

УДК 539.3

АКУСТИКО-ЕМІСІЙНА ОЦІНКА ОБ'ЄМНОЇ ПОШКОДЖЕНОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

**Валентин СКАЛЬСЬКИЙ, Віталій МИХАЛЬЧУК,
Юрій ОКРЕПКИЙ, Тетяна СЕЛІВОНЧИК**

*Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України,
вул. Наукова, 5, 79601 Львів, Україна*

Описано результати акустико-емісійних досліджень об'ємної пошкодженості (ОП) алюмінієвого сплаву під час розтягу циліндричних зразків діаметром 4 мм. На підставі результатів досліджень отримано критерій визначення початку макроруїнування та показано, що залежність ОП від істинної деформації розтягу добре апроксимується лінійною функцією.

Ключові слова: об'ємна пошкодженість, алюмінієві сплави, акустична емісія, пластичне деформування, діаграма розтягу.

Актуальність проблеми. Під час дослідження міцності деформованих тіл із тріщинами дуже важливим моментом є виявлення напружень і деформацій, які виникають біля дефекту. Найбільшу зацікавленість викликає область безпосередньо наближена до контуру тріщини – область пластичних деформацій (ПД), оскільки саме тут максимальна концентрація напружень і відбувається руйнування матеріалу. Вивчення механізмів його зародження та поширення, які проводять методами метало- та фрактографії до появи ПД кристалів і до зміни їх внутрішньої мікроструктури сьогодні уже не відповідають вимогам часу, бо не можуть безпосередньо використовуватись на об'єктах контролю. Тому виникла потреба залучати нові методологічні підходи, які дали б змогу наблизитись до кількісної оцінки процесів руйнування саме в зонах ПД за допомогою неруйнівних методів контролю.

Серед відомих методів неруйнівного контролю все більше визнання має метод акустичної емісії (АЕ). Пов'язано це, передусім, із бурхливим розвитком сучасної електроніки, що дає змогу створювати високочутливі, малогабаритні з широкою гамою функціональних можливостей апаратурні засоби, інформаційно-вимірювальні системи та комплекси. З огляду на це, чітко виділилися дві тенденції застосування методу АЕ: 1 – для НК і діагностування різних виробів і конструкцій; 2 – як тонкий фізичний метод дослідження динаміки розвитку процесів деформації та руйнування у матеріалі.

Стан проблеми. У металах завжди є мікропори, які утворилися через особливості технології їх виготовлення, наприклад, внаслідок виділення газів під час охолодження плавки, через пластичне деформування, сторонні

включення та інші причини. Ці пори під дією напружень є джерелами тріщиноутворення. Отож, у матеріалі велика кількість різних дефектів може призводити до високих локальних напружень, а розвиток руйнування з плином часу можна вважати результатом складної взаємодії цілої низки часових процесів.

Пошкодження матеріалу зводиться до розвитку тріщиноутворення, розрихлення [1]. Тріщиноутворення розпочинається на ранніх етапах деформації і пов'язане із ростом наявних та виникненням нових суб- і мікродефектів. У металах внаслідок рухливості вакансій вони можуть групуватися і утворювати щілини, які у полі напружень перетворюються в тріщини. Такі утворення здебільшого відбуваються на границях зерен. З іншого боку, відомо, що скупчення дислокацій призводить до високих локальних розтягуючих напружень, які породжують тріщину нормального відриву. Треба зазначити, що кількість згаданих дефектів в одиниці об'єму дуже значне [1]. Виникненню дефектів сприяють також теплові флуктуації атомів, які призводять до накопичення розривів міжатомних зв'язків.

У [2] пропонується у простішому варіанті пошкодженість описувати деяким скаляром $1 \geq \psi \geq 0$. У початковому стані за відсутності пошкодженості $\psi = 1$; в часі функція ψ спадає і пропонується її інтерпретувати як "суцільність". У праці [3] введено функцію $\omega \geq 0$, що дорівнює нулю в початковому стані та одиниці в момент руйнування. Функцію ω природно називати пошкодженістю на відміну від суцільності ψ і можна вважати, що $\psi = 1 - \omega$. Автор [2] пропонує надати функції ψ статистичний зміст і тоді зміну суцільності описати кінетичним рівнянням вигляду

$$\frac{d\psi}{dt} = F(\psi, \dots), \quad (1)$$

де F залежить від ψ та деяких інших змінних: тензора напружень чи тензора деформацій, температури, часу тощо. Суттєвим є те, щоб функції та параметри, які входять у рівняння (1), могли бути визначені з простих експериментів.

