



ОЦІНКА НАКОПИЧЕННЯ ОБ'ЄМНОЇ ПОШКОДЖЕНОСТІ ТВЕРДИХ ТІЛ ЗА СИГНАЛАМИ АКУСТИЧНОЇ ЕМІСІЇ

В. Р. СКАЛЬСЬКИЙ

Розроблено теоретичну модель кількісної оцінки об'ємної пошкодженості твердих тіл у пластично деформованому об'ємі за сигналами акустичної емісії в умовах дії квазістатичного навантаження. На основі створених автором оригінальних експериментальних методик досліджень перевірено основні положення моделі на низці найпоширеніших конструкційних сплавів та інших кристалічних тіл. Показано добре співпадіння отриманих теоретичних та експериментальних даних.

A theoretical model was developed of quantitative evaluation of the extent of damage in solids in a plastically deformed volume by the acoustic emission signals under quasi-static loading. Novel experimental research procedures, developed by the author, were the basis for verification of the main principles of the model for a range of the most widely used structural alloys and other crystalline bodies. A good coincidence of the derived theoretical and experimental data is demonstrated.

Підвищення ефективності роботи сучасного промислового обладнання, природне старіння будинків та інших цивільних споруд і конструкцій приводить до необхідності експлуатації їх за умов, які близькі до граничних. Тому все більше зростає потреба виявлення найнебезпечніших для міцності конструкцій дефектів типу тріщин в умовах деградації матеріалу внаслідок дії на нього корозійно-механічних чинників і різного роду фізичних полів. А це, в свою чергу, зумовлює проведення контролю локальних об'ємів дефектності цих об'єктів з достатньою достовірністю, щоб прогнозувати критичні ситуації та попередити руйнування. Важливість задачі важко переоцінити не тільки для таких відповідальних промислових об'єктів, які експлуатуються в атомній та тепловій енергетиці, хімічному та нафтохімічному виробництві, газо- та нафтотранспортних мережах, авіакосмічній техніці, але й в інших галузях життєдіяльності людини. Викладене вище особливо стосується України, де згадана проблема набула надзвичайної гостроти. Адже, наприклад, в теплоенергетиці більшість обладнання вичерпало свій розрахунковий ресурс. В інших галузях промисловості нашої держави ситуація не краща.

Як свідчить світова практика, сьогодні для розв'язання задач діагностування конструкцій та виробів надзвичайно актуальною є проблема вивчення механізмів і здійснення кількісної оцінки процесів зародження та розвитку мікро- та макротріщин в області пластичних деформацій (об'ємної пошкодженості) конструкційних матеріалів. Адже саме там відбуваються початкові стадії зародження руйнування, які є найтривалішими процесами у ланцюгу «зародження пошкодженості — субкритичний ріст макротріщин — завершальна стадія руйнування». Методи кількісної оцінки об'ємної пошкодженості матеріалу в області його пластичних деформацій в даний час розвинуті недостатньо. Поряд із цим ще навіть не вироблено єдиної думки щодо найінформативнішого підходу, тому часто в залежності від вибраного параметра,

якому ставиться у відповідність міра пошкодженості і спосіб її інтерпретування, отримують, відповідно, і різні значення шуканих величин. Виходячи із цього, актуальними є розробки нових фундаментальних підходів і створення на цій основі необхідних методологічних засад для інтегральної кількісної оцінки об'ємної пошкодженості матеріалу неруйнівними методами контролю. Суттєвий внесок у розв'язання окресленої проблеми може дати розвиток методів і засобів, котрі ґрунтуються на використанні сучасних досягнень механіки руйнування та нових фізичних досліджень.

Досвід останніх десятиріч показав великі потенційні можливості методу акустичної емісії (АЕ), який дозволяє оцінювати динаміку розвитку дефектів та міцнісні властивості матеріалів під час експлуатації об'єктів без порушення їх цілісності. Він вигідно відрізняється від інших неруйнівних методів можливістю дистанційного контролю всього об'єму матеріалу виробу, незалежно від його форми та розмірів, має високу чутливість, що дає змогу отримувати інформацію про руйнування на відстанях, які на порядки перевищують розміри первинних перетворювачів і величину дефектів, що розвиваються [1].

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

Пошкодженість матеріалу можна розділити 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. Про формування кількісних характеристик, функцій розподілу, залежностей між випадковими дефектами говорити важко.

Обґрунтування підходу до визначення об'ємної пошкодженості твердих тіл і основні положення моделі [4]. Розвиток пластичних деформацій (ПД) у матеріалах супроводжується зародженням та ростом пор, руйнуванням різного роду включень, утворенням мікро- та макротріщин тощо. У рамках нашої моделі концептуально будемо розглядати матеріали, ПД яких відбувається через утворення у її об'ємі мікро- та макротріщин. Таким чином, якщо мати загальну суму $\sum S_i$ наростання площ таких дефектів 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 об'ємної пошкодженості (ОП).

