

УДК 620.191.33

## МЕТОДИ ОЦІНЮВАННЯ РУЙНУВАННЯ ТА МІЦНОСТІ ТРУБОПРОВІДНИХ СТАЛЕЙ ТА КОНСТРУКЦІЙ ЗА ДІЇ РОБОЧИХ СЕРЕДОВИЩ. Ч. I. ВПЛИВ КОРОЗИВНОГО ЧИННИКА

А. М. СИРОТЮК, І. М. ДМИТРАХ

*Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів*

Узагальнено сучасні методи оцінки міцності та ризику руйнування елементів трубопроводних конструкцій за підходами механіки руйнування матеріалів із урахуванням особливостей впливу корозивного чинника. Розглянуто стадії початкової корозійної пошкоджуваності металу та поверхневого корозійно-втомного тріщиноутворення у трубопроводних сталях. Виявлено вплив хімічного складу середовища, частоти та асиметрії циклу навантаження, а також терміну експлуатації на їх циклічну корозійну тріщиностійкість. Для експертних оцінок роботоздатності та ризику руйнування трубопроводних систем із корозійними тріщиноподібними дефектами запропоновано спеціальні діаграми, які містять три характерні зони: безпечної експлуатації, експлуатації з прогнозованим розвитком наявних тріщиноподібних дефектів та ризику крихкого руйнування.

**Ключові слова:** *трубопроводні конструкції; сталі для трубопроводів; корозивні середовища; статичні та циклічні навантаження; корозійно-механічні тріщиноподібні дефекти; діаграми оцінювання роботоздатності та ризику руйнування.*

Трубопроводні конструкції, як і трубопровідний транспорт загалом, мають важливе значення для національної економіки України і ця значущість постійно зростатиме через перспективність впровадження європейської водневої енергетичної інфраструктури, яка передбачає використання існуючих трубопроводних мереж для транспортування сумішей природного газу та водню [1–3].

Окрім цього, трубопроводи для транспортування корозивних чи водневовмісних середовищ розглядають як об'єкти підвищеної відповідальності [4], які мають важливе значення для індустріальної та соціальної інфраструктури. Технічно – це тривимірні конструкції, які складаються з прямолінійних ділянок, патрубків, згинів, різномірних зварних з'єднань тощо. Під час експлуатації вони зазнають впливу внутрішнього тиску та циклічних навантажень (вібрації), який підсилюють внутрішні та зовнішні середовища. Через потенційний синергізм впливу цих чинників підвищується ризик виникнення непрогнозованих пошкоджень та руйнувань упродовж їх тривалої експлуатації, що може спричинити аварійні ситуації з непередбачуваними технічно-економічними та соціальними наслідками [4]. Тому актуально забезпечити, надійність та цілісність трубопроводних конструкцій. Нижче досліджено процеси руйнування трубопроводних сталей шляхом зародження та розвитку тріщиноподібних дефектів від концентраторів напружень за дії корозивних та водневовмісних середовищ. Проаналізовано та узагальнено результати випроб, одержані авторами за останні роки.

**Початкові стадії пошкоджуваності та опір руйнуванню трубопроводних сталей за їх циклічного навантаження у корозивних середовищах.** На сьогодні незаперечним фактом є те, що корозійна втома конструкційних металів та сплавів – багатостадійний процес [5–11], який охоплює руйнування пасивної плівки

на деформованій поверхні металу; розвиток початкових поверхневих пошкоджень типу корозійних пітингів та виразок; перехід “пітинг–тріщина”; розвиток тріщини до критичних розмірів. Важливість кожної стадії для загальної оцінки корозійної втоми зразка чи елемента конструкції може бути різним і залежить від фізико-хімічних особливостей системи “матеріал–середовище”, умов навантаження та геометричних розмірів об’єкта [5, 12, 13]. Аналіз експлуатаційних пошкоджень [9, 13–16] основних конструктивних елементів трубопроводів підтверджує, що цим процесам притаманні є, по-перше, певна локалізація залежно від стану металевої поверхні, а по-друге – стадійність.

Початкову локалізацію руйнування спричиняють певні неоднорідності чи вклюдження на поверхні металу, що зумовлює утворення локальних корозійно-активних ділянок. Наслідком цього є зародження корозійно-механічних пітингів та виразок, які слід розглядати як потенційні концентратори напружень. Вирішальну роль тут відіграють електрохімічні процеси, що активуються механічними напруженнями. На другому етапі руйнування матеріалу від вже існуючих пітингів формуються перші тріщиноподібні дефекти, т. зв. фізично короткі тріщини, довжина яких практично не перевищує віддалі між мікроструктурними бар’єрами. Тут зростає роль механічного чинника. Подальший перебіг процесу призводить до розвитку та злиття мікротріщин, після чого формується макротріщина, яка розвивається переважно в глибину матеріалу і, досягаючи критичних розмірів, обумовлює спонтанне катастрофічне руйнування елемента конструкції.

Слід зауважити, що конкретному конструктивному елементу, залежно від геометричних розмірів та умов експлуатації, властива своя лімітуюча стадія корозійно-механічного руйнування [9, 12]. Зокрема, стадії утворення корозійно-механічних виразок та зародження макротріщини визначальні для оцінки робоздатності та довговічності тонкостінних трубопроводів. Водночас залишкову довговічність труб із товщиною стінки в декілька десятків міліметрів (наприклад, трубопроводи живильної води енергоблоків закритичного тиску) визначатиме вже стадія розвитку макротріщини в глибину матеріалу. Тому для діагностики робоздатності конструктивних елементів трубопроводів необхідні розвиток та апробація різних методів оцінки корозійно-механічної пошкоджуваності металу для кожної стадії руйнування матеріалу.

**Аналіз розвитку корозійно-механічних пітингів та виразок.** Тут найефективніші методи, що ґрунтуються на результатах електрохімічного сканування деформованої поверхні спеціальними зондами [17–19]. Це дає змогу одержати карту розподілу локальних корозійних струмів навколо корозійно-втомного пошкодження типу пітинга. Слід зауважити, що значення густини локального корозійного струму на дні пітинга на порядок вищі, ніж інтегрального корозійного струму на поверхні металу, що виміряні стандартними потенціостатичними методами.

Тому важливо встановити закономірності виникнення корозійних пітингів та виразок на деформованих металевих поверхнях. Проблема пітингової корозії відома давно і її дослідження, в основному, сконцентровані на електрохімічних аспектах системи “матеріал–середовище”, тобто на встановленні потенціалу пітингоутворення залежно від чинників середовища (хімічний склад, рН, концентрація кисню тощо).

Нижче розглянуто принципово відмінний [19] випадок, зокрема, ініціювання пітинга циклічними напруженнями на металевій поверхні за постійного потенціалу поляризації, який відповідає її пасивному стану. На можливість існування цього явища опосередковано вказують відомі результати [12] про вплив статичної деформації та циклічного напруження на корозійну активність пітингів, які первинно ініційовані класичним електрохімічним шляхом, тобто прикладенням до поверхні потенціалу поляризації, рівного потенціалу пітингоутворення.

Досліджували сталь 08X18H12T у 3%-му розчині NaCl (рН 6,5). Частота циклічного навантаження  $\omega = 0,27$  Hz за асиметрії циклу  $R = 0$ . На першій стадії випроб одержали потенціодинамічні поляризаційні криві за різних значень розмаху циклічних напружень  $\Delta\sigma$ , які вибирали, враховуючи границю текучості матеріалу  $\sigma_{0,2}$ :  $\Delta\sigma/\sigma_{0,2} = 0; 0,3; 0,7$  та  $1,0$ .

Одержані результати вказують на відчутний вплив значення  $\Delta\sigma$  на електрохімічну поведінку циклічно деформованої поверхні [19]. Інтегруючи поляризаційні криві, пітингоутворення на циклічно деформованій поверхні оцінювали за параметром

$$W = \int_{E_p}^{E_{rp}} I(E) dE, \quad (1)$$

де  $E_p, E_{rp}$  – потенціали пітингоутворення та репасивації.

