

УДК 539.3:620.179.17

З. Назарчук¹; В. Скальський¹; Л. Добровольська²

¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка
Національної академії наук України

²Луцький національний технічний університет

АКУСТИКО-ЕМІСІЙНЕ ОЦІНЮВАННЯ ДИНАМІКИ НАКОПИЧЕННЯ ОБ'ЄМНОЇ ПОШКОДЖЕНОСТІ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ

Резюме. Подано методологічні засади кількісного оцінювання розвитку об'ємної пошкодженості наплавки, зумовленої дією воднево-механічного чинника і зміною структури основного металу у пришовній зоні. З цією метою використано метод акустичної емісії (АЕ), що дозволило авторам застосувати запропоновану раніше міру АЕ-пошкодженості конструкційних матеріалів. На підставі цього показано, що її можна застосовувати для ранжування біметалевих композицій за ступенем схильності до відшарування наплавки, а відтак і підбирати відповідні технології їх нанесення.

Ключові слова: основний метал, наплавка, зварне з'єднання, водень, відшарування, руйнування, акустична емісія.

Z. Nazarchuk, V. Skalsky, L. Dobrovolska

ACOUSTIC EMISSION ESTIMATION OF THE REACTOR VESSEL VOLUME DAMAGE ACCUMULATION DYNAMICS

Summary. The strength characteristics of stressed metal are significantly affected by external environment due to diffusion, chemical processes, surface interaction between the environment and metal. Here, the strongest impact belongs to such effects as embrittlement, primarily stress corrosion cracking and hydrogen brittleness, and adsorption of surface-active media (the Rehbinder effect). As a result, the operated equipment or structural elements accumulate damage – various defects, micropores and cracks – especially under the combined influence of hydrogen factor and stress. When the number of damaged sites reaches a critical level, macro fracture takes place. That is why, it is so important today to have the ability to evaluate the bulk damage of materials using non-destructive methods, thus preventing the unpredictable consequences of their premature fracture. This is especially important regarding the equipment for continuous operation, of which an important place belongs to reactor pressure vessels in the chemical and petrochemical industries, nuclear power plants etc.

The aim of this work was to derive a quantitative indicator for the impact of hydrogen and the presence of welded joint on disbondment of protective cladding from reactor vessel steel using an acoustic emission measure of bulk damage. We tested samples containing austenitic cladding over the base metal – steel 15Kh2MFA-A, as well as the samples similar to welded joints made by electroslag welding. A protective layer was applied using submerged electric arc welding of electrode strip in three passes under the flux type OF-90. Cladding was performed using direct current with reverse polarity, without preheating, avoiding overheating of base metal above 373 K. The first pass was performed with electrode strip type 07Kh25M13, while the second and third – with strip type 04Kh20M10G2B. Then, the studied plates both with and without a seam were heat treated as follows: annealing at 875 K for 28.8 ks and re-annealing at 925 K for 5.4 ks. Plates containing welding seam were used to manufacture samples in such a way that the joints were located in the middle of the samples under the cladding. The diameter of cylindrical samples after final machining and polishing of the ends was 80 mm, height 45 mm, and the thickness of the deposited layer 6 ... 8 mm.

The paper contains the methodological foundations for quantitative evaluation of the cladding bulk damage caused by the combined action of hydrogen and stress and changes in the structure of the base metal near the seam. For this purpose, we used the method of acoustic emission, specifically an acoustic emission measure of bulk damage of materials. Based on the conducted studies we show that such approach could be used for ranking bimetallic materials for susceptibility to cladding disbondment and thus for selection of the proper technology for their application.

Experimental data confirm that an acoustic emission measure of bulk damage could be used for ranking structural materials for the degree of bulk damage. Such processes as local pore formation and growth, plastic deformation, micro- and macrocrack growth that occur on the base metal-cladding interface under the influence

of stress and hydrogen factor, and hydrogen embrittlement and cracking generate elastic waves of acoustic emission that carry relevant information about these processes. There was confirmed the efficiency of evaluation of bulk damage accumulation in materials containing welded joints and exploited under the combined action of stress and hydrogen factor. Such damage progresses in the following stages, accompanied by the generation of acoustic emission: incubation, latent, initial and subcritical fracture.

Key words: base metal, cladding, weldment, hydrogen, disbondment, fracture, acoustic emission.

