

На правах рукопису

УДК 539.43:620.178.3

О С Т А Ш

Орест Петрович

**РОЗРОБКА МЕТОДІВ ОЦІНКИ
ТА ПІДВИЩЕННЯ НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОЇ
ЦИКЛІЧНОЇ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ
КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ**

Спеціальності:

05.02.01 — матеріалознавство в машинобудуванні;

01.02.04 — механіка деформівного твердого тіла

А в т о р е ф е р а т

дисертації на здобуття вченого ступеня
доктора технічних наук

ЛНБ України ім. В. Стефаніка



00814731 (0)

Робота виконана в Фізико-механічному інституті ім. Г. В. Карпенка АН України.

Офіційні споненти: член-кореспондент АН України, доктор технічних наук, професор РОМАНІВ О. М.; доктор технічних наук, професор МЕШКОВ Ю. Я.; доктор технічних наук ЯСНІП. В.

Провідна організація — Авіаційний науково-технічний комплекс «Антонов» (м. Київ).

Захист відбудеться «30» 06 1993 р. о 15 год. 00 хв. на засіданні спеціалізованої ради Д 016.42.01 в Фізико-механічному інституті ім. Г. В. Карпенка АН України за адресою: 290601, Львів, МСП, вул. Наукова, 5.

З дисертацією можна ознайомитися в бібліотеці інституту.

Автореферат розісланий «_____» _____ 1993 р.

Вчений секретар
спеціалізованої ради
доктор технічних наук

НИКИФОРЧИН Г. М.

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність. Науково-технічний прогрес завжди висуває перед наукою про міцність конструкційних матеріалів проблеми забезпечення заданої довговічності і надійності конструкцій в умовах зменшення матеріалоемкості, а також використання дешевих конструкційних матеріалів. При цьому за конструктивними і економічними міркуваннями навантаження матеріалу в конструкції у багатьох випадках наближуються до гранично допустимих значень, особливо якщо враховувати дефектність реальних матеріалів. У зв'язку з цим значної актуальності набуває забезпечення міцності елементів конструкцій в різних експлуатаційних середовищах при наявності в них дефектів типу тріщин. При цьому дуже важливими показниками працездатності конструкційних матеріалів стають величини, які характеризують опір матеріалу зародженню та розвитку в ньому тріщин, зокрема при дії низьких температур та змінних навантажень.

За останні десятиліття накопичено багато даних про закономірності росту втомних тріщин. Успіхи у вивченні зародження втомних тріщин значно скромніші, методичні аспекти таких досліджень недостатньо виразні. Лишається відкритим питання про зв'язок характеристик тріщиностійкості на стадіях зародження та росту тріщини. Результати нечисленних досліджень кінетики низькотемпературного втомного руйнування часто мали суперечний характер, а стадія зародження макротріщини практично не вивчена.

Для холодостійких матеріалів оцінка їх працездатності при низьких температурах традиційними методами ускладнена, наприклад, температурна зміна ударної в'язкості не має порогових переходів. Це вимагає вести пошук нових критеріїв скільності таких матеріалів до низькотемпературного окрихчення.

Традиційні конструкційні матеріали кріогенної техніки (аустенітні сталі, нікелеві та алюмінієві сплави) або надто дорогі через великий вміст нікелю, або не відповідають сучасним вимогам по рівню міцності. Одним із шляхів рішення цієї проблеми є використання хромомарганцевих сталей з нітридним зміцненням або економічно легуваних мартенситно-аустенітних і мартенситно-старіючих сталей. Проте закономірності низькотемпературного втомного руйнування таких сталей не вивчені, не з'ясована роль активованого деформування мартенситного перетворення в кріогенних сталях різних класів.

Прийнято вважати, що алюмінієві сплави не схильні до низькотемпературного окрихчення, хоча це твердження базувалось на результатах дослідження в основному низькоміцних сплавів. Використання нових металургійних і технологічних способів дозволило підвищити міцність алюмінієвих сплавів в 1,5-2 рази. У той же час питання про зміну їх опору низькотемпературному втомному руйнуванню на стадіях зародження і росту тріщини залишалось відкритим.

Метою роботи було розв'язання важливої науково-технічної проблеми структурної механіки руйнування, а саме: встановлення закономірностей зміни низькотемпературної циклічної тріщиностійкості конструкційних матеріалів на стадіях зародження і росту макротріщини та розробка рекомендацій для її підвищення в сталях і алюмінієвих сплавах криогенного призначення.

Для досягнення поставленої мети необхідно було рішення такі задачі:

1. Працювати методикою та вивчити закономірності зародження втомних тріщин біля концентраторів напружень.
2. Сформулювати та експериментально перевірити модель зародження і росту втомних макротріщин, проаналізувати взаємозв'язок цих стадій руйнування.
3. Розробити методикою і засоби для дослідження впливу низьких температур на кінетику втомного руйнування конструкційних матеріалів.
4. Встановити кількісні закономірності та мікрофрактографічні особливості зародження і розвитку втомних тріщин в різних конструкційних матеріалах та їх зварних з'єднаннях під впливом низькотемпературного (до 77 К) середовища. Вивчити вплив попередньої поверхневої пластичної деформації при низьких температурах на зародження втомних тріщин.
5. Розглянути кореляцію температурної зміни характеристик циклічної тріщиностійкості і короточасної міцності матеріалів, а також встановити критерій схильності матеріалів до низькотемпературного окрихчення з позицій механіки втомного руйнування.
6. Вивчити низькотемпературну циклічну тріщиностійкість сталей аустенітного, мартенситно-аустенітного та мартенситного класів в широкому діапазоні їх рівнів міцності, визначити закономірності впливу $\gamma - \alpha$ - перетворення на процес втомного руйнування, дати кількісну оцінку необхідного фазового складу рі-

них криогенних сталей" з оптимальними властивостями низькотемпературної міцності та циклічної тріщиностійкості.

7. Дослідити вплив металургійних та технологічних способів, що застосовуються при виготовленні промислових алюмінієвих сплавів, на їх характеристики опору зародженню і поширенню втомних тріщин при нормальній та низьких температурах, на основі чого встановити оптимальні модифікації сплавів підвищеної міцності і циклічної тріщиностійкості.

Наукова новизна роботи. Сформульована нова модель зародження втомних макротріщин, згідно якої цей процес є не одно- (як вважалося до сих пір), а двопараметричним. Опрацьована методологія знаходження цих параметрів і визначення характеристик опору матеріалів зародженню втомних макротріщин.

Ріст втомної макротріщини моделюється як повторювані акти її зародження. З урахуванням суб'єктивних відмінностей між стадіями зародження і росту макротріщини показано зв'язок між характеристиками циклічної тріщиностійкості на цих стадіях руйнування, а також границею витривалості матеріалів.

Отримано нові дані про закономірності зародження втомних макротріщин при низьких температурах та вплив на цей процес поверхневого пластичного деформування, здійсненого в середовищі рідкого азоту.

Вперше визначено основні типи зміщення низькотемпературних кінетичних діаграм втомного руйнування матеріалів і зварних з'єднань, а також їх зв'язок зі структурою та фазовим складом матеріалів, мікрофрактографічними особливостями руйнування, ефектом закриття втомних тріщин та асиметриєю циклу навантаження. Показано, що циклічний зв'язок критичний перехід на відміну від статичного є двопараметричним процесом і залежить не тільки від температури випробування, а й від коефіцієнта інтенсивності напружень у вершині тріщини.

З позицій механіки втомного руйнування запропоновано нові критерії схильності матеріалів до низькотемпературного руйнування та метод розрахунку допустимих напружень в конструкціях з врахуванням низькотемпературного зміцнення матеріалів.

Вперше досліджено закономірності кінетики низькотемпературного втомного руйнування вітчизняних хромонікельмарганцевих криогенних сталей. Отримані нові дані про вплив ініційованого низькотемпературною деформацією мартенситного перетворення в мета-

стабільних аустенітних і аустенітно-мартенситних сталях та їх зварних з'єднаннях. Встановлено принципіально протилежний його вплив на циклічну тріщиностійкість хромонікелевих і хромонікель-мнганцевих сталей. Констатовано, що мартенсит деформації, сформований попередньою об'ємною пластичною деформацією (ОПД) хромонікелевих сталей, погіршує їх низькотемпературну циклічну тріщиностійкість у порівнянні із сталями без ОПД.

Вперше детально вивчено низькотемпературну циклічну тріщиностійкість високоміцних сталей з різною природою зміцнення. Встановлено визначальну позитивну роль $\gamma-\alpha$ - перетворення у підвищенні тріщиностійкості хромонікелевих сталей з мартенситною структурою при наявності в них залишкового або зворотнього аустеніту.

Досліджено опір зародженню та поширенню втомих макротріщин при нормальній і низьких температурах випробування ряду нових високоміцних алюмінієвих сплавів. Показано, що незважаючи на ГЦК кристалічну ґратку низькотемпературна циклічна тріщиностійкість деяких алюмінієвих сплавів (після перестарювання, з дуже дрібним зерном, легованих літієм) може бути нижчою, аніж при нормальній температурі.

Практична цінність роботи. Створено спеціальне обладнання та опрацьовано методику випробування на циклічну тріщиностійкість при низьких та криогенних температурах. Розроблено зразок і методологію визначення характеристик опору матеріалів зародженню втомих макротріщин, а також спосіб дослідження впливу залишкових напружень на циклічну тріщиностійкість зварних з'єднань (А.с. ІІ58855).

На основі встановленого зв'язку між стадіями зародження і росту втомих макротріщин запропоновано новий метод розрахунку періоду зародження втомих макротріщин біля концентратора напружень по кінетичній діаграмі втомного руйнування матеріалу.

Показано, що поверхнева пластична деформація (ПД) в середовищі рідкого азоту є більш ефективним технологічним засобом підвищення границі витривалості гладких та надрізаних зразків порівняно з традиційними методами ПД при нормальній температурі. Використання ПД для надрізаних зразків з циклічно зміцнюваних матеріалів в протизвагу гладких зразків не дає позитивних результатів.