Параметр  $W$  можна інтерпретувати як електрохімічну енергію, необхідну для відновлення пасивного стану поверхні після появи пітинга, тобто як енергію репасивації поверхні. Розраховані його значення для поляризаційних кривих, побудованих за різних розмахів циклічних напружень  $\Delta\sigma$ , засвідчили [19] потенційне зростання енерговитрат на відновлення пасивного стану поверхні зі збільшенням циклічного навантаження. Для нашого випадку [19]

$$W = W_0 \cdot \exp[A \cdot (\Delta\sigma / \sigma_{0,2})], \quad (2)$$

де  $W_0 = 6 \cdot 10^{-8}$  W – електрохімічна енергія для відновлення пасивного стану ненавантаженої ( $\Delta\sigma = 0$ ) поверхні після виникнення на ній пітинга;  $A = 0,606$  – деяка стала.

Вивчали також локальну корозію (пітингоутворення) в умовах корозійної втоми зразка при  $\Delta\sigma = \sigma_{0,2}$ , коли до його поверхні прикладено постійний потенціал поляризації  $E = 0,1$  V = const, що відповідав пасивній ділянці поляризаційної кривої. Тобто відсутні умови для реалізації пітингоутворення за класичним електрохімічним механізмом.

Виявили неочевидний результат: ініціювання пітингоутворення циклічними напруженнями на поверхні, що інтегрально перебуває в пасивному стані. При цьому спочатку виникає поодинокий пітинг (рис. 1а), навколо якого густина корозійного струму на непошкодженій поверхні металу вища на порядок і більше (рис. 1б). Далі, зі зростанням кількості циклів навантаження, збільшується інтенсивність пітингоутворення, а отже, корозійна активність циклічно деформованої поверхні (рис. 2). Пітинги є джерелом зародження поверхневих тріщин, тому стадійність процесу “пітинг – поверхнева тріщина” можна порівняти з зародженням корозійно-втомної тріщини біля півколових концентраторів напружень [5, 20], які з одного боку, можна розглядати як типові концентратори механічних напружень, а з іншого – як об’єкти, де очікуються типові форми локалізованої корозії [12, 17, 18, 21, 22].

Після прикладення циклічних напружень до такої пошкодженої металевої поверхні додатково інтенсифікується корозія у порожнинах пітингів чи виразок, що пояснюють зростанням електрохімічної неоднорідності поверхні пітинга через градієнт механічних напружень. З цієї причини дно пітинга є місцем найінтенсивнішого електрохімічного розчинення металу, а сам пітинг можна розглядати як своєрідний “концентратор корозії”.

На цій основі можна так змодельовати розвиток корозійної втоми під час пітингоутворення. Перша стадія – це зародження та ріст пітинга до деякого характеристичного розміру  $c = d$  за механізмом електрохімічного розчинення металу, яке інтенсифікують прикладені циклічні напруження:

$$c = F_{pit}(i_{pit}; \Delta\sigma; \tau) \text{ при } 0 \leq c \leq d. \quad (3)$$

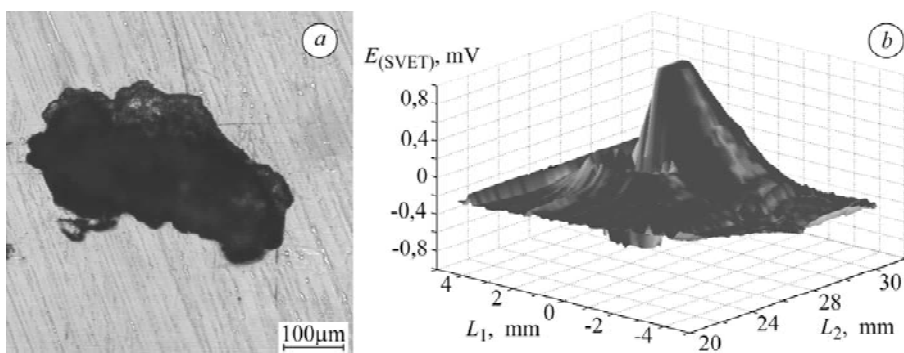


Рис. 1. Корозійно-втомний пітинг на поверхні сталі 08X18H12T у середовищі з рН 6,5 (а) та карта розподілу локальних корозійних струмів навколо нього (b).

Fig. 1. Corrosion fatigue pit on the surface of 08X18H12T steel in environment with pH 6.5 (a) and the map of local corrosion current distribution around the pit (b).

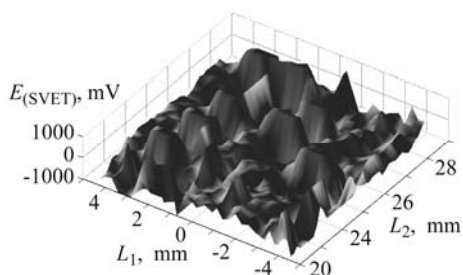


Рис. 2. Карта розподілу локальних корозійних струмів на циклічно деформованій поверхні сталі 08X18H12T у середовищі з рН 6,5 за інтенсивного пітингоутворення.

Fig. 2. The map of local corrosion current distribution on the cyclically deformed surface of 08X18H12T steel in environment with pH 6.5 under conditions of intensive pitting process.

Друга стадія – зародження втомної тріщини довжиною  $a$  від пітинга розміром  $c = d$  внаслідок сумісної дії локальної електрохімічної корозії та локальних “ефективних” циклічних напружень:

$$a = F_{crack}(i_{pit}^*; \sigma_{eff}; N), \text{ якщо } c \geq d. \quad (4)$$

Ця стадія вирізняється тим, що локалізована фізико-хімічна дія середовища спричиняє локальну концентрацію механічних напружень поблизу дна пітинга, які, в свою чергу, інтенсифікують його ріст. Тобто існує синергізм локальних механічних та фізико-хімічних взаємодій.

Зародження макротріщини біля пітинга в умовах корозійної втоми можна оцінити, моделюючи його півколовим

концентратором напружень. Встановлено [5], що визначальною особливістю процесу утворення макротріщини на поверхні такого концентратора є досягнення деякої критичної густини  $q^*$  поверхневих тріщин зі сталюю (характеристичною) довжиною  $a = a^*$ . Після досягнення такого критичного стану відбувається швидка стадія злиття (коалесценція) цих тріщин, що призводить до появи біля вершини концентратора напружень макротріщини [12, 17, 18, 21, 22]. Тому за період зародження макротріщини прийняли кількість циклів навантаження  $N = N^*$ , з досягненням якої реалізується умова  $q = q^*$ . Відомо [20, 23], що критеріальне співвідношення для оцінки періоду зародження макротріщини є деякою комбінацією параметрів напружено-деформованого стану матеріалу в зоні процесу та параметрів електрохімічного розчинення поверхні деформованого металу біля концентратора напружень, тобто

$$(\Delta\sigma_{eff})^m \cdot \left[ \frac{M}{zF\rho} \left( \frac{1}{\omega} \right) \cdot \int_0^{N^*} i(N) dN \right] = C = \text{const}, \quad (5)$$

де  $\Delta\sigma_{eff}$  – розмах ефективних напружень;  $m$ ,  $C$ ,  $M$ ,  $z$ ,  $F$ ,  $\rho$  – константи електрохімічного розчинення металу для заданої системи “метал–середовище”;  $\omega$  – частота

циклічного навантаження;  $i(N)$  – густина струму електрохімічного розчинення металу як функція кількості циклів навантаження;  $N$ ;  $N_*$  – кількість циклів навантаження, коли досягається критична густина  $q_*$  поверхневих тріщин довжиною  $a = a_*$ .

За співвідношеннями (5), якщо  $i(N) = i_{corr} = \text{const}$ , одержуємо:

$$N_* = \frac{zF\rho}{Mi_{corr}} \omega \frac{C}{(\Delta\sigma_{eff})^m}, \quad (6)$$

де змінними є параметри  $\Delta\sigma_{eff}$  та  $i_{corr}$ , а решта – відомі константи електрохімічного розчинення металу для заданої системи “метал–середовище”.

