

**В. Скальський**

Професор, д-р техн. наук,  
Фізико-механічний інститут  
ім. Г. В. Карпенка НАН України,  
м. Львів

**І. Лясота**

Студент,  
Національний університет  
«Львівська політехніка»,  
м. Львів

УДК 621.791.052.08:620.179.17

## **ЗАСТОСУВАННЯ ЯВИЩА АКУСТИЧНОЇ ЕМІСІЇ ДЛЯ ДІАГНОСТУВАННЯ РУЙНУВАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ (ОГЛЯД)**

*У праці проаналізовано стан наукових досліджень щодо застосування методу акустичної емісії в дослідженнях руйнування зварних з'єднань алюмінієвих сплавів. Показано, що методики, побудовані на застосуванні явища акустичної емісії, дають можливість виявити зародження та розвиток руйнування сплавів на мікрорівні. Синтезовано результати досліджень, показано доцільність застосування методик акустико-емісійного діагностування для моніторингу стану елементів конструкцій з алюмінієвих сплавів, які мають зварні з'єднання.*

**алюмінієвий сплав, зварне з'єднання, мікротріщина, руйнування, акустична емісія**

В умовах сучасного розвитку промисловості України з кожним днем все більше зростають об'єми випуску алюмінію і його висококомірних сплавів. Завдяки комплексу фізико-механічних, корозійних і технологічних властивостей вони успішно використовуються практично в усіх галузях науки і техніки. Гостра потреба в зниженні металоемності конструкцій стимулює заміну різних технологій металооброблення (різання, литва, клепання та ін.) процесом зварювання, оскільки він є одним з найефективніших способів отримання нероз'єднаних з'єднань.

**Актуальність проблеми.** Значні труднощі, що виникають під час зварювання плавленням алюмінію і його сплавів, пов'язані з великою хімічною активністю компонентів, які входять до їх складу. Взаємодія з киснем і схильність до поглинання водню призводять до виникнення у швах грубих оксидних плівок і пористості. Найміцніші сплави схильні до утворення гарячих тріщин і знеміцнення під час зварювання плавленням. У зв'язку з цим, актуальною на сьогодні є проблема визначення

кінетики розвитку дефектності зварних швів алюмінієвих сплавів під дією різного роду навантажень і робочого середовища, зокрема, застосування у цьому напрямі методів акустичної емісії (АЕ). Актуальність проблеми полягає ще й у тому, що, завдяки високій чутливості та можливості контролювати розвиток дефектів у реальному часі, на сьогодні метод акустичної емісії є найпрогресивнішим під час дослідження динаміки розвитку процесів деформації та руйнування різних виробів і конструкцій, в тому числі і зварних з'єднань (ЗЗ) алюмінієвих сплавів (АС).

**Мета досліджень** — узагальнити відомі літературні дані щодо акустико-емісійного оцінювання дефектоутворення та особливостей його розвитку в процесі навантаження ЗЗ з АС.

**Дослідження руйнування АС за сигналами акустичної емісії.** У перших працях, присвячених дослідженню АЕ з кристалів, зауважили, що на її генерацію істотно впливають межі зерен [1]. Для підтвердження цієї гіпотези в АС чимало вчених, досліджуючи проблему,

порівнювали експериментальні АЕ-дані для монокристалів алюмінію різної чистоти [2 — 6]. Отримані результати, здебільшого, були суперечливими і не підтверджувалися дослідженнями структури матеріалу. Зважаючи на те, що силова дія на алюміній та АС порівняно з іншими металами і конструкційними сплавами спричинює генерування сигналів АЕ (САЕ) високого рівня, перші теоретичні концепції щодо зв'язку між дислокаційними явищами і параметрами САЕ, описаними в працях [7 — 9], розроблено ще недостатньо вичерпно. Це зумовило розвиток нових наукових підходів до дослідження руйнування в АС.

Можливість використання САЕ для виявлення аномального ковзання під час деформування АС марки 7075 розглянуто раніше [9]. Зазначено, що ділянка локального тонкого ковзання, яке пронизує весь переріз зразка, добре корелює з аномальною зміною залежності інтенсивності  $N$  САЕ від відповідної деформації  $\epsilon$ . Свідченням кінетичного взаємозв'язку між параметрами САЕ і щільністю рухомих дислокацій можуть слугувати результати досліджень [10, 11]. У першій праці, апроксимуючи залежність  $N$  від  $\epsilon$  експоненціальною функцією, отримано задовільний збіг між нею та експериментальними даними. Отже, вважають, що між щільністю рухомих дислокацій та інтенсивністю САЕ існує пропорційний зв'язок. Аналогічна залежність існує між такими дислокаціями та вихідною амплітудою САЕ [11].