Запропоновано критерії схильності матеріалів до низькотем-

пературного окрихчення, на основі яких опрацьовано методику розрахунку більш високих допустимих напружень в криогенних конструкціях, що дозволяє зменшити їх матеріалоемність.

Встановлено, що при збереженні високої низькотемпературної циклічної тріщиностійкості в хромонікельмарганцевих метастабільних аустенітних сталях та їх зварних з'єднаннях допускається фазова нестабільність, яка не перевищує 50%, що сприяє економії легуючих елементів, передусім дорогого нікелю. З точки зору механіки низькотемпературного втомного руйнування поставлена під сумнів доцільність використання метастабільних аустенітних сталей після деяких режимів об'ємної пластичної деформації.

Визначено вплив ряду металургійних і технологічних факторів на циклічну тріщиностійкість високоміцних алюмінієвих сплавів. Побудовано діаграми конструкційної міцності промислових алюмінієвих сплавів для вибору матеріалів з оптимальним поєднанням характеристик міцності і циклічної тріщиностійкості при нормальній та низьких температурах.

Результати роботи були використані для потреб багатьох науково-дослідних і виробничих організацій при оцінці працездатності конструкційних матеріалів в експлуатаційних умовах і знайшли застосування в ряді галузей промисловості з річним економічним ефектом 3 іля 1 млн.крб. (в цінах 1990 р.).

Основні положення, що виносяться на захист:

1. Модель зародження втомних тріщин 3 іля концентраторів напружень і методика визначення характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів на стадії зародження макротріщини.
2. Модель росту втомних тріщин і оснований на ній метод розрахунку періоду зародження втомної макротріщини в околі концентратора напружень.
3. Дані про закономірності низькотемпературного втомного руйнування на стадіях зародження і росту тріщини. Метод ПЦД в рідкому азоті для підвищення витривалості металічних виробів.
4. Критерії схильності матеріалів до низькотемпературного окрихчення та підхід до використання низькотемпературного зміцнення матеріалів.
5. Рекомендації щодо підвищення міцності та низькотемпературної циклічної тріщиностійкості ряду хромонікелевих і хромонікельмарганцевих сталей різного рівня міцності, уявлення про роль.

мартенситу деформації та встановлені межі необхідного вмісту аустеніту в криогенних сталях з мартенситно-аустенітною структурою.

6. Пропозиції по способах отримання оптимальних модифікацій алюмінієвих сплавів підвищеної міцності і циклічної тріщиностійкості при низьких температурах.

Публікації та апробація роботи. По темі дисертації опубліковано 70 праць в журналах та збірниках, отримано 1 авторське свідоцтво на винахід. Під керівництвом автора захищено 2 кандидатські дисертації. Найбільш важливі положення роботи доповідалися на таких наукових форумах: Всесоюзна нарада "Науково-технічний прогрес в літакобудуванні" (Київ, 1976); VII, VIII та IX Всесоюзні конференції з питань втоми металів (Москва, 1977, 1982, 1986); науково-технічна конференція "Руйнування металів та зварних конструкцій при низьких температурах" (Якутськ, 1978); симпозиум з механіки руйнування (Київ, 1978); I, II та III Всесоюзні конференції "Міцність матеріалів і конструкцій при низьких температурах" (Київ, 1982, 1986; Вінниця, 1991); науково-технічна конференція "Проблеми зникнення матеріалозності, підвищення надійності та ефективності машин" (Рівне, 1982); II Всесоюзний симпозиум "Сталі і сплави криогенної техніки" (Ватумі, 1983); міжнародна конференція "Криогенні матеріали та їх зварка" (Київ, 1984); IV Всесоюзний семінар "Водень в металах" (Москва, 1984); I Всесоюзна конференція "Механіка руйнування матеріалів" (Львів, 1987); X міжнародний колоквиум "Механічна втома металів" (Дрезден, 1989).

Структура та обсяг роботи. Дисертація складається із вступу, п'яти розділів, загальних висновків, бібліографії і містить 270 сторінок машинописного тексту, 106 рисунків, 20 таблиць, список літератури (402 найменування).

ЗМІСТ РОБОТИ

У вступі висвітлені актуальність проблеми, досягнення та недоліки у її вирішенні вітчизняними та зарубіжними вченими, сформульовані мета роботи, загальна постановка задач, а також основний зміст по розділах дисертації.

У першому розділі зомне руйнування аналізується як процес, що складається з кількох стадій. Більш детально розглянуто яви-

ша, які відбуваються на початкових стадіях втоми металів. Для вивчення зародження та росту втомих тріщин запропоновано зразок у вигляді диска з крайовим надрізом, отримано формули для визначення напружено-деформованого стану в зоні концентратора напружень і у вершині тріщини, що виходить з концентратора.

На основі візуального огляду, результатів рентгенівського дослідження процесу накопичення пошкоджуваності біля концентраторів напружень, кінетики та ефекту закриття малих тріщин, що виходять з вершини концентратора, мікрофрактографії початкових стадій втоми руйнування, а також відомих літературних даних (про аномалію поверхневої границі текучості, "плівкову" модель поверхні тіла, критичні тріщини та ті, які не розвиваються) сформульована модель зародження втомих макротріщин в зоні концентраторів напружень (багато у чому справедлива і для гладких зразків). Згідно моделі зародження втомих макротріщини визначається не одним (як це прийнято до сих пір), а двома параметрами (рис.1): амплітудою локальних напружень $\Delta\sigma_y^a$ (або деформацій) та величиною характеристичної зони d^* , яка формується внаслідок аномалії границі текучості приповерхневих шарів матеріалу і служить константою матеріалу та умов випробування (тобто залежить від мікроструктури матеріалу і експлуатаційного середовища).

Величина локальних напружень $\Delta\sigma_y^a$ визначається із розрахованого у пружній постановці розподілу напружень $\Delta\sigma_y$ по осі x , яка співпадає з віссю надрізу, при $x = d^*$ (рис.1). Чим більша швидкість вичерпання пластичності $U_{4.2.3}$ в зоні надрізу (швидкість циклічного деформаційного зміцнення), наприклад, з ростом амплітуди навантаження, рівня міцності матеріалу і т.ін., тим менша характеристична віддаль d^* . В роботі аналізуються різні експериментальні методи знаходження величини d^* (візуальний, рентгенівський, мікрофрактографічний, за ефектом закриття тріщини, по кінетиці малих тріщин, спеціальною обробкою результатів випробування зразків з різними радіусами концентраторів напружень), а також показана непридатність для цієї мети існуючих аналітичних підходів. Встановлено, що характеристична віддаль d^* може на порядок перевищувати структурний параметр матеріалу (величину зерна, віддаль між вклученнями вторинної фази та ін.).

Приповерхнева макрозона довжиною d^* утворюється протягом інкубаційного періоду. Одночасно виникають мікрообласті, в яких

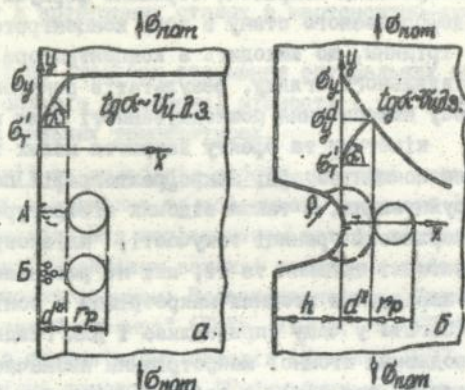


Рис.1. Схема процесу зародження атомної макротріщини в гладкому (а) та надрізаному (б) зразках.

напруження досягають критичних значень, що призводить до зародження системи мікротріщин: в околі поверхневих екструзій і інтрузій в циклічно в'язких матеріалах (область А на рис.1) та біля приповерхневих включень в циклічно крихких матеріалах (область В). При їх подальшому розвитку зона d^* стає своєрідним потенціальним бар'єром, оскільки максимум напружень та деформацій знаходиться на віддалі d^* від поверхні (рис.1). Аномалія приповерхневої межі текучості матеріалу і бар'єрний ефект характеристичної зони d^* визначають специфічну кінетику малих (довжиною $l_s < d^*$) атомних тріщин, а останній з двох названих факторів зумовлює наявність тріщин, які не розвиваються (також довжиною $l_s < d^*$) при низьких амплітудах навантаження (на границі витривалості і нижче). Таким чином, в характеристичній області d^* зароджується і розвивається система малих тріщин шляхом поширення найбільш сприятливо орієнтованих або злиття зустрічних мікротріщин, поки одна з них не досягне границі області d^* , ставши домінантною. З цього моменту усе тепер контролюється тільки процесами коло її вершини, тут задовольняються умови автономності, тобто вона перетворюється в макротріщину з визначеною довжиною $l_0 = d^*$ і з властивою їй пластичною зоною Z_p

(рис.1). Час, необхідний для цього, визначає період зародження макротріщини N_1 , який залежить від рівня локальних напружень $\Delta\sigma_y^d$. За ним настає період поширення макротріщини довжиною $\ell_0 > d^*$, який описується стандартною кінетичною діаграмою втомного руйнування (КДВР).

В роботі запропоновано методику побудови залежностей $(\Delta\sigma_y^d, N_1)$ і (d^*, N_1) , яка пройшла апробацію на різних конструкційних матеріалах. Показано (рис.2), що ці залежності інваріантні по відношенню до геометрії зразка і способу прикладення навантаження, тобто вони є діаграмою опору матеріалів зародженню втомної макротріщини довжиною $\ell_0 = d^*$. Крім того, маючи таку діаграму, можна для довільного елемента конструкцій з концентратором напружень розрахувати амплітуду номінальних напружень $\Delta\sigma_{nom}$ (амплітуда навантаження ΔP), необхідну для зародження макротріщини довжиною $\ell_0 = d^*$ при заданому числі циклів навантаження N_1 , якщо відомий теоретичний коефіцієнт концентрації напружень α_S .

