УДК 620.191.33:620.194.8

ФІЗИКО-ХІМІЧНА МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ ТІЛ З ТРІЩИНАМИ: ДОСЯГНЕННЯ ТА ПЕРСПЕКТИВИ

І. М. ДМИТРАХ

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

Викладено сучасні концепції до оцінки міцності та локального руйнування конструкційних металів і сплавів, що знаходяться під одночасною дією корозивних середовищ та довготривалих статичних або циклічних навантажень. Запропоновано модельні схеми та методологію досліджень локалізованої взаємодії корозивних середовищ з деформованими металами біля тріщиноподібних дефектів. Сформульовано критерії та підходи для визначення базових характеристик тріщиностійкості матеріалів з урахуванням напружено-деформованого стану матеріалу і фізико-хімічних процесів, що протікають під час його взаємодії з корозивним середовищем у вершині тріщини.

Ключові слова: *конструкційні метали і сплави, корозивно-агресивні середовища, статичні та циклічні навантаження, тріщиноподібні дефекти, зона передруйнування, водневий показник середовища, електродний потенціал металу, коефіцієнт інтенсивності напружень, базові діаграми корозійної тріщиностійкості.*

На сьогодні в науці про міцність конструкційних металів доведеним і незаперечним є твердження, що фізико-механічні властивості матеріалів (міцність, пластичність, витривалість тощо) змінюються в широкому діапазоні залежно від фізико-хімічних характеристик зовнішнього середовища, в якому вони деформуються і руйнуються.

Науковим інструментарієм цього напрямку досліджень служать сучасні підходи механіки руйнування конструкційних матеріалів, а його фізичні засади беруть свій початок із класичної фізико-хімічної механіки матеріалів – наукового напрямку, який почав інтенсивно розвиватись із середини минулого століття [1–3]. Одним із його засновників був академік АН УРСР Г. В. Карпенко [4, 5]. Його роль у формуванні фізико-хімічної механіки матеріалів відображена та проаналізована в праці [6]. Однак слід зазначити, що основні принципи та наукові засади фізико-хімічної механіки руйнування тіл з дефектами типу тріщин вперше сформулював В. В. Панасюк [7].

Зараз цей напрямок у світовій науці інтенсивно розвивається і вдосконалюється на основі низки міждисциплінарних комплексних досліджень з механіки, матеріалознавства, фізичної хімії, дефектоскопії тощо. Різні аспекти цієї проблематики постійно дискутуються на представницьких наукових форумах. Прикладами цього можуть бути Європейські конференції з руйнування [8] та Міжнародний (всесвітній) конгрес з механіки руйнування [9], які, починаючи з 60-х років минулого століття, регулярно відбуваються відповідно кожні два та п’ять років.

Методологічні засади фізико-хімічної механіки руйнування тіл з тріщиноподібними дефектами. Основною концепцією [10–13] механіки руйнування матеріалів є трактування руйнування як процесу зародження і поширен-

Контактна особа: І. М. ДМИТРАХ, e-mail: dmtr@ipm.lviv.ua

ня тріщин у деформованому твердому тілі. За такого підходу важливо врахувати особливості напружено-деформованого стану у вершині тріщини і встановити критерії руйнування твердих тіл з тріщинами, тобто поширення тріщини в заданому тілі для заданих умов його деформування.

Основним прикладним аспектом механіки руйнування є використання коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) для опису закономірностей росту субкритичних, тобто таких, що розвиваються в діапазоні $K_I < K_{IC}$, тріщин під впливом циклічного навантажування. Вперше це зробив і обґрунтував Періс [14, 15]. Далі було доведено [12, 16, 17], що КІН краще за інші механічні характеристики (наприклад, номінальні напруження у перерізі зразка) контролює ріст втомної тріщини, незалежно від геометрії зразка і способу навантаження. Зокрема, швидкість росту втомної тріщини буде функція КІН K_I, тобто

$$da/dN = f(C_i, K_I), \tag{1}$$

де da/dN – швидкість росту втомної тріщини; C_i (i = 1,2,3…) – сталі матеріалу, які характеризують опір розвитку у ньому тріщини.

Залежність (1) є основа для подання експериментальних результатів у вигляді діаграм циклічної тріщиностійкості [12, 16] – залежності швидкості росту втомної тріщини від КІН. Такі діаграми, побудовані у логарифмічній системі координат, мають вигляд S-подібної кривої з двома граничними значеннями КІН: нижнім K_{th}, коли тріщина не розвивається, і верхнім K_{fc} (K_{IC}), за якого починається остаточне спонтанне руйнування тіла. Величину K_{fc} називають циклічною в'язкістю руйнування, і її значення у багатьох випадках відрізняється від значення K_{IC}, отриманого за короткочасного статичного навантаження [17].