Під час дослідження деформування полікристалічних матеріалів, які містять вкраплення і частинки іншої фази, потрібно враховувати, що руйнування домішок може відбуватись на ранніх стадіях, задовго до макроруйнування [12]. Визначати момент початку таких процесів можна лише методом АЕ. Це добре ілюструє деформування зразків зі сплаву 7075, що мали різну орієнтацію вирізання заготовок з однієї і тієї ж плити.

Зазначено, що деформування не впливає на генерацію САЕ, проте руйнування зерен розміром 20...60 мкм чітко вирізняється дискретною АЕ, що було доведено згодом [13]. На підставі виконаних досліджень АС марок Д16, АК4-1 та В-95 акцентовано увагу на тому, що методом АЕ можна досить добре визначати умовну межу пластичності  $\sigma_{0.2}$ , користуючись залежностями  $N$  від  $\epsilon$ . У праці [14] встановлено взаємозв'язок між САЕ та в'язкістю руйнування АС марки 2124-T851 за силовими схемами розтягу та стиску гладких зразків з різною орієнтацією їхнього вирізання з трьох також різних за значеннями в'язкості руйнування листів сплаву. САЕ під час розтягування зразків з осями у напрямі вальцювання й у поперечному напрямі добре корелюють зі зміною в'язкості руйнування листів. Отже, на підставі результатів виконаних експериментів розтягу чи стиску зразків АС запропоновано методику перевіряння матеріалів на відповідність цьому критерію. Окрім цього, підкреслено корисність аналізу САЕ для розвитку моделювання процесів, які впливають на зазначений показник тріщиностійкості.

Подібні результати отримано раніше [15], коли досліджували вплив мікроструктури АС Al-Li 8090 на особливості АЕ під час розтягування і руйнування зразків з  $\delta$  і  $\sigma' + \delta$ -структурами. У випадку вирізання зразків у напрямі вальцювання спостерігається переважно неперервна АЕ,

яка породжується у  $\delta$ -структурі зсувом когерентних  $\delta$ -домішок, а у  $\sigma' + \delta$ -структурі дискретна АЕ зумовлена і зсувом, і міжзеренним розтріскуванням. Зразки, що мали поперечний напрям вирізання, генерували вищу АЕ обома структурами, ніж зразки поздовжньої орієнтації. Автори також наголошують, що значення коефіцієнта інтенсивності напружень у момент виникнення САЕ —  $K_{IAE}$  добре узгоджується зі значенням  $K_{IC}$ , що дає змогу припустити:  $K_{IAE}$  можна використовувати як надійний кількісний показник для визначення в'язкості руйнування АС. Можливість визначення  $K_{IC}$  та  $J_{IC}$  у АС методом АЕ розглянуто і в праці [16]. Дані метало- та фрактографічного аналізу засвідчують, що значення цих величин, встановлених за САЕ, відповідно на 6 і 10 % менші від визначених за стандартними методиками, а джерелами САЕ є розтріскування вкраплень.

Інтенсивність САЕ, що реєструється під час розтягування циліндричних зразків АС марки Д16-Т, змінюється після утворення шийки [17]. Металографічно виявлено, що це зумовлено структурним переходом механізму руйнування від внутрішньозеренного до міжзеренного. Зацікавлює аналіз таких параметрів САЕ як швидкість рахунку  $N$  та сумарний рахунок  $N$  під час пластичної деформації чистого полікристалічного алюмінію [18]. На підставі створеної кінематичної моделі експериментально доведено, що еквівалент середньої енергії АЕ-подій задовільно корелює з розрахованою енергією рухомих дислокацій. Ці енергії сягають максимуму для деякого розміру зерна і безпосередньо залежать від швидкості деформування. Співвідношення між мікроструктурою та АЕ зі сплавом Ti-6Al-4V досліджували *in situ*, спостерігаючи за лініями ковзання та процесами мікроруйнування [19]. Параметри САЕ поєднували з механізмами деформації АС, у яких термообробленням створювали різну мікроструктуру та розмір зерен. Встановлено, що  $\delta$ -фаза зумовлює утворення міжкристалічної ґратки або тонких пластинок і неісотно впливає на механічні характеристики матеріалу. Можна вважати, що взаємозв'язок САЕ з розмірами зерна, частинками другої фази та швидкістю деформування пояснюється роботою дислокаційних джерел Франка-Ріда.