За таким принципом підбирали характеристики (за сталої температури), які суттєво впливають на довготривалу міцність в умовах повзучості матеріалу. Тобто, визначали критерії довготривалої міцності. Серед них важливе місце займає критерій найбільшого розтягуючого напруження $\sigma_1 > 0$ (за умови $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$; $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ - головні напруження). В умовах плоско-напруженого стану (ПНС) цей критерій відомий ще як критерій Джонсона. Він дає добрий прогноз у випадку, коли $\sigma_1 \geq 0$ та $\sigma_2 \geq 0$. Якщо одне з головних напружень стає іншого знака (стискаюче), то є суттєві відхилення від прогнозу. За критерієм Зібеля всесторонній рівномірний розтяг $\sigma \geq 0$ сприяє крихкому руйнуванню. До цього класу критеріїв також належать критерії Сдобирева та Труніна, які дають кучний опис експериментів за кімнатних температур.

У літературі відомі також інші схеми концептуальних підходів для побудови континуальних моделей накопичення пошкоджень. Добре відома

схема побудови теорії довготривалої міцності розроблена у праці [4], де вводиться поняття пошкодження Π (його компоненти $\Pi_1, \Pi_2, \dots, \Pi_n$), що характеризує накопичення дефектів і залежить від історії навантаження цього елемента середовища. Передбачається, що існують невід'ємні міри пошкоджень

$$M_j(\Pi), \quad j=1,2,\dots,m; \quad m \leq n. \quad (2)$$

Руйнування відбувається, коли для будь-якого $j = k$

$$M_k(\Pi) = c_k, \quad (3)$$

де c_k – константи матеріалу. У спрощеному варіанті теорії пошкоджень, пошкодження Π є симетричним тензором другого рангу.

Як критерій руйнування відома також концепція критичного значення ентропії запропонована у праці [5], що властива для цього матеріалу. Якщо не враховувати теплообмін із навколишнім середовищем, то швидкість наростання ентропії пов'язана передусім із потужністю деформацій повзучості, а відтак і з реологічними властивостями матеріалу. Накопичення пошкоджень пов'язується з деформаційними характеристиками, тобто має в'язкий характер. Ця схема дає змогу вивести закон лінійного підсумовування пошкоджень і низку визначених раніше емпіричних залежностей.

Для опису механічної поведінки матеріалу з тріщиною застосовано мікромеханічну модель руйнування, яка ґрунтується на відомому критерії Гурсона-Твергаарда-Нідлемана пластичного течіння для пористого матеріалу [6]. Така модель вбудована в розрахункову програму з використанням методу кінцевих елементів. Критичні величини мікромеханічних параметрів пошкоджуваності визначені експериментально і чисельними розрахунками стосовно гладких зразків, щоб прогнозувати початок пластичного руйнування компактного зразка з тріщиною. На прикладі низьколегованої сталі з ємності тиску показано, що застосовану мікромеханічну модель можна використати для прогнозу початку руйнування гладкого та компактного зразків.

Враховуючи те, що алюмінієві сплави (АС) добре досліджені у літературі [7], то виникла потреба створити методичні підходи для АЕ-оцінки їх об'ємної пошкоженості (ОП), щоб порівняти АЕ-міру ОП з літературними даними. З іншого боку, АС, маючи досить високу питому міцність, добру корозійну стійкість і технологічність, у багатьох областях техніки успішно конкурують зі сталями. Однак використання їх у великогабаритних конструкціях, які працюють в умовах дії високих розтягуючих напружень, призвело до проявів руйнування, коли прикладені зусилля відчутно менші розрахункової межі текучості сплавів. Це зумовило підвищену зацікавленість до вивчення процесів руйнування у них.

