_{1\max}$) не може використовуватись як міра локального руйнуючого напруження. Друга особливість квазікрихкого руйнування полікристалічних металів в НСП пов'язана з локалізацією процесу виникнення субмікротріщин критичних розмірів у гранично малих об'ємах ($\approx 0.5 \div 10 \text{мм}^3$). Відповідно до результатів експериментальних досліджень, мінімальний розмір x_c^* (мал.8) області металу, обмеженої цим об'ємом, залежить від модуля відносного градієнта інтенсивності

пластичної деформації G ($G = \left| \text{grad } e_i^p / e_i^p \right|$), зменшуючись при його збільшенні. У зв'язку з масштабним ефектом це призводить



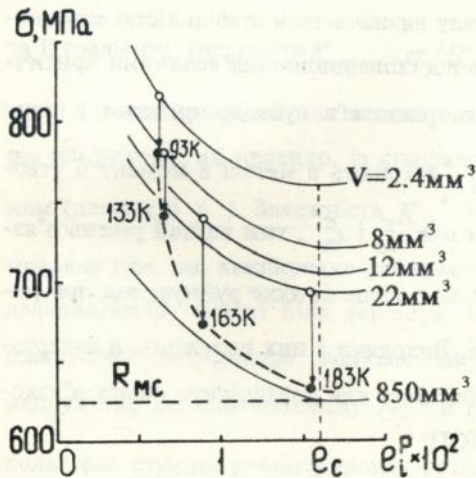
Мал.8. Розподіл нормальних напружень σ_1 (1, 1'), інтенсивності пластичної деформації e_i^p (2, 2'), ймовірності руйнування F_n (3, 3') в мінімальному перерізі зразка із α -Fe з $R=0.6$ мм в момент його руйнування при $T=80\text{K}$ (1, 2, 3) та $T=163\text{K}$ (1', 2', 3').

до значного зростання рівня напруження квазікрихкого руйнування. Таким чином, неоднорідність розподілу пластичної деформації є головною причиною перевищення локальним напруженням руйнування σ_c в НСП рівня крихкої міцності R_{mc} металу.

Величина модуля відносного градієнта пластичної деформації залежить, в першу чергу, від радіуса концентратора напружень та абсолютної величини інтенсивності локальної пластичної деформації; крім того, на G має вплив схильність металу до деформаційного зміцнення.

В цілому, формування величини локального напруження руйнування σ_c в неоднорідних силових полях відбувається таким чином. Розподіл розмірів зерен визначає "початковий" рівень крихкої міцності, який коригується в залежності від величини пластичної деформації.

тичної деформації e_i^p (через вплив мікронапружень, створюваних ансамблями дислокацій біля границь зерен, на втрату рівноваги субмікротріщин), ступеня її неоднорідності (через масштабний ефект) (мал.9). Крім того, дія дво- тривісного розтягу зумовлює деяке зменшення величини σ_c (показано стрілочками на мал.9). Відповідно, верхня межа рівня локального напруження руйнування в НСП σ_c визначається ефектом впливу градієнта деформацій і досягається при низьких температурах, коли величина G максимальна. При підвищенні температури зростають як розміри локальної області пластично деформованого металу, так і величина пластичної деформації в ній, що призводить до зменшення σ_c (пунктирна крива на мал.9). Мінімальна величина σ_c досягається при деформаціях $\approx e_c$ і визначається впливом дво- тривісного розтягу на рівень крихкої міцності.



Мал.9. Закономірності зміни величини локального напруження руйнування σ_c та інтенсивності пластичної деформації e_i^p (α -Fe в НСП, створюваних кільцевим надрізом $R = 0.6$ мм.

— залежність напруження руйнування

від величини пластичної деформації та об'єму полікристала при одновісному розтягу.

Таким чином, запропонована модель квазікрихкого руйнування дозволяє на кількісному рівні пояснити отримані експериментальні залежності величини локального напруження руйнування σ_c від температури, радіуса концентратора напружень (мал.3), а також розробити уявлення про вплив параметрів розподілу розмірів зерен та густини дислокацій на рівень крихкої міцності полікристалічного металу як при одновісному розтягу, так і в умовах неоднорідних силових полів.