Досліджено також особливості генерування САЕ під час деформування полікристалічного чистого алюмінію та АС із різною мікроструктурою [20]. У полікристалічному алюмінії зареєстровано неперервну АЕ, яка зростала зі збільшенням розміру зерна. У бінарному твердому розчині Al-1-3Mg вже дискретна АЕ мала таку ж тенденцію зростання для розміру зерна, що не перевищував 80 мкм, а відтак амплітуди САЕ спадали. Джерелом АЕ запропоновано вважати переміщення дислокацій від атомів вкраплення. Пік активності у бінарно зміцнюваному сплаві Al-4Cu зафіксовано у недостарених (120 с; 443 К) сплавах і головним джерелом АЕ щодо них припускають наявність значних смуг ковзання, спричинених зсувом слабких зон Гун'єра-Престона. Подібні джерела, на думку авторів, є головними і в інших сплавах алюмінію з цинком, магнієм і міддю.

Авторами [20] запропоновано модель АЕ під час пластичної деформації в АС, побудовану на поширенні дислокаційної петлі ковзання. Цю модель застосовано для

пояснення мікроструктурної залежності неперервної АЕ у моно- та полікристалічному алюмінії і дискретної АЕ у бінарних АС, а також для інтерпретування за допомогою АЕ мікроструктурних змін у три- і чотирикомпонентних АС, що є аналогами технічних серійних сплавів ряду 7 000. Зазначено, що АЕ під час плинності у загартованому АС може бути результатом дислокаційних лавин, що відриваються від атомів розчинених домішок. У цій же праці продемонстровано, що АЕ-спалахи найвищої амплітуди у піковостаріючому три- і чотирикомпонентному АС корелюють з трансзерними смугами деформації, що спостерігали під електронним мікроскопом. Співвідношення мікроструктури в АС та САЕ досліджено у праці [21] на зразках промислових серій 7075-T7351 і 7050-T7351 та алюмінії високої чистоти під час розтягування гладких зразків, порівнюючи ці АЕ-дані з отриманими від стискання зразків. Наголошено, що домінуючим джерелом АЕ є руйнування крихких вкраплень. Цю тезу розвинуто у праці [22], де досліджено амплітудний розподіл САЕ під час сповільненого (зі швидкістю 0,1 мм за цикл навантаження) росту тріщини в АС 7075-T6 у поєднанні з металографічними дослідженнями. Автори перелічених праць не дають конкретних кореляційних залежностей, вважаючи зміну АЕ-активності функцією величини самих вкраплень і що саме це зумовлює певні проблеми залучення АЕ для визначення характеристик дефектів у АС.

У праці [23] отримано важливі теоретико-експериментальні результати щодо пізнання природи джерел генерації САЕ. Кристали алюмінію, вирощені за методом Бріджмена, рентгеноструктурним аналізом посортовано за різними оптимальними осями розтягування. На спеціально розробленій апаратурі зареєстровано швидкість рахунку САЕ під час розтягування монокристалів. Експериментально виявлено певну кореляцію між цим параметром АЕ і напруженнями зсуву, однак ступінь однозначності між ними не встановлено. Тріщиностійкість однофазних алюмінієвих зразків досліджено методом АЕ у [24]. Зафіксовано, що зона процесу руйнування у зразках з концентратором утворюється поблизу його вершини і складається з мікротріщин, які розвиваються під дією зростаючого навантаження. З подальшим його збільшенням мікротріщини зливаються і утворюється макротріщина, однак не шляхом великих окремих стрибків, а великою кількістю малих. За наявності тріщини розміром 5 мм спостерігається деяка дисипація енергії на її берегах, що зумовлює зростання тріщиностійкості. За САЕ не вдалося визначити кількісно, який внесок у генерування роблять окремо поверхневі зони смуг ковзання і об'єм перед вершиною тріщини. Моніторинг АЕ використано [25] з метою визначення стадії передруйнування шляхом поширення мікротріщин у АС із розміром зерна 0,8...9,2 мкм. Порівнювали руйнування зразків зі штучно зробленими порами діаметром 80 мкм з руйнуванням природних дефектів. Передруйнування через поширення мікротріщин виявлено на всіх зразках, засвідчено дві стадії руйнування АС: зародження мікротріщин і об'єднання вже існуючих дефектів, після якого розвивається макротріщина і цілковито руйнується зразок. Перша стадія не є переважачою і генерує САЕ менших амплітуд зі зменшенням розміру зерна. Однак зауважено виняток для субмікрон-

