

УДК: 539.3:620.179.17

Скальський В.Р.\*, д.т.н., професор; Назарчук З.Т.\*, д.ф.-м. н., професор;

Добровольська Л.Н.\*\*\*, к.т.н., доцент; Ярема Р.Я., к.т.н.

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

\*\* Луцький національний технічний університет

## ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЧИННИКІВ НА ВОДНЕВУ ОБ'ЄМНУ ПОШКОДЖЕНІСТЬ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ

*Показано методологію акустико-емісійної оцінки об'ємної пошкодженості біметалів, що застосовують у виготовленні корпусів ядерних реакторів і реакторів гідрокрекінгу нафти. Застосовану для експериментальних досліджень методіку вимірювань теоретично обґрунтовано на підставі використання розв'язку просторової динамічної задачі про утворення ізольованої мікротріщини нормального відриву. Проведено кількісну оцінку зміни акустико-емісійної міри об'ємної пошкодженості біметалів за сумісної дії водневого і різних технологічних чинників: хімічного складу аустенітної стрічки та технології її нанесення, швидкості охолодження реактора, наявності зварного шва тощо.*

Воднева об'ємна пошкодженість, корпус ядерного реактора, біметал.

Серед головних чинників безпеки, які щораз гостріше постають перед ядерною енергетикою та хімічною і нафтопереробною промисловістю є проблеми старіння обладнання діючих енергоблоків, реакторів глибокої переробки нафти тощо, а також економічна неспроможність повної заміни обладнання, яке вичерпало свій проектний ресурс. Одним із ключових елементів, наприклад, ядерного енергоблоку АЕС є реактор, безпека якого значною мірою залежить від здатності його корпусу протистояти процесам старіння, тобто витримувати впродовж десятиліть високі температури, тиск і радіаційне опромінення, а також зміни цих параметрів під час нагріву/охолодження реактора як за проектних, так і за позапроектних режимів експлуатування. З огляду на розміри та умови експлуатування технічний стан ядерного реактора є одним із визначальних чинників безпеки всієї АЕС.

Процес деградування корпусів реакторів та іншого обладнання контролюють, зазвичай, під час технічного діагностування в періодичних перевірках, залучаючи різні методи неруйнівного контролю: акустичні, електромагнетні, візуальні, теплові, радіографічні. Метод акустичної емісії (АЕ) на початку ери ядерної енергетики перебував на етапі становлення і тому не увійшов до переліку методів неруйнівного контролю, передбачених для діагностування цілісності обладнання першого контуру АЕС. Однак його розвиток за останні десятиліття продемонстрував свій високий потенціал у виявленні дефектності відповідального обладнання і перспективність для моніторингу цілісності елементів конструкцій різного призначення, зокрема й корпусів промислових реакторів [1].

**Стан проблеми.** Корпуси реакторів в умовах експлуатації піддаються дії різних навантажень та агресивних середовищ, що сприяють зародженню та поширенню тріщин від дефектів, що слугують локальними концентраторами напружень (карбіди, сульфіді, нітриди). Із розвитком пошкодженості матеріалу відбувається перерозподіл поля напружень у ньому [2–4]. Зокрема, перед вершиною тріщини виникає напружено-деформований стан, який під впливом корозивного, водневого і механічних чинників та особливостей мікроструктури матеріалу сприяє подальшому руйнуванню, знижуючи, таким чином, потенційну енергію деформації. Розвиток руйнування, як правило, може відбуватися всередині матеріалу, виключаючи можливість його візуального виявлення. Враховуючи, що локальне руйнування супроводжуються випромінюванням пружних хвиль, для його дослідження використовують явище АЕ [5–7].

Особливістю будови корпусів реакторів є те, що основний метал корпусу захищають аустенітною наплавкою. Стосовно межі сплавлення захисної наплавки з основним металом, то відомо [8], що тріщини там утворюються вздовж границь великих аустенітних зерен поблизу межі сплавлення. Випадання карбідів, особливо хрому та нікелю, під час термообробки після наплавлення особливо інтенсивно йде по границях зерен. На межі сплавлення утворюється широкий шар карбідів внаслідок міграції вуглецю з основного металу. У результаті взаємодії цих карбідів з воднем додатково утворюється метан. Отже парціальні тиски на границі сплавлення

викликають зародження руйнування шляхом розвитку мікро- та макротріщин, які поширюються і ростуть вздовж цієї межі, перетворюючись на розшарування – один з видів тріщин, зумовлених воднем Межа сплавлення зазнає також дії термічних напружень, інтенсивність яких змінюється відповідно до зміни температури стінки і градієнта температури. Всі ці фактори, які впливають на розшарування, пов'язані з режимами не тільки роботи корпусу реактора, але і його охолодження. На поле напружень впливають не тільки внутрішнє тріщиноутворення, але і процеси, пов'язані з абсорбцією та міграцією атомарного водню через метал. Останні, з одного боку, спричиняють локальне "набрякання" наводненого матеріалу, оскільки парціальний молярний об'єм водню, розчиненого в металі, досить значний – близько  $2 \text{ см}^3/\text{моль}$ . Таким чином, абсорбований водень спотворює поле внутрішніх напружень матеріалу. Через його високу мобільність його атомів, напружений стан металу постійно змінюється, причому і сам водень бере участь у певних релаксаційних механізмах [9].

Можливості методу АЕ важко переоцінити, коли йдеться про відстежування розвитку тріщиноутворення, особливо на ранніх його стадіях [10–12]. Локальне утворення мікротріщин в ізольованому об'ємі металу чи перед вершиною макротріщини особливо характерне в умовах водневого окрихчення [13]. Згідно з теорією декогезії [14] це пояснюється підвищенням локальної концентрації водню, за якої в мікрооб'ємах металу стає можливим розвиток мікроефектів, спричинених зменшенням когезивних міжатомних взаємодій, поверхневої енергії та високим тиском молекулярного водню, чи водень-метанової суміші у мікропорожнинах.

Таким чином, як при дії структурно-механічних факторів, так і під впливом водню поширення мікротріщини відбувається шляхом утворення ізольованих мікротріщин, як у локальних областях твердого тіла, так і в околі її вершини. Особливо суттєвий вплив водню на процеси відшарування на межі сплавлення основного металу і наплавки. Ці процеси супроводжуються генерацією пружних хвиль АЕ, за яким можна проводити кількісну оцінку пошкодженості корпусів реакторів.

Серед відомих підходів оцінювання об'ємної пошкодженості конструкційних матеріалів відзначимо такі, що ґрунтуються на деяких апріорних характеристиках пошкодженості, котра визначається порівнянням теоретичних і експериментальних даних. Наприклад, у праці [15] запропоновано пошкодженість описувати скаляром  $\psi$  ( $1 \geq \psi \geq 0$ ) – "суцільність". У початковому стані за відсутності пошкодженості  $\psi = 1$ . В часі функція  $\psi$  спадає і введено функцію  $\omega \geq 0$  ( $\omega = 1 - \psi$ ) [16, 17], яку природно називати пошкодженістю. Функції  $\psi$  надають статистичного змісту і тоді зміну суцільності описують кінетичним рівнянням виду  $d\psi/dt = F(\psi, \dots)$ , де  $F$  залежить від  $\psi$  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 [18] і розвинуто у [15, 19].