Експериментальні та теоретичні дослідження показали, що до моменту повного руйнування твердих тіл (ТТ) проходить довгий період часу, який пов'язаний із деформуванням матеріалу, зародженням і накопиченням пошкоджень. Якщо узагальнити вже відомі результати моделювання руйнування на основі кінетичної теорії, то спрощено можна представити таку послідовність розвитку пошкодженості ТТ. Навантажений зразок вважають таким, що складається із структурних елементів (СЕ), руйнування яких приводить до утворення мікротріщин. Зруйнування СЕ відбувається за рахунок перевищення напруженням деякого критичного значення (силовий критерій руйнування) та термофлуктуацій напружень. На початковій стадії руйнування, коли є незначна кількість мікротріщин, руйнування СЕ статистично незалежне [5]. Із ростом концентрації мікротріщин мікротріщин і злиттям їх в асоціації — макротріщини (МТ), протікання руйнування визначається вже співвідношенням між структурною неоднорідністю матеріалу та неоднорідністю напружень, що зумовлена дефектами. У випадку малої структурної неоднорідності руйнування локалізується поблизу найбільших МТ, які ростуть, поглинаючи окремі мікротріщини чи їх дрібні асоціації. Одночасно із цим стабілізуються мікротріщини, які попали в область розвантаження матеріалу. Серед МТ виділяється магістральна тріщина, котра, досягнувши критичного розміру, спричинює зруйнування зразка. Коли велика структурна неоднорідність матеріалу порівняно із неоднорідністю напружень, руйнування характеризується множиною зародків руйнування. Тоді МТ розвиваються практично незалежно.

З утворенням МТ перерозподіляються напруження в її околі. За атермічного злиття МТ руйнуються СЕ в області взаємної нестійкості цих МТ. Швидкість об'єднання порядку 0,4...0,6 від швидкості звуку у матеріалі (швидкість закри-

тичного росту тріщин). Малий час процесу і дозволяє припустити, що в цьому випадку випромінюється одиничний імпульс акустичної емісії (АЕ) із амплітудою, яка пропорційна $\sqrt{\epsilon/\tau}$, де ϵ — енергія, достатня для руйнування СЕ в області між МТ, що зливаються. Для утворення та злиття МТ необхідна досить висока локальна концентрація одиничних мікротріщин (приблизно $10^9...10^{11}$ см⁻³ для чистих металів в умовах повзучості [6]), тому щоб цього досягнути потрібен деякий час. 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).

Оскільки сьогодні не існує прямих методів неруйнівного контролю (НК), які безпосередньо могли б визначати площі новоутворених поверхонь дефектів, то, як було зазначено вище, перспективним є залучення для цього саме методу АЕ. Однак, аналіз літературних даних щодо застосування АЕ до оцінки площ новоутворених дефектів і накопичення пошкоджень свідчить, що відомі поодинокі результати у цьому напрямку емпіричні, що суттєво обмежує їх кількісне використання у НК.

Отже, беручи до уваги висунуту вище концепцію, для побудови моделі кількісної оцінки об'ємної пошкодженості матеріалу в його пластично деформованому об'ємі (ПДО) висувуються такі гіпотези, виходячи із урахування лінійності накопичення пошкоджень у ТТ [3, 7, 8].

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

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

2. Величина ξ лінійно пропорційна справжній деформації (СД) e полікристалічних тіл.

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

4. Акустико-емісійна міра об'ємної пошкодженості матеріалу ξ_1 лінійно залежить від СД полікристалічних тіл.

5. Обидві міри об'ємної пошкодженості взаємно пропорційні.

Експериментальна перевірка положень моделі. Визначення співвідношень між механічною мірою ОП та СД для ТТ. Іонна будова кристалів. На основі праці [8], лінійними функціями можна описати зміну довжини одиничної мікротріщини та інтегральної довжини тріщин від СД під час деформування ТТ. Залежність $\xi - e$, яка побудована нами у результаті перерахунку даних, отриманих авторами у працях [2, 9, 10] (алгоритм розрахунку детально викладений у [11]) також добре апроксимується лінійною функцією виду $\xi = ae + b$ (рис. 1, а). Параметри апроксимації,

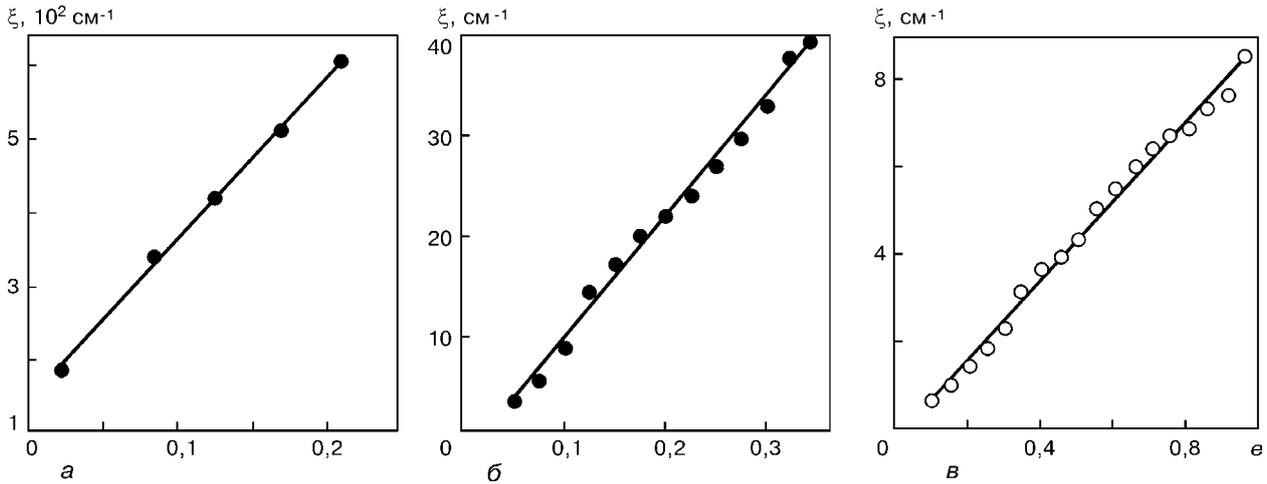


Рис. 1. Зміна механічної міри об'ємної пошкодженості ТТ від справжньої деформації: а — для кристалів NaCl (точки на графіках отримані з урахуванням даних праці [2]) та сплавів Д16-Т (б) і сталі 45 (в).