них його розмірів, коли зафіксовано дещо завищену кількість високоамплітудних сигналів. Це також властиво і для зміни механізму зародження руйнування. Як засвідчили прецизійні дослідження [26], саме зародження мікротріщин є головним джерелом генерації САЕ у крихких АС і їхніх композитних структурах. Використовуючи їхній сумарний рахунок САЕ як показник інтенсивності тріщиноутворення, можна рангувати матеріали за крихкістю.

Реєструючи САЕ, можна розрізняти деформації, контрольовані нормальним дислокаційним рухом через кристалічну ґратку й зумовлені зсувом когерентних частинок. Такі АЕ-дані для АС із різною структурою частинок можна порівнювати з виникненням перервної плинності — коли зсуви є, то плинність незначна. Тезу щодо відповідальності зсувів за перервну плинність спростовують автори досліджень [27]. Ці висновки добре корелюють з даними про АЕ під час пластичної плинності Al-Zn-Mg-Cu, зістареної у широкому діапазоні температур і часу [28]. Загартованим і короткочасно зістареним зразкам притаманна потужна дискретна АЕ, що супроводжує перервну плинність. Її початок за деформації  $\epsilon_c$  затримується з наростанням часу старіння  $t$ . Більшість зістарених зразків мали другий пік неперервної АЕ, висота якого є функцією від  $t$ , а крива сумарного рахунку САЕ  $N_{II}$  для цього піка у координатах  $N_{II} — lgt$  має такий самий характер, як і крива  $\sigma_b — lgt$ , і обидвом властиві близькі максимуми. В усіх добре відпалених зразках перервна плинність простежується за малих напружень і найкраще відбивається в амплітудах дискретних САЕ. Автори вважають джерелами АЕ у цьому сплаві взаємодію домішок і дислокацій.

У працях [29, 30] 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. Зазначено, що за аналітичним розв'язком динамічної задачі про утворення та ріст внутрішньої ізольованої дископодібної тріщини сума амплітуд САЕ пропорційна площі новоутворених поверхонь. Слід зауважити, що на відміну від загальноприйнятих і поширених інформаційних параметрів САЕ таких, як сумарний рахунок чи швидкість рахунку, показник суми амплітуд САЕ адекватніше враховує процеси зародження і розвитку мікро- та макродефектів, бо реєструються САЕ навіть тоді, коли вони не перевищують встановленого рівня дискримінації (лічильники сумарного рахунку і швидкості рахунку САЕ в цей час закриті).

У праці [31] апробована й експериментально підтверджена методика кількісного визначення об'ємної пошкоженості матеріалу виробів і конструкцій. На основі досліджень встановлено кількісно критичне значення АЕ міри об'ємної пошкоженості для АС Д16-Т та 1201-Т (відповідно  $\xi_{1(1)}^* = 2200$  у.о./см<sup>3</sup> та  $\xi_{1(2)}^* = 810$  у.о./см<sup>3</sup>). Для обох сплавів наведено константи  $\alpha_1 = 0,21$  см<sup>2</sup>/у.о. і  $\alpha_2 = 0,57$  см<sup>2</sup>/у.о., які дають можливість кількісно оцінювати об'ємну пошкоженість цих матеріалів. Отримано критерій визначення початку мікроруйнування та показано, що залежність об'ємної пошкоженості від справжньої деформації добре інтерполюється лінійною функцією.

Отже, на підставі аналізу опрацьованих наукових праць можна стверджувати, що існує певна кореляція між величиною пластичної деформації, кількістю мікротріщин і САЕ. Ці дані дають можливість визначити опосередковано площу новоутворених дефектів у зоні пластичної деформації.

**Акустико-емісійне діагностування руйнування ЗЗ АС.** Автори праці [32] застосовували метод АЕ під час досліджень розвитку штучностворених дефектів-імітаторів у вигляді тріщин під час навантажування внутрішнім тиском зварних резервуарів виконаних з АС АМг6М. За допомогою зареєстрованих під час експерименту САЕ автори розраховували критичний розмір тріщини, за якого емність може експлуатуватись, а також відпрацьовували методику визначення координат розміщення імітатора. Крім цього, провівши додаткові дослідження з бездефектними емностями, автори підтвердили наявність ефекту Кайзера в АС АМг6М.