Визначення характеристик опору корозійному руйнуванню конструкційних металів і сплавів на основі підходів механіки руйнування має низку методологічних особливостей [12, 18–22]. Випробувальні установки та пристрої для таких досліджень обладнані додатково спеціальними робочими камерами для корозивних середовищ, у яких розміщені зразки чи їх робоча частина. У робочій камері, згідно із завданнями і вимогами до випробувань, можна розташувати системи стабілізації температури і тиску корозивного середовища, а також додаткові давачі і електроди для контролю і підтримання заданих фізико-механічних умов випробувань, наприклад, потенціалу поляризації поверхні зразка, заданої концентрації кисню чи певних агресивних компонентів тощо. Однак слід відмітити, крім вказаних відмінностей, методологічно ці дослідження не відрізнялися від підходів, розроблених для інертних середовищ, коли механічний фактор є визначальний під час руйнування.

Істотним недоліком такого підходу є те, що контроль умов у випробувальній камері не забезпечує їх постійності всередині корозійної тріщини, оскільки в ній фізико-хімічні умови під час випробувань змінюються. Таким чином, під час досліджень за того ж значення КІН K_I (ΔK_I) можна отримати різні стани зони передруйнування, а отже, різні швидкості корозійного руйнування матеріалу [18]. Типовим прикладом викладеного є виявлена неоднозначність діаграм корозійної тріщиностійкості матеріалів [18, 19], тобто їх залежність від початкового значення КІН.

Ця обставина була серйозною перешкодою у розвитку концепцій фізико-хімічної механіки руйнування та оцінювання міцності конструкційних матеріалів загалом і, зокрема, для коректного порівняння результатів досліджень, отриманих на різних зразках і за різних умов випробувань, а також для їх використання у розрахунках на довговічність як однозначних параметрів, які харак-

теризують систему матеріал–середовище. Важливе значення у розв'язанні цих питань, згідно з концепціями фізико-хімічної механіки руйнування та міцності матеріалів, мали дослідження, виконані у ФМІ НАН України [18, 23–25].

Концепція фізико-хімічної механіки руйнування матеріалів. Наведений вище аналіз відомих результатів та його узагальнення вказали на принципову необхідність розгляду та врахування під час визначення характеристик локального корозійно-втомного руйнування матеріалів параметрів фізико-хімічних процесів, що протікають безпосередньо в зоні передруйнування. Виходячи з цього, в першій половині 80-х років у ФМІ [23, 24] запропонували таку базову концепцію механіки корозійного руйнування конструкційних металів та сплавів. Загалом стан зони передруйнування матеріалу в околі вершини тріщини можна описати такими групами параметрів: $P_j(\sigma)$ – параметри, що характеризують напружено-деформований стан матеріалу і є функції прикладених до тіла зовнішніх зусиль σ; $A_n(\tau)$ – параметри, які визначають у часі τ фізико-хімічні процеси між деформованим металом і корозивним середовищем; $B_m(S)$ – параметри, що характеризують стан поверхонь матеріалу S, які утворюються під час руйнування. Тоді швидкість локального корозійного руйнування матеріалу (тобто швидкість розвитку корозійно-втомної тріщини da/dN, де a – характерний лінійний її розмір у напрямку поширення, N – кількість циклів навантаження) описуватиме деяка функція Ф від цих параметрів, тобто

$$da/dN = \Phi\left[C_i; P_j(\sigma); A_n(\tau); B_m(S)\right], \qquad (2)$$

де C_i – константи, що характеризують систему матеріал–середовище; i, j, n, m = 1,2,3… .

Залежність типу (2) запропоновано як базову для опису, аналізу та прогнозування процесів локального корозійного руйнування матеріалів. Структуру функції, а також конкретні параметри вибирають окремо для різних класів систем матеріал–середовище, враховуючи найхарактерніші для них фізико-хімічні взаємодії. Цей підхід реалізований для найпоширенішого на практиці випадку – пришвидшеного руйнування конструкційних металів у водних корозивних середовищах, тобто таких, що є слабкими водним розчинами солей, лугів та кислот. Характер фізико-хімічних взаємодій цих середовищ з деформованим металом практично універсальний і зустрічається в різних галузях промисловості, де їх використовують. Тут домінують електрохімічні процеси, які призводять до інтенсивного руйнування матеріалу. Виходячи з цього, вибрали необхідні параметри в рівнянні (2).

Відомо, що для встановлення границь термодинамічної можливості протікання електрохімічної корозії металів у водних середовищах використовують діаграми стану системи матеріал–середовище (діаграми Пурбе [26, 27]). Параметрами для їх побудови є водневий показник середовища pH та електродний потенціал металу E, які, як свідчать літературні дані [26–29], одночасно визначають електрохімічну ситуацію системи. Це послужило основою для припущення, що під час руйнування металів у водних корозивних середовищах електрохімічні процеси в зоні передруйнування в околі вершини тріщини достатньо повно контролюються значеннями pH_B та E_B біля її вершини. Параметром, що визначає напружено-деформований стан матеріалу в зоні передруйнування, вибрано КІН K_I, як найуніверсальнішу характеристику, що охоплює розмір тріщини, геометрію тіла та спосіб і рівень зовнішнього навантаження. При цьому вважали, що стан поверхні руйнування S опосередковано входить у параметри pH_B і E_B та відображається їх зміною.