Отож, враховуючи те, що ефективних методів кількісної оцінки міри ОП під впливом навантаження чи деформування за допомогою сучасних методів НК у літературі не знайдено, ми розробили новий підхід на часткове розв'язання проблеми.

Мета нашої праці – розробити акустико-емісійну оцінку об'ємної пошкодженості алюмінієвого сплаву.

Результати досліджень та їх інтерпретування. Оскільки в основі АС є алюміній, то він здебільшого і визначає їх фізико-хімічні властивості. Al має кубічну гранецентровану ґратку. Перед руйнуванням більшість чистих металів під напруженнями розтягу пластично деформуються, що призводить до утворення шийки. В шийці виникають пори, які зливаються між собою, утворюючи спочатку мікротріщини (м/т), які, розвиваючись, переходять у макротріщини (МТ), а вони ростуть під напруженнями розтягу і призводять до зруйнування зразка. В чистому алюмінії утворення шийки не супроводжується виникненням пор, а відбувається шляхом розвитку м/т, які зароджуються у смугах деформації.

Для кількісної оцінки ОП матеріалу в його пластично-деформованому об'ємі (ПДО) покладена модель [8], де акустико-емісійну міру ОП матеріалу ξ_1 визначають за співвідношенням суми амплітуд сигналів АЕ A_i до об'єму V , де відбувається дефектоутворення

$$\xi_1 = \alpha(\sum A_i)/V, \quad (4)$$

де α – константа, яка враховує механічні властивості матеріалу та режими відбору САЕ. Для того самого матеріалу за тих самих режимів роботи АЕ-апаратури константа α є незмінною. В точці макрозруйнування матеріалу критичною величиною акустико-емісійної міри ОП матеріалу буде ξ_1^* , яку можна визначити експериментально. Маючи таке кількісне значення ξ_1^* для реального матеріалу під час неруйнівного контролю (НК) реальних виробів чи конструкцій критерієм, який визначає міру ОП конструкційного матеріалу до початку макроруйнування, стане залежність

$$\xi_1 \leq \xi_1^*. \quad (5)$$

Як відомо, коли виникає потреба вивчити фізичні процеси, які відбуваються на всіх ділянках діаграми розтягу, то використовують діаграму розтягу “справжні напруження s – справжня деформація e ”. Ця діаграма відрізняється від умовної діаграми розтягу тим, що в області рівномірного видовження враховують постійність об'єму деформації у припущенні, що зразок зберігає свою циліндричну форму, у розрахунку справжніх напружень в області утворення шийки – передбачається врахування діаметра в її найвужчому місці. У згаданій області справжня деформація збільшується значно швидше, ніж умовна. Водночас виникає багатовісність напруженого стану. Це зумовлено тим, що деформування і утворення ПДО відбувається лише в обмеженій зоні, тому локальна швидкість в області рівномірного видовження дещо знижується, у зоні звуження – сильно збільшується. Ці два фактори визначальні в області утворення шийки і під час випробувань вплив багатовісних напружень треба враховувати.

Для побудови справжніх діаграм розтягу варто отримати експериментальні залежності “зусилля навантаження P – найменший діаметр шийки d ” і “зусилля навантаження P – абсолютне видовження l ”. У праці [9] отримано рівняння, за яким легко будується діаграма $s - e$ для одновісного розтягу пластичного матеріалу від моменту утворення шийки і до моменту зруйнування зразка. Крім того, там виведені формули для розрахунку головних напружень у будь-якій точці найменшого перерізу шийки розтягнутого зразка. Переваги методики полягають у тому, що немає потреби визначати радіус кривини профілю шийки, а це суттєво полегшує проведення експериментів.

Отже, для проведення кількісної оцінки ОП матеріалу в його ПДО за амплітудами сигналів акустичної емісії (САЕ) треба:

- 1) Кількісно оцінити площу S новоутворених дефектів через показник $\sum A_i$, підсумовуючи зареєстровані під час випробування амплітуди САЕ, що опосередковано відображають динаміку та кількісні характеристики дефектоутворення [10];
- 2) Для знаходження величини ПДО V використовували експериментальні методики, які ґрунтуються на вимірюванні видовження зразка та біжучого діаметра шийки [11].