Вступ. Протягом деякого часу у сплавах металів проходять повільні зміни механічних властивостей. Найвиразніше це відбувається, якщо протягом експлуатації матеріал зазнає дії водневого чинника або опромінення ядерними частинками, внаслідок чого змінюється його структура і проходить деградування. Зовнішнє середовище суттєво впливає на міцнісні характеристики напруженого металу завдяки дифузії, хімічним процесам, поверхневій взаємодії між середовищем і металом. Найвідчутніший вплив тут мають ефекти окрихчення, передусім корозійно-механічне розтріскування та воднева крихкість, а також адсорбція поверхнево-активних середовищ (ефект Ребіндера).

Викладене вище феноменологічно можна інтерпретувати як деякі процеси накопичення пошкоджень – різних дефектів, мікропор, тріщин. Коли кількість пошкоджень сягає критичного рівня, то відбувається руйнування. Тому сьогодні особливо актуально вміти оцінити об'ємну пошкодженість матеріалів неруйнівними методами контролю [1], що дозволить запобігти непередбачуваним наслідкам їх передчасного руйнування, особливо об'єктів тривалого експлуатування, серед яких важливе місце посідають корпуси реакторів у хімічній і нафтопереробній промисловостях, ядерній енергетиці тощо. Одним із варіантів вирішення цієї проблеми можуть слугувати описані нижче результати досліджень.

Стан проблеми. Пошкодження матеріалу розпочинається на самих ранніх етапах деформації і пов'язане із ростом наявних та виникненням нових суб- та мікродефектів. У металах внаслідок рухливості вакансій останні можуть групуватися і утворювати мікропори, пустоти, котрі у полі напружень перетворюються в тріщини. Такі утворення здебільш відбуваються на границях зерен. Скупчення дислокацій призводить до високих локальних розтягальних напружень, що породжують тріщину нормального відриву. Кількість згаданих дефектів в одиниці деформованого об'єму дуже велика – від 10^8 у кристалах NaCl до 10^{12} см⁻³ у кристалах Al та Ni за кімнатної температури [2].

Пошкодженість матеріалу розділяють на розсіяні дефекти – малі за розмірами та множинні в одиниці об'єму і магістральні тріщини, котрі з'являються на завершальній стадії руйнування [3]. Елементарні акти та механізми виникнення дефектів і умови їх розвитку відомі лише наближено. Це спрямувало зусилля дослідників шукати інших підходів до опису явищ. Серед них такі, що ґрунтуються на деяких апріорних характеристиках пошкодженості, котра визначається порівнянням теоретичних і експериментальних даних. Наприклад, запропоновано пошкодженість описувати скаляром ψ ($1 \geq \psi \geq 0$) – «суцільність» [3]. У початковому стані за відсутності пошкодженості $\psi = 1$, а в часі функція ψ спадає і введено функцію $\omega \geq 0$ ($\omega = 1 - \psi$) [4, 5], яку природно називати пошкодженістю. Надають функції ψ статистичний зміст і тоді зміну суцільності описують кінетичним рівнянням виду $\frac{d\psi}{dt} = F(\psi, \dots)$ [3], де F

залежить від ψ та деяких інших змінних: тензора напружень чи деформацій, температури, часу тощо. Суттєво, щоб функції та параметри в цьому рівнянні, визначались із простих експериментів. Важливим є встановлення принципу лінійного сумування пошкоджень, котрий вперше постульовано у праці [6] й розвинено у [3, 7].

Відомі також інші схеми побудови континуальних моделей накопичення пошкоджень. Теорія довготривалої міцності вводить поняття пошкодження Π (його компоненти $\Pi_1, \Pi_2, \dots, \Pi_n$), що характеризує накопичення дефектів і залежить від історії

навантаження даного елемента середовища [8]. Передбачають невід’ємні міри пошкоджень $M_j(\Pi)$, $j = 1, 2, \dots, m$; $m \leq n$. Руйнування проходить тоді, коли для будь-якого $j = k$ $M_k(\Pi) = c_k$, де c_k – константи матеріалу. У спрощеному варіанті пошкодження Π є симетричним тензором другого рангу.

У праці [9] пошкодженість матеріалу в околі точки характеризують розподілом дефектів – мікротріщин на малій сфері, що оточує дану точку і вводиться відповідна функція на сфері, для якої записано кінетичне рівняння. Накопичення розсіяних мікродефектів моделюється зростанням у матеріалі включень із іншими пружними властивостями [10]. Можна визначити пружні характеристики такого композитного середовища залежно від концентрації включень і від пружних властивостей основного матеріалу та включень. Виходячи зі співвідношень термодинаміки необоротних процесів, автори виводять кінетичне рівняння для функції концентрації. Така схема дозволяє розглядати руйнування за повзучості малоциклово втому, вплив складного навантаження тощо.