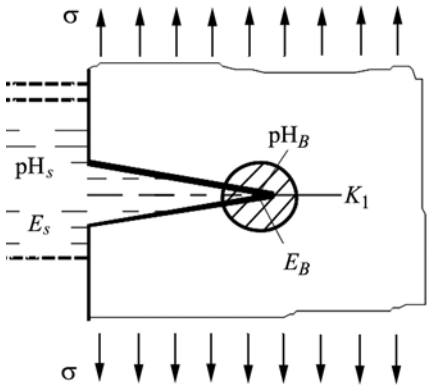

Рис. 1. Fig. 1.

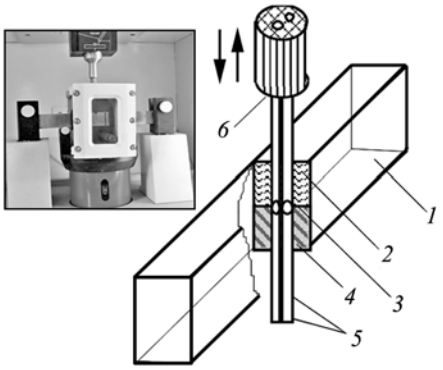

Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 1. Модельне зображення зони передруйнування матеріалу в околі вершини тріщини.

Fig. 1. Model presentation of the material prefracture zone at the crack tip.

Рис. 2. Загальний вигляд основного блока автоматичного комплексу апаратури для дослідження електрохімічних умов в околі вершини тріщини та схема встановлення давачів-мініелектродів у зразку: *1* – зразок; *2* – тріщина; *3* – її фронт; *4* – площина поширення тріщини; *5* – давачі-мініелектроди; *6* – механізм переміщення мініелектродів.

Fig. 2. A general view of the main unit of the automatic testing system for study of electrochemical conditions at the crack tip and a scheme of the minielectrodes installation in the specimen: *1* – specimen; *2* – crack; *3* – crack front; *4* – crack propagation plane; *5* – minielectrodes; *6* – mechanism of minielectrodes displacement.

Таким чином, наближено зону передруйнування матеріалу, деформованого під дією водного корозивного середовища, характеризуватимемо трьома параметрами: K_{I}, pH$_B$ та E_B (рис. 1). Тоді рівняння (2) набуде вигляду

$$da/dN = \Phi_0(C_i; K_{\text{I}}; \text{pH}_B; E_B)\,. \qquad (3)$$

Ця модельна схема на різних стадіях корозійно механічного руйнування матеріалу може зазнавати деяких модифікацій, що спричинено кінетичними особливостями та специфікою розглядуваних фізико-хімічних процесів [18].

Для реалізації викладеної концепції фізико-хімічної механіки руйнування матеріалів з тріщиноподібними дефектами розроблені оригінальні методичні підходи експериментальних досліджень та створені відповідні технічні засоби та апаратура (див. монографію [18]). Підсумком цього стала розробка автоматичного комплексу апаратури, керованого комп'ютером, для електрохімічних вимірювань у вершині тріщини, а також визначення характеристик корозійної тріщиностійкості металів із урахуванням локальних електрохімічних умов у зоні передруйнування. Ця апаратура використовує спеціальні давачі-мініелектроди, які встановлюють у випробовуваному зразку (рис. 2).

Слід зауважити, що на базі запропонованої концепції ефективно розв'язані важливі наукові та прикладні задачі фізико-хімічної механіки корозійного руйнування матеріалів, деякі з яких розглянуто нижче.

Прогнозування порогових коефіцієнтів інтенсивності напружень за корозійного розтріскування та корозійної втоми металів. Параметр K_{1SCC} – важлива характеристика опору матеріалів корозійно-механічному руйнуванню, яка визначає рівень напружень, коли в матеріалі, який перебуває під од-

ночасною дією тривалого механічного навантаження і корозивного середовища, розвиток субкритичних тріщин не відбувається [12]. Існуючі методи визначення $K_{\mathrm{I}SCC}$ трудомісткі і довготривалі: рекомендовані бази випробувань знаходяться у межах [19] 1000…3000 h, залежно від системи матеріал–середовище. Тому для оцінки схильності матеріалів до корозійного розтріскування, коли розглядають велику кількість систем матеріал–середовище, актуально і важливо розробити експрес-методи визначення параметра $K_{\mathrm{I}SCC}$.

У працях [18, 25, 30] для цього опрацьовано пришвидшений метод, який базується на аналізі електрохімічної ситуації, що виникає в корозійній тріщині за різних напружено-деформованих станів у її вершині. Метод обмежений випадком, коли домінуючим механізмом корозійного руйнування матеріалів є водневе окрихчення [12]. Зокрема, його можна використати під час випробувань високоміцних вуглецевих і низьколегованих сталей.