Результати експериментів. Спочатку без запису САЕ циліндричні зразки АС розтягували зафіксованими в спеціальній оправці. Це дає змогу опресувати місце затисків, щоб за допомогою ефекту Кайзера усунути генерацію АЕ з цих місць під час експерименту.

Для побудови діаграми $\xi - e$ циліндричні зразки АС розтягували на розривній машині типу FPZ-100/1 зі швидкістю переміщення рухомого затиску 4×10^{-7} m/s. Аналогові сигнали з тензOMETричного динамометра сили та тензOMETричних перетворювачів видовження і зміни діаметра шийки у її найвужчому перерізі подавали на параметричні входи АЕ комплексу MISTRAS-2001 виробництва фірми PAC (США). Там їх відповідно оцифровували і після цього запам'ятовували на жорсткому диску. За отриманими даними будували необхідні діаграми та визначали величину e . Після зняття оправки на розміщеному в затисках машини зразка, а саме на спеціально підготовленій шліфуванням поверхні лиски, встановлювали первинні перетворювачі АЕ (ПАЕ), з якого електричні сигнали подавали на попередній підсилювач системи відбору та обробки САЕ типу MISTRAS-2001 фірми PAC (USA). Аналогові сигнали від перетворювачів сили, видовження та звуження зразка надходили на відповідні низькочастотні канали цієї ж системи, де вони оцифровувалися, оброблялися і зберігалися на жорсткому дисковому персональному комп'ютері типу IBM PC.

Так отримували синхронний запис САЕ і характеристики навантаження зразків, за якими оперативно можна було стежити 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 dB (40 dB – попередній підсилювач) у смузі пропускання 0,1...1,0 МГц, яка визначалася амплітудно-частотною характеристикою ПАЕ.

Як видно з акустограми, на початкових стадіях навантаження в АС з'являються поодинокі САЕ з великими амплітудами від руйнування крихких включень. 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, але з суттєвим зростанням їх кількості сигналів. На цій стадії деформування також інтенсивно зароджуються та розвиваються м/т, порушується когезія дрібних частинок у АС, що також є джерелом АЕ. Такі механізми вступають у дію за величин $e_1 = 6,1...6,7\%$. На закритичній ділянці діаграми розтягу м/т стрибкоподібно розвиваються аж до злиття їх у МТ і аналогічний розвиток її спричиняє зростання амплітуд дискретних САЕ. Всі ці процеси добре відображає характер кривих $\xi_1 - e$ (рис. 1). Виявлено, що до утворення шийки (стрибок значень ξ_1 на кривих) акустико-емісійна ОП невелика і її значеннями можна знехтувати (від моменту прикладання навантаження і до утворення шийки становить приблизно 11% від ξ_{1max}) [11]. Отож, накопичення ОП головно відбувається після утворення шийки. Цю ділянку кривих можна апроксимувати лінійною залежністю вигляду $\xi_1 = ae + b$ (рис. 1), а значення a , b та коефіцієнта кореляції r , отримані методом найменших квадратів для АС Д16-Т: $a = 0,74$; $b = -4,61$; $r = 0,929$. Як бачимо, існує добра кореляція між акустико-емісійною мірою ОП АС і динамікою зародження та розвитку руйнування у їх ПДО.

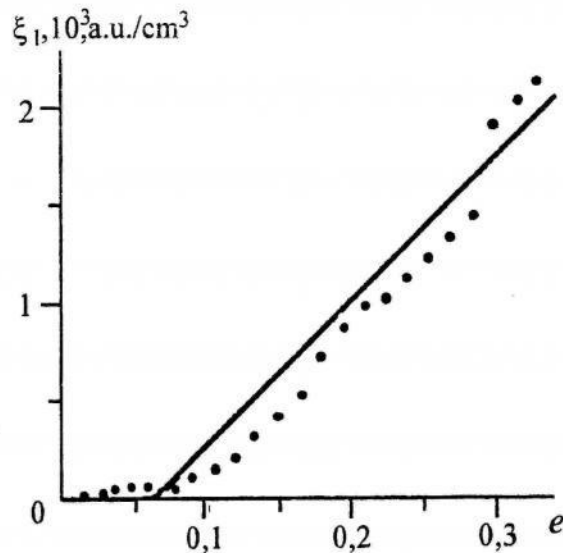


Рис. 2. Залежність $\xi_1 - e$ для сплаву Д16-Т

Отож, для нашого АС марки Д16-Т критичне значення АЕ-міри ОП становить $\xi_1^* = 2,2 \times 10^3$ а.о./см³ ($\alpha = 0,02$ см²/а.о.). Це допомагає за зміною суми амплітуд САЕ та відомою величиною ПДО визначати механічну міру ОП у твердих КТ різної будови, що має важливе прикладне значення для