В четвертому розділі розвинуті фізичні уявлення про в'язкість полікристалічних металів і запропонована її кількісна міра, а також наведені результати експериментальних досліджень по перевірці отриманих залежностей та визначенню характеристик в'язкості типових конструкційних сталей.

В дисертаційній роботі вперше поняття в'язкості металу в загальному випадку НСП сформульоване виходячи з аналізу елементарних актів квазікрихкого руйнування. При цьому встановлено, що рівень в'язкості металу визначається стабільністю зародкових тріщин, тобто залежить від співвідношення величини критичного напруження ξ_c втрати рівноваги субмікротріщини і рівня розтягуючих напружень ξ_{s1} , які діють в металі в момент її утворення. Чим більша різниця між ξ_c і ξ_{s1} , тим вищий рівень в'язкості металу. При $\xi_c/\xi_{s1} \leq 1$ має місце крихке руйнування при досягненні границі плинності. Виходячи з цих положень, в дисертаційній роботі отримана залежність для коефіцієнта запасу в'язкості в загальному випадку НСП:

$$K_{3B} = K_B / K_B^* \quad (21)$$

де

$$K_B^* = j \cdot K_m \cdot (e_i^p / e_T)^n \cdot (K_{vT})^{-1} \quad (22)$$

K_B - коефіцієнт в'язкості металу при одновісному розтягу ($K_B = R_{mc}/\sigma_T$); K_B^* - параметр, що визначає рівень в'язкості, при якому пластичний при одновісному розтягу метал стає крихким в умовах концентрації напружень, і тим самим, характеризує вплив напружено-деформованого стану металу на рівень його в'язкості. Відповідно до (22), окрихчуюча дія концентраторів напружень зумовлена наявністю дво-тривісного розтягу в їх вершині (j - параметр жорсткості напруженого стану, $j = \sigma_1/\sigma_1$), а також концентрацією деформацій (e_i^p - величина інтенсивності локальних деформацій). Крім того, K_B^* залежить від властивостей металу, а саме: від його схильності до деформаційного зміцнення (n - показник деформаційного зміцнення); від "реакції" σ_T ОЦК-металів на об'ємність напруженого стану (параметр K_m); від впливу на σ_c напруженого стану, величини пластичної деформації та її градієнта (параметр $K_{vgr} = \sigma_c/R_{mc}$).

Сучасні уявлення пов'язують окрихчуючу дію концентраторів напружень, як правило, із створюваним ними перенапруженням (параметр j). Залежність K_B^* від властивостей металу зумовлена тим, що квазікрихке руйнування ініціюється в пластично деформованій області біля вершини концентратора, а величина пластичної деформації впливає як на рівень розтягуючих напружень, так і на величину σ_c . В останньому випадку значну роль грає ступінь неоднорідності розподілу локальних деформацій. Залежність в'язкості металу від параметрів зеренної структури характеризується величиною R_{mc} , субструктури - величиною

σ_T і n . Останні дві характеристики визначають також вплив температури та швидкості навантаження на в'язкість металу.

Залежність (22) дозволяє розрахувати критичний рівень в'язкості K_B^* в загальному випадку НСП, створюваних концентраторами довільної геометрії. Проте, для розв'язання прикладних задач доцільно мати прості залежності, які дозволять прогнозувати температуру T_x холодноламкості металу, зумовлену дією конкретних типів концентраторів напружень. У зв'язку з цим, в дисертаційній роботі була отримана наближена залежність для критичного рівня в'язкості K_B^* металу, що містить конструктивні концентратори напружень, оскільки навантаження металу в конструкціях та виробках відбувається, як правило, в умовах НСП, створюваних цими концентраторами:

$$K_B^* \approx 1.15 \cdot \alpha_\sigma^{2n} \quad (23)$$

де α_σ - теоретичний (пружний) коефіцієнт концентрації напружень. Експериментальні дослідження, проведені на технічному залізі в різних структурних станах та на конструкційних сталях з вмістом вуглецю від 0.42% до 0.7%, показали коректність запропонованої залежності, а також можливість використання її для прогнозування температури холодноламкості T_x металу в цих умовах. Крім того, встановлено, що при рівні в'язкості $K_B^* \geq 1.4$ типові конструктивні концентратори ($\alpha_\sigma \leq 1.3$) не можуть ініціювати руйнування виробу.