отримані методом найменших квадратів такі: $a = 278,04$; $b = 0,28$; $r = 0,998$ (r — коефіцієнт кореляції). Отже, проведені для NaCl дослідження підтверджують гіпотезу 2 моделі.

Експериментальна перевірка положення 2 моделі на сплавах. Алюмінієвий сплав. Випробовували циліндричні зразки АС марки Д16-Т. Оскільки в основі АС лежить алюміній, то він, в основному, і визначає їх фізико-хімічні властивості. Так, на відміну від NaCl, у кристалах Al утворення шийки не супроводжується виникненням пор, а відбувається шляхом розвитку мікротріщин, які зароджуються у смугах деформації. Отже АС добре задовільняють висунуту нами концепцію.

Циліндричні зразки АС марки Д16-Т розтягували на розривній машині типу FPZ-100/1 зі швидкістю переміщення рухомого затиску 4×10^{-7} м/с. Аналогові сигнали із тензометричного динамометра сили та тензометричних перетворювачів видовження і зміни діаметра шийки у її найвужчому перерізі подавали на параметричні входи акустико-емісійного комплексу MISTRAS-2001 виробництва фірми PAC (США). Там їх відповідним чином оцифровували і після цього запам'ятовували на жорсткому диску. За отриманими даними будували необхідні діаграми і визначали СД. Розміри зразків для випроб, режими відбору, обробки та реєстрації САЕ приведено у роботі [11].

Для побудови залежності $\xi - e$ використовували, окрім отриманих експериментально діаграм $P - l$ та $P - d$, ще й деякі кількісні характеристики руйнування для даного матеріалу із праць [2, 9, 10]. Зокрема, кількість мікротріщин і їх розміри у відповідності до СД розтягу. Як впливає із рис. 1, б, отримана нами залежність $\xi - e$ добре апроксимується лінійною функцією з такими параметрами апроксимації: $a = 120,1$; $b = -2,23$; $r = 0,992$, що встановлені для 13 експериментальних точок.

Випробування циліндричних зразків зі сталі 45. За аналогічною схемою експерименту розтягували ідентичні за розмірами циліндричні зразки, що виготовлені з кон-

струкційної сталі 45. Результати випроб і відповідних перерахунків із використанням даних праць [2, 9, 10] показані на рис. 1, в. Тут також спостерігається добра лінійна апроксимація, побудована для 18 експериментальних точок, де $a = 915,2$; $b = -22,1$; $r = 0,992$.

Таким чином, за результатами проведених експериментальних досліджень можна констатувати, що підтверджується положення 2 нашої моделі для КТ різної будови.

Теоретичне обґрунтування наукового положення 3 моделі. У праці [12] створено розрахункову модель випромінювання пружних хвиль АЕ під час утворення мікротріщин у зоні інтенсивних ПД і розв'язана у переміщеннях відповідна динамічна задача, де враховано характерний час релаксації напружень на берегах мікротріщин [13]. Аналіз компонента вектора переміщень показав, що максимум його модуля визначається за апроксимаційною формулою [12]:

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

де β_i — числові множники пропорційності відповідно для поздовжньої ($i = 1$) та поперечної ($i = 2$) хвиль ($\beta_1 = 0,37$, $\beta_2 = 0,63$); 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 віддаль від контура тріщини до точки спостереження.

Залежність (2) дозволяє вважати, що величина $u_{\max} |_{c_i}$ пропорційна до площі S ($S = \pi r_0^2$) новоутвореного дефекту. Під час утворення декількох тріщин за умови $T_r \approx \text{const}$ відповідно матимемо

$$\sum_n A_n = a / T_r \sum_n S_n, \quad (3)$$



де A_n — амплітуда сигналу АЕ, яку вважаємо пропорційною до $u_{\max}|_c$; a — множник пропорційності, що визначається експериментально.

Залежності (2) та (3) на підставі [12, 14] можуть бути узагальнені на випадок утворення внутрішнього тріщиноподібного дефекту біля фронту МТ в області ПД із урахуванням впливу границь тіла та хвилевода на САЕ. Однак і в цьому випадку пропорційність між амплітудами САЕ, спричинених утворенням мікротріщин площею S у зоні ПД МТ зберігається як з урахуванням процесів релаксації напружень на його берегах, так і з урахуванням впливу границь тіла та хвилевода.

Підсумовуючи викладене, площу новоутворених дефектів опосередковано можна визначати за сумою амплітуд САЕ:

$$S = \beta \sum A_i, \quad (4)$$

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

Отже за аналогією з формулою (1) можемо записати

$$\xi_1 = \beta \sum A_i / V. \quad (5)$$

Отримана величина ξ_1 і буде акустико-емісійною мірою ОП матеріалів.