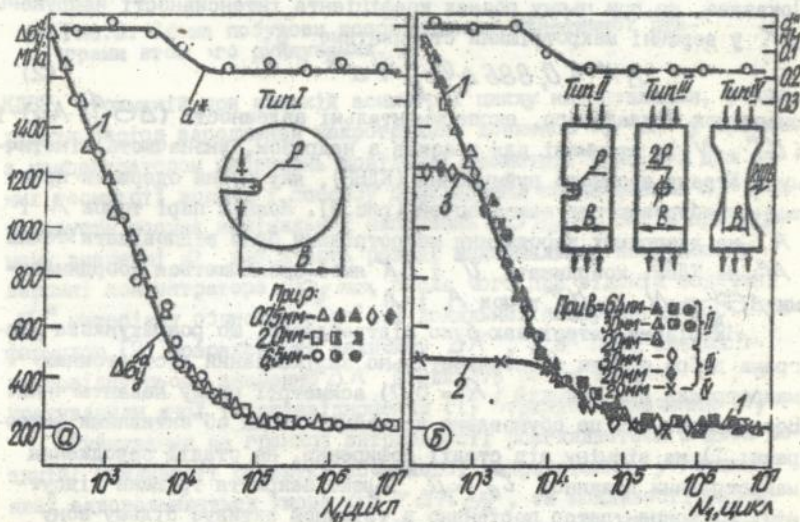


Рис.2. Вплив геометрії зразка і способу прикладення навантаження на залежність числа циклів N_1 до зародження макротріщини та характеристичної віддалі d^* від розмаху локальних напружень $\Delta\sigma_y^d$ у сплаві ДібТі.

У другому розділі викладено концепцію про взаємозв'язок

процесів зародження і росту макротріщин. Сформульована модель розвитку втомних макротріщин, у якій макротріщина розглядається як гострий надріз радіусом $\rho_{eff} = d^*$. Спереду його також формується характеристична зона d^* , яка визначає зародження нової (приріст вихідної) макротріщини $l_0 = d^*$ якісно і у відповідності з тими ж залежностями $(\Delta G_y^d, N_1)$ і (d^*, N_1) , що й для зразків з концентраторами. Цей процес увесь час повторюється, і тріщина підростає на розмір d^* , де величина d^* є макрострибок, передумови для якого формує попередня вершина макротріщини. Однак цей стрибок умовний, позаяк у мікромасштабі процес неперервний і полягає у накопиченні пошкодженості шляхом зародження і розвитку мікротріщин в характеристичній зоні впливу попередньої вершини макротріщини. Стрибок макротріщини відбувається через N_1 циклів на величину характеристичної віддалі d^* , тому швидкість росту макротріщини

$$V = d^* / N_1 \quad (1)$$

Показано, що при цьому розмах коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK у вершині макротріщини становитиме

$$\Delta K = 0,886 \Delta G_y^d \sqrt{d^*} \quad (2)$$

Внаслідок викладеного, експериментальні залежності $(\Delta G_y^d, N_1)$ і (d^*, N_1) , отримані для зразків з надрізом, визначають кінетичну діаграму втомного руйнування (КДВР), яку можна одержати простою перебудовою цих залежностей (рис.3). Кожній парі точок A і A' на діаграмах зародження макротріщини буде відповідати точка A'' на КДВР, координати V і ΔK якої визначаються координатами $\Delta G_y^d, N_1$ і d^* точок A і A' .

На різних матеріалах було підтверджено, що розрахункова діаграма добре описує експериментально зафіксований ріст втомних макротріщин при високій ($R = 0,7$) асиметрії циклу навантаження. Встановлено, що це обумовлено принаймні двома об'єктивними факторами: 1) на відміну від стадії поширення, на стадії зародження макротріщини довжиною $l_0 < d^*$ ефект закриття тріщини відсутній; 2) концентратор порівняно з тріщиною активує більшу зону передруйнування і сприяє максимально повній реалізації крихких механізмів руйнування. Ці відмінності усуваються, коли макротріщина росте при високій асиметрії циклу навантаження.

Виходячи з описаного вище взаємозв'язку між зародженням і ростом втомної макротріщини, можна рішити зворотн. задачу: по

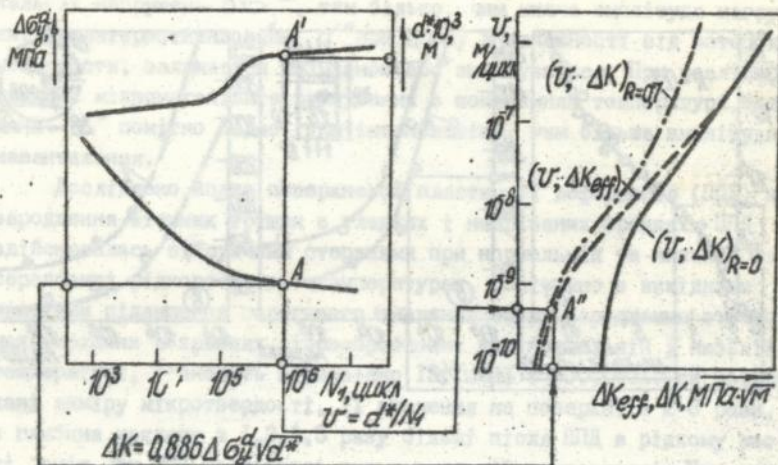


Рис.3. Схема побудови розрахункової кінетичної діаграми втом іго руйнування.

КДВР, отриманий при високій асиметрії циклу навантаження, розрахувати період зародження макротріщини довжиною $l_0 = a^*$ у зразках з концентратором напружень довільної геометрії (рис.4). Для даних геометрії зразка і способу прикладення навантаження $\Delta \rho$ розраховують розмах номінальних напружень $\Delta \sigma_{nom}$, потім при відомому значенні ρ визначають розмах максимальних напружень у вершині концентратора $\Delta \sigma_{y,max}$ після чого при відомій величині a^* матеріалу обчислюють розмах локальних напружень $\Delta \sigma_y$. За формулою (2) розраховують величину ΔK , а по КДВР знаходять відповідну цьому значенню ΔK швидкість росту тріщини v , з урахуванням якої із співвідношення (1) отримують значення N_1 .

Руйнування на границі витривалості розглядається з двох позицій: можливості розвитку початкової макротріщини, у вершині якої задовольняється умова $\Delta K > \Delta K_{th}$, та можливості зародження початкової макротріщини. Надаючи пріоритет другій позиції і виходячи з моделі автора, для розрахунку границі витривалості $\Delta \sigma_R$ гладкого зразка і величини a_0 безпечного дефекту (максимальної тріщини, що не розвивається) запропоновано такі вирази:

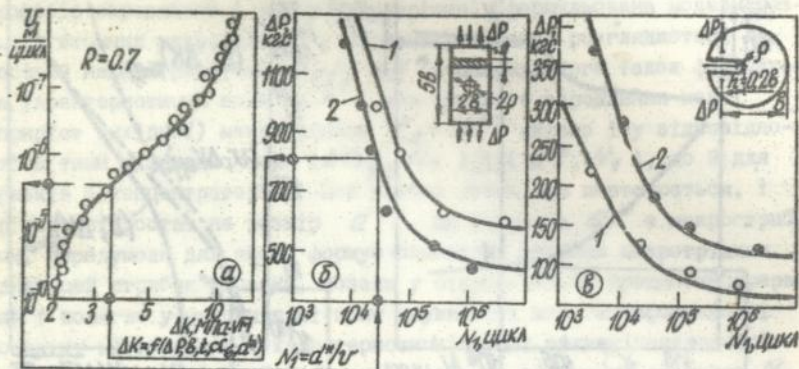


Рис.4. Кінетична діаграма втомного руйнування (КДВР) сплаву 1420Ті при $R = 0,7$ (а) та залежності числа циклів N_1 до зародження макротріщини від розмаху амплітуди навантаження ΔP (б, в) у різних зразках (лінії - розрахунок по КДВР, символи - експериментальні дані): а - $\rho = 0,5$ мм (залежність 1) та $\rho = 1,5$ мм (залежність 2); б - $\rho = 0,75$ мм (залежність 1) та $\rho = 4$ мм (залежність 2).

$$\Delta\sigma_R = 1,128 \Delta K_{th\text{eff}} (d_{th}^*)^{-1/2}; \quad (3)$$

$$d_0 = d_{th}^* = 1,272 (\Delta K_{th\text{eff}} / \Delta\sigma_R)^2, \quad (4)$$

де $\Delta K_{th\text{eff}}$ - ефективний поріг втоми на стадії росту макротріщини; d_{th}^* - характеристична зона при базі випробування $N_1 = 10^6$ циклів. Констатовано, що для циклічно знімцiovаних матеріалів характеристична зона однакова в гладких і надрізаних зразках; для циклічно зміцiovаних матеріалів вона в гладких зразках може бути значно більшою, ніж в надрізаних.

Третій розділ містить виклад розроблених експериментальних засобів і методики низькотемпературних втомних випробувань, опис конструкції оригінальних дослідних камер та установок. Тут же розглянуто закономірності впливу низьких температур на зародження і ріст втомних тріщин. Встановлено, що при зародженні макротріщини низька температура випробування обумовлює підвищення до-

каль їх напружень $\Delta \sigma_y^d$, тим більше, чим нижча амплітуда нагрузки. Характеристична зона d^* при цьому в залежності від матеріалу може рости, залишатися незмінною або зменшуватися. При реалізації крихких мікромеханізмів руйнування з пониженням температури величина d^* помітно падає, тим інтенсивніше, чим більша амплітуда навантаження.