Відомі також інші схеми побудови континуальних моделей накопичення пошкоджень. Теорія довготривалої міцності вводить поняття пошкодження  $\Pi$  (його компоненти  $\Pi_1, \Pi_2, \dots, \Pi_n$ ), що характеризує накопичення дефектів і залежить від історії навантаження даного елемента середовища [20]. 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  $\Pi$  є симетричним тензором другого рангу.

У праці [21] 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 мікроефектів моделюється ростом у матеріалі включень з іншими пружними властивостями [22].

Автори праць [23–25] для опису механічної поведінки матеріалу з 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 скінчених елементів.

**Модель АЕ-оцінки об'ємної пошкодженості матеріалів.** У рамках цієї моделі розглядаємо матеріали, в яких об'ємна пошкодженість 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  $\xi$  пошкодженості матеріалу в пластично деформованому об'ємі, тобто отримати інтегральну кількісну оцінку об'ємної пошкодженості [7].

Для побудови моделі кількісного оцінювання об'ємної пошкодженості матеріалу виходячи з урахування лінійності накопичення пошкоджень у твердому тілі висунуто та підтверджено експериментально такі гіпотези [7, 26]: акустико-емісійна міра  $\xi_1$  об'ємної пошкодженості матеріалу визначається відношенням суми амплітуд сигналів АЕ до об'єму, де відбувається дефектоутворення і лінійно залежить від справжньої деформації полікристалічних тіл. Обидві міри об'ємної пошкодженості  $\xi$  та  $\xi_1$  взаємно пропорційні [7], а площу  $S$  новоутворених дефектів опосередковано можна визначати за сумою амплітуд сигналів АЕ [26]:

$$S = \beta \sum A_i, \quad (1)$$

де  $i = 1, 2, \dots, m$  – кількість сигналів, які зареєстровані у процесі деформування,  $\beta$  – акустико-емісійна константа матеріалу, яка враховує його механічні характеристики (модуль Юнга, коефіцієнт Пуассона, межу текучості) та режими відбору і реєстрації сигналів АЕ.

В точці макроруїнування матеріалу критичною величиною останньої буде  $\xi_1^*$ , яку можна визначати експериментально. Тоді під час неруйнівного контролю реальних виробів чи конструкцій критерієм, який визначає міру об'ємної пошкодженості конструкційного матеріалу до початку макроруїнування, є залежність

$$\xi_1 \leq \xi_1^*. \quad (2)$$

Суми амплітуд сигналів АЕ за однакових процесів утворення мікротріщин для вихідного в'язкого і окришеного станів матеріалу у випадку однакового прикладеного механічного напруження будуть вищими для водневого окришення [7].

**Методика проведення експериментальних досліджень.** Випробовували зразки з наплавкою аустенітної сталі на основний метал зі сталей 15Х2МФА та 15Х2МФА–А. За чистотою ця сталь відповідає ТУ 108–131–75/86 для сталі 15Х2МФА, з якої виготовляли корпуси ядерних реакторів ВВЕР–440. Захисний шар наносили електродуговим наплавленням електродною стрічкою у три проходи під флюсом марки ОФ-90 за технологією, розробленою в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Виконували наплавку постійним струмом зворотної полярності, без попереднього підігріву, не допускаючи перевищення температури основного металу вище 100 °С. Перший прохід здійснювали електродною стрічкою марки 07Х25М13, а другий і третій – стрічкою 04Х20М10Г2Б. Після цього дослідні пластини термічно обробляли за режимом: відпуск 850 К впродовж 28,8 кс та повторний відпуск 900 К і 5,4 кс. Для виготовлення дослідних зразків кожну пластину розрізали на заготовки і обробляли механічно. 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).



Рис. 1. – Загальний вигляд зразків із захисною наплавкою до (зліва) та після наводнювання

Готові до випроб зразки попередньо контролювали ультразвуковим дефектоскопом УД-11ПУ із перетворювачем П121–50–ММ. Контроль здійснювали на частоті 5 МГц із пороговою чутливістю 0,5 мм<sup>2</sup>. За результатами ультразвукового контролю відібрали 6 зразків без дефектів. Наводнювали їх газоподібним воднем у автоклаві за схемою, максимально наближеною до режиму роботи реактора (детальніше – у праці [7]). Після наводнювання зразки охолоджували в автоклаві до температури 500 К, а потім – на повітрі зі середньою швидкістю 0,13 К/с до температури 275–290 К.

Тріщиноутворення фіксували за сигналами АЕ відразу після досягнення вказаної температури, а інформаційним параметром служила сума амплітуд сигналів АЕ в інтервалі часу спостереження. Доцільність використання саме такого параметра АЕ обґрунтовано у праці [7]. Особливістю методики, якою користувалися, є те, що поряд з основним каналом реєстрації сигналів АЕ також застосовували захист від впливу фонових завад, відбираючи останні додатковим каналом АЕ системи та обробляючи отриману інформацію за методикою, описаною в [27].

Використовували серійну апаратуру АЕ типу АФ-15 з резонансними первинними перетворювачами і блоками фільтрів зі смугою пропускання 0,2–0,4 МГц. Сумарний коефіцієнт підсилення АЕ-системи становив 70 дБ. Безперервний АЕ-контроль тривав 140 кс (39 год.).

Спочатку за сумою амплітуд сигналів АЕ оцінювали акустоемісійну міру об'ємної пошкодженості  $\xi_1$  основного металу та наплавки окремо. На рис. 3 показано часову зміну амплітуд сигналів АЕ. Параметр  $\xi_1$  для обох типів зразків становив 0,15 та 0,2 у.о./см<sup>3</sup> коли об'єм зразків основного металу та наплавки був 175,9 та 40,2 см<sup>3</sup>, відповідно.

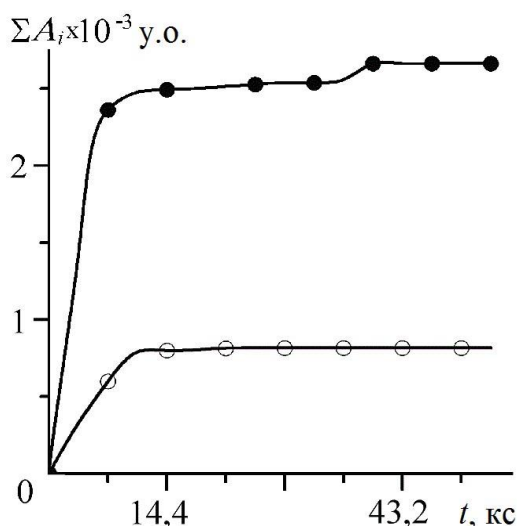


Рис. 2. – Зміна суми амплітуд сигналів АЕ від часу спостережень для зразків із основного металу (верхня крива) та наплавки (нижня крива)

Після цього випробовували біметалеві композиції “основний метал–наплавлений шар”. Загальну АЕ-активність тріщиноутворення у зразках за типовим розподілом сигналів АЕ можна умовно розділити на такі етапи. Перший (інкубаційний) відзначається тим, що за початкові дві – три години спостережень не реєструється жодного сигналу АЕ. Далі з’являються поодинокі сигнали незначних амплітуд впродовж 3–4 кс, які відповідають процесам пластичних деформацій та зародженню мікротріщин.