Експериментальне визначення акустико-емісійної міри ОП та характеру її зміни від СД кристалічних тіл (перевірка положення 4 моделі). Дослідження АС. Як було зазначено вище, АС добре досліджені у літературі і нами вже використані деякі дані для підтвердження висунутих положення 2 моделі. В силу сказаного, виникла необхідність дослідити акустико-емісійну ОП перш за все АС, щоб порівняти отримані і відомі літературні дані.

У працях [15–17] нами апробовано 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 визначити опосередковано площу новоутворених дефектів у зоні ПД за сумою амплітуд САЕ, використовуючи формулу (4). Із урахуванням цього, рівняння (1) можна записати у вигляді

$$\xi = \alpha \xi_1, \quad (6)$$

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

Із формул (5) та (6) 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 визначити експериментально. Тоді під час НК реальних виробів чи конструкцій критерієм, який визначає міру ОП конструкційного матеріалу до початку макроруйнування, є залежність

$$\xi_1 \leq \xi_1^*. \quad (7)$$

Випробовували циліндричні зразки із АС марки Д16-Т і 1201-Т розтягом на розривній машині типу FPZ-100/1 також зі швидкістю переміщення рухомого затиску 4×10^{-7} м/с. Щоб виключити вплив генерування САЕ від затисків машини на результати досліджень, зразки попередньо навантажували зашунтованими у спеціальній оправці [11], використовуючи ЕК [18]. Крім того, для уникнення впливу завад, які проходять мережею живлення, застосовували метод паралельного (індикаторного) каналу [19]. Після зняття оправки на розміщеному в затисках машини зразку, а саме на спеціально підготовленій шліфуванням поверхні лиски, встановлювали первинний перетворювач САЕ (ПАЕ), із якого електричні сигнали подавали на попередній підсилювач системи відбору та обробки САЕ типу MISTRAS-2001. Так отримували синхронний запис САЕ і характеристик навантаження зразків, за якими оперативно можна було слідкувати на екрані монітора в реальному часі. Для всіх зразків місце встановлення ПАЕ, режими відбору, підсилення та обробки САЕ були незмінними. Коефіцієнт підсилення АЕ-тракту становив 80 дБ (40 дБ — попередній підсилювач) у смузі пропускання 0,1...1,0 МГц, яка визначалася амплітудно-частотною характеристикою ПАЕ.

Отримані механічні характеристики зразків (табл. 1) суттєво відрізняються. Так, сплав Д16-Т має нижчі міцнісні показники і є пластичнішим, ніж сплав 1201-Т, проте має вищі критичні значення $\xi_{1(1)}^*$, хоч генерує САЕ менших середніх амплітуд упродовж розтягання. Це добре узгоджується із даними [20], де отримані кореляції між середньоквадратичними значеннями САЕ і деформацією зразків АС марки 2124-T851, що мали вісь навантаження, паралельну осі вальцювання та швидкість пластичної деформації $1,0 \times 10^{-3}$ с⁻¹. Встановлено наявність взаємозв'язку між міцнісними характеристиками матеріалу і сумою амплітуд САЕ, що реєструються від початку навантаження

Таблиця 1. Механічні характеристики АС

Марка сплаву	σ_n , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	S_b , МПа	S_k , МПа	δ , %	ψ , %	ψ_b , %	d_k , мм
Д16-Т	130,0	138,4	208,96	228,0	273,6	9,37	30,56	8,32	3,25
1201-Т	286,2	330,7	443,6	445,6	459,4	4,75	7,54	0,025	3,75

Примітка: S_b та S_k — справжні напруження утворення шийки та розриву АС; d_k — діаметр зразка в момент розриву.



зразків аж до повного їх зруйнування: що нижчі міцнісні характеристики матеріалу і що він в'язкіший, то більше значення суми амплітуд САЕ.

Проаналізуємо коротко за САЕ руйнування у АС, які застосовували у наших експериментах. На початкових стадіях навантаження у АС з'являються поодинокі САЕ з великими амплітудами від руйнування крихких включень [21, 22]. З наближенням до межі текучості інтенсивність їх наростає і такий характер генерації АЕ триває аж до утворення шийки. Далі розпочинається інтенсивне руйнування інтерметалідів та інших включень малих розмірів, розвиток дислокаційних переміщень із різними ступенями їх густини, зародження і розвиток МТ тощо зі зменшенням рівня САЕ у обох АС, але із суттєвим зростанням кількості сигналів (більше у Д16-Т). На цій стадії деформування також інтенсивно зароджуються та розвиваються мікротріщини, порушується когезія дрібних частинок у АС, що також є джерелом АЕ [21]. Такі механізми вступають у дію за величин $e_1 = 6,1 \dots 6,7 \%$ (Д16-Т) та $e_2 = 2,2 \dots 2,4 \%$ (1201-Т). На закритичній ділянці діаграми розтягу мікротріщини стрибкоподібно розвиваються [23, 24] аж до злиття їх у МТ і аналогічний розвиток останньої спричинює зростання амплітуд дискретних САЕ. Виявлено, що до утворення шийки (стрибок значень ξ_1 на кривих) акустико-емісійна ОП невелика і її значеннями можна знехтувати (для Д16-Т ξ_1 від моменту прикладання навантаження і до утворення шийки становить приблизно 11 % від S_{1max} , а для сплаву 1201-Т цей показник приблизно рівний 14 %). Таким чином, накопичення ОП головню проходить після утворення шийки. Цю ділянку кривих можна апроксимувати лінійною залежністю виду $\xi_1 = ae + b$, а значення a , b та коефіцієнта кореляції r , були: $a = 0,91$; $b = -9,11$; $r = 0,972$ для Д16-Т та $a = 0,33$; $b = -0,23$; $r = 0,96$ — для 1201-Т.