Досліджено вплив поверхневої пластичної деформації (ПД) на зародження втомних тріщин в гладких і надрізаних зразках. ПД здійснювалась віброуючими стержнями при нормальній та низькій (в середовищі рідкого азоту) температурах. Порівняно з вихідними зразками підвищення порогового значення опору зародженню втомної макротріщини в зразках, віброоброблених при нормальній і низькій температурі, становить відповідно 15...20% і 30...40%. Як свідчать дані виміру мікротвердості, її значення на поверхні в 2-3 рази, а глибина наклепу в 1,3-1,5 разу більші після ПД в рідкому азоті, аніж при ПД на повітрі при нормальній температурі. При цьому виявилось, що застосування ПД в надрізаних зразках з циклічно зміцнених матеріалів на відміну від гладких зразків не дає позитивного результату. Пояснюється це тим, що в таких матеріалах рівень руйнівних напружень у вершині надрізу перевищує їх границю текучості.

Різна і часто протилежна зміна величини локальних напружень $\Delta \sigma_y^d$ та характеристичної зони d^* з пониженням температури зумовлює неоднозначний вплив низької температури на ріст втомних макротріщин. Показано, що він залежить від структури, фазового складу та величини навантаження. В результаті встановлено три основні (оскільки можливі часткові випадки) типи зміщення низькотемпературних КДВР (рис.5). Перший тип зміщення діаграми характерний для холодостійких матеріалів; другий - для матеріалів з типовим в "язокрихким переходом; третій - для металу шва зварних з'єднань матеріалів з нестабільним фазовим складом, схильних до крихкого руйнування. Другий тип зміщення низькотемпературної КДВР відбиває той факт, що циклічний в "язокрихкий перехід (який супроводжується прискоренням росту втомної тріщини при низькій температурі порівняно з її швидкістю при нормальній температурі) на відміну від статичного є двопараметричним процесом і залежить не лише від температури випробувань, а й від коефіцієнта інтенсивності напружень у вершині тріщини, так що при низьких амплітудах навантаження незалежно від температури випробування він не спостерігається.

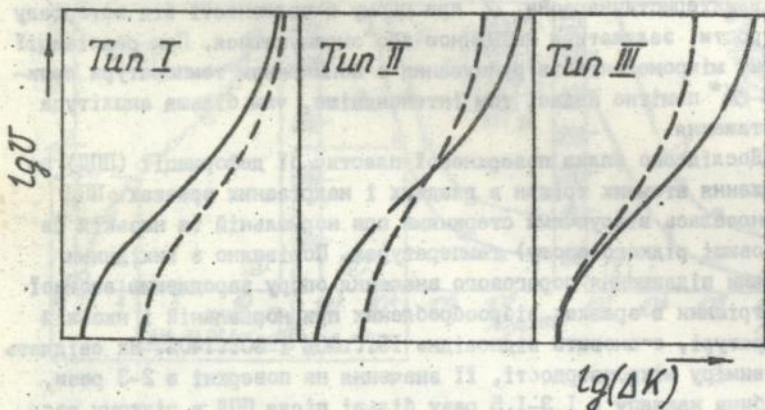


Рис.5. Основні типи зміщення низькотемпературних кінетичних діаграм втомного руйнування. Суцільна лінія - діаграма при нормальній температурі, штрихова - при низькій температурі.

Визначено зв'язок типу зміщення діаграми з мікромеханізмами росту втомної тріщини. Зокрема, перший тип має місце при реалізації розшарувань по площинах ковзання (циклічного квазісколу), бородчастого та високоенергоємного ямкового механізмів; другий та третій типи - при розвитку тріщини у високоамплітудній області навантаження шляхом внутрішньо- і міжзеренного сколу, низькоенергоємного ямкового механізму. Встановлено, що ефект закриття втомної тріщини і асиметрія циклу навантаження не впливають на тип зміщення низькотемпературної КДВР матеріалів.

Показано, що відомі аналітичні підходи не спроможні описати усі випадки температурної залежності швидкості росту втомної тріщини. Вони передбачають лише зменшення швидкості росту тріщини із зниженням температури, але не можуть описати її температурну зміну в умовах низькотемпературного окрихнення матеріалів. Зокрема, кінетичне рівняння Йокоборі

$$v = B \exp \left[- \frac{U_0 - a \ln(\Delta K)}{KT} \right], \quad (5)$$

де B , U_0 , a - деякі постійні матеріалу, може бути застосоване тільки при першому типі зміщення низькотемпературних КДВР в

сере, ньоамплітудній області навантаження.

Розглянуто кореляцію температурної зміни характеристик циклічної тріщиностійкості і короткочасної статичної міцності матеріалів. Головною відмінною особливістю зміщення низькотемпературної КДВР є характер температурної зміни циклічної тріщиностійкості в високоамплітудній області, тому тип зміщення може визначатися коефіцієнтом

$$\beta_f = \Delta K_{10^{-6}}^T / \Delta K_{10^{-6}}^{293}, \quad (6)$$

де $\Delta K_{10^{-6}}$ - розмах КІН при $\nu = 10^{-6}$ м/цикл для нормальної (293К) і низької (Т) температури випробування. При I типі зміщення діаграми $\beta_f \geq 1$, у випадку II та III типів - $\beta_f < 1$. В роботі показано, що при швидкостях $\nu = 10^{-6}$ м/цикл в матеріалах досить повно реалізуються крижкі механізми руйнування, якщо для них існують передумови. З іншого боку, такі швидкості росту тріщини ще відповідають умовам плоскої деформації (або близькі до них), про що свідчить звичайно отримуваний при цьому прямий кут злому. Вище вже відзначалось, що II і III типи зміщення низькотемпературної КДВР пов'язані з реалізацією скоельних мікромеханізмів руйнування, тому з точки зору механіки втомного руйнування критерієм схильності матеріалів до низькотемпературного окрижчення служить умова

$$\beta_f < 1. \quad (7)$$

Для різних класів матеріалів та їх зварних з'єднань (вивчаючи властивості зон зварних з'єднань, випробування проводили на мікро-розразках) показано, що відносний хід температурних залежностей границі текучості $\sigma_{0,2}$ і границі міцності σ_B визначається мікромеханізмом руйнування. Відносна температурна зміна величин $\sigma_{0,2}$ і σ_B оцінюється коефіцієнтом α_f при заданій температурі

$$\alpha_f = \left[\frac{\partial \sigma_B / \partial T}{\partial \sigma_{0,2} / \partial T} \right]_T \quad (8)$$

При в'язкому руйнуванні $\alpha_f \geq 1$ (криві температурної зміни параметрів $\sigma_{0,2}$ і σ_B розходяться або паралельні). Якщо при температурі випробування починається крижке руйнування, то $\alpha_f < 1$ (криві зближуються). Між коефіцієнтами α_f і β_f існує цілком певний зв'язок (рис.6а).

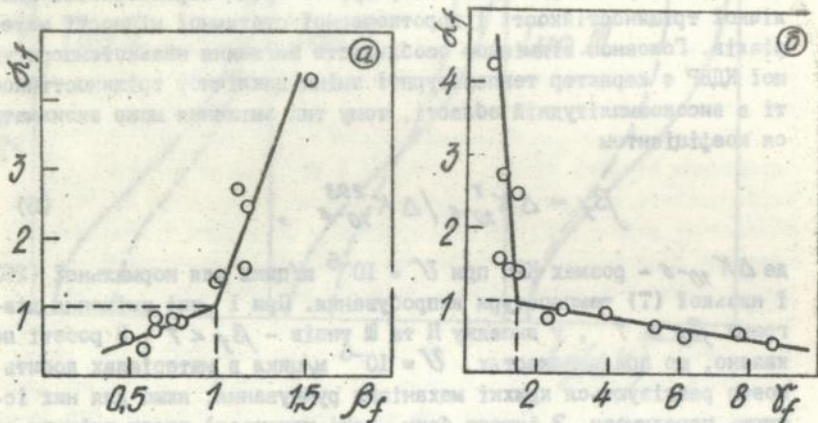


Рис.6. Зіставлення температурної зміни статичної міцності (α_f) і циклічної тріщинозростаючості (β_f), а також статичної міцності і розкриття вершини втомної тріщини (γ_f).

При $\alpha_f < 1$ маємо $\beta_f < 1$, коли ж $\alpha_f \geq 1$, то й $\beta_f \geq 1$, тобто однозначно прогнозується сприятливий (I) або небажаний (II і III) тип зміщення низькотемпературної КДВР.

Здійснено аналіз співвідношення між параметрами в'язкості руйнування матеріалів, визначеними при циклічному (K_{fc} , K_{ifc}) та статичному (K_c , K_{rc}) навантаженні. На основі даних механічних випробувань, дослідження пластичних зон у вершині тріщини та мікрофрактографічних спостережень зроблено висновок, що величини K_{fc} (K_{ifc}) і K_c (K_{rc}) є все ж різними характеристиками матеріалу, хоча якісні зміни цих параметрів з пониженням температури у багатьох випадках однакові.