Другий етап розпочинається на п’ятій–шостій годинах експерименту, коли розвиваються макротріщини. Саме в цей період фіксується визначальна кількість сигналів АЕ, що, можливо, відповідає об’єднанню мікропор і зародженню магистральної тріщини.

Спочатку генеруються дискретні сигнали АЕ з амплітудами 15–25 у.о. Відразок за ними проходить декілька подій з амплітудами, що на порядок менші. Таке чергування дискретних сигналів АЕ високої (порядку 15–45 у.о.) та незначної, у 15–20 разів меншої, амплітуд відбувається впродовж 2,4 кс на початку другого етапу спостережень. Сума амплітуд сигналів АЕ за цей час становить приблизно 894–950 у.о., а їх середні значення – 14–16 у.о. на одну подію АЕ. Після такого бурхливого випромінювання сигналів АЕ, яке закінчується після  $t_1 = 9,6$  кс, настає період “мовчання” тривалістю близько 10,8–12,2 кс (3–3,5 год.), за яким йде третій етап генерації АЕ, коли відновлюється незначне випромінювання пружних хвиль із поодинокими дискретними сигналами АЕ аж до кінця ( $t = 140$  кс) експерименту, тобто протікає завершальна фаза – поширення тріщини. Зауважимо, що сума амплітуд впродовж решти часу (26–27 год) становить близько 15–20% від аналогічного показника на першому етапі АЕ-контролю або, відповідно, 1–2% від загальної суми амплітуд сигналів АЕ на повній часовій базі зі середніми амплітудами в межах 4,2–4,7 у.о.

Аналіз часового розподілу суми амплітуд сигналів АЕ свідчить, що у такий спосіб повинна зростати загальна площа тріщиноподібних дефектів, а також площа відшарування наплавки. Цю гіпотезу перевіряли таким чином. Використовували методи ультразвукового контролю та металографії. За допомогою першого, як зазначено вище, склали карту пошкоджень через 2–3 доби після закінчення АЕ-контролю, а другим визначали їх характер. Режими роботи ультразвукового дефектоскопа такі ж, як і для вихідної оцінки дефектності зразків перед початком експериментів. На рис. 3 наведено результати ультразвукових та металографічних досліджень. Вони підтверджують висунуту гіпотезу, що сигнали АЕ спричиняють зародження (малі амплітуди дискретних сигналів АЕ) та розвиток (великі) піднаплавкових тріщин.

Залежність часової зміни суми амплітуд сигналів АЕ перевіряли розрахованою теоретично часовою залежністю приросту площ новоутворених дефектів (рис. 4), із використанням аналітичного співвідношення для визначення швидкості росту піднаплавкової тріщини, встановленого у праці [28]. Сформульовану там розрахункову модель перевіряли, розв’язавши рівняння методом Рунге-Кутта і отримавши залежність площі тріщини  $S$  від часу  $t$ . Теоретико-експериментальні дані показали (рис. 4), що тріщина зародилася через  $t_1 = 9,6$  кс від часу охолодження, а за 140 кс досягла за площею розміру  $S = 3,8 \cdot 10^{-4}$  м<sup>2</sup>.

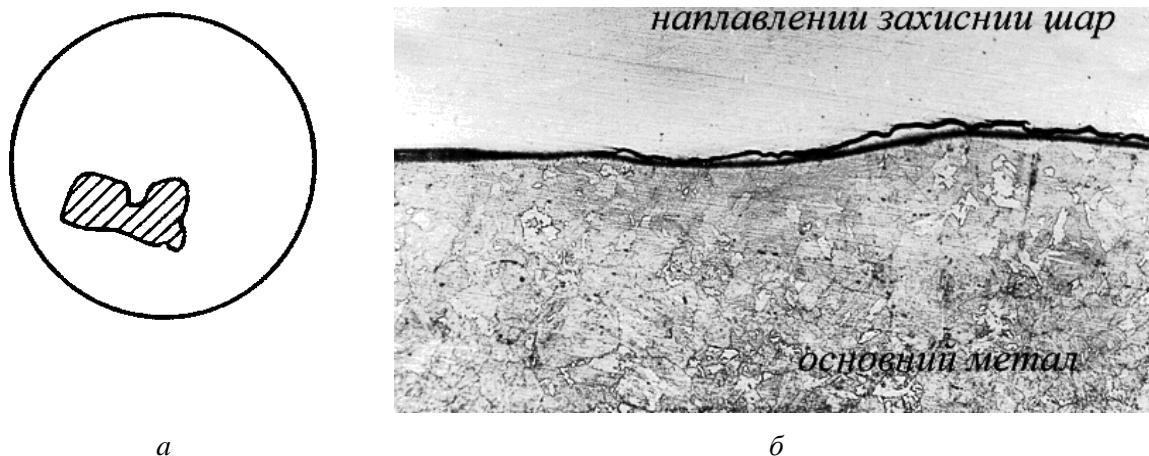


Рис. 3. – Результат ультразвукового контролю зразка після випроб (а) і вигляд піднаплавкової тріщини (б,  $\times 100$ )

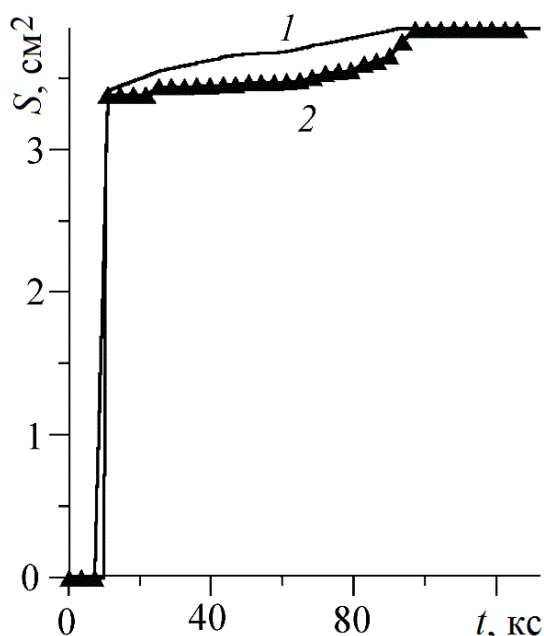


Рис. 4. – Типова динаміка зростання площі піднаплавкових тріщин за час АЕ-контролю зразків на повній часовій базі (крива 1 – аналітично встановлена залежність, 2 – експеримент)

Вивчаючи динаміку зростання площі піднаплавкових тріщин за час АЕ-контролю зразків (рис. 4), можна порівняти експериментальну (крива 2) та теоретичну (крива 1) залежності росту площі  $S$  воднево-температурної тріщини від часу  $t$  і зробити висновок про ефективність і достовірність отриманих результатів. Із отриманих експериментальних результатів досліджень вважаючи, що руйнування проходить по всьому об'єму зразка, відповідно до алгоритму, описаного у [7], встановили, що для даної біметалевої композиції показники об'ємної пошкоджуваності такі:  $\xi = 16,8 \times 10^{-3} \text{ см}^{-1}$ ,  $\xi_1 = 9,2 \text{ у.о./см}^3$  (об'єм зразка  $226,2 \text{ см}^3$ ).