**Оцінка поверхневого корозійно-втомного тріщиноутворення.** Цей вид пошкоджень характерний для таких важливих та відповідальних об’єктів, як різноманітні трубопровідні системи енергоблоків. Наприклад, існує серйозна проблема корозійно-механічних пошкоджень металу внутрішніх поверхонь живильних трубопроводів енергоблоків закритичного тиску ТЕС. Вони мають вигляд корозійних виразок і борозенок, частина яких перейшли в тріщини глибиною декілька міліметрів [5–7, 24–28].

Оцінити їх можна, використовуючи запропоновану модельну схему [25] корозійної втоми матеріалу, коли утворення поверхневих корозійно-втомних тріщин пов’язане з інтенсивністю електрохімічного розчинення циклічно деформованої поверхні. Для цього застосували встановлене співвідношення між довжиною поверхневої тріщини  $a$ , характеристичним значенням прикладеного напруження  $\sigma_s$  [25, 29] та параметрами електрохімічного розчинення металу:

$$F(a) = \left( \frac{\sigma_s}{\sigma_{max}} \right)^m \cdot Q; \quad Q = \frac{M}{z \cdot F \cdot \rho} \cdot \frac{1}{\omega} \cdot \int_0^N I_{corr}(N) dN, \quad (7)$$

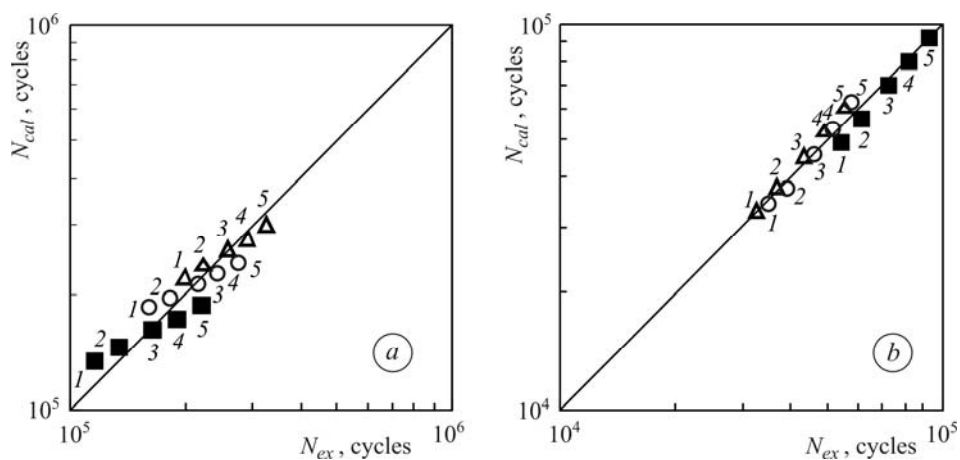


Рис. 3. Порівняння експериментальних та розрахункових значень визначення періоду зародження поверхневої корозійно-втомної макротріщини різної довжини в сталях 12X1MΦ (а) та 08X18H12Т (b): 1–5 –  $a = 1$  мм; 2; 5; 10 і 20 мм;  $\triangle$  – рН 3,0;  $\blacksquare$  – 6,5;  $\circ$  – 9,0.

Fig. 3. Comparison of experimental and calculation values of determination of the initiation period of surface corrosion fatigue crack of different length in 12X1MΦ (a) and 08X18H12T steels (b): 1–5 –  $a = 1$  mm; 2; 5; 10 and 20 mm;  $\triangle$  – pH 3.0;  $\blacksquare$  – 6.5;  $\circ$  – 9.0.

де  $F(a)$  – функція довжини тріщини;  $\sigma_s$  – характеристичне значення напруження, починаючи з якого поверхня металу в межах кожного циклу навантаження суттєво електрохімічно активується;  $\sigma_{max}$  – максимальне напруження циклу навантаження;  $m$  – константа системи “матеріал–середовище”;  $Q$  – інтегральний об’єм розчиненого металу з одиниці площі поверхні впродовж заданої кількості циклів

навантаження  $N$ ;  $I_{corr}(N)$  – залежність інтегрального корозійного струму на циклічно деформованій поверхні від кількості циклів навантаження  $N$ , що для всіх розглянутих випадків задовільно описує степенева залежність  $I_{corr} = I_0 \cdot N^k$  [7, 25], де  $I_0$  та  $k$  – константи системи “матеріал–середовище”. Виявлено [30], що розрахункові оцінки періоду зародження поверхневої корозійно-втомної макротріщини за співвідношенням (7) задовільно узгоджуються із експериментальними (рис. 3).

Такий підхід до оцінки поверхневого корозійно-втомного тріщиноутворення, що враховує одночасну дію циклічних напружень та електрохімічних процесів, ефективний для інженерного застосування і використаний під час прогнозних оцінок залишкової довговічності та робоздатності трубопровідних систем енергоблоків ТЕС [8, 9, 15, 31].

**Вплив фізико-механічних та фізико-хімічних чинників на опір розвитку тріщиноподібних дефектів у трубопровідних сталях.** Нижче на прикладі трьох характерних марок сталей, які використовують для виготовлення трубопровідних систем теплоенергетичного призначення, вивчали вплив основних експлуатаційних чинників на опір матеріалу поширенню в ньому втомної тріщини. Зокрема, складу робочого середовища, частоти циклічного навантаження та асиметрії циклу навантажування, а також терміну експлуатації матеріалу та техногенних домішок.

**Вплив хімічного складу середовища на швидкість поширення корозійно-втомних тріщин.** Встановлено [6, 8, 16, 32], що через порівняно несуттєві зміни складу робочого середовища можуть відчутно змінитися закономірності розвитку корозійно-втомних тріщин у матеріалі проти випроб у повітрі, а відтак, знизитися характеристики його тріщиностійкості у заданих експлуатаційних умовах.

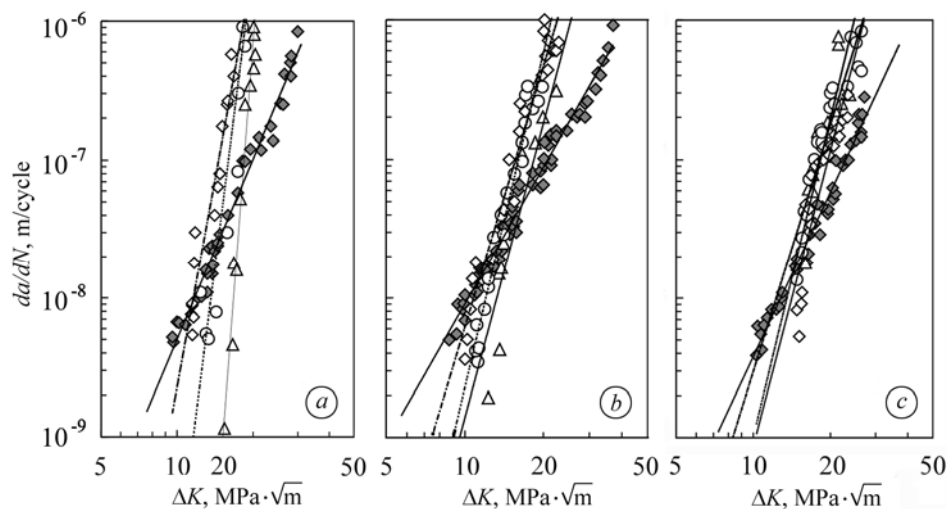


Рис. 4. Вплив складу середовища на швидкість поширення втомної тріщини у сталях 20 (a) та 12X1MΦ (b) ( $R = 0, f = 1,0$  Hz,  $T = 80^\circ\text{C}$ :  $\blacklozenge$  – повітря;  $\triangle$  –  $\text{H}_2\text{O} + \text{NH}_3$  до pH 9;  $\circ$  –  $\text{H}_2\text{O} + \text{NH}_3$  до pH 9 + 100  $\mu\text{g}/\text{kg}$   $\text{N}_2\text{H}_4$ ;  $\diamond$  –  $\text{H}_2\text{O} + \text{NH}_3$  до pH 9 + 100  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{N}_2\text{H}_4$ ), а також у сталі 08X18H12T (c) ( $R = 0, f = 1,0$  Hz,  $T = 80^\circ\text{C}$ :  $\blacklozenge$  – повітря;  $\triangle$  – 1%-ий розчин  $\text{H}_3\text{BO}_3 + \text{KOH}$  до pH 8;  $\circ$  – 1%-ий  $\text{H}_3\text{BO}_3 + \text{KOH}$  до pH 8 + 5  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{Cl}^-$  (10,5  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{KCl}$ );  $\diamond$  – 1%-ий  $\text{H}_3\text{BO}_3 + \text{KOH}$  до pH 8 + 10  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{NO}_3^-$  (16,3  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{KNO}_3$ )).