З точки зору схильності матеріалів до низькотемпературного окрихнення розглянуто переваги критерію (7) відносно традиційно використовуваних, зокрема основаних на визначенні ударної в'язкості. Далі показано, що на прояв локальних актів крихкого руйнування це сильніше реагує зміна розкриття вершини втомної тріщини $\delta \cdot 10^{-6}$ при швидкості росту тріщини $V = 10^{-6}$ м/цикл

де E - модуль Юнга, особливо температурна зміна цієї величини

$$\gamma_f = \delta_{10^{-6}}^{293} / \delta_{10^{-6}}^T \quad (10)$$

Виявляється, що між коефіцієнтами α_f і γ_f існує кореляційний зв'язок, який графічно можна представити у вигляді двох прямих відрізків, що перетинаються при $\alpha_f = 1$ і $\gamma_f = 1,5$ (рис.66). Таким чином, зменшення величини $\delta_{10^{-6}}$ на 50% свідчить про схильність матеріалу до низькотемпературного окрихчення. Звідси критерій відсутності крихкості можна представити як

$$\gamma_f \leq 1,5. \quad (11)$$

Співвідношення (9) містить параметр циклічної тріщиності-крихкості $\Delta K_{10^{-6}}$ та міцнісний параметр $\sigma_{0,2}$, що дозволило запропонувати на основі критерію (II) метод розрахунку допустимих напружень в конструкціях з врахуванням низькотемпературного зміцнення матеріалів (беручи до уваги, що підходи механіки руйнування дають можливість більш надійно екстраполювати результати лабораторних експериментів на елементи конструкцій). Виходячи з встановленого критерію (II), маємо, що при $\gamma_f \leq 1,5$ матеріал не схильний до низькотемпературного окрихчення навіть у випадку наявності тріщини в матеріалі при циклічних навантаженнях. Тому, прийнявши $\gamma_f = 1$, можна вважати, що ця умова зберігається з певною долею запасу. При гарантуванні відсутності низькотемпературного окрихчення конструкційного матеріалу коефіцієнти запасу міцності (по границі текучості) при нормальній і низькій (T) температурах приймаються рівними: $n_T = n_T^T$. Допустимі напруження при нормальній [σ] і низькій [σ^T] температурах визначаються за формулами [σ] = $\sigma_{0,2} / n_T$ і [σ^T] = $\sigma_{0,2}^T / n_T^T$, тому при $\gamma_f = 1$ із співвідношень (9) і (10) отримуємо:

$$[\sigma^T] = [\sigma] (E/E^T) \beta_f^2 = \frac{\sigma_{0,2} \cdot \beta_f^2 \cdot \beta_E}{n_T}, \quad (12)$$

де $\beta_E = E/E^T$. Таким чином, низькотемпературне зміцнення можна враховувати шляхом коректування визначуваного при нормальній температурі допустимого напруження за допомогою величини $\beta_f^2 \cdot \beta_E$, що значно простіше, ніж відомими методами. Як видно з таблиці, відношення обчислених запропонованим способом низькотемпературних допустимих напружень до границі текучості при нормальній

температурі для декотрих матеріалів забезпечують захити інженерної практики (0,8...0,9 $\sigma_{0,2}$), якщо $n_T = 1,5$.

Матеріал	12X18H10T (зв. - 04X19H9)			107X13H4AГ20	ДІ6Т
	ОМ	ЗТВ	МШ		
Зона зварного з'єднання	ОМ	ЗТВ	МШ	ОМ	ОМ
$[\sigma^T] / \sigma_{0,2}$	$\frac{1,56}{1,17}$	$\frac{0,94}{0,71}$	$\frac{0,84}{0,63}$	$\frac{0,75}{0,56}$	$\frac{0,91}{0,68}$

Примітка. Розрахунок здійснено для температури $T = 113$ К. В чисельнику дані розрахунку при $n_T = 1,5$; в знаменнику - $n_T = 2,0$.

При розрахунку прийнято $f_f = 1$, хоча низькотемпературне окрихчення не спостерігається при $f_f \leq 1,5$; тобто існує деякий резерв для підвищення $[\sigma^T]$, якщо критерій f_f вибрати в інтервалі 1...1,5. Наприклад, для МШ зварного з'єднання сталі 12X18H10T при $f_f = 1,2$; $n_T = 2,0$ отримуємо $[\sigma^T] = 0,76 \sigma_{0,2}$.

В четвертому розділі наведено результати механічних, мікрофрактографічних, рентгеноструктурних та мікроструктурних досліджень, які дозволяють пояснити відмінності у впливі низької температури на КДВР аустенітних, мартенситних, аустенітно-мартенситних та мартенситно-старіючих кріогенних сталей.

В роботі детально вивчена низькотемпературна циклічна тріщиноустійкість хромонікелевих і хромонікельмарганцевих аустенітних сталей та їх зварних з'єднань. Особливу увагу звернено на встановлення зв'язку між їх характеристиками циклічної тріщиноустійкості і фазовим складом (фазової нестабільності). Показано, що традиційна кріогенна сталь 08X18H10T (ОМ), метал шва (МШ) і зона термічного впливу (ЗТВ) її зварних з'єднань чинять надзвичайно високий опір росту вогоньких тріщин, який зростає з пониженням температури випробувань, тобто спостерігається явно виражений і тип зміщення низькотемпературної КДВР, де значення ΔK_{th} і ΔK_{fc} помітно зсуваються вправо. Наприклад, при температурі 77 К коефіцієнт β_f для ОМ становить 1,53; для МШ - 1,19; для ЗТВ - 1,12. Аналогічні результати одержані для хромонікелевої сталі 03X16H9M2, призначеної для крупногабаритних зварних конструкцій: для різних зон зварних з'єднань цієї сталі коефіцієнт $\beta_f = 1,47...1,56$. В зломах зварних з'єднань сталей 08X18H10T і 03X16H9M2 практично

відсутні участки крихкого руйнування, не тільки після випробувань при температурі 77К, хоча фазовий склад суттєво змінюється. Рентгеноструктурним аналізом встановлено, що під впливом циклічних деформацій при нормальній і низькій температурах вихідний аустеніт на 70...100% перетворюється в α -мартенсит деформації. Отже, тріщина розривалась у мартенситі деформації по "язким енергоємним мікромеханізмам втомного руйнування. При цьому виникає питання, яка тут роль мартенситного перетворення і безпосередньо мартенситу деформації. З цією метою були вивчені закономірності росту втомних тріщин в сталі 03X16H9M2 після об'ємної пластичної деформації (ОПД) розтягом при нормальній та низькій (77К) температурах. Якщо ОПД здійснена при температурі 293К, змінює тільки субструктуру вихідного аустеніту, то це практично не позначається на кінетиці втомної тріщини при нормальній та низькій температурах. Якщо сталь містить α -фазу у кількості 10...15% вже у вихідному стані після ОПД при температурі 77К, то швидкість росту тріщини при температурі 77К в залежності від рівня навантаження в 2...10 раз більша, ніж в сталі без ОПД. Таким чином, високий опір розвитку низькотемпературного втомного руйнування хромонікелевих метастабільних аустенітних сталей обумовлений безпосередньо самим мартенситним перетворенням, яке приводить до релаксації напружень в зоні передруйнування шляхом поглинання енергії.

До недоліків аустенітних хромонікелевих сталей відносяться низька міцність при нормальній температурі, а також порівняно висока вартість, зумовлена підвищеним вмістом дефіцитного нікелю. В останні роки розроблено сталі для криогенної техніки, в котрих для стабілізації δ -твердого розчину нікель повністю або частково замінений марганцем, а для покращання міцнісних властивостей з'єднують нітридне та інтерметалідне з'єднання. При дослідженні сталей 07X13N4AГ20, 06X20H10AГ10M6 і 06X20H10AГ10M6 було встановлено, що стабільноаустенітні хромонікельмарганцеві сталі мають у 1,5-2 рази вищу границю текучості, ніж традиційна криогенна сталь 08X18H10T та високу низькотемпературну циклічну тріщиностійкість. Твердорозчинним зміцненням при легуванні азотом до 0,4% можна довести границю текучості хромонікельмарганцевих сталей до 400...500 МПа при збереженні величини $\beta_f = 1,1...1,2$. Більш високі значення міцності ($\sigma_{0,2} > 500$ МПа) та порогу втоми ($\Delta K_{th} > 10$ МПа $\sqrt{м}$) досягаються додатковим зміцненням дисперсними виділеннями інтерметалідів, причому легування ніобієм

має помітну перевагу перед ванадієм.

При зменшенні вмісту нікелю в хромонікельмарганцевих сталях спостерігається фазова нестабільність. Її вплив на низькотемпературну циклічну тріщиностійкість детально вивчений на прикладі сталі 03X13AG19 та зварних з'єднань сталей 03X13AG19 (зв.-07X13-AG19) і 07X13N4AG20 (зв.-07X13N4AG20, зв.-04X19N9 і зв.-05X15N9-ГБAM). Встановлено, що циклічна тріщиностійкість метастабільних матеріалів з пониженням температури істотно падає, в результаті для 0М і ЗТВ має місце II тип, а для МШ - III тип зміщення низькотемпературної КДВР; коефіцієнт β_f зменшується до величини 0,55... 0,6. Поширення втомної тріщини при середніх та високих амплітудах навантаження відбувається шляхом міжзеренного сколу. Цей процес супроводжується фазовою нестабільністю в зоні передруйнування, причому на відміну від хромонікелевих сталей мартенситне перетворення йде за схемою $\gamma \rightarrow \epsilon$ - мартенсит $\rightarrow \alpha$ - мартенсит не до кінця, так що матеріал у вершині тріщини має трьохфазну структуру. Показано, що інтенсивність перетворення при циклічному навантаженні більша, ніж при статичному навантаженні; його закономірності практично однакові для різних зон зварного з'єднання; вміст ϵ -фази в зломі (на рівні 10...15%) слабо залежить від ступеня деформації і температури випробування; кількість α -фази різко зменшується в міру віддалення від поверхності злому, а кількість ϵ -фази має максимум (до 30...40%) на деякій віддалі (200...300 мкм) від неї; чим інтенсивніше мартенситне перетворення, тим сильніше падіння низькотемпературної циклічної тріщиностійкості. Остання з названих закономірностей носить пороговий характер (рис.7): низькотемпературна циклічна тріщиностійкість зменшується у порівнянні з тріщиностійкістю при нормальній температурі ($\beta_f < 1$) тільки при наявності в зломі більше 50% мартенситу деформації. Отже, якщо фазова нестабільність не перевищує 50%, метастабільні аустенітні хромонікельмарганцеві сталі цілком придатні, що забезпечує економію легуючих елементів, в першу чергу нікелю. Дослідження тонкої структури, детальний мікрофрактографічний аналіз (в тому числі із застосуванням травлення поверхні зломів), вивчення розподілу легуючих елементів за допомогою мікроаналізатора показали, що низькотемпературне втомне руйнування цих матеріалів внаслідок розвитку тріщини шляхом міжзеренного сколу є результатом специфічного впливу марганця та азоту. Вони зумовлюють переважно приграничне мартенситне пере-

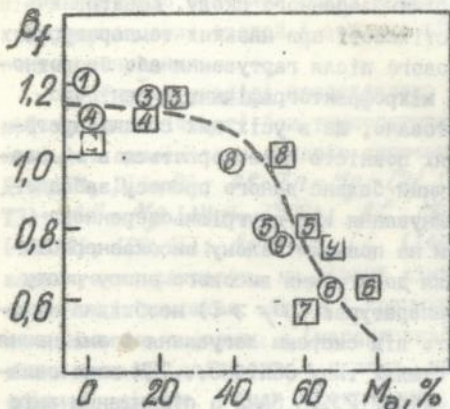


Рис. 7. Залежність низькотемпературної циклічної тріщиностійкості від кількості мартенситу деформації (M_{δ}) в зварних з'єднаннях хромо-нікельмарганцевих сталей: 0 - α_M ; 1 - $(\epsilon_M + \alpha_M)$; 1 - 06X20H10AГ10M; 2 - 0M; 3 - 3ТВ, 4 - МШ 07X13H4AГ20 (зв. - 07X13H4AГ20); 5 - 0M, 6 - 3ТВ, 7 - МШ 03X13AГ19 (зв. - 07X13A.19); 8 - МШ 07X13H4AГ20 (зв. - 05X15H9Г6AM); 9 - МШ 07X13H4AГ20 (зв. - 04X19H9).