Основою для пришвидшеного визначення $K_{\mathrm{I}SCC}$ служить встановлений критерій старту корозійної тріщини [30], згідно з яким вона починає розповсюджуватись, коли реалізується деяка критична комбінація значень КІН і сумарної кількості водню, утвореного в вершині тріщини внаслідок електрохімічних реакцій. На його основі отримано таку формулу для прогнозування значення $K_{\mathrm{I}SCC}$ як функції характеристичних значень параметрів pH_B та E_B у вершині тріщини:

$$K_{\mathrm{I}\,SCC} \le \left\{ \frac{A}{[(|\,E_B^C + u_1 + u_2 \cdot \mathrm{pH}_B^C\,|)(\tau_b - \tau_0)]} \right\}^m , \qquad (4)$$

де A та m – сталі системи матеріал–середовище під час корозійного розтріскування; u_1 та u_2 – термодинамічні сталі, що визначають електрохімічні умови виділення водню з корозивного середовища; pH_B^C та E_B^C – усталені мінімальні значення електрохімічних параметрів у вершині тріщини; τ_0 – час, що відповідає початку виділення водню; τ_b – база випробовувань у годинах.

Цей метод апробований для різних систем матеріал–середовище і підтвердив свою ефективність і прогнозувальну здатність [18, 30]. Він також адаптований для корозійної втоми, щоб визначити відповідні значення порогових КІН ΔK_{th}. Тут за старт (початок поширення) корозійно-втомної тріщини прийнято її приріст на деяку характерну величину Δa_*, коли задане значення розмаху КІН ΔK. Результати цих досліджень та їх аналіз наведені раніше [18].

Визначення базових діаграм корозійної тріщиностійкості металів. Фактор корозивного середовища і електрохімічних умов у вершині корозійної тріщини слід вважати визначальним у явищі неоднозначності діаграм корозійної тріщиностійкості. Початок розповсюдження корозійної тріщини можуть характеризувати різні електрохімічні ситуації у її вершині, залежно від заданого рівня навантаження (початкового значення КІН K_{I}). З поширенням корозійної тріщини характер зміни електрохімічної ситуації у її вершині суттєво залежить від електрохімічних умов у момент старту.

Ріст корозійної тріщини – це деяка послідовність її елементарних просувань. Перше залежить від електрохімічної ситуації у вершині, яку визначає початкове значення K_{I} (або ΔK_{I}). Далі, з поширенням тріщини, в її вершині сформується нова електрохімічна ситуація, яка залежить від початкової довжини тріщини і від швидкості її просування. Отже, кожне наступне просування тріщини залежить від електрохімічної ситуації, яка сформувалася під впливом попереднього. Це призводить до неоднозначності діаграм статичної ко-

розійної тріщиностійкості, оскільки кожну фіксовану швидкість росту тріщини визначають не тільки рівень K_I, але й електрохімічна ситуація, яка залежить від передісторії розвитку тріщини. Останню, у свою чергу, визначає електрохімічна ситуація, яка передує старту тріщини і залежить від початкового рівня навантаження K_I (чи ΔK_I). Тому для отримання інваріантних (однозначних) діаграм корозійної тріщиностійкості необхідно, щоб кожне елементарне просування тріщини відбувалося за деякої постійної електрохімічної ситуації, яка б не залежала від передісторії її розвитку. Тоді зміна швидкості росту корозійної тріщини залежатиме лише від величини K_I (чи ΔK_I), що зумовить однозначність діаграм корозійної тріщиностійкості як функції $da/d\tau$ від K_I чи da/dN від K_I. Звідси випливає умова однозначності діаграм корозійної тріщиностійкості матеріалів [18, 31]:

$$\mathrm{pH}_B = \mathrm{const}\ ;\ E_B = \mathrm{const}\ . \qquad (5)$$

Електрохімічні умови під час випробувань матеріалів на корозійну тріщиностійкість стабілізують з допомогою спеціальної методики [18]. Правомірність такого підходу підтверджено в працях [18, 31–34].

У реальних умовах експлуатації розвиток корозійної тріщини в елементі конструкції супроводжується неперервною зміною електрохімічної ситуації в її вершині. При цьому кожному значенню довжини тріщини a_i (рис. 3) відповідають конкретні значення pH_i і E_i, які залежать від початкового електрохімічного стану pH_0 і E_0 у момент старту (початку поширення) початкової тріщини завдовжки a_0, а також від часу дії середовища τ і швидкості утворення нової поверхні S у вершині тріщини $dS/d\tau$.

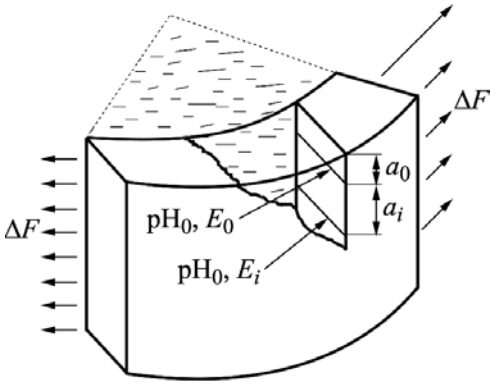

Рис. 3. Розвиток корозійної тріщини в елементі конструкції під дією навантаження і корозивного середовища.

Fig. 3. Schematic presentation of corrosion crack growth in a structural element under action of loading and corrosive environment.