**Вплив технологічних чинників на утворення і розвиток об'ємної пошкодженості біметалів корпусу реактора.** Вплив різних технологій нанесення захисного шару на водневу об'ємну пошкодженість зразків біметалу. Здійснювали АЕ-оцінювання розвитку водневої об'ємної пошкодженості та ранжування за цим показником якості нанесення захисного аустенітного наплавленого шару на корпусну сталь 10X2ГНМА. На зразках вико-

нували технології його нанесення шляхом додаткового виконання проміжних шарів стрічками різного хімічного складу (табл. 1) [29].

Таблиця 1 – Хімічний склад основного металу і наплавленого металу першого (проміжного) шару

№ пластины	Метал	Масова частка елементів, %								
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	S	P
–	10X2ГНМА	0,100	0,27	1,12	2,14	0,82	0,52	–	0,027	0,023
1	03X3ГМБ	0,029	0,66	0,41	2,33	0,11	0,78	0,35	0,008	0,013
2	03X3ГМБ	0,033	0,54	0,48	2,40	0,12	0,78	0,29	0,009	0,011
3	04X20Н10Г2Б	0,063	0,68	1,03	13,80	7,26	–	0,46	0,005	0,007
4	04X18Н8	0,053	0,48	0,52	14,42	7,50	–	–	0,010	0,008
5	07X25Н13	0,083	0,91	1,22	20,40	11,70	–	–	0,009	0,018

На рис. 5 представлені результати експериментальних досліджень, проведених за викладеною вище методологією. Як бачимо, ще раз підтверджено ефективність застосування методу АЕ і розроблених критеріїв оцінювання об'ємної пошкодженості для вибору оптимальних технологій нанесення захисного шару на основний метал корпусу реактора.

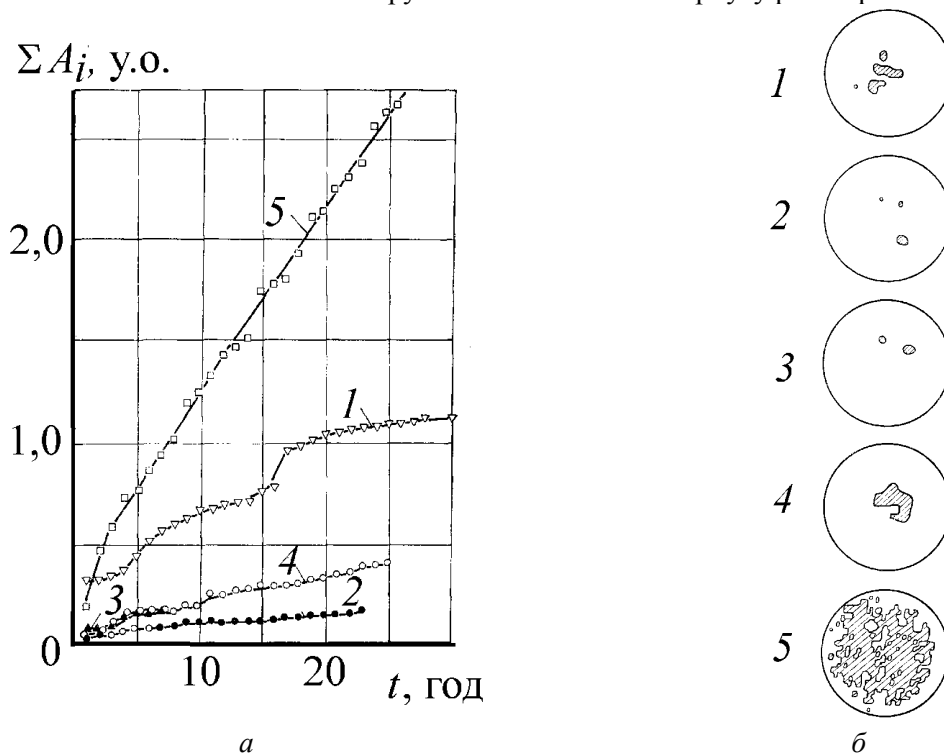


Рис. 5. – Часова зміна суми амплітуд сигналів АЕ (а) та відповідні результати УЗ-контролю зразків (заштриховано ділянки відшарування наплавки) після АЕ-контролю (б): 1–5 – позначення кривих відповідає нумерації зразків

*Вплив зварного шва на розвиток об'ємної пошкодженості біметалу [30].* Експериментальні дослідження зварних з'єднань корпусних сталей, що виконані електрошлаковим зварюванням, методологічно аналогічні до описаних вище, як і технологія нанесення наплавки. Після витримки зразків у автоклаві безперервний АЕ-контроль наводнених зразків тривав 90 кс (25 год.). Загальну АЕ-активність тріщиноутворення у зразках за розподілом сигналів АЕ можна також розділити на кілька етапів (рис. 6). Перший (інкубаційний) відзначається тим, що за початкові 2–3 кс спостережень не зареєстрували жодного сигналу. Далі з'являються поодинокі сигнали АЕ незначних амплітуд впродовж 3–4 кс, що, мабуть, відповідає зародженню мікротріщин.

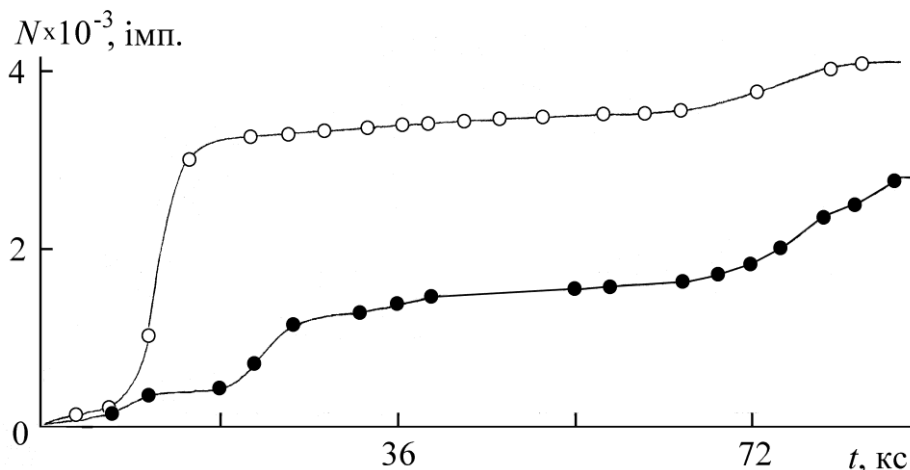


Рис. 6. – Зміна сумарного рахунку  $N$  від часу спостережень для зразків зі зварним швом (верхня крива) та без нього

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 магистральної макротріщини. Дискретні сигнали АЕ тут мають амплітуди, що дорівнюють приблизно 1,5...2,0 ум.од. (рис. 7). Відразу за ними проходить декілька подій з амплітудами, що на порядок вищі – початок макроруйнування. Таке чергування дискретних сигналів високої та незначної амплітуд відбувається протягом всього третього етапу генерування АЕ. У нашому випадку його фактична тривалість становить близько 90 кс, після чого процес зникає. Сума амплітуд сигналів АЕ за цей час становить приблизно 894...950 ум.од. Так, сигнали чергувалися не періодично з сигналами, що мали амплітуди 6,5...10 ум.од. Такий амплітудний розподіл САЕ характерний для зразків, які мали зварний шов. У разі відсутності зварного з'єднання АЕ-активність є значно меншою (рис. 7).