Загалом же для цих зразків параметри апроксимації: $a = 0,74$; $b = -4,61$; $r = 0,929$ — для Д16-Т; $a = 0,33$; $b = -0,23$; $r = 0,959$ — для 1201-Т. Як бачимо (рис. 2), існує добра кореляція

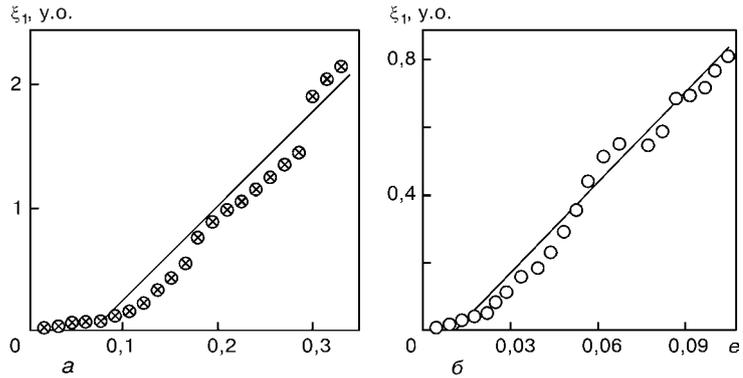


Рис. 2. Апроксимування залежностей $\xi_1 - \epsilon$ для зразків АС Д16-Т (а) та 1201-Т (б)

Таблиця 2. Параметри апроксимації залежностей $\xi - \xi_1$ для КТ різної будови

Матеріал	a	b	r	α^*
NaCl	1,45	2,97	0,995	1,63
Д16-Т	0,017	0,069	0,978	0,027
1201-Т	0,048	0,24	0,996	0,054
38ХРЗМФА	0,034	2,4	0,996	0,031
45	0,1	6,96	0,998	0,13
20ХГСА	1,63	16,62	0,987	1,68

Примітка: α^* , $cm^2/y.o.$ — усереднені значення константи.

між акустико-емісійною мірою ОП АС і динамікою зародження та розвитку руйнування у їх ПДО.

Випробування сталей. За такою ж як і для АС методикою нами проведено аналогічні експерименти з визначення ξ_1 для сталей 45, 38ХНЗМФА, і 20ХГСА. Розтягували циліндричні зразки 38ХНЗМФА діаметрами 4 і 6 мм. Схема експерименту, розміри зразків, геометрія розташування ПАЕ, режими відбору, обробки та реєстрації САЕ були аналогічними, як у випадку випроб АС. Слід окремо підкреслити, що тут і далі умовні одиниці (у. о.), в яких виражено пошкодженість, означають приведені до одного масштабу на виході реєстратора значення амплітуди огинаючої електричних сигналів у події АЕ за період часу 1 мс за однакових режимів їх відбору, підсилення АЕ-тракту (80 дБ) та реєстрації, що припадають на 1 мм^3 ($1 \text{ у.о.} = 40 \text{ мВ/мм}^3$).

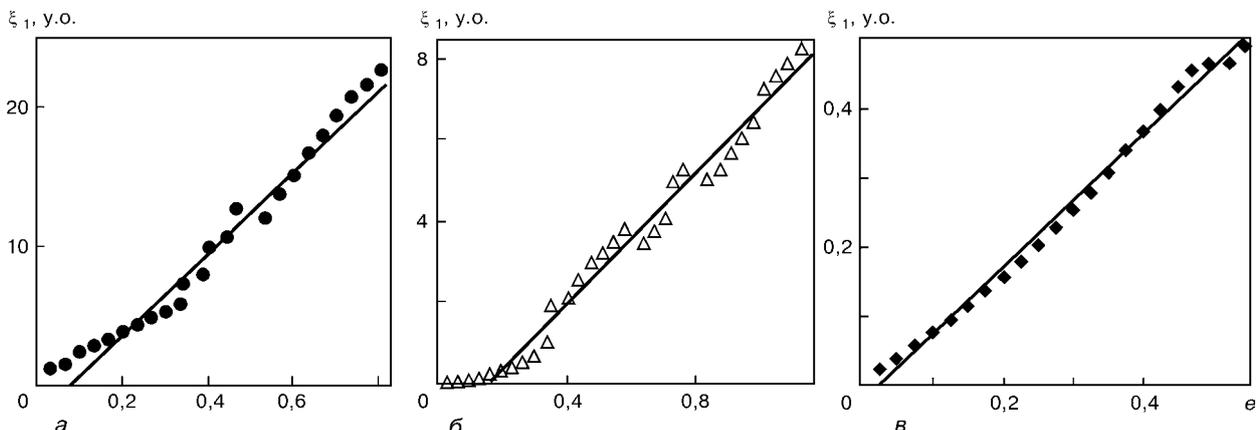


Рис. 3. Залежність акустико-емісійної міри ОП конструкційних сталей від СД: а — 38ХНЗМФА, б — сталь 45, в — 20ХГСА