Таким чином, залежно від значень $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_s$, E_0, τ і $dS/d\tau$ швидкість росту корозійної тріщини для даної системи матеріал–середовище набуває вигляду спектра кривих $da\ /\ dN = f(\Delta K_I)$. У реальній конструкції зміна цих параметрів має імовірнісний характер внаслідок їхньої залежності від випадкових експлуатаційних факторів (коливань температури, навантаження, пауз у роботі тощо). Тому під час розвитку корозійної тріщини може реалізуватись довільна крива з можливого спектра. Через це в розрахунках на довговічність виникає проблема вибору і обґрунтування базової діаграми корозійної тріщиностійкості для заданої системи матеріал–середовище.

Традиційно такі базові криві будують, узагальнюючи великий масив експериментальних даних, отриманих традиційними методами без урахування зміни електрохімічної ситуації в зоні передруйнування. При цьому за базову беруть криву, яка огинає цей масив експериментальних точок. З накопиченням великої кількості нових даних виникає необхідність періодичного пере-

гляду базової кривої. Так, наприклад, зроблено раніше [35, 36] для базових кривих норм для котлів та посудин тиску. У працях [18, 31, 32] запропоновано новий підхід до побудови базових діаграм тріщиностійкості на основі обмеженого об'єму цілеспрямованих експериментів. На його основі цю проблему вирішують, будуючи інваріантні (однозначні) діаграми корозійної тріщиностійкості, що відповідають граничним електрохімічним станам, які реалізуються для заданої системи матеріал–середовище у вершині корозійної тріщини.

Одним із таких є стан, за якого pH_B рівне значенню pH_s середовища в загальному об'ємі випробувальної камери, а E_B – значенню потенціалу корозії E_s. Вибір інших граничних електрохімічних станів базується на аналізі закономірностей зміни pH_B і E_B в стаціонарній тріщині та у такій, що розвивається.

Встановлено [18, 24, 37, 38], що під час надходження корозивного середовища у вершину статично навантаженої початкової тріщини, що не розвивається, значення pH_B і E_B змінюються у часі τ. Тенденції такої зміни аналогічні для різних систем метал–середовище і мають таку особливість: з часом вони стабілізуються на деяких (мінімальних) значеннях $\mathrm{pH}_B^C < \mathrm{pH}_s$ і $E_B^C < E_s$, які характеризують систему в стаціонарній тріщині. Тому електрохімічний стан, який визначають ці значення, вибрано другим граничним станом. Він відповідає екстремальним початковим умовам, за яких може стартувати корозійна тріщина.

Під час поширення корозійної тріщини за циклічного навантаження значення pH_B і E_B неперервно знижуються у часі. На певному етапі розвитку тріщини, який залежить від початкових умов і швидкості її росту, вони стабілізуються на рівнях $\mathrm{pH}_B^P < \mathrm{pH}_B^C$ і $E_B^P < E_B^C$, які характеризують екстремальні електрохімічні умови системи метал–середовище з розвитком тріщини і визначають третій граничний стан. Зауважимо, що значення pH_B^P і E_B^P є мінімальні для цієї системи.

Після визначення на основі попередніх досліджень значень pH_B і E_B для цих граничних електрохімічних станів виконують три серії випробувань на корозійну тріщиностійкість за постійних умов в околі вершини тріщини [18, 31]:

$$\left.\begin{aligned} &\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_s = \mathrm{const};\quad E_B = E_s = \mathrm{const}\ \ (\mathrm{I});\\ &\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^C = \mathrm{const};\quad E_B = E_B^C = \mathrm{const}\ \ (\mathrm{II});\\ &\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^P = \mathrm{const};\quad E_B = E_B^P = \mathrm{const}\ (\mathrm{III}). \end{aligned}\right\} \qquad (6)$$

Далі за результатами таких випробувань будують інваріантні діаграми корозійної тріщиностійкості (рис. 4). Для порівняння випробовують також на повітрі і будують таку ж діаграму для заданого матеріалу.

Аналіз областей, обмежених окремими діаграмами, дає як якісну, так і кількісну оцінку впливу тих чи інших граничних станів на швидкість розвитку корозійної тріщини. Зокрема, область *A* (рис. 4) визначає вплив робочого середовища порівняно з повітрям; область *B* – вплив зміни початкових електрохімічних умов у вершині початкової тріщини; область *C* – вплив зміни електрохімічних умов під час розвитку корозійної тріщини. Область, обмежена кривими *1* і *4*, характеризує максимально можливий діапазон збільшення швидкості росту корозійної тріщини під дією середовища. При цьому крива *4* є граничною діаграмою і розрахунок ресурсу елемента конструкції за нею забезпечує максимальний запас довговічності. Цю криву необхідно обирати базовою для розрахунків. У деяких випадках, виходячи з особливостей роботи

конкретної конструкції і поставлених до її розрахунку вимог, можна за базову обрати криву *3*. Наприклад, якщо розвиток тріщини в конструкції обмежується низькими (припороговими) швидкостями її росту, за яких реалізація умов для побудови кривої *4* малоймовірна. Розрахунок за кривою *2* дає завищені дані про довговічність, і приймати її за базову без додаткових обґрунтувань не рекомендують.

Як приклад реалізації запропонованого підходу наведені (рис. 5) базові діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості сталі 10ХМФТ у робочому середовищі (1%-ий розчин H_3BO_3 + KOH до pH8) при 25°C, частоті навантажування 0,33 Hz і коефіцієнті асиметрії $R = 0$. Ці дані підтверджують необхідність урахування граничних електрохімічних станів під час побудови базових кривих для розрахунків на довговічність.