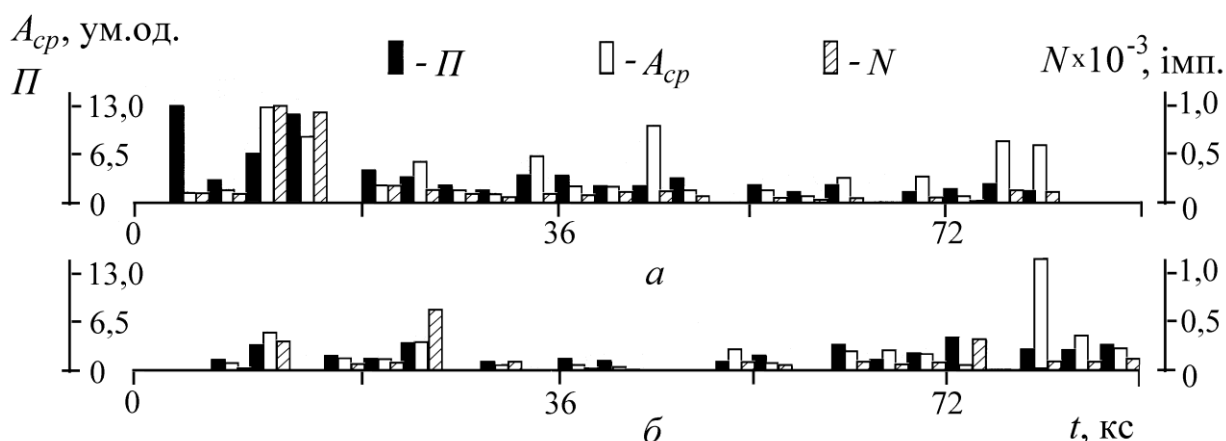


Рис. 7. – Часовий розподіл кількості подій П, середніх амплітуд  $A_{cp}$  за одну годину спостережень і сумарного рахунку  $N$  для зразків зі зварним швом (верхня гістограма) та без нього

На підставі отриманих експериментальних даних визначили показники об'ємної пошкоженості зразків. Результати розрахунків наведені у табл. 2.

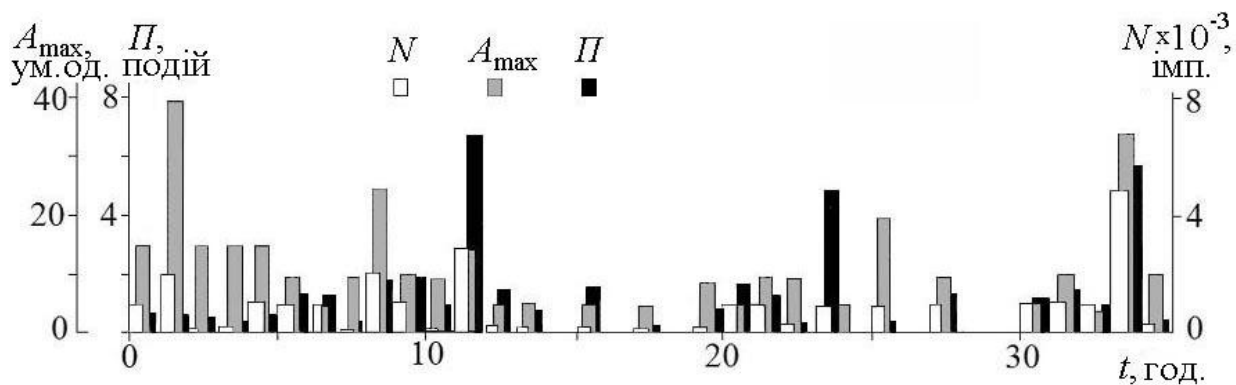
Таблиця 2 – Показники пошкоженості зразків

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

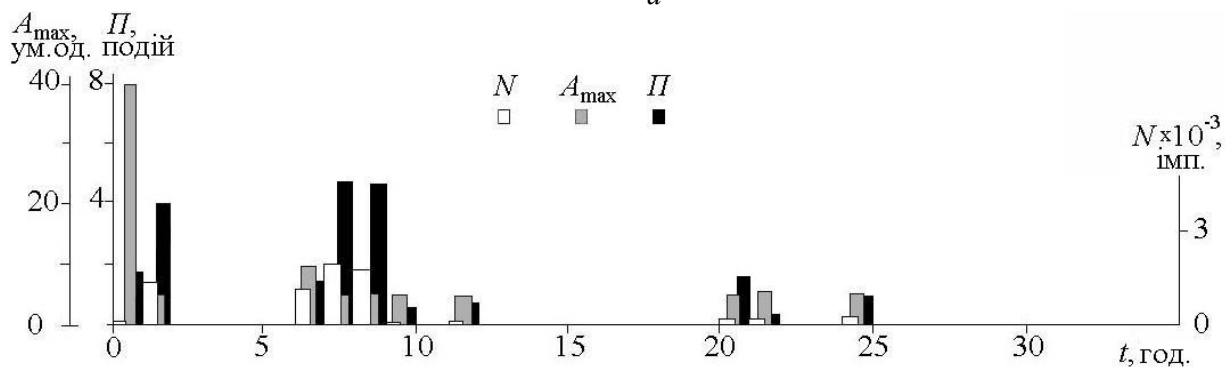
Як бачимо, отримані кількісні показники об'ємної пошкоженості наплавлених зразків зі зварним з'єднанням і без нього дають змогу оцінити не тільки динаміку розвитку пошкоджень під дією воднево-механічного чинника, але й приймати рішення про стан об'єкта контролю під час його експлуатування та у критичних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

*Вплив на об'ємну пошкоженість способів нанесення наплавки* [31]. Аналогічно до попередніх досліджень випробовували зразки з наплавленням аустенітного шару на основний метал (сталь 15Х2МФА-А) двома способами: автоматичним і ручним. Безперервний АЕ-контроль проводили протягом 129,6 кс (36 год.). На рис. 8 представлено результати досліджень.