Fig. 4. Influence of environment composition on the fatigue crack growth rate in steels 20 (a) and 12X1MΦ (b) ( $R = 0, f = 1.0$  Hz,  $T = 80^\circ\text{C}$ :  $\blacklozenge$  – air;  $\triangle$  –  $\text{H}_2\text{O} + \text{NH}_3$  to pH 9;  $\circ$  –  $\text{H}_2\text{O} + \text{NH}_3$  to pH 9 + 100  $\mu\text{g}/\text{kg}$   $\text{N}_2\text{H}_4$ ;  $\diamond$  –  $\text{H}_2\text{O} + \text{NH}_3$  to pH 9 + 100  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{N}_2\text{H}_4$ ), and in steel 08X18H12T (c) ( $R = 0, f = 1.0$  Hz,  $T = 80^\circ\text{C}$ :  $\blacklozenge$  – air;  $\triangle$  – 1% solution of  $\text{H}_3\text{BO}_3 + \text{KOH}$  to pH 8;  $\circ$  – 1%-solution of  $\text{H}_3\text{BO}_3 + \text{KOH}$  to pH 8 + 5  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{Cl}^-$  (10.5  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{KCl}$ );  $\diamond$  – 1%-solution of  $\text{H}_3\text{BO}_3 + \text{KOH}$  to pH 8 + 10  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{NO}_3^-$  (16.3  $\text{mg}/\text{kg}$   $\text{KNO}_3$ )).

Загальна тенденція впливу корозивного середовища на ріст втомних тріщин порівняно з повітрям така (рис. 4). Існує деяке характерне значення розмаху КІН  $\Delta K$ , нижче від якого розвиток тріщини сповільнюється, а вище – корозивне середовище пришвидшує його. Точка перетину діаграм циклічної тріщиностійкості у повітрі і в середовищі знаходиться в діапазоні  $da/dN = 10^{-8} \dots 5 \cdot 10^{-8}$  m/cycle. Це пояснюють тим, що за малих швидкостей підростання тріщини переважають анодні корозійні процеси (локальне електрохімічне розчинення металу), які змінюють геометрію вершини тріщини, а отже, зменшують ефективну концентрацію напружень в її околі [5, 23].

При цьому за незначної зміни складу робочого корозивного середовища змінюються діаграми циклічної тріщиностійкості сталей. Зокрема, навіть за дуже незначної кількості гідразину ( $N_2H_4$ ) у базовому водному аміачному розчині характеристики циклічної корозійної тріщиностійкості сталей 20 і 12Х1МФ знижуються, особливо в припороговій області (рис. 4а, б). Тут ці діаграми стрімкіші і з незначними змінами значень  $\Delta K$  суттєво збільшується швидкість росту тріщини  $da/dN$ .

Аналогічні тенденції спостерігали і для високолегованої сталі 08Х18Н12Т (рис. 4с). Тут за незначних домішок хлоридів та нітратів у базовому водному середовищі суттєво змінюються характеристики її циклічної тріщиностійкості. При цьому найбільш негативно впливають іони хлору, які підвищують швидкість росту втомної тріщини у сталі приблизно в 5–8 разів і стимулюють корозійні процеси (локальне анодне розчинення металу), через що зменшується ефективна концентрація напружень у вершині тріщини [5, 11, 33]. З іншого боку, з активацією корозії і зменшенням рН середовища пришвидшуються відповідні катодні процеси, внаслідок чого утворюється водень, який сприяє окрихченню матеріалу, а отже, інтенсифікує розвиток тріщини [5, 33, 34].

**Вплив частоти та асиметрії циклу навантаження на швидкість поширення корозійно-втомних тріщин.** Встановлено [16, 35], що для кожної системи “матеріал–середовище” існує таке значення  $f = f^*$ , коли циклічна корозійна тріщиностійкість матеріалу найменша (рис. 5–7). Такий екстремум на частотній залежності пов’язаний зі співвідношенням швидкостей протікання електрохімічних реакцій в околі вершини тріщини та формуванням нової електрохімічно-активної поверхні внаслідок розвитку тріщини [5–7, 33].

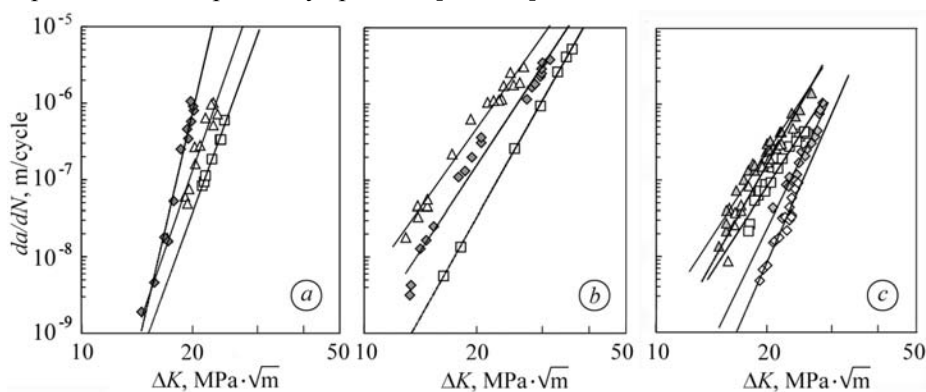


Рис. 5. Вплив частоти циклічного навантаження на швидкість поширення втомної тріщини у сталях 20 (а) та 12Х1МФ (б) ( $R = 0$ ,  $T = 80^\circ\text{C}$ ;  $\square - f = 0,017$  Hz;  $\triangle - f = 0,17$  Hz;  $\blacklozenge - f = 1,0$  Hz ( $H_2O + NH_3$  до рН 9)), а також у сталі 08Х18Н12Т (с) ( $R = 0$ ,  $T = 80^\circ\text{C}$ ;  $\blacklozenge - f = 0,1$  Hz;  $\square - f = 0,33$  Hz;  $\blacktriangle - f = 1,0$  Hz;  $\triangle - f = 2,0$  Hz;  $\diamond - f = 6,5$  Hz (1%-ий розчин  $H_3BO_3 + KOH$  до рН 8 + 10,5 mg/kg KCl)).

Fig. 5. Influence of cyclic loading frequency on fatigue crack growth rate in steels 20 (a) and 12X1MF (b) ( $R = 0$ ,  $T = 80^\circ\text{C}$ ;  $\square - f = 0.017$  Hz;  $\triangle - f = 0.17$  Hz;  $\blacklozenge - f = 1.0$  Hz ( $H_2O + NH_3$  to pH 9)), and in 08X18H12T steel (c) ( $R = 0$ ,  $T = 80^\circ\text{C}$ ;  $\blacklozenge - f = 0.1$  Hz;  $\square - f = 0.33$  Hz;  $\blacktriangle - f = 1.0$  Hz;  $\triangle - f = 2.0$  Hz;  $\diamond - f = 6.5$  Hz (1% solution of  $H_3BO_3 + KOH$  to pH 8 + 10.5 mg/kg KCl)).