Аналогічна проблема була розв'язана для коротких втомних тріщин, оскільки їх окрихуючу дію досить складно описати класичними методами механіки руйнування. Коефіцієнт запасу в'яз-

кості металу, що містить цей тип дефектів, визначається залежністю:

$$K_{3B} = K_B / (1.47 \cdot 10^n) \quad (24)$$

Аналіз експериментальних даних щодо в'язкості найбільш поширених конструкційних сталей показав, що в інтервалі кліматичних температур (293+213К) ці дефекти являють небезпеку для сталей з рівнем міцності 700+900Мпа і вище.

Сучасні методи атестації металів та сплавів передбачають проведення випробувань на ударну в'язкість, проте абсолютна величина питомої роботи руйнування (KCV, KCU) не може безпосередньо використовуватись при розрахунках елементів конструкцій, тому з метою кількісної оцінки окрихчування металу при цих випробуваннях, на технічному залізі та конструкційних сталях були проведені низькотемпературні (77+293К) динамічні випробування на одновісний розтяг гладких циліндричних зразків і трьохточковий згин стандартних (тип II за ГОСТ 9454-78) зразків з V - подібним надрізом. Встановлено, що випробування при $T = T_x$ цього типу зразків імітує руйнування в умовах дії таких концентраторів напружень, що створювані ними НСП достатні для окрихчення металу з рівнем в'язкості $K_B \leq 1.67$.

При атестації металів за результатами випробувань на ударник в'язкість виникає проблема коректного вибору критичного (порогового) рівня питомої роботи руйнування. Розвинуті уявлення про в'язкість металу дозволяють вирішити цю проблему шляхом призначення такого рівня KCV , при якому величина в'язкості металу K_B більша від критичного рівня K_B^* для заданого типу дефекта. Величина KCV залежить не лише від в'язкості металу, але і від його міцності, тому між KCV і K_B не

існує однозначного зв'язку, проте в межах одного класу міцності можлива кореляція між цими характеристиками.

Відповідно до результатів проведених досліджень, сталі низької міцності ($\sigma_{0.2} < 500 \text{ Мпа}$) при величині $KCV \approx 20 \div 30 \text{ Дж/см}^2$ мають рівень в'язкості $K_B \approx 2$, який достатній для протидії окрихчуванню з боку тріщиноподібних дефектів. Для сталей середньої міцності ($500 \text{ Мпа} < \sigma_{0.2} \leq 1000 \text{ Мпа}$) такий рівень в'язкості забезпечується при $KCV \approx 50 \text{ Дж/см}^2$. Сталі високої міцності ($\sigma_{0.2} > 1000 \text{ Мпа}$) навіть при $KCV \approx 75 \text{ Дж/см}^2$ мають K_B , що не перевищує 1.5. Проте, підвищення K_B до величини ≈ 1.8 на цьому класі матеріалів пов'язане із значними технологічними труднощами, тому для високоміцних сталей слід рекомендувати пороговий рівень $KCV \approx 75 \text{ Дж/см}^2$, враховуючи, що відповідні йому значення K_B забезпечують нечутливість металу до окрихчучої дії типових конструктивних концентраторів.

ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ВИСНОВКИ

Проведені в дисертаційній роботі дослідження дозволили встановити зв'язок між силовими умовами ковзання дислокацій, утворення і втрати рівноваги зародкових тріщин в кристалічній ґратці та закономірностями макроплинності і квазікрихкого руйнування полікристалічних ОЦК-металів у загальному випадку складного напруженого стану та неоднорідного розподілу напружень і деформацій. В результаті цього показана роль структурного і напружено-деформованого стану металу в процесах його пластичної деформації та руйнування і закладені основи фізичних уявлень про міцність і пластичність полікристалічних металів в умовах дії неоднорідних силових полів. В цілому, отримані в роботі результати дозволяють зробити такі висновки.