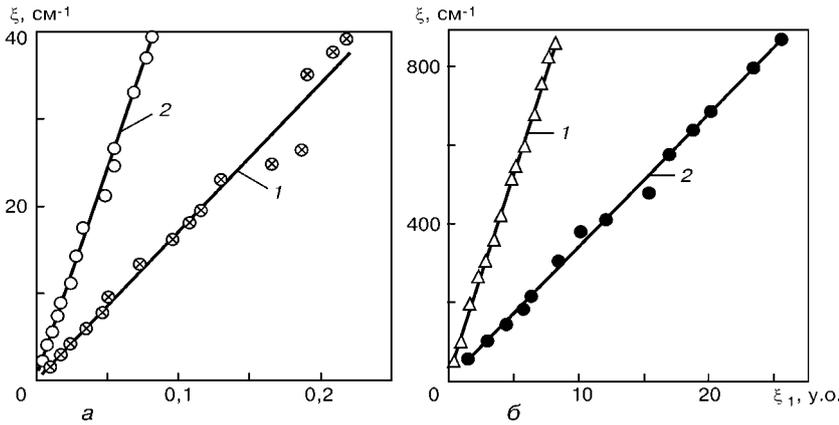


Рис. 4. Співвідношення між механічною ξ та акустико-емісійною ξ_1 мірами ОП: а – для АС Д16-Т (1) і 1201-Т (2); б – для сталей 45 (1) і 38ХНЗМФА (2).

Обробка результатів за викладеним вище алгоритмом показала, що отримані залежності також добре апроксимуються лінійними функціями (рис. 3 і табл. 2 з роботи [25]).

Оцінка співвідношень між акустико-емісійною мірою ОП та СД для полікристалів NaCl. Співвідношення встановлені нами з використанням експериментальних даних, що отримані в працях [2, 9, 10, 25–30].

Отримані залежності $\xi_1 - e$ для кристалів NaCl добре апроксимуються прямими, що описуються рівнянням $\xi_1 = ae + b$ з коефіцієнтом кореляції r : $a = 7252,2$; $b = -41,97$; $r = 0,983$ (I тип (див. [25]), 30 точок), $a = 4556,5$; $b = 35,5$; $r = 0,989$ (II тип, 36 точок).

Перевірка положення 5 моделі. Визначимо взаємозв'язок між механічною ξ та акустико-емісійною ξ_1 мірами ОП для монокристалів кухонної солі. З цією метою спочатку визначали коефіцієнт α , що пов'яже їх критичні значення. Для цього ми скористалися даними [9], де монокристали NaCl розтягали з постійною швидкістю за кімнатної температури прямо в камері скануючого мікроскопу. Зародження і ріст мікротріщин там відслідковували у залежності від деформації та тривалості навантаження. Зразки монокристалів розмірами $3 \times 3 \times 30$ мм³ мали вміст домішок менше 50 ppm із початковою густиною дислокацій приблизно 10^5 см⁻². Як показано вище, авторами [9] отримано лінійну залежність між сумарною довжиною мікротріщини, їх розмірами та деформацією кристалів. Там же встановлено, що мікротріщини мали гострі кінці і починали зароджуватися за деформації, котрі не перевищують 5 % від деформації руйнування. Виходячи із цих результатів, можна оцінити, що середня площа однієї мікротріщини становить приблизно $0,2 \times 10^{-4}$ см². Якщо ж взяти їх середню концентрацію $0,3 \times 10^8$ см⁻³ [9], то легко знайдемо міру механічної ОП, яка для наших кристалів становить $\xi^* = 6 \times 10^2$ см⁻¹. Наближено прийmemo, що пластичне деформування кристалів відбувається у повному їх об'ємі і тоді отримаємо $\alpha_1 = 1,53$ та $\alpha_2 = 2,18$ см²/у.о. відповідно для кристалів першого і другого типів. Далі, використовуючи описані нами підходи і поставивши у

відповідність значенню ξ величину ξ_1 для однієї і тієї ж СД e , за формулою (6) отримаємо біжучі величини константи α у діапазоні деформацій аж до руйнування зразка.

Для встановлення аналогічних співвідношень між ξ та ξ_1 у АС використовували отримані вище експериментальні дані, а константу α визначали у такий спосіб. Згідно з працею [2], в алюмінії під час його розтягування за кімнатних температур концентрація зародкових несутільностей (мікротріщин, субмікротріщин тощо) становить близько $(2,0 \dots 2,6) \times 10^{11}$ см⁻³, що відповідає деформації $e \approx 0,128 \dots 0,36$.

Там же показано, що за таких концентрацій дефектів середня довжина характерного для них розміру на мікрошліфах $L \approx (1,3 \dots 1,5) \times 10^{-7}$ м і не змінюється у процесі повзучості, тим часом як концентрація дефектів зростає лінійно зі збільшенням деформації. Отже, якщо прийняти дефекти дископодібними із діаметром $d = L$, то величина площі їх новоутворених поверхонь у ПДО монокристала алюмінію також змінюватиметься лінійно у вказаному діапазоні деформацій і становитиме $30,8 \dots 40,1$ см² на 1 см³ ПДО. Екстраполюючи отримані розрахункові дані стосовно наших АС і використовуючи експериментальні результати, визначали кількісні показники АЕ-константи для наших АС за аналогічною, як і для кам'яної солі, методологічною схемою.