Для сталі 20 у діапазоні частот навантаження 0,017...1,0 Hz діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості зміщуються в область менших значень  $\Delta K$  (рис. 5a). Для сталі 12Х1МФ також існує неоднозначна залежність характеристик циклічної корозійної тріщиностійкості від частоти навантаження у цьому діапазоні (рис. 5b). Для системи “матеріал–середовище” за частоти навантаження  $f^* = 0,17$  Hz середовище їх зменшує найбільше (рис. 6, крива 2). Для сталі 08Х18Н12Т в умовах впливу водного режиму борного регулювання з відхиленнями за хлоридами у діапазоні 0,017...6,5 Hz екстремальною є частота  $f^* = 1,0$  Hz. Тоді найбільше пришвидшується ріст тріщини і, відповідно, найменші значення характеристик циклічної корозійної тріщиностійкості (рис. 5c).

Наведені значення частот навантаження  $f = f^*$  визначають екстремальні умови випробувань, тобто такі, коли проявляється максимальний вплив корозивного середовища на ріст корозійно-втомних тріщин. Ці дані необхідно використовувати для побудови базових діаграм циклічної корозійної тріщиностійкості.

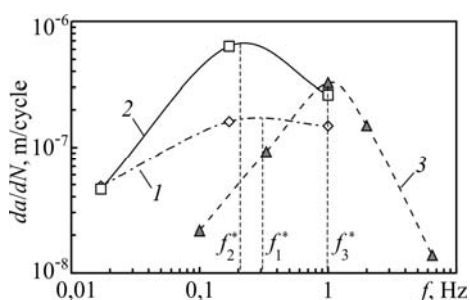


Рис. 6. Залежність швидкості поширення корозійно-втомної тріщини від частоти циклічного навантаження ( $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ): 1 – сталь 20; 2 – 12Х1МФ; 3 – 08Х18Н12Т.

Fig. 6. Dependence of corrosion fatigue crack growth rate on cyclic loading frequency ( $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ): 1 – steel 20; 2 – 12Х1МФ; 3 – 08Х18Н12Т.

Вплив коефіцієнта асиметрії циклу навантаження на розвиток втомних тріщин в умовах дії робочого корозивного середовища вивчали на сталях 20, 12Х1МФ та 08Х18Н12Т [16, 35]. Виявили, що з його зростанням від 0 до 0,7 у всіх сталях суттєво понижуються характеристики циклічної корозійної тріщиностійкості (рис. 7). При цьому відповідні діаграми зміщуються в область менших значень  $\Delta K$ , а також стають стрімкіші. Тому необхідно його враховувати, будуючи базові (для розрахунків на довговічність) діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості сталей.

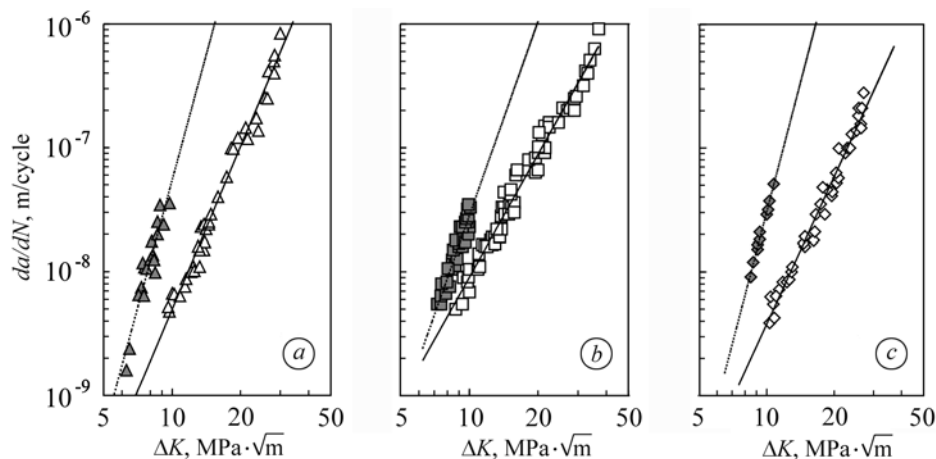


Рис. 7. Вплив асиметрії циклу навантаження на швидкість поширення втомної тріщини у сталях 20 (a), 12Х1МФ (b) і 08Х18Н12Т (c) у повітрі за  $f = 0,1$  Hz:  $\triangle, \square, \diamond$  –  $R = 0$ ;  $\blacktriangle, \blacksquare, \blacklozenge$  –  $0,7$ .

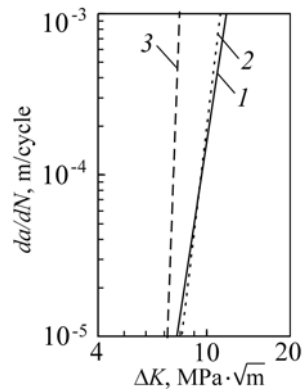
Fig. 7. Influence of stress ratio on fatigue crack growth in steels 20 (a), 12Х1МФ (b) and 08Х18Н12Т (c) in air for  $f = 0.1$  Hz:  $\triangle, \square, \diamond$  –  $R = 0$ ;  $\blacktriangle, \blacksquare, \blacklozenge$  –  $0,7$ .



Рис. 8. Діаграми корозійної циклічної тріщиностійкості металу живильних трубопроводів енергоблоків ТЕС (сталь 16ГС) у воді високого ступеня очищення:

- 1 – новий (неексплуатований) метал;
- 2, 3 – експлуатований (145 000 h) з ТЕС “В” і з ТЕС “Л”.

Fig. 8. Diagrams of corrosion fatigue crack growth of metal of feeding pipelines of HPP power unit (16ГС steel) in high purity water: 1 – new (virgin state) metal; 2, 3 – exploited (145 000 h) from HPP “В” and from HPP “Л”.



**Вплив терміну експлуатації на циклічну тріщиностійкість сталей.** За тривалої експлуатації суттєво змінюються механічні, фізико-хімічні та інші властивості конструкційних матеріалів. Тому тут важливо діагностувати фактичний стан металу елементів конструкцій [5, 13, 16]. Характеристики циклічної тріщиностійкості конструкційних матеріалів особливо чутливі до таких деградаційних процесів [13].

Досліджували вплив терміну експлуатації на зміну корозійної циклічної тріщиностійкості металу живильних трубопроводів енергоблоків закритичного тиску ТЕС (сталь 16ГС) у воді високого ступеня очищення [6].

Порівняння діаграм циклічної корозійної тріщиностійкості неексплуатованого та експлуатованого металу з ТЕС “В” та “Л” (рис. 8) свідчить про таке. Всім їм властива значна крутизна (незначним змінам параметра  $\Delta K_I$  відповідають суттєві зміни швидкості  $da/dN$ ), що є несприятливим чинником для забезпечення міцності та довговічності трубопроводів за параметрами тріщиностійкості, оскільки випадкові експлуатаційні перевантаження можуть пришвидшити розвиток тріщиноподібних дефектів.

Встановили, що тріщиностійкість випробовуваних сталей суттєво відрізняється. Це свідчить про деградацію вихідних властивостей металу трубопроводів під час тривалого впливу експлуатаційних умов, а також про різний її ступінь залежно від конкретних умов функціонування ТЕС. Особливо це стосується металу “Л” (рис. 8, крива 3).

Таким чином, для надійного прогнозування безпечних термінів роботи конструктивних елементів відповідальних об’єктів тривалої експлуатації, що містять тріщиноподібні дефекти, слід враховувати конкретні особливості кожного розглядуваного випадку і, в першу чергу, фактичний стан металу та зміну характеристик його тріщиностійкості.

**Критерії оцінки міцності та ризику руйнування конструктивних елементів трубопроводів із тріщиноподібними дефектами.** Базовими для числових оцінок міцності та довговічності трубопроводів є характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів конструктивних елементів [5, 11, 13, 14]. Відповідні діаграми – залежності швидкості росту корозійно-втомної тріщини  $dc/dN$  від КІН у вершині тріщини  $\Delta K_I$  – будують за експериментальними результатами, одержаними за відомими методиками випробувань [5, 11]. Такі діаграми розміщені між двома граничними значеннями: нижнім пороговим  $\Delta K_{th}$ , яке відповідає значенню  $\Delta K_I$ , коли корозійно-втомна тріщина не росте, і верхнім  $\Delta K_{fc}$ , яке відповідає значенню  $\Delta K_I$ , коли вона спонтанно (катастрофічно) поширюється.