Вплив мікроструктури на випромінювання САЕ під час розтягування гладких зразків з технічного алюмінію та АС АМг6 досліджували автори праці [33]. Зазначено, що в сплаві АМг6 активність випромінювання АЕ більше ніж на порядок перевищує активність АЕ в алюмінії. Це викликано поведінкою меж зерен і наявністю часточок вторинної фази у сплаві.

Також було досліджено характер випромінювання САЕ при розтяганні гладких зразків, виготовлених з різних ділянок ЗЗ. Продеформували зразки розтягом на 13 % і зареєстрували САЕ, встановлено таку специфіку їх випромінювання. Під час деформування основного металу та металу шва сумарний рахунок становив  $N_v$  близько 500 ... 800 імп., а в зоні сплавлення за тих же умов  $N_v=85\ 000$  імп. Така специфіка випромінювання САЕ зумовлена наявністю в перехідній зоні великої кількості дефектів структури і скупченням різноманітних неметалевих включень вздовж меж зерен.

Автори праці [34] виконували дослідження, метою яких було спостереження поведінки АЕ під час руйнування ЗЗ АС, а також встановлення залежності характеру САЕ від виду дефектів ЗЗ сплаву АМг6М. При цьому застосовували еталонний контроль, заснований на порівнянні параметрів САЕ під час навантаження дефектних зразків і бездефектних ЗЗ, а також основного металу.

На рис. 1 зображені графіки залежностей інтенсивності АЕ і величини прикладеного навантаження від часу навантаження для зразка з алюмінієвого сплаву АМг6М.

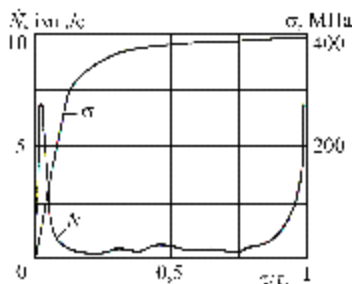


Рис. 1. Залежність інтенсивності й амплітуди САЕ від часу навантаження:  $\tau_0$  — час від початку навантаження до руйнування зразка [34]

З отриманих експериментальних залежностей випливає, що вже за невеликих напружень, у межах пружної деформації (80...90 МПа), спостерігається значна активність (6...8 імп./с) АЕ, що характеризується сигналами великої амплітуди.

Навантаження зразка до напружень, в результаті яких з'являється пластична деформація (300...320 МПа), не викликає помітної АЕ. Подальше зростання деформації характеризується появою одиничних імпульсів АЕ малої енергії і активності. У зоні глибокої пластичної деформації АЕ носить імпульсний характер, тобто, з'являється у вигляді «емісії вибухового типу». На тлі інтенсивної низькочастотної складової спектру з'являються окремі імпульси великої амплітуди. Підвищення навантаження аж до руйнування супроводжується появою груп імпульсів малої амплітуди.

Автори праці [34] встановили також кореляційний зв'язок між характером сигналів АЕ і видом дефекту в ЗЗ АС:

- групи імпульсів малої інтенсивності, а також одиничні імпульси великої амплітуди на тлі інтенсивної низькочастотної складової спектру свідчать про те, що джерелом АЕ в ЗЗ є зони пластичної деформації металу;
- САЕ у вигляді одиничних імпульсів великої амплітуди — результат дискретного просування субмікро- і мікротріщин;
- появу САЕ великої інтенсивності й енергії можна пояснити впливом неметалевих включень і пор.

Таким чином, наведені у праці [34] дані дають можливість ідентифікувати дефекти під час акустико-емісійного діагностування ЗЗ алюмінієвого сплаву АМг6.

У працях [35, 36] описано низку досліджень, методика яких полягала у тому, що в процесі навантажування зразків, виготовлених з різних ділянок ЗЗ алюмінієвого сплаву 1201-Т виконаних електронно-променевим зварюванням, у масштабі реального часу проводили реєстрацію сигналів АЕ.