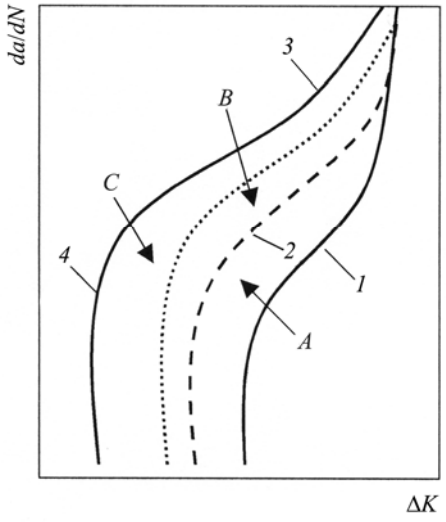

Рис. 4. Fig. 4.

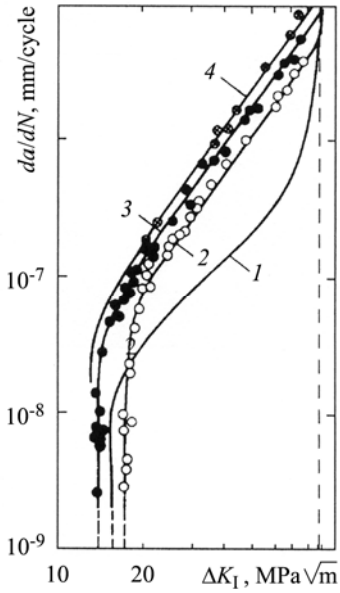

Рис. 5. Fig. 5.

Рис. 4. Базові діаграми для заданої системи метал–середовище, побудовані за результатами випробувань за граничних електрохімічних станів у вершині тріщини: *1* – повітря; *2* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_s$, $E_B = E_B$; *3* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^C$, $E_B = E_B^C$; *4* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^P$, $E_B = E_B^P$ [17].

Fig. 4. Basic diagrams for the given metal–environment system, built according to test data for boundary electrochemical states at the crack tip: *1* – test in air; *2* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_s$, $E_B = E_B$; *3* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^C$, $E_B = E_B^C$; *4* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^P$, $E_B = E_B^P$ [17].

Рис. 5. Базові діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості сталі 10ХМФТ: *1* – випробування на повітрі; *2* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_s = 8$, $E_B = E_s = -515$ mV; *3* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^C = 6$, $E_B = E_B^C = -590$ mV; *4* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^P = 5$, $E_B = E_B^P = -630$ mV.

Fig. 5. Basic diagrams of corrosion fatigue crack growth resistance for 10ХМФТ steel: *1* – test in air; *2* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_s = 8$, $E_B = E_s = -515$ mV; *3* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^C = 6$, $E_B = E_B^C = -590$ mV; *4* – $\mathrm{pH}_B = \mathrm{pH}_B^P = 5$, $E_B = E_B^P = -630$ mV.

Запропонована методика побудови базових кривих збільшує точність і надійність розрахунків на довговічність, оскільки базується на інваріантних (однозначних) діаграмах корозійної тріщиностійкості і аналізі електрохімічного стану у вершині тріщини, а також дає можливість диференційовано оцінити внесок кожного граничного електрохімічного стану в розвиток корозійної тріщини в експлуатаційних умовах.

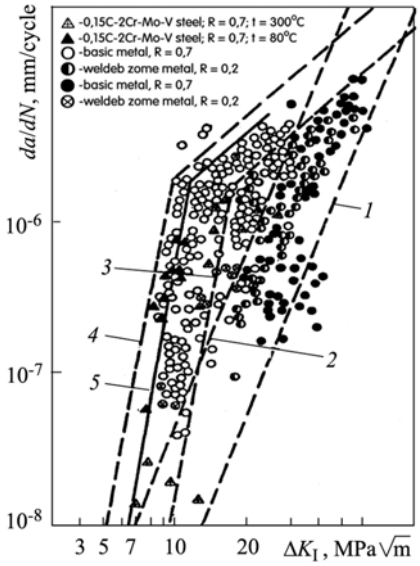

Рис. 6. Діаграми циклічної тріщиностійкості для корпусного металу: *1*, *2* – згідно з даними ASME [35]; *3*, *4* – згідно з Бамфордом [36]; *5* – базова діаграма, згідно з запропонованим методом. Умови випробувань: *1*, *2* – сухе і вологе повітря; *3–5* – корозивне середовище, коефіцієнт асиметрії $R < 0{,}5$ (*3*), $R > 0{,}5$ (*4*) і $R = 0{,}5$ (*5*).

Fig. 6. Cyclic crack growth resistance diagrams for the hull metal: *1*, *2* – according to ASME data [35]; *3*, *4* – according to Bamford's data [36]; *5* – basic diagram according to the proposed method. Note that different curves represent different test conditions: *1*, *2* – dry and humid air; *3–5* – corrosive environment; load ratio $R < 0.5$ (*3*), $R > 0.5$ (*4*) and $R = 0.5$ (*5*).