Тріщиноподібний дефект у стінці трубопроводу з внутрішнім діаметром  $d$  та товщиною стінки  $t$  моделюють півеліптичною тріщиною із розмірами півосей  $a$  та  $c$  (рис. 9). Відповідні значення КІН у вершині тріщини  $\Delta K_I$  обчислюють за відомою залежністю [5, 16].

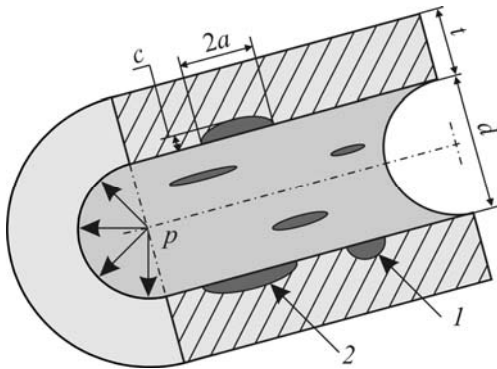


Рис. 9. Модельне подання дефекту в стінці труби півеліптичною тріщиною: 1 – корозійний пітинг ( $c/a$ ); 2 – корозійна борозенка ( $c/a$ ).

Fig. 9. Model presentation of the defect by semielliptical crack in the pipe wall: 1 – corrosion pit ( $c/a$ ); 2 – corrosion furrow ( $c/a$ ).

**Критерій безпечної експлуатації за пороговою глибиною тріщини.** Корозійно-механічні тріщиноподібні дефекти оцінюють за критерієм порогової глибини  $c_{th}$  та форми  $c/a$  півеліптичної тріщини на основі її взаємозв'язку із пороговими значеннями КІН  $\Delta K_{th}$ . Це дає змогу, враховуючи експериментальні дані про циклічну тріщиностійкість матеріалу труби та результати діагностики стану трубопроводів (тобто розміри та форму тріщин), проаналізувати потенційний розвиток тріщин під час подальшої експлуатації, а також ступінь ризику руйнування трубопроводу [8, 9, 15, 24, 36]. Тут під пороговим вважаємо розмір півеліптичної тріщини фіксованих форми

$c/a$  та глибини  $c = c_{th}$ , у вершині якої значення КІН рівне пороговому:  $K_I = K_{th}$ . Таким чином, критерієм безпечного тріщиноподібного дефекту буде умова

$$c \leq c_{th}(\Delta K_{th}), \text{ якщо } c/a = \text{const}. \quad (8)$$

Тобто всі виявлені під час діагностування дефекти глибиною  $c \leq c_{th}$  вважають безпечними, оскільки не мають потенційної здатності до подальшого розвитку.

**Критерій безпечної експлуатації трубопроводу за граничною швидкістю росту тріщин.** Це стосується розрахунку допустимої глибини  $c^*$  тріщини, щоб забезпечити безаварійну роботу трубопроводу між двома черговими профілактичними оглядами [9, 24, 36]. Тут придатний критерій приросту  $\Delta c$  виявленого тріщиноподібного дефекту глибиною  $c_0$ , тобто

$$\Delta c \leq \Delta c_*, \text{ якщо } \Delta N = \Delta N_*, \quad (9)$$

де  $\Delta c_*$  – допустимий приріст тріщини в глибину;  $\Delta N_*$  – планова кількість циклів навантаження впродовж експлуатації трубопроводу між двома профілактичними оглядами. Фізично – це оцінка за деякою граничною швидкістю розвитку корозійно-втомної тріщини впродовж запланованого терміну експлуатації трубопроводу  $(dc/dN)_*$ :

$$dc/dN \leq (dc/dN)_*. \quad (10)$$

Зокрема, якщо виберемо значення  $(dc/dN)_* = 10^{-4}$  mm/cycle, то це означає, що наявні в трубопроводі тріщини глибиною  $c_i$  можуть максимально розвинути на 1 mm під час подальших 10000 циклів навантаження.

Процедура визначення допустимої глибини тріщини  $c^*$  у стінці трубопроводу, коли задані значення  $\Delta c_*$  та  $\Delta N_*$ , така. Спочатку знаходять граничну швидкість її росту:

$$(dc/dN)_* = \Delta c_* / \Delta N_*. \quad (11)$$

Далі з діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості матеріалу розраховують відповідне значення розмаху КІН  $\Delta K_*$ , за яким із формули для КІН  $\Delta K_I$  обчислюють допустиму глибину тріщини  $c^*$ , яка є функцією робочого навантаження на трубопровід, його геометричних розмірів та геометрії дефекту.

У розрахунках приймають такий допустимий приріст тріщини глибиною  $c_i$ :  $\Delta c_* = 1,0$  mm. Значення  $\Delta N_*$  вибирають, урахувавши статистичні дані про екс-

платуацію енергоблоків на деяких електростанціях України, які свідчать, що кількість циклів навантаження на блок порядку кількох тисяч [13].

**Оцінка ризику крихкого катастрофічного руйнування.** Для цього використовують відомий [5, 37, 38] критерій механіки крихкого руйнування:

$$\Delta K_I \leq \Delta K_{fc}, \quad (12)$$

де  $\Delta K_{fc}$  – циклічна в’язкість руйнування. Тут під критичним вважають розмір півеліптичної тріщини фіксованих форми  $c/a$  та глибини  $c = c_{fc}$ , у вершині якої значення КІН рівне критичному:  $K_I = K_{fc}$ . Таким чином, критерієм критичного тріщиноподібного дефекту буде умова

$$c = c_{fc}(\Delta K_{fc}), \text{ якщо } (c/a) = \text{const}. \quad (13)$$

Всі виявлені під час діагностичного огляду дефекти глибиною, близькою до значення  $c_{th}$ , критично небезпечні, оскільки потенційно здатні спонтанно поширюватись, що призведе до катастрофічного руйнування трубопроводу.

**Діаграма оцінки роботоздатності та ризику руйнування трубопроводу з тріщиноподібними дефектами.** Експертні оцінки можливого ризику руйнування трубопроводів, які перебувають під дією пульсівного тиску робочого середовища, можна здійснити за поданими критеріями.

На їх основі для кожного розглядуваного трубопроводу будують спеціальні діаграми в координатах “характеристичні значення глибини тріщиноподібних дефектів – форма дефекту” (рис. 10), які містять три характерні зони [8, 9, 24]. По-перше, зону безпечної експлуатації трубопроводу, що знаходиться нижче кривої  $c_{th} = F_1(a/c)$ . Це стосується випадку, коли глибина всіх виявлених під час діагностування дефектів є менша за порогове значення, тобто  $c \leq c_{th}$ . Такі дефекти вважають безпечними, оскільки не мають потенційної здатності до подальшого розвитку.

Друга зона – це зона експлуатації з прогнозованим розвитком наявних тріщиноподібних дефектів. Це означає, що впродовж певного запланованого терміну експлуатації трубопроводу допускається розвиток існуючих тріщин зі швидкістю, що не перевищує деяку встановлену граничну, тобто  $dc/dN \leq (dc/dN)^*$ . Значення  $(dc/dN)^*$  вибирають залежно від вимог та норм експлуатації трубопроводу, а також конкретної виробничої ситуації. За ними розраховують криву  $c^* = F_2(a/c)$ . Всі наявні в трубопроводі тріщиноподібні дефекти глибиною  $c_i \leq c^*$  розвиватимуться зі швидкістю нижче граничної і умовно безпечні для цього випадку.

Третя зона – зона ризику крихкого руйнування, яка знаходиться вище кривої  $c_{fc} = F_3(a/c)$ . Тобто для всіх виявлених під час діагностичного огляду дефектів глибиною  $c_i \geq c_{fc}$  реалізується критерій катастрофічного руйнування і експлуатація трубопроводу недопустима.