За результатами експериментальних випробувань автори [36] встановлювали: взаємозв'язок між параметрами АЕ (амплітуда, сумарний рахунок сигналів  $N$ , спектральні характеристики) і параметрами руйнування (коефіцієнт інтенсивності напружень, деформація, підростання тріщини); виконання ефекту Кайзера і, як підсумок, оцінювали енергетичний рівень сигналів АЕ, які супро-

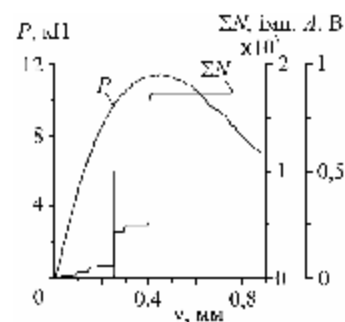


Рис. 2. Залежність «навантаження  $P$  —  $v$  розкриття берегів тріщини» для позацентрового розтягу компактних зразків металу шва ЗЗ алюмінієвого сплаву 1201-Т та зміна показників сумарного рахунку  $N$  і амплітуд  $A$  сигналів АЕ, що супроводжують процеси руйнування [36]

воджують процеси руйнування ЗЗ з метою застосування отриманих результатів для неруйнівного контролю реальних виробів чи конструкцій.

З отриманих у результаті випробувань діаграм руйнування « $P-v$ » металу шва ЗЗ та відповідного до неї розподілу сигналів АЕ в процесі субкритичного росту тріщини (рис. 2) авторами встановлено таку специфіку їх випромінювання. Відзначається незначна кількість сигналів АЕ великих амплітуд, що свідчить про стрибкоподібний ріст макротріщини і відсутність супроводу їх виникнення сигналами малих амплітуд, що свідчить про крихкий механізм субкритичного росту макротріщини.

**Висновки.** Як показали результати огляду наукових праць, у світових наукових центрах широко застосовують метод акустичної емісії для оцінювання руйнування алюмінієвих сплавів і їхніх зварних з'єднань. Кількість таких публікацій невинно зростає.

Під час АЕ-досліджень руйнування таких ЗЗ потрібно вміти чітко розділяти САЕ з різних місць з'єднання, особливо із зони термічного впливу, де відбувається істотна зміна структури матеріалу. Розв'язати цю складну науково-технічну задачу можна шляхом поєднання теоретико-експериментальних досліджень із застосуванням оригінальних методів просторової локації джерел пружних хвиль АЕ.

## Література

1. *Kaiser J.* Erkenntnisse und Folgerungen aus der Messung von Gerauschen bei Zugbeanspruchung von Metallischen Werkstoffen // Arch. Eisen-huttenwesen.—1953. — № 1/2. — S. 43–45.
2. *Rouby D. and Fleischmann P.* Spectral analysis of acoustic emission from aluminium crystals undergoing plastic deformation. // Phys. Stat. Solidi (A). — 1978. — **48**, №2. — P.439–445.
3. *Stress wave emission during plastic deformation in pure aluminium* /H. Hatano, H. Tanaka, R. Horiuchi, N. Niwa // J. Jap. Insl. Metals. — 1975. — **39**, № 7. — P. 675–679.
4. *Kiesewetter N. and Schiller P.* The acoustic emission dislocation in aluminium // Phys. Status solidi (A). — 1976. — **38**, №2. — P.569–576.
5. *Kucu T., Курибаяси К.* Акустическая эмиссия в процессе пластического деформирования и ее интерпретация // Киндзоку. — 1977. — **47**, №7. — С.67–72.
6. *Acoustic emission during plastic deformation of Al single crystals and bicrystals* / K. Kitagawa, M. Ueda, Y. Hirose, H. Ishi // Met. Fac. Technol. Kanazawa Univ. — 1980. — **13**, №2. — P. 175–185.
7. *Frederic J.R. and Felbeck D.K.* Dislocation motion as a source of acoustic emission / In: Acoustic emission, ASTM STP 505 – Baltimore, 1972. — P. 129–139.
8. *Hatano H.* Quantitative measurements of acoustic emission related to its microscopic mechanisms. — Ibid. — 1971. — **57**, №3. — P. 639–645.
9. *Tatro C.A.* Design criteria for acoustic emission experimentation // Acoustic Emission. ASTM STP 505. — Baltimore, 1972. — P. 84–99.
10. *Dunegan H. L. and Harris A.T.* Acoustic emission: a new nondestructive testing tool / Proc. of the Third Annual

Symposium on Nondestructive Testing of Welds and Materials Joining, Los Angeles, California, Mar 12. 1968. — P. 203–238.