1. Закономірності впливу напруженого стану на величину границі плинності полікристалу визначаються силовими умовами ковзання в кристалічній ґратці:

- якщо на мікрорівні виконується закон Шміда ($\tau_c = const$, ГЦК-кристали), то на макрорівні початок пластичної деформації полікристалу при складному напруженому стані має місце при досягненні критичної величини інтенсивності макронапружень (критерій Мізеса);

- відхилення від закону Шміда (ОЦК-метали при низьких температурах), яке викликане впливом нормальних напружень на висоту бар'єрів Пайєрлса-Набарро гвинтових дислокацій і призводить до зміни опору зсуву під дією нормальних напружень, є причиною залежності напруження макроплинності ОЦК-металів від величини гідростатичної складової тензора макронапружень.

2. При переході від одновісного розтягу до стиску цей ефект призводить до збільшення напруження плинності (χ -ефект), а в умовах тривісного розтягу спричинює значне ($\approx 30\%$) зменшення її величини.

3. Розроблена статистична модель руйнування, в якій вперше, на основі аналізу елементарних актів утворення і втрати рівноваги зародкових тріщин, описані головні закономірності квазікрихкого руйнування полікристалічних металів як при одновісному розтягу, так і в загальному випадку неоднорідного розподілу напружень та деформацій при складному напруженому стані.

4. Статистичні характеристики ансамблю зародкових тріщин (розподіл розмірів і орієнтацій субмікротріщин та їх загальна кількість) залежать від розподілу розмірів зерен, величини пластичної деформації та об'єму пластично деформованого полікристала. Ці фактори визначають рівень міцності металу в крихкому стані.

5. Критичні розміри зародкових тріщин визначаються не найбільш ймовірним, або середнім за розмірами зерном, а зернами, діаметри яких лежать в інтервалі $(0.6 + 1.0)$ від максимального, у зв'язку з чим рівень крихкої міцності полікристалів в значній мірі залежить від однорідності зеренної структури. Цей ефект проявляє себе в низькій опірності крихкому руйнуванню металів після збіркової та вторинної рекристалізації, а також - у підвищенні крихкої міцності та в'язкості сталей після термічних обробок, що зменшують коефіцієнт варіації розмірів зерен (швидкісний електронагрів під закалку, ВТМО і т.п.).

6. Напруження квазікрихкого руйнування полікристалічних металів немонотонно залежить від величини пластичної деформації, що передує руйнуванню. Зменшення його рівня на $\approx 20-40\%$ із зростанням величини пластичних деформацій від 0.002 до $0.05+0.10$ зумовлене впливом далекодіючих полів, створюваних ансамблями дислокацій біля границь зерен, на втрату рівноваги зародкових тріщин.

7. Залежність крихкої міцності полікристалу від його об'єму (масштабний ефект) пов'язана із впливом кількості зародкових тріщин на середню величину напруження руйнування. У полікристалічних металах цей ефект стає "відчутним" лише при малих об'ємах ($V \leq 10+100\text{мм}^3$) і залежить від величини залишкової деформації. Останнє зумовлене впливом пластичної деформації на кількість субмікротріщин.

8. Однією з особливостей квазікрихкого руйнування полікристалічних металів в НСП, у порівнянні з крихким руйнуванням стохастично дефектних твердих тіл, є залежність ймовірності руйнування не лише від рівня нормальних напружень, але і від величини пластичної деформації. Цей ефект в умовах неоднорідного розподілу деформацій і напружень призводить до того, що мак-

симум функції ймовірності руйнування може не співпадати з положенням максимуму нормальних напружень.

9. Для типових концентраторів напружень максимума ймовірності руйнування і величини розтягуючих напружень співпадають, якщо величина інтенсивності пластичних деформацій в цій області не нижча $0.5 \cdot \epsilon_c$. Така ситуація реалізується при температурі загальної плинності T_{gr} і вище, тому запропонована Дж.Ноттом характеристика σ_R є мірою локального напруження руйнування лише в цій області температур, а при $T < T_{gr}$ вона дає завищене значення руйнуючого напруження.