Цей підхід став важливим етапом у розвитку прикладних концепцій та методів корозійної механіки руйнування матеріалів та елементів конструкцій. Зокрема, зауважимо, що, користуючись ним, можна побудувати діаграму циклічної тріщиностійкості, що відображає екстремальний вплив фактора середовища на корозійно-втомне руйнування матеріалу в експлуатаційних умовах. Такі діаграми є базові для розрахунку довговічності елементів конструкцій, що експлуатуються в умовах дії корозивних середовищ. Ця методологія ефективна і узгоджується з відомими традиційними підходами, згідно з якими базову криву одержують як таку, що огинає значні масиви попередньо одержаних експериментальних даних (рис. 6).

На завершення слід зазначити, що з використанням викладеного підходу виконано ряд важливих прикладних досліджень та науково-технічних проектів оцінювання роботоздатності та ресурсу відповідальних елементів конструкцій устаткування АЕС та ТЕС [32–34, 39–41]. Сьогодні запропоновані методи ефективно застосовують для встановлення ресурсних можливостей труб тривало експлуатованих нафтогазопроводів з корозійними дефектами [42], а також для розробки методів оцінки міцності і довговічності матеріалів та конструктивних елементів трубопровідних систем транспортування газоподібного водню та його сумішей [43].

РЕЗЮМЕ. Изложены современные концепции оценки прочности и локального разрушения конструкционных металлов и сплавов, которые находятся в условиях одновременного действия коррозионных сред и длительных статических или циклических нагрузок. Предложены модельные схемы и методология исследований локального взаимодействия коррозионных сред с деформированными металлами возле трещиноподобных дефектов. Сформулированы критерии и подходы для определения базовых характеристик трещиностойкости материалов с учетом напряженно-деформированного состояния мате-

риала и физико-химических процессов, протекающих при его взаимодействии с коррозионной средой у вершины трещины.

SUMMARY. The modern concepts of assessments of strength and local fracture of structural metals and alloys under simultaneous action of corrosive environments and sustained static or cyclic loading are presented. The model schemes and methodology for studies of localized interaction between corrosive environments and deformed metals near the crack-like defects are proposed. The criteria and approaches to determining the basic characteristics of materials crack growth resistance are formulated with account of the stress-strain state of materials and physicochemical processes of their interaction with corrosive environment at the crack tip.

1. *Лихтман В. И., Ребиндер П. А., Карпенко Г. В.* Влияние поверхностно-активной среды на процессы деформации металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1954. – 208 с.
2. *Карпенко Г. В.* Влияние активных жидких сред на выносливость стали. – К.: Изд-во АН УРСР, 1955. – 208 с.
3. *Лихтман В. И., Щукин Е. Д., Ребиндер П. А.* Физико-химическая механика металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1962. – 303 с.
4. *Карпенко Г. В.* Про фізико-хімічну механіку металів. – К.: Наук. думка, 1973. – 176 с.
5. *Карпенко Г. В.* Физико-химическая механика конструкционных материалов: Избр. тр. в 2-х т. – К.: Наук. думка, 1985.
6. *Панасюк В. В.* Г. В. Карпенко та формування нового наукового напряму – фізико-хімічна механіка матеріалів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – № 2. – С. 9–20.
7. *Панасюк В. В.* О важнейших задачах исследований по физико-химической механике материалов // Там же. – 1974. – № 4. – С. 3–13.
8. *Conference* on Fracture in three volumes, 3– Sept., 1996 Poitiers-Futuroscope Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure: Proc. of the Eleventh European France / Eds. J. Petit, J.de Fouguet, G. Henaff, P. Villechaise, and A. Dragon. – Great Britain: EMAS, 1996.
9. *Advances* in Fracture Research / Eds. B. L. Karihalo, Y.-W. Mai, M. I. Ripley, and R. O. Ritchie // Proc. of the Ninth Int. Conf. on Fract. in six volumes, 1–5 April 1997, Sydney, Australia. – Great Britain: Pergamon, 1997.
10. *Панасюк В. В.* Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
11. *Panasyuk V. V.* Strength and fracture of solids with cracks. – Lviv: National Academy of Sciences. – Львів: Вид. ФМІ НАН України, 2002. – 468 с.
12. *Механика* разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1988–1990.
13. *Броек Д.* Основы механики разрушения. – М.: Высш. шк., 1980. – 368 с.
14. *Paris P. and Erdogan F.* A critical analysis of crack propagation laws // Trans. ASME: J. Basic Engng. – 1963. – **15**, № 4. – P. 528–534.
15. *Paris P. O., Gomez M. P., and Anderson W. E.* A rational analytic theory of fatigue // The Trend in Engng. – 1961. – **13**, № 1. – P. 9–14.
16. *Ярема С. Я.* Методология определения характеристик сопротивления развитию трещин (трещиностойкости) материалов при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 4. – С. 100–110.
17. *Трощенко В. Т., Покровский В. В., Прокопенко А. В.* Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении. – К.: Наук. думка, 1987. – 256 с.
18. *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 НАН України, 1999. – 341 с.
19. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 294 с.
20. *Василенко И. И, Мелехов Р. К.* Коррозионное растрескивание сталей. – К.: Наук. думка, 1977. – 264 с.
21. *Похмурский В. И.* Коррозионная усталость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 206 с.
22. *Петров Л. Н.* Коррозия под напряжением. – К.: Вищ. шк., 1986. – 142 с.
23. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Определение циклической трещиностойкости конструкционных материалов в коррозионной среде // Докл. АН СССР. – 1983. – **269**, № 1. – С. 109–112.