виконання технічного діагностування виробів і конструкцій. Далі АЕ-дослідження порівнювали з відомими літературними даними [7]. Це дало змогу ідентифікувати походження САЕ і засвідчило добру кореляцію отриманих нами і літературних даних експериментів.

1. Метод АЕ допомагає виявляти ранні стадії руйнування АС за будь-якими механізмами. Для АС марки Д16-Т вони настають за СД $e = 6,1...6,7\%$.
2. Під час розтягання гладких циліндричних зразків ПДО матеріалу концентрується у шийці зразка, а в його локальних мікрооб'ємах зароджуються і розвиваються несутільності, пори, МТ тощо, які є джерелами АЕ.
3. Зміна значень акустико-емісійної ОП від справжньої деформації розтягу добре інтерполюється лінійною залежністю з максимальним відхиленням $7,4...8,1\%$.
4. Кількісна оцінка ОП тіла може ефективно проводитись за САЕ, якщо попередньо визначити константу матеріалу α .

-
1. *Robinson E.L.* Effect of temperature variation on the long time rupture strength of steels // *Trans. ASME.* – 1952. – Vol. 74. – N 5. – P. 68–76.
 2. *Качанов Л.М.* Основы механики разрушения. – М., 1974.
 3. *Работнов Ю.Н.* Ползучесть элементов конструкций. – М., 1966.
 4. *Ильюшин А.А.* Об одной теории длительной прочности // *Мех. твердого тела.* – 1967. – № 3. – С. 210–35.
 5. *Киялбаев Д.А., Чудновский А.И.* О разрушении деформируемых тел // *Прикл. матем. и теор. физика.* – 1970. – № 3. – С. 105–109.
 6. Разрушение алюминиевых сплавов при растягивающих напряжениях / *М.Е. Дриц, А.М. Корольков, Ю.П. Гук и др.* – М., 1973.
 7. Analysis of steel micromechanical damage parameters trasferability in ductile fracture initiation conditions / *M. Rakin, Z. Cvijovic., A. Sedmak and S. Sedmak* // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2002. – № 1. – С. 87–92.
 8. *Скальський В.Р.* Акустико-емісійне визначення накопичення об'ємної пошкодженості твердих тіл // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2003. – № 2. – С. 84–92.
 9. *Соколов П.С.* Определение истинных характеристик прочности пластичных материалов // *Заводская лаборатория.* – 1959. – № 1. – С. 95–99.
 10. 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. – N 7. – P. 1317–1333.

11. Скальський В.Р. Методологія оцінки розвитку дефектоутворення у сплавах Д16-Т та 1201-Т методом акустичної емісії // *Машинознавство*. – 2001. – № 3. – С. 13-18.

**VOLUME DAMAGED ESTIMATION OF ALUMINUM ALLOY
BY METHODS OF ACOUSTIC EMISSION**

**Valentyn Skalsky, Vitaliy Mychalchuk, Yuriy Okrepky,
Tetyana Selivonchuk**

*Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine,
Naukova Str., 5, 79601 Lviv, Ukraine*

The results of investigations of volumetric damage (VD) of aluminum alloys (AA) by acoustic emission of the cylindrical samples with a diameter of 4 mm during tensile loading are described. On the basis of investigation results the criterion for determining of a macrocracking start is obtained and is shown that the dependence VD on true strain could be good approximated by linear function.

Key words: volume damaged, aluminum alloys, acoustic emission, plastic deformation, strain diagram.

Стаття надійшла до редколегії 05.05.2005
Прийнята до друку 22.11.2006