Наприклад, автори праць [11 – 13] для опису механічної поведінки матеріалу із тріщиною застосували мікромеханічну модель руйнування, яка ґрунтується на відомому критерії Гурсона-Твергаарда-Нідлемана пластичного течіння для пористого матеріалу. Дана модель вбудована в розрахункову програму із використанням методу кінцевих елементів. Знаючи критичні експериментальні величини мікромеханічних параметрів пошкоджуваності, чисельними розрахунками гладких зразків завбачено початок пластичного руйнування компактного зразка із тріщиною. На прикладі низьколегованої сталі з ємності, яка працює під тиском, показано, що цю модель можна використати для прогнозу початку руйнування гладких зразків.

Однак ефективних методів кількісного оцінювання пошкодженості матеріалу під впливом навантаження, а особливо в області його пластичних деформацій, за допомогою неруйнівних методів контролю на даний час обмаль.

Мета роботи – встановити кількісний показник впливу водневого чинника і наявності зварного з’єднання на відшарування наплавки корпусної сталі реактора, застосовуючи міру акустико-емісійної об’ємної пошкодженості.

Модель визначення об’ємної пошкодженості твердих тіл і її основні положення. У рамках нашої моделі концептуально будемо розглядати матеріали, в яких об’ємна пошкодженість (ОП) відбувається через утворення у їх об’ємі мікро- та макротріщин. Таким чином, якщо мати загальну суму $\sum S_i$ наростання площ таких новоутворених поверхонь S_i і зіставити її з об’ємом V , де вони утворилися і розвивалися, то можна отримати механічну міру пошкодженості ξ матеріалу в пластично деформованому об’ємі, тобто отримати інтегральну кількісну оцінку ОП.

Зі зростанням концентрації мікротріщин і злиттям їх в асоціації – макротріщини, протікання руйнування визначається вже співвідношенням між структурною неоднорідністю матеріалу та неоднорідністю напружень, що зумовлена дефектами [14]. У випадку малої структурної неоднорідності руйнування локалізується поблизу найбільших макротріщин, які ростуть, поглинаючи окремі мікротріщини чи їх дрібні асоціації. Одночасно із цим стабілізуються ті мікротріщини, які потрапили в область розвантаження матеріалу. Серед макротріщин виділяється магістральна тріщина, котра досягнувши критичного розміру, спричиняє руйнування зразка. Коли велика структурна неоднорідність матеріалу порівняно із неоднорідністю напружень, руйнування характеризується множиною зародків руйнування. Тоді макротріщини розвиваються практично незалежно [15].

Ось чому на початковому етапі руйнування треба сподіватися низькоамплітудної АЕ, що характерна для утворення одиничних мікротріщин та їх дрібних асоціацій, а далі – руйнування з високоамплітудними сигналами АЕ (САЕ). Для побудови моделі кількісного оцінювання об’ємної пошкодженості матеріалу ми висунули та підтвердили

експериментально [1, 15] такі гіпотези, виходячи із урахування лінійності накопичення пошкоджень у твердому тілі [3, 4, 7]:

1. Механічну міру об'ємної пошкоженості матеріалу ξ можна визначати як відношення суми площ новоутворених дефектів S_i до об'єму, де вони утворилися V :

$$\xi = \Sigma S_i / V = S / V. \quad (1)$$

2. Величина ξ лінійно пропорційна справжній деформації e полікристалічних тіл.

3. Акустико-емісійна міра об'ємної пошкоженості матеріалу ξ_1 визначається відношенням суми амплітуд сигналів АЕ до об'єму, де відбувається дефектоутворення.

4. Ця міра об'ємної пошкоженості матеріалу ξ_1 лінійно залежить від справжньої деформації полікристалічних тіл.

5. Обидві міри об'ємної пошкоженості взаємно пропорційні.

Раніше ми також показали [16], що площу S новоутворених дефектів опосередковано можна визначати за сумою амплітуд САЕ

$$S = \beta \Sigma A_i, \quad (2)$$

де β – акустико-емісійна константа матеріалу, яка враховує його механічні характеристики (модуль Юнга, коефіцієнт Пуассона, межу текучості) та режими відбору і ресстрації САЕ, $i = 1, 2, \dots$; m – кількість САЕ, які зареєстровані у процесі деформування. Це впливає із розв'язку просторової динамічної задачі теорії тріщин про утворення одиничної ізольованої тріщини нормального відриву [16]

$$u_{\max}|_{c_i} = \frac{\beta_i \sigma_0 \Phi_i^{(\tau_r)}(\theta) r_0^2}{T_r \rho c_1^2 R}, \quad (3)$$