11. *Hamstad M. A. and Mukherjee A. K.* The dependence of acoustic emission on strain rate in 7075–T6 aluminum // Exp. Mech. — 1974. — **14**, №1. — P.33–41.
12. *Bianchetti R., Hamstad M.A. and Mukherjee A. K.* Origin of burst-type acoustic emission in inflamed 7075–T6 aluminium // J. Test. and Eval. — 1976. — **4**, №5. — P.313–318.
13. *Смирнов Е.Г., Букатин О.В., Медведев Б.М.* Изучение особенности выделения акустической эмиссии при статическом деформировании алюмини-евых сплавов // Изв. АН СССР. Металлы. — 1980. — №5. — С.127–131.
14. *Hamstad M. A., Bianchetti R. and Mukherjee A. K.* A corelation between acoustic emission and the fracture toughness of 2124–T851 aluminium // Eng. Fract. Mech. — 1977. — **9**, №3. — P. 663–674.
15. *Lee K.A. and Lee C.S.* Acoustic emission characteristics associated with macrostructures and plate orientations of an Al–Li 8090 alloy // Mater. Sci. and Eng. A. — 1997. — **229**, № 1–2. — P. 219–227.
16. *Blanchette Y, Dickson J.I. and Bassim M.N.* The use of acoustic emission to evaluate crucial values of  $K$  and  $J$  in 7075–T651 aluminum alloy // Eng. Fract. Mech. — 1984. — **20**, №2. — P. 359–371.
17. *Соседов В.Н., Вайнберг В.Е.* Исследование связи характеристик сигналов акустической эмиссии со структурой материалов // Заводская лаборатория. — 1978. — №3. — С. 317–321.
18. *Baram J. and Rosen M.* Effect of grain size on the acoustic emission generated during the plastic deformation of aluminum // Mater. Sci. and Eng. — 1980. — **45**, №3. — P. 255–262.
19. *Shaw L. and Miracle D.* On the relationship between microstructure and acoustic emission in Ti–6Al–4V // J. Mater. Sci. — 1995. — **30**, №17. — P. 4286–4298.
20. *Influence of microstructure on acoustic emission during deformation of aluminium alloys* / C.B. Scruby, H.N.G. Wadley, K. Rusbridge and D. Stockham–Jones // Metal Sci. — 1981. — **15**, №11–12. — P. 599–608.
21. *Cousland S. McK. and Skala C.I.* Acoustic emission and microstructure in aluminium alloys 7075 and 7050 // Metal Sci. — 1981. — **15**, №11/12. — P. 609–614.
22. *McBride S.L., MacLachlan J.W. and Paradis B.P.* Acoustic emission and inclusion in 7075 aluminum alloys // J. Nondestr. Eval. — 1981. — **2**, №1. — P. 35–41.
23. *Акустическая эмиссия при деформации высокочистых монокристаллов алюминия* / В.Д. Нацик, З.И. Бирик, С.И. Лихацкий, В.В.Нерубенко // Пробл. прочности. — 1986. — №3. — С. 104–109.
24. *Sklarczyk C.* The acoustic emission of the crack processes in alumina // J. Europ. Ceramic Soc. — 1992. — **9**, №3. — P. 427–435.
25. *Merkert P., Hoffman M. and Rodel J.* Detection of prefracture microcracking in  $Al_2O_3$  by acoustic emission // Ibid. — 1998. — **18**, №12. — P.1645–1654.
26. *Breval E., Srikanth V. and Subbarao E.C.* Acoustic emission and microcracking in sapphire, sintered  $Al_2O_3$ , Al/ $Al_2O_3$  composite, and aluminum // J. Amer. Ceramic Soc. — 1995. — **78**, № 9. — P. 2541–2544.

27. *Mechanisms of serrated flow in aluminium alloys with precipitates investigated by acoustic emission* / F. Chmelik, E. Pink, J. Krol et al. // *Acta Materialia*. – 1998. – **46**, №12. – P.4435 – 4442.

28. *Xu Y.H., Zou Z. and Du F.M. Relation between the second acoustic emission peak and the serrated flow of aged Al–Zn–Mg–Cu alloy* // *Phys. Status Solidi (A)*. – 1996. – **155**, №2. – P.305–319.

29. *Скальський В.Р., Андрейків О.Є., Сергієнко О.М. Оцінка водневої пошкодженості матеріалів за амплітудами сигналів акустичної емісії* // *Техн. діагностика і неразр. контроль*. – 1999. – №1. – С. 17–27.