Для прикладу на рис. 11 подано діаграму оцінки роботоздатності для експертних висновків про можливість подальшої експлуатації живильного трубо-

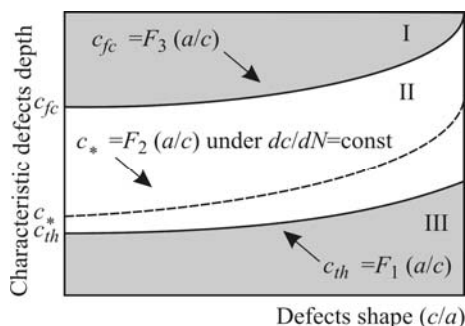


Рис. 10. Діаграма оцінки роботоздатності та ризику руйнування трубопроводу з тріщиноподібними дефектами: I – зона ризику руйнування; II – експлуатація з прогнозованим ризиком руйнування; III – зона безпечної експлуатації.

Fig. 10. Diagram for assessment of serviceability and fracture risk of the pipeline with crack-like defects: I – zone of brittle fracture; II – exploitation with predicted crack growth; III – zone of safe exploitation.

проводу ТЕС. Тут враховані такі чинники: фактичний стан металу; реальний склад робочого середовища; геометричні розміри елемента; специфіка експлуатаційних навантажень та форма тріщиноподібного дефекту. Також слід відмітити, що під час розрахунків можна брати до уваги і тип ділянки трубопроводу (прямолинійна ділянка–згин), використовуючи коефіцієнт  $k_f$ , що враховує відхилення поперечного перерізу труби від колового [8, 13].

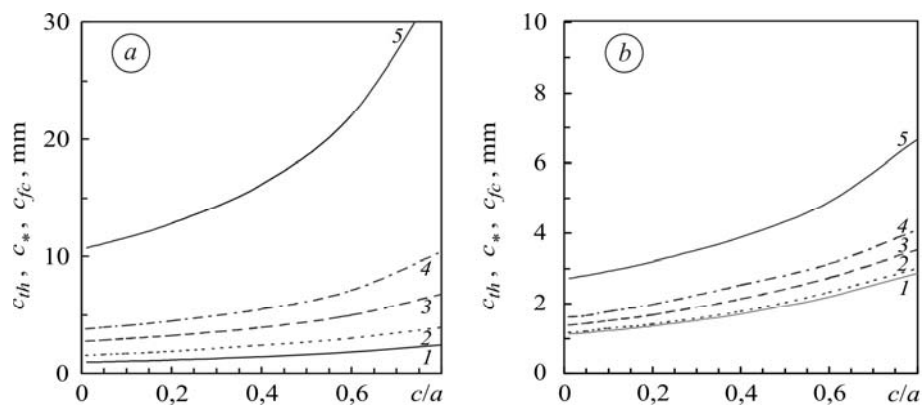


Рис. 11. Діаграми оцінки робоздатності та ризику руйнування нового (а) та експлуатованого (б) живильного трубопроводу ТЕС (сталь 16ГС; труба 526×50 mm):

1 –  $c_{th}$ ; 2–4 –  $c_*$  ( $dc/dN = 10^{-5}$  mm/cycle;  $10^{-4}$ ;  $10^{-3}$  відповідно); 5 –  $c_{fc}$ .

Fig. 11. Diagrams for assessing serviceability and fracture risk of new (a) and exploited (b) feeding pipeline of HPP (16ГC steel; pipe 526×50 mm):  
1 –  $c_{th}$ ; 2–4 –  $c_*$  ( $dc/dN = 10^{-5}$  mm/cycle;  $10^{-4}$ ;  $10^{-3}$ , respectively); 5 –  $c_{fc}$ .

## ВИСНОВКИ

Узагальнено сучасні методи оцінки міцності та ризику руйнування елементів трубопровідних конструкцій за критеріями механіки руйнування матеріалів із урахуванням особливостей впливу корозивного чинника. Розглянуто стадії початкової корозійної пошкоджуваності металу та поверхневого корозійно-втомного тріщиноутворення у трубопровідних сталях. Виявлено вплив хімічного складу середовища, частоти та асиметрії циклу навантаження та терміну експлуатації на циклічну корозійну тріщиностійкість трубопровідних сталей. Для експертних оцінок робоздатності та ризику руйнування трубопровідних систем із тріщиноподібними дефектами запропоновані спеціальні діаграми, які містять три характерні зони: безпечної експлуатації, експлуатації з прогнозованим розвитком наявних тріщиноподібних дефектів та ризику крихкого руйнування.

**РЕЗЮМЕ.** Обобщены современные методы оценки прочности и риска разрушения элементов трубопроводных конструкций за критериями механики разрушения материалов с учетом особенностей влияния коррозионного фактора. Рассмотрены стадии начальной коррозионной повреждаемости металла и поверхностного коррозионно-усталостного трещинообразования в трубопроводных сталях. Выявлено влияние химического состава среды, частоты и асимметрии цикла нагружения, а также срока эксплуатации на циклическую коррозионную трещиностойкость трубопроводных сталей. Для экспертных оценок работоспособности и риска разрушения трубопроводных систем с трещиноподобными дефектами предложены специальные диаграммы, содержащие три характерные зоны: безопасной эксплуатации, эксплуатации с прогнозируемым развитием существующих трещиноподобных дефектов и риска хрупкого разрушения.

**SUMMARY.** The modern methods for strength and fracture risk assessment of pipeline structures are presented using fracture mechanics criteria with account of specific effect of the corrosion factor. The stages of initial corrosion damaging and surface corrosion fatigue crack initiation in pipeline steels are considered. The effects of chemical composition of environment,

frequency and stress ratio and also the time of operation on cyclic corrosion crack growth resistance of pipeline steels are considered. For expert assessment of the serviceability and fracture risk of pipelines systems the special diagrams are proposed, which contain three characteristic zones: safe exploitation, exploitation with predicted growth of existing crack-like defects and zone of brittle fracture risk.