де β_i – числові множники пропорційності відповідно для поздовжньої ($i = 1$) та поперечної ($i = 2$) хвиль ($\beta_1 = 0,37$, а $\beta_2 = 0,63$); σ_0 – напруження розриву матеріалу; $\Phi_i^{(\tau_r)}(\theta)$ – функції, що характеризують кутовий розподіл випромінювання поздовжньої і поперечної хвиль; r_0 – радіус дископодібної тріщини; $T_r = c_1 \tau_r / r_0$, τ_r – характерний час релаксації $\tau_r \geq r_0 / c_1$; ρ – густина матеріалу; c_1 – швидкість поздовжньої хвилі; R – мінімальна відстань від контуру тріщини до точки спостереження. Як бачимо, залежність (3) дозволяє вважати, що величина $u_{\max}|_{c_i}$ є пропорційною до площі S^* ($S^* = \pi r_0^2$) новоутвореного дефекту. Тоді за аналогією з формулою (2) можемо записати

$$\xi_1 = \beta \Sigma A_i / V. \quad (4)$$

Отримана величина ξ_1 і буде акустико-емісійною мірою ОП матеріалів. У працях [17 – 19] ми апробували методики, побудовані на використанні суми амплітуд САЕ як параметра оцінки площ новоутворених дефектів під час досліджень водневої деградації конструкційних сплавів і руйнування вуглецевих композитів. Показано, що методом АЕ можна визначати опосередковано площу новоутворених дефектів і у зоні пластичних деформацій за сумою амплітуд САЕ, використовуючи формулу (2). Із урахуванням цього, отримано критерій оцінювання механічної міри ОП у вигляді

$$\xi = \alpha \xi_1, \quad (5)$$

де α – коефіцієнт пропорційності між механічною і акустико-емісійною мірами ОП матеріалу (базова константа).

Із формул (4) та (5) випливає, що для одного і того ж матеріалу за одних і тих же режимів роботи АЕ-апаратури константа α незмінна. В точці макроруйнування матеріалу критичною величиною останньої буде ξ_1^* , яку можна визначати експериментально. Тоді під час неруйнівного контролю реальних виробів чи конструкцій критерієм, який визначає міру ОП конструкційного матеріалу до початку макроруйнування, є залежність

$$\xi_1 \leq \xi_1^*. \quad (6)$$

Проведення досліджень і тлумачення їх результатів. За час роботи реактора

водень від внутрішньої його стінки проникає до зовнішньої, розподіляючись відповідно до коефіцієнтів розчинностей металу наплавки та основного металу. У [20] встановлено часову зміну коефіцієнтів дифузії і розчинності водню для них. У процесі роботи реактора можуть виникати й позаштатні ситуації, коли стаціонарний цикл наводнення змінюється. Тоді внутрішній тиск знімається і стінка реактора охолоджується з певною швидкістю аж до кімнатної температури. Зі зниженням температури на межі сплавлення металів накопичується велика кількість водню внаслідок значної різниці розчинностей між ними, яку можна визначити за запропонованою методикою. Показано, що зі збільшенням швидкості охолодження зростають піки перенасичення воднем металу конструкції й активізується їх утворення. Таке локальне надрівноважне перенасичення досить тривале. Таким чином, у металі реактора приховано можуть розвиватися небажані водневі пошкодження.

Розрахункові моделі лінійної механіки руйнування (наприклад, модель Гріффітса-Ірвіна) некоректні для опису зростання водневої тріщини [21]. Пов'язано це з тим, що така модель будується на положенні про існування тільки двох станів тріщини – тріщина розвивається і не розвивається. Тоді існує єдиний критичний параметр, який встановлює межу між цими станами. Водневному ж окрихченню властиві вже три діапазони зміни коефіцієнта інтенсивності напружень K_I . Перший настає тоді, коли фізико-хімічні властивості системи на певному рівні навантаження не забезпечують виконання умов початку росту тріщини. Такому стану відповідає діапазон $K_I \leq K_{IHSC}$, де K_{IHSC} – порогове значення коефіцієнта інтенсивності напружень, нижче якого немає впливу водневого чинника на ріст тріщини. Другий стан характеризується повільним докритичним підростанням тріщини за умови $K_{IHSC} < K_I < K_{IC}$, коли її ріст гальмується переносом водню в зону передруйнування (K_{IC} – критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень для ненаводненого матеріалу). Середня тривалість цього періоду Δt і протяжність Δl підростання тріщини визначають середню макроскопічну швидкість її росту. Третій стан – це закритичний ріст тріщини, коли $K_I > K_{IC}$ і поширення тріщини за наявного розподілу водню у системі спричинюється тільки рівнем навантаження та не передбачає якого-небудь перерозподілу водню.