творення з формуванням ϵ -мартенситу, який служить бар'єром для внутрішньозерниного росту тріщини, а також зернограничні виділення карбонітридів. Тому для хромомарганцевих сталей повинно бути дуже перспективним мікролегування бором, цирконієм і РЗМ, які зменшують рухливість біля границь зерен вуглецю і хрому, а також ніобієм і титаном, які змінюють енергію дефектів упаковки та зв'язують в аустеніті вуглець і азот.

При розробці високоміцних криогенних сталей дослідники звертаються до матеріалів з мартенситною, бейнітною, мартенситно-аустенитною та іншими структурами, усвідомлюючи при цьому, що підвищення міцності і ОЦК-кристалічна ґратка можуть призвести до суттєвого пониження тріщиностійкості таких матеріалів, особливо при низьких температурах. Таким чином, задача зводиться до пошуку певного оптимального рішення - створення високоміцних і тріщиностійких матеріалів.

В роботі встановлено, що незалежно від хімічного складу і природи з'єднання для хромо-нікелевих і хромо-нікелькобальтових сталей з мартенситною структурою (низьковідпущений, вуглецевистий мартенсит, маловуглецевий легований мартенсит, відпущений мартенсит з подальшим вторинним твердінням, високолегувачий мартенсит після старіння) в широкому діапазоні значень їх границі текучості (620...1900 МПа) характерний П-тип зміщення низькотемпературної КДВР, коефіцієнт β_f для цих сталей знаходиться на рівні 0,4...0,8; втомна тріщина при середніх і високих амплітудах наванта-

ження поширюється шляхом внутрішньозеренного сколу. Ефективним засобом підвищення їх тріщиностійкості при низьких температурах є формування аустеніту (залишкового після гартування або зворотного після відпуску). На основі мікрофрактографічних і рентгеноструктурних досліджень констатовано, що в усіх цих сталях аустеніт при циклічних навантаженнях повністю перетворюється в α -мартенсит деформації, а енергетичний баланс даного процесу забезпечує перехід мікромеханізму руйнування від внутрішньозеренного сколу до явкового з утворенням на поверхні злому високоенергетичних деформаційних гребенів. Для досягнення високого опору росту втомних тріщин при низьких температурах ($\beta_f \gg 1$) необхідна кількість аустенітної фази залежить від системи легування і зміцнення сталей (рис.8). Наприклад, в сталях типу 05X14H5...7DM вона складає 45...50%; в сталях типу 16X14H2,2...6,5AM3 з підвищеним вмістом вуглецю і азоту - 85...95%; в сталі 03X9H9,15M3, в якій кобальт сприяє зростанню в'язкості і пластичності матриці, - 25...

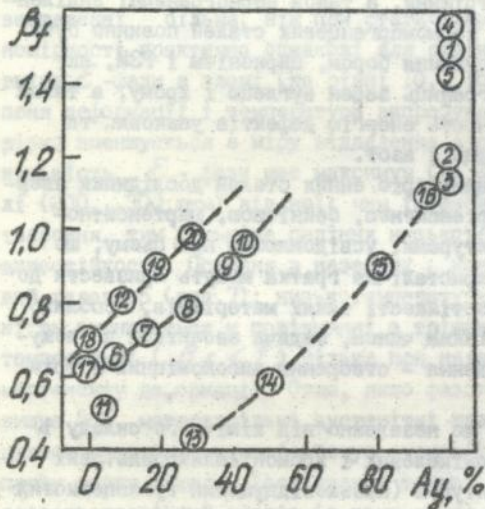


Рис.8. Залежність низькотемпературної циклічної тріщиностійкості від кількості перетвореного аустеніту в хромонікелевих і хромонікелькобальтових сталях та їх зварних з'єднаннях: 1, 2, 3 - 06X18H10T; 4, 5 - 03X16H9M2; 6, 7, 8 - 05X14H5DM; 9, 10 - 05X14H7DM; 11 - 35XС2H3MA; 12 - 32XH8K5M2; 13, 14, 15, 16 - 16X14H2,2...6,5AM3; 17 - 03H16K9M5T; 18, 19, 20 - 03X9H9K5M3.

30%. Отже, в хромонікелевих і хромомарганцевих сталях активоване деформацією мартенситне перетворення прямо протилежно впливає на їх низькотемпературну циклічну тріщиностійкість (див.рис.7 та рис.6). При цьому мартенсит деформації чинить високий опір росту втомних тріщин. Враховуючи вищесказане, можна стверджувати, що

він є непрямую причиною спаду низькотемпературної тріщиностійкості хромомарганцевих сталей і зварних з'єднань, що провокує їх міжземне руйнування.

У п'ятому розділі представлено результати дослідження циклічної тріщиностійкості при температурах 293К, 203К і 77К ряду високоміцних алюмінієвих сплавів системи *Al-Cu-Mg* (Д16АТ, Д16С4Т, Д16С4ТН, Д16С4Т); *Al-Zn-Mg-Cu* (В95Т1, Т2, Т3; В95пчТ1, Т2, Т3); *Al-Mg* (АМг6, 1570); *Al-Mg-Li* (1420Т1); *Al-Cu* (120Т1, 120С4Т1); *Al-Cu-Li* (1440Т1), що дозволило встановити вплив таких факторів, як різний хімічний склад, підвищення чистоти сплавів по домішках заліза і кремнію, режим термообробки, попередня пластична деформація (нагартовка), подрібнення зерна і формування сплавів спіканням з гранул, на їх опір зародженню і росту втомної тріщини. Існує переконання, яке базується на даних випробування низькоміцних алюмінієвих сплавів, що вони не схильні до низькотемпературного окрихчення. Використання нових металургійних і технологічних способів дає можливість підвищити їх міцність в 1,5-2 рази. В роботі показано, що тим не менше циклічна тріщиностійкість більшої таких сплавів з пониженням температури випро-

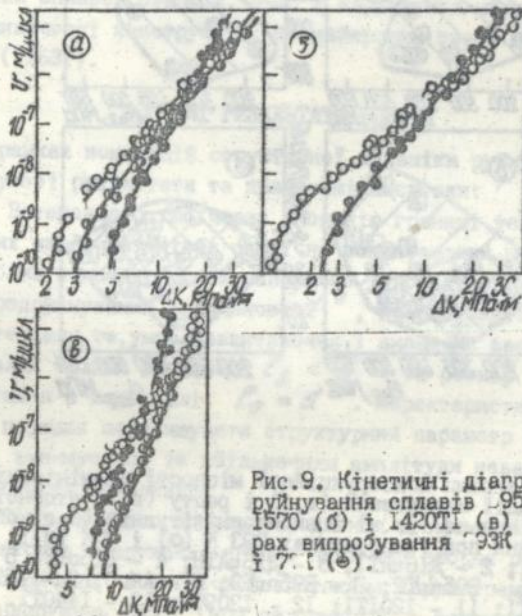


Рис.9. Кінетичні діаграми втомного руйнування сплавів В95пчТ3 (а), 1570 (б) і 1420Т1 (в) при температурах випробування 293К (о), 203К (□) і 77К (△).

бування зростає. Проте встановлено несподівані для алюмінієвих сплавів винятки (рис.9). Визначено, що зони полегшеного ковзання довкола виділень, що утворюються в результаті перестарювання за режимом ТЗ, є причиною падіння тріщиностійкості сплавів типу В96ТЗ і В95пчТЗ при криогенних (77К) температурах у високоамплітудній області навантаження (рис.9а). До аналогічного наслідку призводить подрібнення зорна у сплаві І570 (рис.9б), де до того ж через відсутність ефекту закриття тріщини спостерігається аномально низький поріг втоми ΔK_{th} ($\Delta K_{10^{-70}}$), а також легування літєм сплаву І420ТІ (рис.9в), яке негативно позначається на сплавах систем $Al-Mg$ і $Al-Cu$.

Показана доцільність підвищення чистоти сплавів по домішках заліза і кремнію та застосування нагартовки в сплавах типу



Рис.10. Діаграми конструкційної міцності алюмінієвих сплавів на стадії зародження (а, б) і росту (в, г) втомиї макротріщини в низько- (а, в) і високоамплітудній (б, г) областях навантаження при температурах 293 К (о) і 77К (а): 1 - ДІ6сАТ; 2 - ДІ6сАТІ; 3 - ДІ6сАТН; 4 - ДІ6сАТ; 5 - В95пчТІ; 6 - В96пчТ2; 7 - В96пчТЗ; 8 - АМг0; 9 - І570; 10 - І420ТІ; 11 - І20ТІ; 12 - І209ТІ; 13 - І440ТІ.

ДІБ, причому в результаті ріст характеристик циклічної тріщино-стійкості при температурі 77К в 1,5-2 рази інтенсивніший, ніж при нормальній температурі. Штучне старіння цих сплавів за режимом ТІ суттєво зменшує їх опір росту втомої тріщини. Сплав І209ТІ, отриманий спіканням з гранул, має високу статичну міцність; характеристики його циклічної тріщиностійкості ростуть з пониженням температури, однак за величиною вони знаходяться на порівняно низькому рівні.