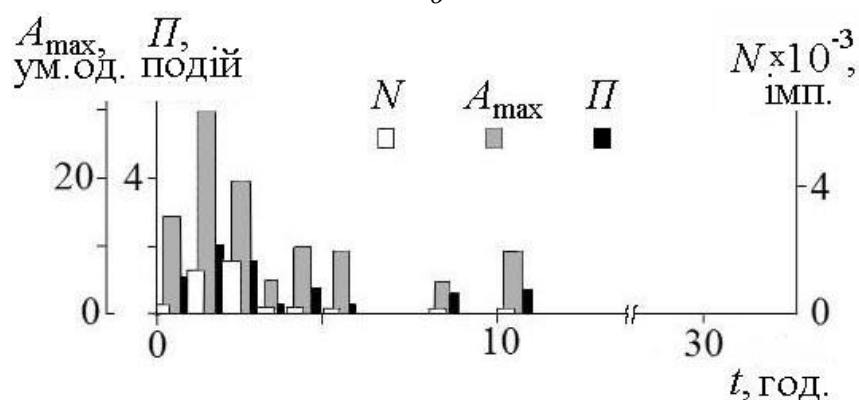
Як бачимо (рис. 8, а), на зразках, виготовлених із плит, на які наплавку наносили автоматичним способом за традиційною технологією, найінтенсивніше генерується АЕ на всьому інтервалі спостережень, а особливо перші 15 год. Далі її інтенсивність спадає. На цьому початковому відрізку часу генеруються дискретні САЕ із найвищими амплітудами (до 49 ум. од.), хоча при цьому інтенсивність подій невисока на проміжку часу 0...5 год., а далі зростає приблизно вдвічі. Аналогічно ці показники є високими для даного типу зразків і на заключному етапі спостережень – від 30 до 36 години. Наприклад, за весь час АЕ-спостережень за ними реєструється в середньому  $24 \times 10^3$  імпульсів, що перевищують рівень дискримінації.



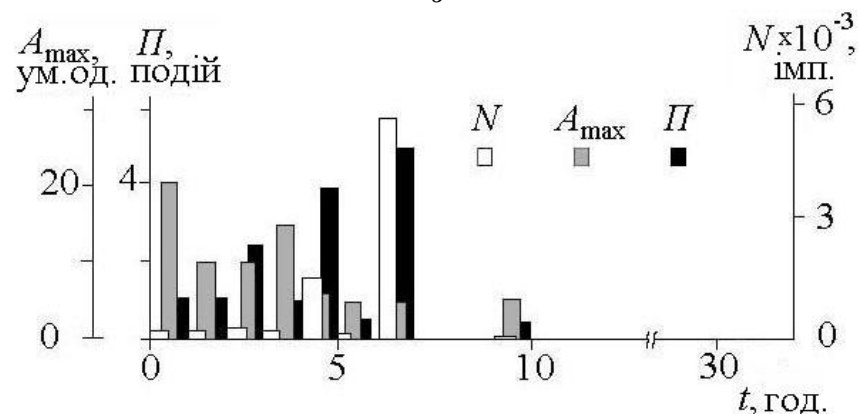
a



b



v



z

Рис. 8. – Характерні часові розподіли кількості подій  $\Pi$ , максимальних амплітуд  $A_{max}$  у події і сумарного рахунку  $N$  за одну годину спостережень для зразків, виготовлених за різними способами нанесення наплавки на основний метал реактора: а, в – автоматичне нанесення; б, г – ручне нанесення; а, б – традиційна технологія; в, г – покращена технологія.



Дещо менша АЕ-активність зразків, які виготовлені нанесенням наплавки ручним способом (рис. 8, б). Такі біметалеві композиції властиві місцям, де заварюють фланці, люки тощо. Для них сумарний рахунок імпульсів становить  $6,8 \times 10^3$ .

Ці дані спонукали до поліпшення технології нанесення захисного шару в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, яка передбачала відповідну температурну обробку зразків перед нанесенням, а також нанесення проміжного тонкого шару на основний метал, який дозволяв зменшити утворення карбідної гряди. У результаті отримали якісніші наплавки (особливо у разі автоматичного нанесення), з характерними часовим розподілами АЕ-параметрів, що показані на рис. 8, в та рис. 8, г і на рис. 8.

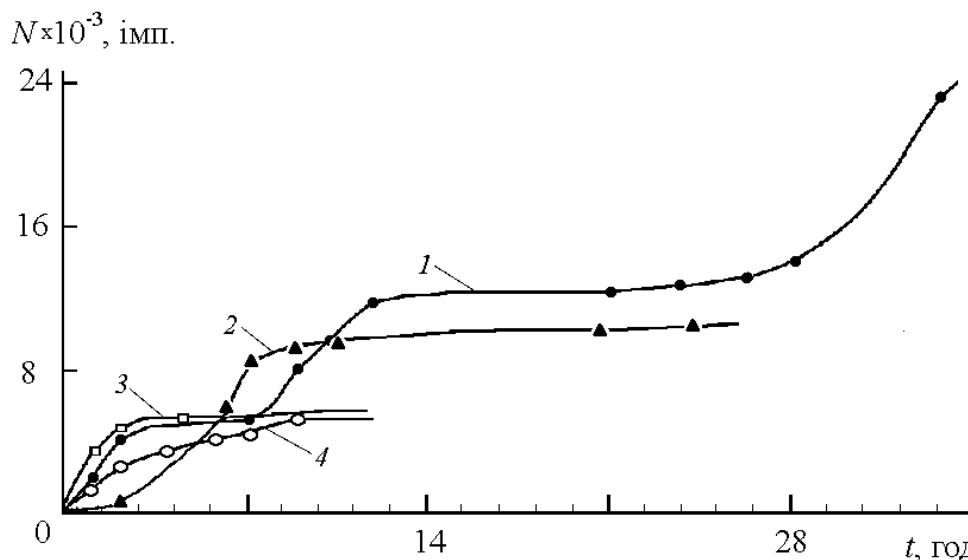


Рис. 9. – Зміна сумарного рахунку  $N$  від часу спостережень для зразків, виготовлених за різними способами нанесення наплавки на основний метал реактора: 1, 3 – автоматичне нанесення; 2, 4 – ручне нанесення; 1, 2 – традиційна технологія; 3, 4 – покращена технологія.

Маючи необхідні експериментальні дані, визначали об'ємну пошкодженість біметалів за наведеними вище відомими залежностями (див. табл. 3).

Таблиця 3. – Показники пошкодженості зразків, виготовлених за різними способами нанесення захисної наплавки

Показник	Автоматичне нанесення (рис. 9, а, в)	Ручне нанесення (рис. 9, б, г)
$S, \text{мм}^2$	451,3/128,1	351,2/147,6
$\xi, \text{мм}^{-1}$	$1,8 \times 10^{-3}/0,65 \times 10^{-3}$	$1,3 \times 10^{-3}/0,46 \times 10^{-3}$
$\xi_1 \times 10^{-3}, \text{у.о./мм}^3$	$3,2 \times 10^{-3}/1,1 \times 10^{-3}$	$2,9 \times 10^{-3}/1,2 \times 10^{-3}$

*Примітка:* у чисельнику дані для зразків традиційною технологією нанесення наплавки, а у знаменнику – з поліпшеною.

Отже, отримані кількісні показники об'ємної пошкодженості наплавлених зразків дають змогу ранжувати їх за якістю нанесення наплавки і встановлювати не тільки динаміку розвитку пошкоджень під дією воднево-механічного чинника, але й оцінити стан об'єкта контролю під час його експлуатування.

*Вплив на об'ємну пошкодженість стінки корпусу швидкості охолодження реактора.* Методика експериментальних випробувань і підготовка зразків у даному разі були такими ж, як і попередніх, що описані у даному параграфі. Спочатку досліджували наводнені зразки з різними технологіями нанесення захисного шару на основний метал, а також з наявністю зварного шва (див. табл. 4). Всіх їх охолоджували зі швидкістю 0,13 К/с. На рис. 10 показано вплив згаданих технологій та зварного з'єднання на спричинене воднем відшарування наплавки та руйнування в області сплавлення захисного шару й основного металу.