В експериментальних дослідженнях випробовували зразки із наплавленням аустенітної сталі на основний метал зі сталі 15X2MФА-А, а також аналогічні зі зварним швом, що виконаний електрошлаковим зварюванням. Хімічний склад сталі основного металу (в % елементів) такий: 0,15С; 0,30Si; 0,50Mn; 2,85Cr; 0,70Mo; 0,27V; 0,40Ni; 0,015S; 0,012P; 0,10Cu; решта Fe. Захисний шар наносили за технологією, розробленою в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, електродуговим наплавленням електродною стрічкою у три проходи під флюсом марки ОФ-90. Виконували наплавлення постійним струмом зворотної полярності, без попереднього підігріву, не допускаючи перевищення температури основного металу вище 373 К. Перший прохід здійснювали електродною стрічкою марки 07X25M13 (хім. склад – 0,083С; 0,91Si; 1,22Mn; 20,40Cr; 11,70Ni; 0,009S; 0,018P; решта Fe), а другий і третій – стрічкою 04X20M10Г2Б (0,063С; 0,68Si; 1,03Mn; 13,80Cr; 7,26Ni; 0,46Nb; 0,005S; 0,007P; решта Fe). Після цього дослідні пластини зі зварним швом основного металу і без шва термообробляли за режимом: відпуск 875 К протягом 28,8 кс та повторний відпуск 925 К і 5,4 кс. Для виготовлення дослідних зразків кожену пластину розрізали на заготовки і обробляли механічно. З пластин зі зварювальним швом зразки виготовляли так, щоб зварне з'єднання знаходилося посередині зразка під наплавленим шаром. Діаметр циліндричних зразків після кінцевої обробки та шліфування їх торців становив 80 мм, висота 45 мм, а товщина наплавленого шару 6...8 мм (рис. 1).



Рисунок 1. Загальний вигляд зразка корпусної сталі із захисною наплавкою

Figure 1. General view of the sample made of vessel steel and overlaid with protective cladding

Готові до випроб зразки попередньо контролювали ультразвуком (УЗ) за допомогою дефектоскопа УД-11ПУ із перетворювачем П121-50-ММ. Контроль здійснювали на частоті 5 МГц із пороговою чутливістю $0,5 \text{ мм}^2$. За результатами УЗ-контролю відібрали зразки без дефектів або з мінімальними пошкодженнями структури матеріалів, які знаходилися у глибині основного металу. Наводнювали їх газоподібним воднем у спеціальному автоклаві [22] за схемою, максимально наближеною до режиму роботи реактора гідрокрекінгу нафти.

Після насичення воднем зразки охолоджували разом із автоклавом до температури приблизно 520 К, а потім – на повітрі з середньою швидкістю $0,13 \text{ К/с}$ до температури 300...315 К. Тріщиноутворення фіксували за САЕ відразу після досягнення вказаної температури, а інформаційним параметром слугували: кількість подій АЕ, середня амплітуда САЕ за одну годину спостережень, сумарний рахунок імпульсів, що перевищили рівень дискримінації, сума амплітуд сигналів в інтервалі часу спостереження тощо. Доцільність використання саме таких параметрів САЕ детально обґрунтована у праці [1].

Особливістю методики, якою користувалися під час випробувань, є те, що поряд з основним каналом реєстрації сигналів АЕ також застосовували відомий спосіб захисту від впливу фонових завад, відбираючи останні додатковим каналом завади та обробляючи отриману інформацію за відповідною методикою [23]. Для відбору, обробки та реєстрування САЕ використовували апаратуру серійного виробництва типу АФ-15. Смуга пропускання САЕ резонансними п'єзоперетворювачами і блоками фільтрів – $0,2 \dots 0,4 \text{ МГц}$, а сумарний коефіцієнт підсилення тракту основного каналу – 70 дБ. Безперервний АЕ-контроль тривав 140 кс (39 год.).

Загальну АЕ-активність тріщиноутворення у дослідних зразках за типовим розподілом сигналів АЕ можна умовно розділити (згідно з моделлю [1]) на такі етапи (рис. 2). Перший (інкубаційний) відзначається тим, що за початкові 2–3 кс спостережень не реєстрували жодного сигналу. Далі з'являються поодинокі САЕ незначних амплітуд протягом 3–4 кс, що, мабуть, відповідає зародженню мікротріщин. Другий етап розпочинається приблизно через 8–10 кс від початку експерименту, коли стрибкоподібно починають розвиватися макротріщини. Саме в цей період фіксується визначальна кількість САЕ, що, можливо, супроводжує об'єднання мікротріщин і зародження магістральної макротріщини.