Згідно даних випробувань алюмінієвих сплавів, між характеристиками опору руйнуванню на стадії зародження і на стадії росту макротріщини існує пряма залежність, що узгоджується з розглянутою вище моделлю втомоного руйнування.

Отримані результати узагальнені в діаграмах конструкційної міцності досліджених алюмінієвих сплавів (рис.10). Виходячи з діаграм, через оптимальне поєднання властивостей міцності і тріщиностійкості перевагу слід віддати сплавам В95пчТІ і ДІ6чАТН. Оскільки в певних ситуаціях (наприклад, в активних середовищах) властивості сплаву В95пчТІ погіршуються, він може бути успішно замінений сплавом В95пчТ2. Якщо ж керуватися міркуваннями підвищеної живучості конструкцій, то найкращим треба визнати сплав ДІ6чТ (ІІ63Т).

ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ РОБОТИ

В рамках концепцій структурної механіки руйнування отримано нові наукові результати та практичні висновки:

1. Встановлено, що через аномалію границі текучості приповерхневих шарів металів в циклічно навантажених елементах конструкцій біля концентраторів напружень утворюється характеристична зона передруйнування величиною d^* , яка залежить від властивостей матеріалу та умов навантаження і визначає закономірності росту малих тріщин довжиною $l_s < d^*$ та розмір початкової макротріщини в матеріалі $l_0 = d^*$. Характеристична область d^* може на порядок перевищувати структурний параметр матеріалу і, як правило, зменшується із збільшенням амплітуди навантаження або рівня міцності матеріалу.

2. Сформульована модель зародження атомних макротріщин біля концентраторів напружень, згідно якої цей процес розглядається двопараметричним і визначається такими параметрами: розмахом локальних напружень $\Delta \sigma_y^d$ (або деформацій) і величиною характеристичної області d^* . Опрацьована методологія знаходження цих

параметрів і характеристик олоу матеріалів зародженню втомних макротріщин.

3. Запропоновано розглядати втомну макротріщину як концентратор з радіусом закруглення вершини $\rho_{eff} = d^*$. В рамках такого підходу ріст втомної макротріщини ідеалюється як повторювані акти її зародження у відповідності з залежностями, встановленими для концентраторів напружень. Розглянуто відмінності між стадіями зародження і росту макротріщини, з урахуванням яких період зародження втомної макротріщини біля концентратора напружень в зразках довільної геометрії розраховується по кінетичній діаграмі втомного руйнування, отриманій при високій ($R = 0,5 \dots 0,7$) асиметрії циклу навантаження.

4. Констатовано, що низька температура випробування обумовлює підвищення рівня локальних напружень $\Delta \sigma_y$ для зародження втомної макротріщини, проте може зменшувати розмір характеристичної області d^* . Протилежна тенденція зміни цих параметрів руйнування регламентує неоднозначний вплив низьких температур на стадії росту втомної тріщини. Попередня поверхнева пластична деформація (ПЩ), виконана в середовищі рідкого азоту, більш ефективно (в 1,5-2 рази) підвищує опір зародженню втомної макротріщини в гладких та надрізаних зразках порівняно з традиційними методами ПЩ при нормальній температурі.

5. Показано, що вплив низьких температур на ріст втомних макротріщин неоднозначний і залежить від амплітуди навантаження, температури випробування, структури і фазового складу матеріалів. Визначено три основні типи зміщення низькотемпературних кінетичних діаграм втомного руйнування матеріалів і їх зварних з'єднань, виявлений також їх зв'язок з мікрофрактографічними особливостями руйнування, ефектом закриття втомної тріщини і асиметрією циклу навантаження. Встановлено, що циклічний зв'язок крихкий перехід на відміну від статичного є двопараметричним процесом і залежить не тільки від температури випробування, а й від коефіцієнта інтенсивності напружень у вершині тріщини: при низьких амплітудах навантаження незалежно від температури випробування він не змінюється.

6. Досліджена кореляція температурної зміни характеристик циклічної тріщиностійкості, короткочасної міцності і ударної в'язкості. В результаті з позицій механіки втомного руйнування запропоновано критерії для оцінки схильності матеріалів до низь-

кстемпературного окрищення, які по надійності та універсальності перевищують існуючі. На їх основі рекомендується нова методика розрахунку допустимих напружень в конструкціях з урахуванням низькотемпературного зміцнення матеріалів.

7. Розглянуто шляхи формування оптимального поєднання низькотемпературної міцності і циклічної тріщиностійкості для деяких металічних структур. Визначено, що в хромонікелевих метастабільних аустенітних сталях і їх зварних з'єднаннях високий рівень цих характеристик визначається ініційованим низькотемпературною деформацією фазовим $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворенням, яке відбувається безпосередньо в зоні передруйнування і обумовлює релаксацію напружень в областях їх концентрації як в мікро-, так і в макромасштабі. Однак, мартенсит деформації, який вже сформувався у структурі цих матеріалів після попередньої пластичної деформації, сприяє прискоренню втомного руйнування при нормальній і, особливо, низькій температурах випробування.

8. Підвищення рівня міцності стабільноаустенітних хромонікельмарганцевих сталей при збереженні їх високої низькотемпературної циклічної тріщиностійкості досягається спільним твердорозчинним зміцненням при легуванні азотом і інтерметалідним зміцненням при легуванні ніобієм. В метастабільних аустенітних хромонікельмарганцевих сталях і їх зварних з'єднаннях деформаційне мартенситне перетворення на відміну від хромонікелевих сталей негативно позначається на низькотемпературній циклічній тріщиностійкості, якщо ступінь перетворення перевищує 50%. Це знаходить свій прояв у міжзеренному характері руйнування матеріалів, зумовленому специфічним впливом марганцю, який визначає утворення ϵ -мартенситу деформації і змінює зернограничну ситуацію.

9. Показано, що мартенситні структури з різною природою зміцнення демонструють дуже слабкий опір низькотемпературному втомному руйнуванню. Головним фактором підвищення низькотемпературної циклічної тріщиностійкості високоміцних хромонікелевих і хромонікелькобальтових сталей є забезпечення в їх структурі поруч з мартенситом залишкового або зворотного аустеніту. Його необхідний вміст може коливатися в широких межах (25...95%) в залежності від хімічного і фазового складу сталей.

10. Досліджено циклічну тріщиностійкість на етапах зародження і росту макротривини широкого спектру конструкційних алюмінієвих сплавів різного рівня міцності, а також її зміну під

впливом ряду металургійних і технологічних факторів. Встановлено, що з пониженням температури міцність і циклічна тріщиностійкість алюмінієвих сплавів зростає, однак опір втомному руйнуванню деяких високоміцних сплавів (після зарестарування, з дуже дрібним зерном, легованих літійом) при криогенних температурах може бути нижчим, ніж при нормальній температурі. На основі діаграм конструкційної міцності визначено алюмінієві сплави з оптимальним поєднанням характеристик міцності і циклічної тріщиностійкості при нормальній і низькій температурах.

II. Результати роботи використано при створенні нормативно-технічних документів, а також знайшли застосування у ряді галузей промисловості з річним економічним ефектом біля 1 млн. крб. (в цінах 1990 р.).

Основні публікації за матеріалами дисертаційної роботи

1. Машина с инерционным силовозбудителем для усталостных испытаний при зарезонансных частотах / Л.В.Ратыч, С.Я.Ярема, И.В.Полутранко, В.В.Попович, О.П.Осташ // Физ.-хим. механика материалов. - 1973. - № 5. - С. 91-93.
2. Пластические деформации около трещины в тонком диске, растягиваемом сосредоточенными силами / С.Я.Ярема, П.М.Витвицкий, А.И.Зборовицкий, О.П.Осташ // Физ.-хим. механика материалов. - 1974. - № 5. - С. 34-39.
3. Осташ О.П. О характере влияния низких температур на рост усталостных трещин // Материалы УП конф. молодых ученых ФМН АН УССР. Секция ФХММ, Львов, 1975 (Деп. в ВИНТИ, № 1138-76). - С. 134-136.
4. Ярема С.Я., Осташ О.П. Исследование развития усталостных трещин при низких температурах // Физ.-хим. механика материалов. - 1975. - № 2. - С. 48-52.
5. Ярема С.Я., Осташ О.П. О применении кинетического уравнения для описания температурной зависимости скорости роста усталостной трещины // Физ.-хим. механика материалов. - 1976. - № 5. - С. 48-51.
6. Развитие усталостного разрушения в листовом малоуглеродистой стали при комнатной и низкой температурах / С.Я.Ярема, А.Я.Красовский, О.П.Осташ, В.А.Степаненко // Пробл. прочности. - 1977. - № 3. - С. 21-26.
7. Влияние низких температур на скорость и микрофрактографические

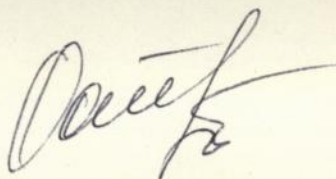
- особенности развития усталостных трещин в малоуглеродистой стали / А.Я.Красовский, О.П.Осташ, В.А.Степаненко, С.Я.Ярема // Пробл. прочности. - 1977. - № 4. - С. 74-78.
8. Развитие усталостных трещин в листах из алюминиевых сплавов Д16А и В95А / С.Я.Ярема, О.П.Осташ, В.П.Рычик и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1977. - № 1. - С. 46-51.
9. Об изменении скорости роста усталостных трещин в листах из сплавов Д16А и В95А при понижении температуры / С.Я.Ярема, О.П.Осташ, В.М.Велецкий и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1977. - № 2. - С. 5-10.
10. Осташ О.П., Ярема С.Я., Степаненко В.А. Влияние низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостной трещины в алюминиевых сплавах // Физ.-хим. механика материалов. - 1977. - № 3. - С. 26-30.
11. Влияние структуры стали ОЗХІЗАГІ9 на развитие усталостных трещин при нормальной и низкой температурах / О.П.Осташ, С.Я.Ярема, К.А.Юценко и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1977. - № 6. - С. 56-61.
12. Осташ О.П. Влияние микроструктуры алюминиевых сплавов Д16 и В95 на развитие усталостных трещин при нормальной и низкой температурах // Физ.-хим. механика материалов. - 1978. - № 2. - С. 38-42.
13. Ярема С.Я., Осташ О.П. О вязкости разрушения материалов при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов. - 1978. - № 5. - С. 112-114.
14. Осташ О.П. Исследование кинетики низкотемпературного усталостного разрушения конструкционных сталей и алюминиевых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. - Львов, 1978. - 21 с.
15. Развитие усталостных трещин в листах из магниевого сплава МА2-І / С.Я.Ярема, О.П.Осташ, О.Д.Зинюк, А.Н.Вашенко // Физ.-хим. механика материалов. - 1980. - № 1. - С. 64-69.
16. Ярема С.Я., Гречко В.В., Осташ О.П. Циклическая трещиностойкость листов титанового сплава ВТ20 и ее анизотропия // Физ.-хим. механика материалов. - 1980. - № 2. - С. 47-52.
17. Осташ О.П. Особенности методики исследования кинетики низкотемпературного усталостного разрушения // Методы и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов. - Киев: Наук. думка, 1981. - С. 231-234.