Аналіз акустограм показав, що сповільнене руйнування в зразках проходило стрибками:

сигнали АЕ з'являлися дискретно, чергувалися великі і малі амплітуди, що свідчило про макрота мікророзтріскування. Сигнали реєструвалися відразу після встановлення перетворювача АЕ на зразок. Значення параметрів сигналів і розподіл їх в часі спостереження є специфічним для кожного зразка, що говорить про різний ступінь відшарувань у них. Найбільш АЕ-активним виявився зразок 4, який генерував сигнали АЕ майже весь час спостереження за винятком 5-ої, 15-ої, 24-ої та 25-ої годин. Максимальна активність припадала на інтервал 0–4 год (рис. 10). Далі за активністю АЕ-випромінювання йдуть зразки 3 та 2. Зовсім пасивний зразок 1, що свідчило про відсутність у ньому тріщиноутворення на протязі часу спостереження. Через 5–10 діб після наводнювання зразки проходили УЗ-контроль в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, який показав, що результати обох видів неруйнівного контролю співпадають.

Таблиця 4. – Характеристики виготовлення наплавлених зразків

Основний метал	Марка електродного металу			Флюс
	1-й прохід	2-й прохід	3-й прохід	
Пластина 15Х2МФА-А	07Х25М13	04Х20М10Г2Б	04Х20М10Г2Б	ОФ-10
„	03Х3ГМ6	„	„	АН-90
„	04Х20М10Г2Б	„	„	„
Зварний шов	07Х25М13	„	„	ОФ-10

На наступному етапі досліджень оцінювали вплив швидкості охолодження таких зразків (без зварного з'єднання) на водневе відшарування наплавки. Останню наносили як автоматично під флюсом дротом Св-10ХМФТИ, так і вручну дуговою наплавкою. Хімічний склад металу наплавки (в %): 0,05 С; 0,40 Si; 0,8 Mn; 1,7 Cr; 0,45 Мо; 0,2 V; 0,01 S; 0,14 P. Механічні властивості металу шва за температури випробувань 20 °С такі:  $\sigma_b = 600$  МПа.  $\sigma_t = 470$  МПа,  $\delta = 19\%$ ,  $\psi = 65\%$ . Після закінчення нагрівання у газоподібному водні за температури 723 К зразки виймали з автоклава і охолоджували на повітрі з різними швидкостями. Отримані результати АЕ-контролю показані на рис. 11.

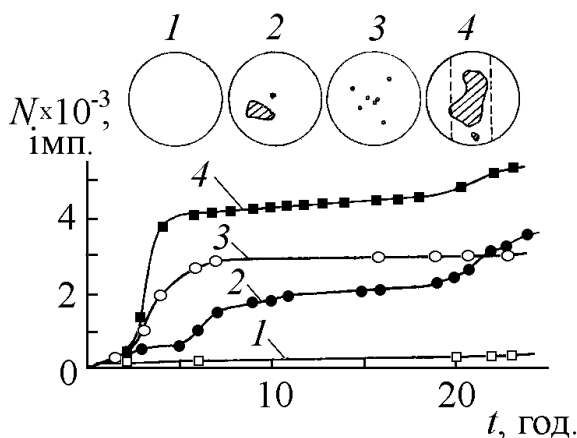


Рис. 10. – Часова зміна сумарного рахунку N сигналів АЕ та результати УЗ-контролю (заштриховано ділянки відшарування): нумерація кривих відповідає нумерації зразків

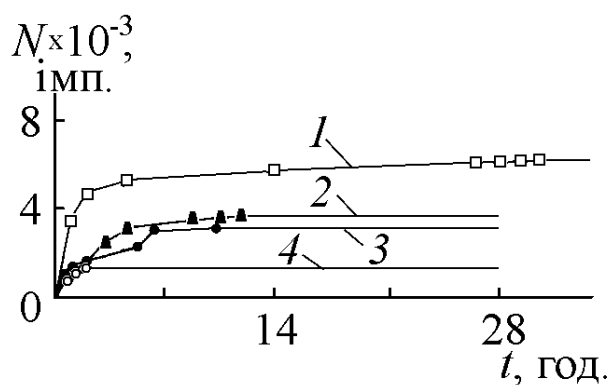


Рис. 11. – Залежність сумарного рахунку N АЕ від часу спостережень для різних швидкостей охолодження зразків: 1, 2 – 0,13 К/с; 3 – 0,09; 4 – 0,082; захисна наплавка на зразки 1, 3 і 4 нанесена вручну

Методом АЕ за тріщиноутворенням спостерігали протягом 35 год. Як і очікувалось, найбільш акустично активними були зразки, охолоджені з максимальною швидкістю 0,13 К/с. Оскільки за цієї швидкості охолодження виникають найбільші залишкові напруження, то можна зробити висновок, що вони суттєво впливають на інтенсивність сповільненого руйнування досліджуваних матеріалів. Значні відшарування зафіксовано в цих зразках у перші 7 год після досягнення ними температури 300–310 К, про що свідчать результати АЕ-спостережень.

Зразок 3 займає проміжне місце щодо АЕ-активності. За першу годину спостережень зафіксовано 4 події АЕ з середньою амплітудою  $A_c = 19$  ум.од., а сумарний рахунок АЕ мав приблизно  $10^3$  імпульсів. Перша подія АЕ зафіксована на 2-й год. спостереження з амплітудою 26 ум. од. та  $N = 400$  імпульсів. Крім цього, зареєстровані сигнали АЕ на 4-й год. (3 події з  $A_c=22$  ум. од.,  $N = 800$  імп.), 6-й (3 події з  $A_c = 21$  ум. од.,  $N = 700$  імп.), 9-й (2 події,  $N = 50$  імп.). Час АЕ-контролю за зразком становив 38 год.

Протягом 56 хв. на зразку 4 спостерігали найбільшу активність АЕ-випромінювання, але з невеликими значеннями амплітуд 1–2 ум. од. Пізніше АЕ-активність знизилася в 2 рази, і сигнали АЕ реєстрували протягом 2-х год від початку АЕ-спостережень. Амплітуди сигналів зменшувались і становили 0,8–1 ум. од. Далі АЕ-активність зразка припинялася. На 3-й год спостереження пройшли 3 дискретні імпульси з  $A_c = 13$  ум. од., а потім настало “мовчання” на всьому інтервалі часу спостереження. Реєстрація підсумкового рахунку  $N$  АЕ і подій  $n$  розподілялася так: 1 год. –  $N = 900$  імп.,  $n = 300$  подій; 2 год. –  $N = 400$  імпульсів,  $n = 100$  подій. Зразок контролювали 28 год.

У тих зразках, де зареєстровано сигнали АЕ, процеси мікро- та макроростання тріщин чергувалися між собою. Отож зі зменшенням швидкості охолодження матеріалів корпусу реактора зменшується площа пошкоджених поверхонь на межі наплавлення захисного шару на основний метал. Для розглянутих зразків найбільш оптимальною є швидкість охолодження 0,08 К/с.