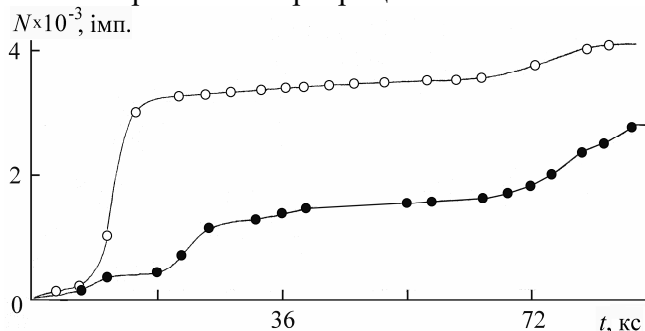


Рисунок 2. Зміна сумарного рахунку N від часу спостережень для зразків зі зварним швом (верхня крива) та без нього

Figure 2. Changes in total count N vs. time of observation for the samples with weld joint (upper curve) and without it

Як впливає із рис. 3, на другому етапі генеруються дискретні САЕ із амплітудами приблизно 1,5...2,0 ум. од. Відразу за ними проходить кілька подій із амплітудами, що на порядок вищі – початок макроруйнування. Таке чергування дискретних сигналів високої та незначної амплітуд відбувається протягом усього третього етапу генерування АЕ. У нашому випадку його фактична тривалість становить близько 90 кс, після цього процес зникає, а низькоамплітудні сигнали 1,5...2,5 ум. од. Сума амплітуд сигналів АЕ за цей час становить приблизно 894...950 ум. од. чергувалися не періодично з сигналами, що мали амплітуди 6,5...10 ум. од. Такий амплітудний розподіл САЕ характерний для зразків, які мали зварний шов, а у разі відсутності зварного з’єднання АЕ-активність є значно меншою (рис. 3).

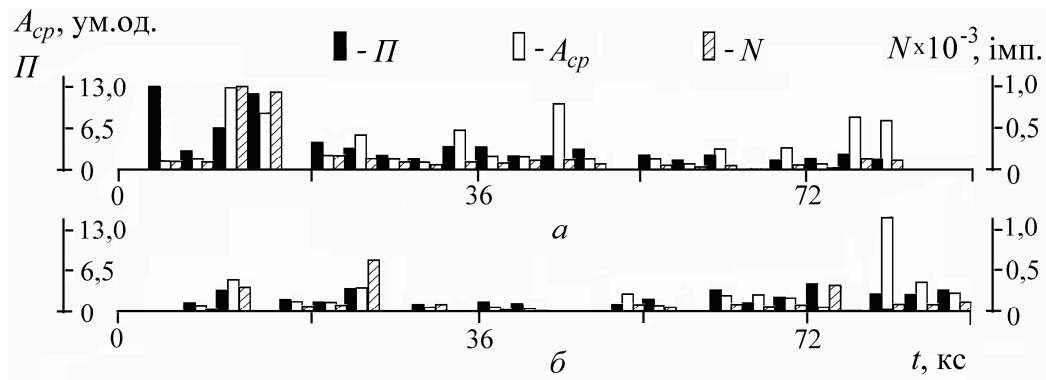


Рисунок 3. Часовий розподіл кількості подій P , середніх амплітуд A_{cp} за одну годину спостережень і сумарного рахунку N для зразків зі зварним швом (верхня гістограма) та без нього

Figure 3. Time distribution of events P , mean amplitude A_{cp} for one hour of observation, and total count N for the samples with welded joint (upper histogram) and without it

Аналіз часового розподілу суми амплітуд сигналів АЕ свідчить, що у такий спосіб повинна зростати загальна площа тріщиноподібних дефектів, тобто площа відшарування наплавки. Цю гіпотезу перевіряли, використовуючи методи УЗ-контролю та металографії. За допомогою першого, як зазначено вище, складали карту пошкоджень через 2...3 доби після закінчення АЕ-контролю, а другим визначали їх характер. Режими роботи УЗ-дефектоскопа такі ж, як і для вихідної оцінки дефектності зразків перед початком експериментів. На рис. 4 показано результати УЗ- та металографічних досліджень. Вони підтверджують висунуту гіпотезу, що сигнали АЕ спричинені зародженням (малі амплітуди дискретної АЕ) та розвитком (великі) піднаплавкових тріщин.