Із експерименту випливає, що $\xi_{1(1)}^* = 2200$ у.о./см³, а $\xi_{1(2)}^* = 810$ у.о./см³ відповідно для Д16-Т та 1201-Т. Для обох сплавів прийmemo згідно з [20] $\xi^* = 40,1$ см⁻¹. Тоді значення відповідних констант для наших АС будуть $\alpha_1 = \xi^*/\xi_{1(1)}^* = 0,018$ та $\alpha_2 = \xi^*/\xi_{1(2)}^* = 0,049$ см²/у.о. А далі як і для полікристалів NaCl визначали біжучі значення константи α і будували залежності $\xi - \xi_1$ (рис. 4 і табл. 2).

Для сталей 45, 38ХНЗМФА і 20ХГСА константу α визначено, як і для описаних вище КТ, а результати експериментів приведено у [25].

Підсумовуючи результати теоретико-експериментальних досліджень даного і ураховуючи підтвердження істинності висунутих у моделі наукових положень, здійснення кількісної оцінки ОП матеріалу в його ПДО за амплітудами САЕ описується такими науково обґрунтованими послідовними діями.

1. Кількісну величину механічної міри ОП визначаємо за формулою (1).
2. Для кількісної оцінки площі S новоутворених дефектів застосовуємо показник ΣA_i , сумуючи зареєстровані під час випроб амплітуди САЕ, що опосередковано відображають динаміку та кількісні характеристики дефектоутворення.
3. Для знаходження величини ПДО V на гладких зразках в кожному конкретному випадку ви-



користуємо відповідно розроблені експериментальні методики, які базуються на сучасних науково-технічних підходах.

4. Акусто-емісійна міра ОП ξ_1 пропорційна ξ за однакових режимів підсилення, відбору і обробки САЕ, а також для одного і того ж значення коефіцієнта α , який визначаємо лабораторно.

Висновки

Кількісна оцінка механічної міри ОП ТТ ξ у розглянутих випадках може ефективно проводитись за амплітудами САЕ. Для цього необхідно попередньо встановити константу матеріалу α , що пов'язує між собою ξ та їх акустико-емісійну міру ОП ξ_1 .

Критерієм, котрий визначає початок макроруїнування ТТ, є встановлена у роботі залежність $\xi_1 = \xi_1^*$.

Зміна значень механічної ξ та акустико-емісійної ξ_1 ОП від справжньої деформації розтягу е ТТ добре апроксимується лінійною залежністю.

1. Скальський В. Р. Розробка методик і засобів оцінки об'ємної пошкодженості та руйнування матеріалів та виробів за параметрами акустичної емісії. — Автореф. дис. ... доктора техн. наук. — Львів, 2003. — 36 с.
2. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел. Сообщение 1,2. Деформация и развитие микротрещин / 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. — М.: Наука, 1974. — С. 138—153.
4. Скальський В. Р. Акустико-емісійне визначення накопичення об'ємної пошкодженості твердих тіл // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2003. — № 2. — С. 84—92.
5. Баранов В. М., Кудрявцев Е. М. Использование кинетической теории разрушения для определения параметров акустико-эмиссионных сигналов при докритическом росте трещин в твердых телах // Акустическая эмиссия гетерогенных материалов. — Л.: ФТИ им. А. Ф. Иоффе, 1986. — С. 22—27.
6. Владимиров В. И., Орлов А. Н. Термически активированное зарождение микротрещин в кристаллах // Проблемы прочности. — 1971. — № 2. — С. 36—38.
7. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций. — М.: Наука, 1966. — 752 с.
8. Robinson E. L. Effect of temperature variation on the long time rupture strength of steels // Trans. ASME. — 1952. — 74, № 5. — P. 68—76.
9. Шмидт Ф., Альбрехт Р., Бетехтин В. И. Микроразрушение кристаллов, находящихся в сравнительно хрупком состоянии // Проблемы физики твердого тела и материаловедения. — М.: Наука, 1976. — С. 56—59.
10. Бетехтин В. И., Шмидт Ф. Микроразрушение кристаллических материалов, находящихся в пластичном состоянии // Там же. — С. 60—69.
11. Андрейків О. Є., Скальський В. Р., Сергієнко О. М. Визначення об'ємної пошкодженості алюмінієвих сплавів за сигналами акустичної емісії // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2001. — № 3. — С. 77—90.
12. Analysis of acoustic emission caused by internal crack / O. Ye. Andreykiv, M. V. Lysak, O. M. Serhienko, V. R. Skals-

ky. // Eng. Fract. Mech. — 2001. — Issue 11. — 68, № 7. — P. 1317—1333.