10. Неоднорідний розподіл пластичної деформації призводить до локалізації процесу виникнення і втрати рівноваги зародкових тріщин в гранично малих об'ємах ($V \leq 0.5 \cdot 10 \text{мм}^3$), що завдяки масштабному ефекту зумовлює зростання локального напруження руйнування σ_c . Величина цього об'єму залежить від модуля відносного градієнта інтенсивності пластичних деформацій, який, таким чином, є головним фактором, що визначає ступінь перевищення величини σ_c в НСП над рівнем напруження руйнування при одновісному розтягу R_{MC} ($\sigma_c^{\max} / R_{MC} \approx 1.3 + 1.7$).

11. Наявність зв'язку між орієнтаціями площин ковзання дислокацій і розкриття зародкових тріщин призводить до нерівномірного розподілу орієнтацій субмікротріщин, що є причиною зменшення крихкої міцності полікристалічних ОЦК-металів при переході від одновісного до дво-твірнісного розтягу і визначає нижню межу руйнуючого напруження в НСП ($\sigma_c^{\min} \approx (0.8 + 0.9) \cdot R_{MC}$). Особливість руйнування полікристалічних металів полягає в залежності величини цього ефекту від пластичної деформації. Ця особливість зумовлена впливом деформації на густину зародкових тріщин в металі.

12. Використання запропонованої моделі квазікрихкого руйнування в НСП у поєднанні з методом кінцевих елементів дозволяє прогнозувати середню величину та межі розкиду напруження руйнування полікристалічних металів, що містять концентратори напружень довільної геометрії, включаючи тріщини втоми.

13. Відповідно до явищ, що мають місце при пластичній деформації та руйнуванні металу на мікрорівні, величина його в'язкості визначається відношенням критичного напруження втрати рівноваги субмікротріщини до рівня нормальних напружень, що діють в металі в момент її виникнення.

14. На макрорівні в умовах НСП перехід металу із в'язкого стану в крихкий має місце при критичному рівні в'язкості K_B^* , що залежить від параметрів напружено-деформованого стану (жорсткості напруженого стану, величини пластичної деформації та її градієнта) і схильності металу до деформаційного зміцнення.

15. Відношення величини коефіцієнта в'язкості металу K_B при одновісному розтягу до його критичного рівня K_B^* в НСП, характеризує запас в'язкості металу в конкретних умовах навантаження із врахуванням його напружено-деформованого стану.

16. Величина нижньої межі ударної в'язкості, що використовується при атестації металів і сплавів, повинна коригуватися в залежності від рівня їх міцності та типу дефекту, по відношенню до якого необхідно забезпечити в'язкий стан металу. Для типових сталей низької міцності ($\sigma_{0.2} < 500 \text{ МПа}$) величина $KCV \approx 20 + 30 \text{ Дж/см}^2$ достатня для безпечного навантаження металу, який містить дефекти у вигляді коротких тріщин втоми. Для сталей середньої міцності ($500 \text{ МПа} \leq \sigma_{0.2} \leq 1000 \text{ МПа}$) таким

порогом $\epsilon KCV \approx 50 \text{ Дж/см}^2$. Для високоміцних сталей ($\sigma_{0.2} > 1000 \text{ Мпа}$) лише дуже високий рівень ударної в'язкості $KCV \approx 75 \text{ Дж/см}^2$ гарантує "нечутливість" металу до окрихчуючої дії конструктивних концентраторів.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

ВИКЛАДЕНИЙ В ПУБЛІКАЦІЯХ:

1. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. О влиянии нормальных напряжений на текучесть железа и углеродистых сталей // *Металлофизика*. - 1986. - 8, N2. - С. 78-83.
2. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. К вопросу об условиях упругого равновесия субмикротрещин в кристаллических твердых телах // *Металлофизика*. - 1986. - 8, N5. - С.109-110.
3. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. О влиянии шарового тензора на текучесть железа и углеродистых сталей // *Проблемы прочности*. - 1987. - N1. - С.66-68.
4. О природе хрупкого разрушения конструкционных сталей при испытании на ударную вязкость / Походня И.К., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С., Котречко С.А. и др. // *Автоматическая сварка*. - 1988. - N5. - С.1-4.
5. Особенности образования трещин в сварных резервуарах для хранения жидкого аммиака в процессе их эксплуатации / Походня И.К., Швачко В.И., Сосновский В.Я., Котречко С.А. и др. // *Автоматическая сварка*. - 1988. - N10. - С.39-42.
6. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Хрупкое разрушение поликристаллических металлов при сложном напряженном состоянии // *Металлофизика*. - 1988. - 10, N6. - С.46-55.
7. Мешков Ю.Я., Котречко С.А., Косарчук В.В., Богданов Е.П. К вопросу о физической природе взаимосвязи между микро- и макротекучестью // *Проблемы прочности*. - 1990. - N3. - С.68-73.

8. Богданов Е.П., Косарчук В.В., Котречко С.А. Статистические критерии текучести для различных механизмов сдвигообразования // Проблем прочности. - 1990. - N3. - С.46-52.
9. Богданов Е.П., Котречко С.А., Косарчук В.В. О влиянии упругой анизотропии зерен на текучесть поликристалла // ФММ. - 1991. - N4. - С.174-180.
10. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. К вопросу о вязком и хрупком состоянии поликристаллических металлов // Металлофизика. - 1990. - 12, N6. - С.3-13.
11. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Механическое состояние поликристаллов. Физические представления // УФЖ. - 1991. - 36, N7. - С.1087-1094.
12. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Рябошапка К.П., Стеценко Н.Н. Влияние особенностей скольжения в ОЦК решетке на текучесть поликристалла // Металлофизика. - 1992. - 14, N4. - С.84-94.
13. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Физические основы оценки вязкости конструкционных сталей // ФММ. - 1992. - N11. - С.135-140.
14. Котречко С.А. Критическое напряжение скола и "хрупкая" прочность поликристаллических металлов // Металлофизика. - 1992. - 14, N5. - С.37-41.
15. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Модель разрушения стали в условиях концентрации напряжений // Проблемы прочности. - 1992. - N12. - С.52-57.
16. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Рябошапка К.П. Физическая природа влияния трехосного напряженного состояния на предел текучести поликристаллов с ОЦК и ГЦК решетками // УФЖ. - 1993. - 38, N11. - С.1735-1741.
17. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Влияние объемного напряженного состояния на текучесть железа и углеродистых сталей. Сооб-

- щение 1. Физическая модель текучести при сложном напряженном состоянии // Проблемы прочности . - 1994. N11. - С.3-7.
- 18.Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Влияние объемного напряженного состояния на текучесть железа и углеродистых сталей. Сообщение 2. Экспериментальное исследование низкотемпературной пластической деформации стали 45 в условиях трехосного растяжения // Проблемы прочности. - 1994. - N11. - С.8-13.
- 19.Влияние деформационного и искусственного старения на хрупкую прочность и вязкость малоуглеродистой стали / Зимина Г.П.,Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Никоненко Д.И. // Металлофизика и новейшие технологии. - 1994. - 15, N10. - С.35-40.
- 20.Котречко С.А. О влиянии дальнодействующих полей микронапряжений на потерю устойчивости зародышевых трещин в поликристалле // Металлофизика и новейшие технологии. - 1994. - 16, N7. - С.60-64.
- 21.Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. О физической природе прочности ОЦК-металлов в области температур вязко-хрупкого перехода // Металлофизика и новейшие технологии. - 1994. - 16, N11. - С.31-34.
- 22.Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Никоненко Д.И. Структура и свойства высокоазотистых хромомарганцевых сталей // Металлофизика и новейшие технологии. - 1994. - 16, N4. - С.61-65.
- 23.Котречко С.А. Статистическая модель квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов // Металлофизика и новейшие технологии. - 1994.- 16, N10. - С.37-49.
- 24.Влияние пластической деформации на внутризеренное распределение дислокаций в малоуглеродистой стали при ее разрушении в интервале температур вязко-хрупкого перехода / Воло-