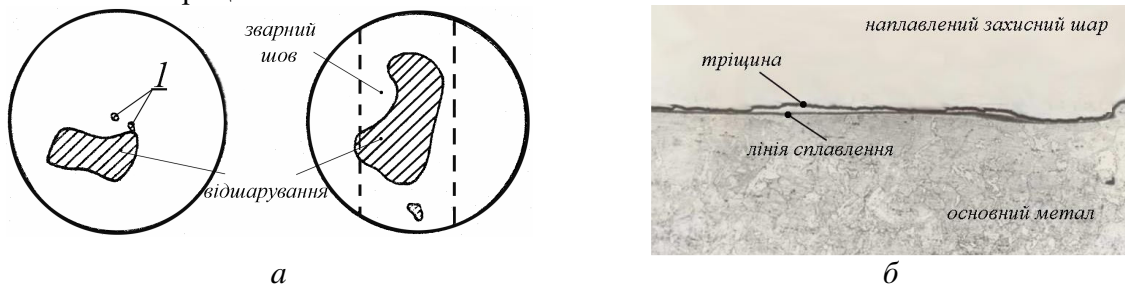


Рисунок 4. Карта УЗ-контролю зразків без зварного шва (зліва) та зі швом після випроб (а) і вигляд піднаплавкової тріщини (б) $\times 100$; I – дефекти, які виявлені під час УЗ-сканування зразків без зварного шва до наводнення і які не розвивалися після наводнення

Figure 4. Ultrasonic inspection map for the samples without (left) and with weld joint, after testing (a), and disbondment crack (b) $\times 100$; I – ultrasonically detected defects in the samples without weld joints before hydrogen charging and not grown after charging

Маючи необхідні експериментальні дані, визначали ОП зразків за залежностями (3) – (5) (див. табл. 1).

Таблиця 1

Показники пошкодженості зразків

Показник	Без зварного шва	Зі зварним швом
$S, \text{мм}^2$	344,4	852,3
$\xi, \text{мм}^{-1}$	$1,5 \times 10^{-3}$	$3,7 \times 10^{-3}$
$\xi_1 \times 10^{-3}, \text{ум.од./мм}^3$	$2,2 \times 10^{-3}$	$3,9 \times 10^{-3}$

Як бачимо, отримані кількісні показники об'ємної пошкодженості наплавлених зразків зі зварним з'єднанням і без нього дають змогу оцінити не тільки динаміку розвитку пошкоджень під дією воднево-механічного чинника, але й приймати рішення про стан об'єкта контролю під час його експлуатування та у критичних випадках приймати оперативні рішення щодо запобігання небезпеки передчасного руйнування (особливо зварних з'єднань корпусних сталей).

Висновки. Локальне утворення та розвиток пор, пластичних деформацій, мікро- і макротріщин, що виникають на межі сплавлення основного металу з наплавкою під дією механічних напружень і водневого чинника, а також водневе окрихчення та розтріскування збуджують пружні хвилі АЕ, які несуть відповідну інформацію про ці процеси. За показниками акустико-емісійної міри об'ємної пошкодженості можна ранжувати ступінь механічної міри об'ємної пошкодженості конструкційних матеріалів.

Підтверджено ефективність оцінювання динаміки накопичення об'ємної пошкодженості у матеріалах, що мають зварні з'єднання, під дією воднево-механічного чинника, яка розвивається такими етапами, що супроводжуються генеруванням АЕ: інкубаційним, латентним, початкового та субкритичного руйнування.

Conclusions. Such processes as local pore formation and growth, plastic deformation, micro- and macrocrack growth that occur on the base metal-cladding interface under the influence of stress and hydrogen factor, and hydrogen embrittlement and cracking generate elastic waves of acoustic emission that carry relevant information about these processes. The parameters of acoustic emission measure of bulk damage could be used for ranking structural materials for the degree of bulk damage.

There was confirmed the efficiency of evaluation of bulk damage accumulation in materials containing welded joints and exploited under the combined action of stress and hydrogen factor. Such damage progresses in the following stages, accompanied by the generation of acoustic emission: incubation, latent, initial and subcritical fracture.

Список використаної літератури

1. Скальський, В.Р. Оцінка об'ємної пошкодженості матеріалів методом акустичної емісії [Текст] / В.Р. Скальський, О.С. Андрейків. – Львів: Вид. центр ЛНУ ім. І. Франка, 2006. – 330 с.
2. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел. Сообщение 1, 2. Деформация и развитие микротрещин [Текст] / В.И. Бетехтин, В.И. Владимиров, А.Г. Кадомцев, А.И. Петров // Проблемы прочности. – 1979. – № 7. – С. 38 – 44; 1979. – № 8. – С. 51 – 57.
3. Качанов, Л.М. Основы механики разрушения [Текст] / Л.М. Качанов. – М.: Наука, 1974. – С. 138 – 153.
4. Работнов, Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций [Текст] / Ю.Н. Работнов. – М.: Наука, 1966. – 752 с.