18. Влияние низкой температуры на скорость и микрофотографические особенности развития усталостных трещин в стали ОХІЗІГОАНА / О.П.Осташ, В.Т.Жмур-Клименко, К.А.Юценко и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1981. - № 2. - С. 112-114.
19. Исследование развития усталостных трещин в магниевых сплавах / С.Я.Ярема, О.Д.Зинюк, О.П.Осташ и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1981. - № 3. - С. 11-18.
20. Осташ О.П., Жмур-Клименко В.Т. Низкотемпературные кинетические диаграммы усталостного разрушения металлов и их сварных соединений // Материалы VIII Всесоюз. конф. по усталости металлов. - М.: ИМЕТ АН СССР, 1982. - С. 81-83.
21. Осташ О.П., Жмур-Клименко В.Т. Образец для исследования циклической трещиностойкости сварных соединений листовых материалов // Материалы X конф. молодых ученых ФММ АН УССР. Секция ФХММ, Львов, 1981 (Деп. в ВИНТИ, № 1948-83). - С. 120-123.
22. Влияние анизотропии, толщины и наработки на рост трещин в прессованных и катаных полуфабрикатах из сплавов ДІ6чТ и В95пчТІ / С.Я.Ярема; О.П.Осташ, А.Г.Вовнянко и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1983. - № 1. - С. 20-24.
23. Осташ О.П., Жмур-Клименко В.Т., Строк Л.П. Влияние мартенсита деформации на низкотемпературную циклическую трещиностойкость сварного соединения стали ОЗХІЗАГІ9 // Физ.-хим. механика материалов. - 1983. - № 2. - С. 49-55.
24. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость сварных соединений Fe-Cr-Ni и Fe-Cr-Mn сталей / О.П.Осташ, В.Т.Жмур-Клименко, С.Я.Ярема и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1983. - № 3. - С. 39-43.
25. Исследование напряженного состояния диска с краевым вырезом как образца для изучения зарождения трещин / В.В.Панасюк, М.П.Саврук, А.И.Зборомирский, О.П.Осташ // Докл. АН СССР. - 1983. - 272, № 4. - С. 816-819.
26. Кинетика усталостного разрушения титанового сплава АТЗ в воздухе, дистиллированной воде и 3,5%-ном водном растворе NaCl / Л.Р.Ботвина, С.Я.Ярема, О.П.Осташ, И.Б.Полутранко // Физ.-хим. механика материалов. - 1984. - № 2. - С. 17-22.
27. Исследование закономерностей низкотемпературного усталостного разрушения сварных соединений сталей на Fe-Cr-Ni и Fe-Cr-Mn основе / О.П.Осташ, В.Т.Жмур-Клименко, К.А.Юцен-

- ко // Прочность материалов и конструкций при низких температурах: Сб. науч. тр. - Киев: Наук. думка, 1984. - С.178-184.
28. Георгиев М.Н., Межова М.Я., Остах О.П. Влияние низких температур на циклическую трещиностойкость стали // Циклическая трещиностойкость металлических материалов и элементов конструкций транспортных средств и сооружений: Сб. науч. тр. - М.: Транспорт, 1984. - С. 12-25.
29. Образец для исследования закономерностей зарождения трещин / В.В.Панасюк, М.П.Саврук, А.И.Зборомирский, О.П.Остах // Физ.-хим. механика материалов. - 1984. - № 4. - С. 66-77.
30. Остах О.П., Жмур Клименко В.Т. Влияние структуры и фазового состава на низкотемпературную циклическую трещиностойкость сварных соединений метастабильных аустенитных сталей // Физ.-хим. механика материалов. - 1985. - № 1. - С. 47-51.
31. Панасюк В.В., Остах О.П., Костык Е.М. Зарождение усталостных трещин у концентраторов напряжений // Физ.-хим. механика материалов. - 1985. - № 6. - С. 3-10.
32. Панасюк В.В., Остах О.П., Костык Е.М. О связи характеристик циклической трещиностойкости материалов на стадиях зарождения и роста трещины // Физ.-хим. механика материалов. - 1986. - № 6. - С. 46-52.
33. Применение δ_K -модели для оценки периода зарождения усталостной трещины / В.В.Панасюк, Г.С.Иваницкая, О.П.Остах и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1987. - № 1. - С. 55-61.
34. Остах О.П., Жмур-Клименко В.Т. Рост усталостных трещин в металлах при низких температурах (Обзор) // Физ.-хим. механика материалов. - 1987. - № 2. - С. 17-29.
35. Влияние закрытия трещины и асимметрии цикла нагружения на кинетические диаграммы усталостного разрушения при нормальной и низкой температурах / О.П.Остах, В.Т.Жмур-Клименко, Е.М.Костык, А.В.Куновский // Физ.-хим. механика материалов. - 1987. - № 3. - С. 58-63.
36. Циклическая трещиностойкость алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / В.В.Панасюк, О.М.Остах, Е.М.Костык и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1987. - № 5. - С. 38-46.
37. Степаненко В.А., Ярема С.Я., Остах О.П. Оценка площади и геометрически. параметров микр. рельефа усталостных изломов методом стереофрактографии // Физ.-хим. механика материалов. -

1967. - № 6. - С. 67-71.
38. Осташ О.П., Панасюк В.В. К теории зарождения и роста усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов. - 1968. - № 1. - С. 13-21.
39. Осташ О.П., Костык Е.М., Левина И.Н. Влияние низкой температуры на зарождение и рост усталостных трещин в стали 08кп с различным размером зерна // Физ.-хим. механика материалов. - 1968. - № 4. - С. 63-71.
40. Определение напряженно-деформированного состояния и условий зарождения усталостных трещин в прямоугольной пластине с отверстием / В.В.Панасюк, Г.С.Иваницкая, А.И.Зборомирский, О.П.Осташ и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1968. - № 5. - С. 70-77.
41. Влияние поверхностного пластического деформирования на зарождение усталостных трещин / О.П.Осташ, П.М.Грицишин, Е.М.Костык, И.М.Андрейко // Физ.-хим. механика материалов. - 1968. - № 6. - С. 111-112.
42. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость аустенитных сталей повышенной прочности / О.П.Осташ, Я.Н.Кунаков, А.В.Куновский и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1969. - № 6. - С. 27-32.
43. Циклическая трещиностойкость сварных соединений мартенситно-старяющей стали / О.П.Осташ, В.Е.Лазыко, А.В.Куновский, В.Г.Ковальчук // Свароч. пр-во. - 1969. - № 6. - С. 12-13.
44. Пружнопластична рівновага диска з крайовою тріщиною / А.І.Зборомирський, Г.С.Іваницька, М.В.Ізачовиц, О.П.Осташ, В.В.Панасюк // Физ.-хим. механика материалов. - 1990. - № 1. - С. 38-46.
45. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость высокопрочных алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / О.П.Осташ, Е.М.Костык, В.Г.Кудряшов и др. // Физ.-хим. механика материалов. - 1990. - № 3. - С. 40-49.
46. Осташ О.П. Определение периода зарождения усталостной макротрещины у концентраторов напряжений // Физ.-хим. механика материалов. - 1990. - № 4. - С. 55-60.
47. Осташ О.П., Жаур-Клименко В.Т. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость и ее использование при учете низкотемпературного упрочнения материалов // Прочность материалов и конструкций при низких температурах: Сб. науч. тр. - Киев:

- Наук. думка, 1990. — С. 81—86.
48. Циклическая трещиностойкость сварных соединений высокопрочных сталей / О. П. Осташ, А. Б. Куновский, В. Е. Лазько и др. // Автомат. сварка. — 1990 — № 7. — С. 8—12.
 49. Осташ О. П., Дегтярев А. Ф., Куновский А. Б. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость сталей в высокопрочном состоянии // Физ.-хим. механика материалов. — 1991. — № 2. — С. 62—67.
 50. Панасюк В. В., Иваницкая Г. С., Осташ О. П. Напряженно-деформированное состояние образцов, применяемых для исследования зарождения и роста трещин // Пробл. прочности. — 1991. — № 10. — С. 8—18.
 51. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость сварных соединений мартенситно-аустенитной стали / О. П. Осташ, В. Е. Лазько, О. Д. Зинюк, Т. Л. Максимович // Физ.-хим. механика материалов. — 1992. — № 2. — С. 70—75.
 52. А. с. 1158855 СССР, МКИ 01 В5/30. Способ оценки остаточных напряжений в сварных конструкциях / О. П. Осташ, Б. М. Зайдель, В. Т. Жмур-Клименко. — Опубл. 30.05.85. Бюл. № 20.



AB 27.42

AB 27.428