30. *Андрейків О.Є., Скальський В.Р., Гембара О.В. Метод оцінки високотемпературного водневого руйнування біметалевих елементів конст-рукцій* // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2000. – №4. – С. 15 – 22.

31. *Скальський В. Р., Андрейків О. Є. Оцінка об'ємної пошкодженості матеріалів методом акустичної емісії*. – Львів: Видавн. центр ЛНУ ім. І. Франка, 2006. – 330 с.

32. *Мезинцев Е. Д., Тихий В. Г., Карасев Л. П. Применение имитаторов дефектов при испытании акустико-эмиссионной системы технической диагностики* // *Автоматическая сварка*. – 1982. – №9. – С. 28 – 30.

33. *Тихонов Л. В., Прокопенко Г. И. Дитонационные механизмы деформации, разрушения и акустической эмиссии в алюминии и его сплавах* // *Технич. диагностика и неразрушающий контроль*. – 1991. – №1. – С. 73 – 76.

34. *Тихий В. Г., Санин Ф. П., Борщевская Д. Г. Исследование зависимости сигналов акустической эмиссии от характера дефектов сварки в сплаве АМг6* // *Автоматическая сварка*. – 1982. – №9. – С. 36 – 38.

35. *Скальський В. Р., Сергієнко О. М., Голаскі Л. Генерування акустичної емісії тріщинами, що розвиваються у зварних з'єднаннях* // *Технич. діагностика і неразрушающий контроль*. – 1999. – №4. – С. 23 – 31.

36. *Скальський В. Р., Коваль П. М. Акустична емісія під час руйнування матеріалів, виробів і конструкцій*. – Львів: СПОЛОМ, 2005. – 396 с.

Отримана 18.05.09

V. Skalsky<sup>1</sup>, I. Lyasota<sup>2</sup>

**Application of the phenomenon of acoustic emission for diagnosis of the aluminium alloys welding joints destruction (A review)**

<sup>1</sup>H.V. Karpenko *Physico-Mechanical Institute of National Academy of Sciences of Ukraine, Lviv;*  
<sup>2</sup>National University «Lvivska Politechnika», Lviv

*In the paper the state of scientific researches is analysed in relation to application of the method of acoustic emission in researches of destruction of the welded joints of aluminum alloys. It is shown that methods, built on application of the phenomenon of acoustic emission allow finding out an origin and development of destruction of alloys on a microlevel. The results of researches are synthesized; expedience of application of methods of the acoustic-emission diagnosis is rotined for monitoring of the state of elements of constructions from aluminum alloys, which have the welded joints.*

21 01 01 203y

## NONLINEAR NORMAL MODES, DIMENSION REDUCTION AND LOCALIZATION IN VIBRATING SYSTEMS

27 September 2009 - 2 October 2009  
Frascati (Rome), Italy

### Information:

The Colloquium aims at presenting the latest developments in the areas of Nonlinear Normal Modes, Dimension Reduction and Localization, and their applications in vibrating systems. Nonlinear Normal Modes (NNMs) is a classical topic which is presently given a more modern interpretation mostly as regards their formulation for continuous or discontinuous systems, strongly nonlinear regimes, and discretized structures, as well as their use in various applications. They are also of major interest in the framework of Dimension Reduction of dynamical systems, an area where various methods are being formulated and compared with each other, along with the reduced order models – developed for different purposes/systems – based on just nonlinear (vs linear) normal modes or proper orthogonal modes or multi-modes ensuing from nonlinear finite element analyses. In turn, Localization is one major topic (to be possibly addressed via NNMs) in wave propagation and targeted energy transfer. In this context, there is special interest towards analyzing possible occurrence in mechanics of such dynamic phenomena as the discrete breathers highlighted in applied mathematics and physics, where they are paradigmatic solutions in periodic lattices. Cross-fertilization among such companion areas could allow to exploit results useful to describe analogous phenomena likely to occur in engineered materials and devices, with nontrivial effects in terms of efficient/robust energy focusing/transfer, and material/system design.

**Contact:** Prof. Giuseppe Rega

Dipartimento di Ingegneria Strutturale e Geotecnica

Universita' di Roma La Sapienza

Via A. Gramsci 53, 00197 Roma, Italy

Ph: +39-06-49919195; Fax: +39-06-49919192 or +39-06-3221449

e-mail: [Giuseppe.Reg@uniroma1.it](mailto:Giuseppe.Reg@uniroma1.it)