1. *Mulder G., Hetland J., and Lenaers G.* Towards a sustainable hydrogen economy: Hydrogen pathways and infrastructure // *Int. J. of Hydrogen Energy.* – 2007. – **32**, № 10–11. – P. 1324–1331.
2. *NaturalHy Project*, <http://www.naturalhy.net>
3. *Фундаментальні проблеми водневої енергетики* / І. Л. Андрійчук, В. В. Березовець, О. Л. Білий та ін. За ред. В.Д. Походенка, В.В. Скорохода, Ю.М. Солоніна. – К.: КІМ, 2010. – 496 с.
4. *Safety, Reliability and Risks Associated with Water, Oil and Gas Pipelines: NATO Science for Peace and Security Series.* – The Netherlands: Springer, 2008. – 350 p.
5. *Дмитрах І. М., Панасюк В. В.* Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка, 1999. – 342 с.
6. *Оцінка ризику корозійно-втомного руйнування живильних трубопроводів енергоблоків ТЕС за присутності техногенних органічних домішок у теплоносії* / І. М. Дмитрах, О. Білий, А. Сиротюк та ін. // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів (Корозія–2008): у 2-х т. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – Т. 2, спец. вип. № 7. – С. 833–838.
7. *Дмитрах І., Сиротюк А.* Корозійно-втомне тріщиноутворення та оцінка довговічності трубопроводів теплоенергетичного призначення // Зб. пр. 3-ої Міжнар. наук.-техн. конф. “Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій”, 22–26 черв. 2004 р. / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка, 2004. – С. 465–470.
8. *Оцінка ризику руйнування та запобігання виникненню аварійних ситуацій у парогенеруючих системах енергоблоків ТЕС за присутності техногенних органічних домішок у теплоносії* / І. М. Дмитрах, О. Л. Білий, А. М. Сиротюк та ін. // Цільова комплексна програма НАН України “Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин”: Зб. наук. статей за результатами, отриманими в 2007–2009 рр. – К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона, 2009. – С. 109–114.
9. *Створення сучасних методів технічної діагностики працездатності систем пароводяного тракту енергоблоків ТЕС* / І. М. Дмитрах, А. М. Сиротюк, Б. П. Русин та ін. // Там же: Зб. наук. статей за результатами, отриманими в 2004–2006 рр. – К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона, 2006. – С. 128–132.
10. *До проблеми технічної діагностики та оцінювання ризику руйнування дефектних трубопровідних систем тривалої експлуатації* / Б. П. Русин, А. М. Сиротюк, О. В. Капшій та ін. // Мат. 7-ої Нац. наук.-техн. конф. і виставки “Неруйнівний контроль та технічна діагностика”, 20–23 лист. 2012 р. – К.: УТ НКТД, 2012. – С. 423–427.
11. *Механіка разрушения и прочность материалов: Справ. пос.* / Под общ. ред. В. В. Панасюка. Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.
12. *Akid R., Dmytrakh I. M. and Gonzalez-Sanchez J.* Fatigue Damage Accumulation: the role of corrosion on the early stages of crack growth // *Corr. Eng., Sc. and Technology.* – 2006. – **41**, № 4. – P. 328–335.
13. *Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довідн. пос.* / За заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 7: Надійність та довговічність елементів конструкцій теплоенергетичного устаткування / І. М. Дмитрах, А. Б. Вайнман, М. Г. Сташук, Л. Тот / За ред. І. М. Дмитраха. – К.: Академперіодика, 2005. – 378 с.
14. *Метод оцінювання робоздатності та ризику руйнування елементів конструкцій з тріщиноподібними дефектами* / В. В. Панасюк, І. М. Дмитрах, Л. Тот та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2013. – **49**, № 5. – С. 10–20.
15. *Працездатність матеріалів і елементів конструкцій з гострокінцевими концентраторами напружень* / В. В. Панасюк, І. М. Дмитрах, Л. Тот та ін. // Цільова комплексна програма НАН України “Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин”: Зб. наук. статей за результатами, отриманими в 2010–2012 рр. – К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона, 2012. – С. 589–593.
16. *Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довідн. пос.* / За заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 13: Працездатність матеріалів і елементів конструкцій з гострокінцевими концентраторами напружень / І. М. Дмитрах, Л. Тот, О. Л. Білий, А. М. Сиротюк / За ред. В. В. Панасюка. – Львів: Сполом, 2012. – 316 с.
17. *Akid R.* The role of Stress-Assisted Localised Corrosion in the Development of Short Fatigue Cracks // *Effects of the environment on the initiation of crack growth* / Eds.: W. A. Van Der Sluys, R. S. Piascik and R. Zawierucha. – Philadelphia (USA): American Society for Testing and Materials, 1997. – STP 1298. – P. 3–17.

18. Akid R. Localised corrosion a new evaluation approach // *Materials World*. – 1995. – 3, № 11. – P. 522–525.
19. Dmytrakh I., Akid R., and Syrotyuk A. On pitting corrosion of stainless steels induced by cyclic stress // *Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів (Корозія–2006): у 2-х т. // Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2006. – Т. 1, спец. вип. № 5. – С. 39–42.
20. Dmytrakh I. M. On corrosion fatigue initiation from notches and the local corrosion fracture approaches // *Notch Effects in Fatigue and Fracture: NATO Science Series*. – The Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 2001. – 11. – P. 331–346.
21. Сиротюк А., Муравський Л., Куць О. Дослідження мікропошкоджуваності матеріалу та зародження тріщин в околі пітингу методом просторово-часової спекл-кореляції // *Машинознавство*. – 2008. – 131, № 5. – С. 8–11.
22. Використання техніки просторово-часової спекл-кореляції для моніторингу зародження мікротріщин в околі пітингу / А. Сиротюк, Л. Франкевич, О. Куць та ін. // *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: 4-та Міжнар. наук.-техн. конф., 23–27 черв. 2009 р.* – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка, 2009. – С. 963–968.
23. Dmytrakh I.M., Phuvirage G., and Qilafku G. On corrosion fatigue emanating from notches: stress field and electrochemistry // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2001. – 37, № 2. – С. 43–53.
24. Dmytrakh I. M. Corrosion fatigue cracking and failure risk assessment of pipelines // *Safety, Reliability and Risks Associated with Water, Oil and Gas Pipelines: NATO Science for Peace and Security Series*. – The Netherlands: Springer, 2008. – P. 99–113.
25. Dmytrakh I.M., Syrotyuk A.M., and Hrabovskiy R.S. Surface cracking of steels in the process of cyclic deformation in aqueous media // *Materials Science*. – 2003. – 39, № 4. – P. 524–532.
26. До оцінки кінетики та траєкторії розвитку тріщиноподібних дефектів у стінці трубопроводу / Р. С. Грабовський, А. М. Сиротюк, І. М. Фартушок та ін. // *Наук. нотатки*. – Луцьк: Луцький нац. техн. ун. – 2008. – № 32. – С. 50–59.
27. Дмитрах І., Сиротюк А., Лецак Р. Оцінка поверхневої корозійно-втомної пошкоджуваності трубопровідних сталей // *Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів (Корозія–2004): у 2-х т. // Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2004. – Т. 1, спец. вип. № 4. – С. 67–72.
28. Syrotyuk A. M. Expert system for the service damage assessment of materials in energetic [Електронний ресурс] // *Safety, Reliability and Risk of Engineering Plants and Components: 1st Hungarian-Ukrainian Joint Conf., 11–12 April 2006: Bay Zoltan Institute for Logistics and Production Systems, Miskolc (Hungary): presentation*. – Режим доступу: [http://www.part.bzlogi.hu/uh\\_download.html](http://www.part.bzlogi.hu/uh_download.html).
29. Dmytrakh I.M., Syrotyuk A.M., and Hrabovskiy R.S. Model of surface fatigue crack nucleation as result of corrosion deformation interactions / I. M. Dmytrakh, A. M. Syrotyuk, R. S. Hrabovskiy // *Fracture Mechanics Beyond 2000: 14<sup>th</sup> European Conf. on Fracture (ECF-14)*, 8–13 Sept., 2002: Cracow (Poland): proc. – Sheffield (UK): EMAS Publishing, 2002. – I. – P. 489–496.
30. Сиротюк А. М. Визначення періоду утворення поверхневої корозійно-втомної тріщини у трубопроводах енергетичного устаткування // *Вісник Східноукр. нац. ун-ту ім. Володимира Даля*. – 2013. – 198, № 9. – С. 185–190.
31. Експертна система оцінювання ризику руйнування конструктивних елементів трубопроводів теплоенергетичної системи / А. М. Сиротюк, О. В. Капшій, І. М. Дмитрах та ін. // *Методи та прилади контролю якості*. – 2013. – 31, № 2. – С. 126–136.
32. Сиротюк А., Дмитрах І. Вплив хімічного складу середовища на швидкість поширення корозійно-втомних тріщин // *Вісник Терноп. нац. техн. ун-ту*. – 2013. – 70, № 2. – С. 73–79.
33. *Фізико-хімічна механіка матеріалів // Зб. наук. праць на пошану акад. Г. В. Карпенка / Під ред. В. В. Панасюка*. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка, 2010. – 446 с.
34. Cheng Y. F. and Niu L. Mechanism for hydrogen evolution reaction on pipeline steel in near-neutral pH solution // *Electrochem. Communications*. – 2007. – 9, № 4. – P. 558–562.
35. Сиротюк А., Дмитрах І. Вплив частоти та асиметрії циклу навантаження на швидкість поширення корозійно-втомних тріщин // *Вісник Терноп. нац. техн. ун-ту*. – 2013. – 72, № 4. – С. 28–36.
36. Білий О., Сиротюк А. Критерії оцінки ризику корозійно-втомного руйнування живильних трубопроводів енергоблоків ТЕС // *Вісник Нац. техн. ун-ту “Харківський політехнічний інститут”*. – 2008. – № 32. – С. 14–18.
37. *Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. Т. 1: Основы механики разрушения материалов / В. В. Панасюк, А. Е. Андрейкив, В. З. Партон*. – К.: Наук. думка, 1988. – 488 с.
38. *Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. Т. 3: Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения / С. Е. Ковчик, Е. М. Морозов*. – К.: Наук. думка, 1988. – 436 с.

Одержано 18.12.2013