**Висновки.** За час експлуатування корпусів реакторів виникає водневе окрихчення метал металів, особливо вплив водню відчутний на межі сплавлення основного металу і наплавки. Встановлено, що основною причиною виникнення сигналів АЕ в наплавлених зразках після їх наводнювання є утворення тріщин та розшарувань на межі сплавлення. АЕ-контроль зразків свідчить про стрибкоподібний характер утворення та підростання тріщин. Перед реєстрацією сигналів АЕ з великою амплітудою виникає декілька сигналів з малою амплітудою. Це характерно для процесів розвитку мікро- та макротріщин, що підтверджується металографічними та УЗ-дослідженнями.

1. Назарчук, З. Т. Акустико-емісійне діагностування елементів конструкцій [у 3-х т.] / З. Т. Назарчук, В. Р. Скальський. – К.: Наук. думка, 2009. – 877 с.
2. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel / eds. by G. Totten, M. Howes and T. Inoue. – Materials Park, OH: ASM International, 2002. – 499 p. – (ISBN: 0–87170–729–2).
3. Neimitz A. Mechanika pękania / A. Neimitz. – Wydawnictwo Naukowe PWN SA, Warszawa, 1998. – 436 s.
4. McMeeking R. M. Finite deformation analysis of crack tip opening in elastic–plastic materials and implications for fracture / R. M. McMeeking // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – 1977. – 25. – P. 357–381.
5. Скальський В. Р. Акустична емісія під час руйнування матеріалів, виробів і конструкцій. Методологічні аспекти відбору та обробки інформації / В. Р. Скальський, П. М. Коваль. – Львів: Сполом, 2005. – 396 с.
6. Андрейків О. Є. Теоретичні основи методу акустичної емісії в механіці руйнування / О. Є. Андрейків, В. Р. Скальський, Г. Т. Сулим. – Львів: Сполом, 2007. – 480 с.
7. Скальський В. Р. Оцінка об'ємної пошкоженості матеріалів методом акустичної емісії / В. Р. Скальський, О. Є. Андрейків. – Львів: ВЦ центр ЛНУ ім. І. Франка, 2006. – 330 с.
8. Hydrogen Induced Disbonding of Stainless Steel Overlay Weld / K. Ohnishi, R. Chiba, J. Watanabe et al. // Pressure Vessels Research Committee Meeting. New York, September 1980. – New York, 1980. – P. 1–38.
9. Internal friction in metallic materials: A Handbook / M. S. Blanter, I. S. Golovin, H. Neuhaeuser, H.-R. Sinnig. – Springer, 2007. – 520 p.
10. Yuyama S. Fundamental aspects of acoustic emission applications to the problem caused by corrosion / S. Yuyama // Corrosion monitoring in industrial plants using nondestructive testing and electrochemical methods / American Society for Testing and materials. – ASTM STP 908. – Philadelphia, 1986. – P. 43–74.
11. Schnitt-Thomas K. G. Möglichkeiten zur Früherkennung von Wasserstoffschädigungen in metallischen Werkstoffen durch Anwendung der Schallemissionanalyse / K. G. Schnitt-Thomas, W. Stengel // Werkstoffe und Korrosion. –1983. – 34. – S. 7–13.

12. Застосування методу акустичної емісії при дослідженні матеріалів у водневому та корозійному середовищах / О. Є. Андрейків, М. В. Лисак, О. М. Сергієнко, В. Р. Скальський // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1990. – № 5. – С. 26–36.
13. Кнотт Д. Микромеханизмы разрушения и трещиностойкость конструкционных сплавов / Д. Кнотт // Механика разрушения (Разрушение материалов). – М.: Мир, 1978. – С. 40–82. – (Механика. Новое в зарубежной науке; Вып. 17).
14. Панасюк В.В. Концепція декогезивного впливу водню на метали / В.В. Панасюк. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – № 2. – С. 7–15.
15. Качанов Л. М. Основы механики разрушения / Л. М. Качанов. – М.: Наука, 1974. – С. 138–153.
16. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций / Ю. Н. Работнов. – М.: Наука, 1966. – 752 с.
17. Mishnaevsky L. L., Jr. Self-organization effects in damage evolution / L. L., Jr. Mishnaevsky // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / під ред. В. В. Панасюка. – Вип. 2, т. 1. – Львів: Каменяр, 1999. – С. 166–169.
18. Robinson E. L. Effect of temperature variation on the long time rupture strength of steels / E. L. Robinson // Transactions of ASME. – 1952. – 74, No 5. – P. 68–76.
19. Работнов Ю. Н. Кратковременная ползучесть / Ю. Н. Работнов, С. Т. Милейко. – М.: Наука, 1970. – С. 29–31.
20. Ильюшин А. А. Об одной теории длительной прочности / А. А. Ильюшин // Механика твердого тела. – 1967. – №3. – С. 21–35.
21. Тамуж В. П. Вариант построения феноменологической теории разрушения / В. П. Тамуж, А. Ж. Лагздиньш // Механика полимеров. – 1968. – № 4. – С. 638–641.
22. Analysis of steel micromechanical damage parameters transferability in ductile fracture initiation conditions / M. Rakin, Z. Cvijovic., A. Sedmak, S. Sedmak // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – № 1. – С. 87–92.
23. Gurson A. L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I – Yield criteria and flow rules for porous ductile media / A. L. Gurson // Journal of Engineering Materials and Technology. – 1977. – 99. – P. 2–15.
24. Tvergaard V. Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions / V. Tvergaard // International Journal of Fracture. – 1981. – 17. – P. 389–407.
25. Tvergaard V. Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar / V. Tvergaard, A. Needleman // Acta Metallurgica. – 1984. – 32. – P. 157–169.
26. Андрейків О. Є. Акустико-емісійні критерії для експрес оцінки внутрішніх пошкоджень композитних матеріалів / О. Є. Андрейків, В. Р. Скальський, О. М. Сергієнко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – № 1. – С. 91–100.
27. Патент України №2914. МПК: G01N29/14. Спосіб контролю росту тріщин у зразках матеріалів / О. Є. Андрейків, В. Р. Скальський, М. В. Лисак. – Опубл. 26.12.94 р. Бюл.5–1.
28. Андрейків О. Є. Метод оцінки високотемпературного водневого руйнування біметалевих елементів конструкцій / О. Є. Андрейків, В. Р. Скальський, О. В. Гембара // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2000. – № 4. – С. 15–22.
29. Повышение стойкости нержавеющей металла, наплавленного на сталь 10Х2ГНМА, против отслоения при эксплуатации в среде водорода / В. К. Каленский, Т. Ю. Николенко, А. Н. Козин и др. // Автоматическая сварка. – 1990. – № 12. – С. 27–33.
30. Назарчук З. Т. Акустико-емісійне оцінювання динаміки накопичення об'ємної пошкоджуваності корпусів реакторів / З. Т. Назарчук, В. Р. Скальський, Л. Н. Добровольська // Вісник Тернопільського нац. техніч. ун-ту. – 2013. – № 3(71). – С. 7–15.
31. Скальський В.Р. Оцінка водневої пошкодженості біметалів за різних способів нанесення захисного шару / В. Р. Скальський, З. Т. Назарчук, Л. Н. Добровольська // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – Спец. випуск № 10. – 2014. – Т.1. – С. 174–179.