5. Mishnaevsky, L.L., Jr. Self-organization effects in damage evolution [Текст] / Mishnaevsky L.L., Jr // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій; за ред. В.В. Панасюка. – Вип. 2, т. 1. – Львів: Каменяр, 1999. – С. 166 – 169.
6. Robinson, E.L. Effect of temperature variation on the long time rupture strength of steels / E.L. Robinson // Trans. ASME. – 1952. – 74, No 5. – P. 68 – 76.
7. Работнов, Ю.Н. Кратковременная ползучесть [Текст] / Ю.Н. Работнов, С.Т. Милейко. – М.: Наука, 1970. – С. 29 – 31.
8. Ильющин, А.А. Об одной теории длительной прочности [Текст] / А.А. Ильющин // Механика твердого тела. – 1967. – №3. – С.21 – 35.
9. Тамуж, В.П. Вариант построения феноменологической теории разрушения [Текст] / В.П. Тамуж, А.Ж. Лагздинш // Механика полимеров. – 1968. – № 4. – С. 638 – 641.
10. Analysis of steel micromechanical damage parametrs trasferability in ductile fracture initiation conditions / M. Rakin, Z. Cvijovic, A. Sedmak, S. Sedmak // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – № 1. – С. 87 – 92.
11. Gurson, A.L. Continuum theory of ductil rupture by void nucleation and growth: part I-Yield criteria and flow rules for porous ductile media / A.L. Gurson // J. of Eng. Mater. and Technol. – 1977. – 99. – P. 2 – 15.
12. Tvergaard, V. Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions / V. Tvergaard // Intn. J. Fract. – 1981. – 17. – P. 389 – 407.
13. Tvergaard V. Analysis of cupe-cone fracture in a round tensile bar / V. Tvergaard, A. Needleman // Acta Metallurgica. – 1984. – 32. – P. 157–169.
14. Баранов, В.М. Использование кинетической теории разрушения для определения параметров акустико-эмиссионных сигналов при докритическом росте трещин в твердых телах [Текст] / В.М. Баранов, Е.М. Кудрявцев // Акустическая эмиссия гетерогенных материалов. – Л.: ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 1986. – С. 22 – 27.
15. Скальський, В.Р. Акустико-емісійне визначення накопичення об'ємної пошкоженості твердих тіл / В.Р. Скальський // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – № 2. – С. 84 – 92.
16. Analysis of acoustic emission caused by internal crack / O.Ye. Andreykiv, M.V. Lysak, O.M. Serhienko, V.R. Skalsky // Eng. Fract. Mech. – 2001. – Issue 11. – 68, No 7. – P. 1317 – 1333.
17. Андрейків, О.Є. Акустико-емісійні критерії для експрес оцінки внутрішніх пошкоджень композитних матеріалів [Текст] / О.Є. Андрейків, В.Р. Скальський, О.М. Сергієнко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – № 1. – С. 91 – 100.
18. Скальський, В.Р. Оцінка водневої пошкоженості матеріалів за амплітудами сигналів акустичної емісії [Текст] / В.Р. Скальський, О.Є. Андрейків, О.М. Сергієнко // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 1999. – № 1.– С. 17 – 27.
19. Андрейків, О.Є. Метод оцінки високотемпературного водневого руйнування біметалевих елементів конструкцій [Текст] / О.Є. Андрейків, В.Р. Скальський, О.В. Гембара // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2000. – № 4. – С. 15 – 22.
20. Андрейків, О.Є. Метод оцінки пошкоженості стінки посудини тиску при термоводневому циклюванні [Текст] / О.Є. Андрейків, О.В. Гембара // Машинознавство. – 1999. – № 4. – С. 18 – 22.
21. Панасюк, В.В. Механика квазихрупкого разрушения материалов [Текст] / В.В. Панасюк. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
22. Застосування методу акустичної емісії для дослідження утворення тріщин під захисною наплавкою корпусів реакторів [Текст] / М.В. Лисак, В.Р. Скальський, Я.Л. Іваницький та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1989. – № 2. – С. 79 – 81.
23. Спосіб контролю росту тріщин у зразках матеріалів [Текст]: патент України 2914: МПК: G01N29/14 / Андрейків О.Є., Скальський В.Р., Лисак М.В.; власник патенту Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України. – Опубл. 26.12.94, Бюл. 5 – 1.

Отримано 13.08.2013