13. Каплицкий М. А., Паринов И. А., Рожнов Е. В. Асимптотика точного решения задачи о трещине нормального отрыва и определение ее длины по сигналам акустической эмиссии // Тез. докл. 1 Всесоюз. конф. «Акустическая эмиссия материалов и конструкций». Ч. 1. — Ростов н/Д, 1984. — С. 7—8.
14. Андрейків О. І., Сергієнко О. М., Скальський В. Р. Актуальні питання відбору і передачі сигналів акустичної емісії під час росту внутрішніх тріщин // Відбір і обробка інформац. — 2001. — № 15 (91). — С. 51—59.
15. Андрейків О. І., Скальський В. Р., Сергієнко О. М. Акустико-емісійні критерії для експрес-оцінки внутрішніх пошкоджень композитних матеріалів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2001. — № 1. — С. 91—100.
16. Скальський В. Р., Андрейків О. І., Сергієнко О. М. Оцінка водневої пошкодженості матеріалів за амплітудами сигналів акустичної емісії // Техн. діагностика і неразруш. контроль. — 1999. — № 1. — С. 17—27.
17. Андрейків О. І., Скальський В. Р., Гембара О. В. Метод оцінки високотемпературного водневого руйнування біметалевих елементів конструкцій // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2000. — № 4. — С. 15—22.
18. Kaiser J. Untersuchungen uber das Auftreten Gerauschen beim Zugversuch. // Ph. D. Thesis. Technische Hochschule. — Munchen: Munich, Germany. — 1950. — 123 p.
19. Патент України №2914. МПК: G01N29/14. Спосіб контролю росту тріщин у зразках матеріалів / Андрейків О. І., Скальський В. Р., Лисак М. В. Опубл. 26.12.94. Бюл. 5—1.
20. Hamstad M. A., Bianchetti R. and Mukherjee A. K. A correlation between acoustic emission and the fracture toughness of 2124-T851 aluminium // Eng. Fract. Mech. — 1977. — 9, №3. — P. 663—674.
21. Bianchetti R., Hamstad M.A. and Mukherjee A. K. Origin of burst-type acoustic emission in inflated 7075-T6 aluminium // J. Test. and Eval. — 1976. — 4, № 5. — P. 313—318.
22. Hamstad M. A., Bianchetti R. and Mukherjee A. K. A correlation between acoustic emission and the fracture toughness of 2124-T851 aluminium // Eng. Fract. Mech. — 1977. — 9, № 3. — P. 663—674.
23. Sklarczyk C. The acoustic emission of the crack processes in alumina // J. Europ. Ceramic Soc. — 1992. — 9, № 3. — P. 427—435.
24. Merkert P., Hoffman M. and Rodel J. Detection of prefracture microcracking in Al₂O₃ by acoustic emission // Ibid. — 1998. — 18, № 12. — P. 1645—1654.
25. Скальський В. Р. Залежність суми амплітуд сигналів акустичної емісії від справжньої деформації кристалічних тіл // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2002. — № 2. — С. 91№96.
26. Kim H. C. Characterization of mechanical properties by acoustic emission using an energy criterion. / Proc. IEEE Ultrasonics Symp., Los Angeles, 1975. — New York, 1975. — P. 591—596.
27. Эберт Г. Краткий справочник по физике / Под ред. К. П. Яковлева. — М: Изд-во физ.-мат. литературы, 1963. — 552 с.
28. Рыскин В. С., Бетехтин В. И., Слущер А. И. Зарождение микроскопических трещин в деформированных кристаллах NaCl // Изв. АН СССР. Сер. физическая. — 1973. — 37, № 11. — С. 2439—2442.
29. Шмидт Ф., Бетехтин В. И. Образование микротрещин при деформировании NaCl // Физика металлов и материаловедение. — 1973. — 15, вып. 4. — С. 891—892.
30. Бетехтин В. И., Шмидт Ф., Зарипов А. Кинетика микроразрушения NaCl // Физика твердого тела. — 1975. — 17, № 3. — С. 871—876.

На основании выдвинутой концепции разработана модель количественной оценки объемной поврежденности твердых тел в пластически деформированном объеме по сигналам акустической эмиссии. Модель учитывает принцип линейного суммирования повреждений и полученное решение в перемещениях динамической задачи об образовании изолированной микротрещины нормального отрыва в зоне интенсивных пластических деформаций. Основные научные положения модели подтверждены экспериментальными исследованиями и литературными данными.

Изложены теоретико-экспериментальные предпосылки для создания методик и средств количественной оценки объемной поврежденности твердых тел. Объектом исследований служит зарождение и развитие



микро- и макродефектов в пластически деформированном объеме конструкционного материала и вызываемые ими упругие динамические поля. С учетом принципа линейного суммирования повреждений разработана модель количественной оценки объемной поврежденности твердых тел. Ее научные положения заключаются в следующем. **1.** Постулируется, что механическую меру объемной поврежденности материала можно определить как отношение суммы площадей новообразованных дефектов S_i к объему, в котором они образовались V : $\xi = \sum S_i / V = S / V$. **2.** Механическая мера объемной поврежденности линейно пропорциональна истинной деформации ϵ поликристаллических тел. **3.** Вводится понятие акустико-эмиссионной меры объемной поврежденности материала ξ_1 , которая определяется как отношение суммы амплитуд сигналов АЭ к объему, в котором происходит дефектообразование. **4.** Акустико-эмиссионная мера объемной поврежденности материала ξ_1 линейно зависит от истинной деформации поликристаллических тел. **5.** Механическая мера объемной поврежденности ξ пропорциональна акустико-эмиссионной мере объемной поврежденности материала ξ_1 .

С использованием этих положений модели созданы методологические основы для количественной оценки объемной поврежденности материала в пластически деформированном объеме и определены модельные константы материала, связывающие механическую и акустико-эмиссионную меры объемной поврежденности для ряда конструкционных материалов различного кристаллического строения.