24. *Panasyuk V. V., Ratych L. V., and Dmytrakh I. N.* Fatigue crack growth in corrosive environment // Fatigue Engng. Mater. Struct. – 1984. – **7**, № 1. – P. 1–11.
25. *Panasyuk V. V. and Dmytrakh I. N.* Brittle fracture mechanics of materials in corrosive environments // Vortage zur 17. Metalltagung "Umgebungsabhangiges Bruchverhalten", Dresden, 29–31 Oct., 1990. – Dresden: Informationsgesellschaft verlag, 1991. – P. 43–70.
26. *Кеше Г.* Коррозия металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 400 с.
27. *Скорчеллетти В. В.* Теоретические основы коррозии металлов. – Л.: Химия, 1978. – 246 с.
28. *Parkins R. N.* Environmental effects in crack growth // J. Strain Anal. – 1975. – **10**, № 4. – P. 251–257.
29. *Speidel M. O.* Stress corrosion cracking of stainless steels in NaCl solutions // Met. Trans. – 1981. – **12A**, № 6. – P. 341–349.
30. *Panasyuk V. V. and Dmytrakh I. M.* Method for the evaluation of the threshold stress intencity factor K_{ISCC} // Materials Science (Plenum Publ. Corp., N.Y.). – 1995. – **31**, № 1. – P. 73–77.
31. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Определение базовых диаграмм циклической коррозионной трещиностойкости сталей с учетом экстремальных электрохимических условий в трещине // Докл. АН СССР. – 1986. – **266**, № 5. – С. 1128–1131.
32. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Особенности прогнозирования долговечности конструкций с учетом циклической коррозионной трещиностойкости материалов // Девятый междунар. коллоквиум "Механическая усталость металлов". – Чехословакия, Братислава, 1987. – С. 110–114.
33. *Панасюк В. В., Дмитрах І. М.* Оцінка корозійно-втомної міцності зварних з'єднань як гетерогенних систем // Автомат. сварка. – 2003. – № 10–11. – С. 105–111.
34. *Assessment* of corrosion damage liability and corrosion crack resistance of corrosion-resistant build-up- and reactor steel welded combination / V. V. Panasyuk, I. M. Dmytrakh, V. A. Fedorova, and B. T. Timofeev // Problems of Materials Science. Russia. – 2007. – **51**, № 3. – P. 218–226.
35. *ASME 1979*. Boiler and Pressure Vessel Design Code. Section XI. NY: ASME.
36. *Bamford W. H.* Application of corrosion fatigue crack growth rate data to integrity analyses of nuclear reactor vessels // J. Eng. Mater. and Technol. – 1979. – **101**, № 3. – P. 182–190.
37. *Turnbull A.* The solution composition and electrode potential in pits, crevices and crack // Corr. Scie. – 1983. – **23**, № 8. – P. 833–870.
38. *Дмитрах І. М.* Вплив розтягуючих напружень на параметри корозійних процесів в модельних тріщинах-щілинах // Фіз.-хім. механіка материалів. – 1990. – № 4. – С. 22–25.
39. *Механіка* руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під. заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 7: Надійність та довговічність елементів конструкцій теплоенергетичного устаткування / І. М. Дмитрах, А. Б. Вайнман, М. Г. Стащук, Л. Тот / Під. ред. І. М. Дмитраха. – К.: ВД НАН України "Академперіодика", 2005. – 378 с.
40. *Дмитрах І. М.* Проблеми оцінки роботоздатності та ризику руйнування елементів конструкцій теплоенергетичного устаткування // Актуальні проблеми сучасного матеріалознавства. – К.: ВД НАН України "Академперіодика", 2008. – **2**. – С. 598–613.
41. *Дмитрах І. М.* Створення сучасних методів технічної діагностики працездатності систем пароводяного тракту енергоблоків ТЕС / І. М. Дмитрах, А. М. Сиротюк, Б. П. Русин та ін. // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: зб. наук. статей за результатами виконання цільової комплексної програми наук. досліджень НАН України у 2004–2006 рр.: під заг. ред. Б. Є. Патона. – К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона, 2006. – С. 62–66.
42. *Грабовський Р. С.* Встановлення ресурсних можливостей тривало експлуатованих нафтогазопроводів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – № 2. – С. 145–152.
43. *Проблема* оцінки міцності і довговічності матеріалів та конструктивних елементів трубопровідних систем транспортування газоподібного водню та його сумішей / І. М. Дмитрах, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, А. М. Сиротюк // Фундаментальні проблеми водневої енергетики: наукова звітна сесія цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України, 18–19 грудня 2007 р. – К.: Ін-т проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича, 2007. – С. 55.

Одержано 04.01.2010