- севич П.Ю., Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Мусиенко М.М. и др. // Металлофизика и новейшие технологии. - 1994. - 16, N12. - С.40-43.
25. Котречко С.А. Статистический подход к моделированию квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в неоднородных силовых полях // Металлофизика и новейшие технологии. - 1995. - 17, N2. - С.52-55.
26. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Разрушение стали в области вязко-хрупкого перехода при наличии концентратора // Механика и физика разрушения хрупких материалов. - Киев: ИПМ АН Украины. - 1990. - С.49-52.
27. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Влияние поля напряжений на механическое состояние и закономерности разрушения поликристаллических металлов // Механика и физика разрушения хрупких материалов. - Киев: ИПМ АН Украины. - 1990. - С.46-49.
28. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. Физические представления об охрупчивающем действии концентраторов напряжений // Механика и физика разрушения хрупких и малопластичных материалов. - Киев: ИПМ АН Украины. - 1992. - С.120-125.
29. Структура и хрупкое разрушение железа и сталей с ОЦК решеткой в неоднородных силовых полях / Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С., Стаценко И.С. Ред.кол.журн. Металлофизика. - Киев: 1986. - 20 с. / Рукопись деп. в ВИНТИ 25.12.85, N8819-В.

Котречко С.А. Физическая природа пластической деформации и разрушения поликристаллических ОЦК-металлов в неоднородных силовых полях.

Диссертация в форме рукописи на соискание ученой степени доктора физико-математических наук по специальности 01.04.13 - физика металлов. Киев: Институт металлофизики НАН Украины, 1995 г.

Защищается 29 научных работ, в которых изложены результаты теоретических и экспериментальных исследований влияния структурного и напряженно-деформированного состояния на текучесть, напряжение квазихрупкого разрушения и вязкость поликристаллических ОЦК-металлов. Впервые, на основе статистического описания микропроцессов пластической деформации и разрушения поликристаллических металлов, разработана физическая модель квазихрупкого разрушения в наиболее общих условиях неоднородного распределения напряжений и деформаций и сложного напряженного состояния. Предложенная модель позволила впервые на количественном уровне описать закономерности разрушения ОЦК-металлов, содержащих концентраторы напряжений, включая и усталостные макротрещины, с учетом структурного состояния металла; объяснить влияние неоднородности зеренной структуры на хрупкую прочность металла, понять физическую природу масштабного эффекта при квазихрупком разрушении и специфику его проявления в условиях неоднородных силовых полей, а также сформулировать новую, физически обоснованную концепцию вязкости металлов и конструкционных сплавов.

SUMMARY

Kotrechko Sergey Alekseevich "Physical nature of plastic deformation and fracture of polycrystalline BCC-metals in non-uniform force fields".

The phys.-math. doctor high degree thesis. The spec. - 01.04.13 - physics of metals. Kiev: Institute for Metal Physics, NAS of the Ukraine, 1995.

29 scientific works where the results of theoretical and experimental investigations of influence of structural and stress-strain' state on yield stress, quasi-brittle fracture stress and toughness of polycrystalline BCC metals are defended. Physical model of quasi-brittle fracture in the most general conditions of non-uniform stress and strain distribution and multiaxial stress state has been elaborated at the first time on the basis of statistical description of plastic deformation and fracture of polycrystalline metals' microprocesses. Suggested model allows at the first time: to describe quantitatively the regularities of fracture of BCC metals with concentrators including fatigue cracks and to take structure of a metal into account; to explain the influence of the grain structure non-homogeneity on the brittle strength of metal; to understand physical nature of scale effect at quasi-brittle fracture and specific features of its display in the conditions of non-uniform force fields; to formulate new physically substantiated concept of toughness of metals and structural alloys.

Ключові слова: полікристал, зеренна структура, зародкові тріщини (субмікротріщини), щільність розподілу розмірів субмікротріщин, напружено-деформований стан, градієнт деформацій, квазікрихке руйнування, плинність, крихка міцність.

151.658

AB 32.914