



ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ АКУСТИЧНОЇ ЕМІСІЇ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ МОМЕНТУ ПОЧАТКУ МАКРОРУЙНУВАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

В. Р. СКАЛЬСЬКИЙ, д-р техн. наук, **І. М. ЛЯСОТА**, інж. (Фізико-механічний ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України)

Розглянуто особливості мікроструктури металу зони шва та термічного впливу стикових зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 1201-T. Показано, що структурна неоднорідність цієї зони впливає на генерування акустичної емісії під час росту макротріщини. Встановлено, що найнебезпечнішою з точки зору міцності зварного з'єднання є межа сплавлення основного металу і шва, оскільки тут міститься значне скупчення інтерметалічних фаз та неметалевих включень.

Microstructural features of metal of weld zone and HAZ of butt welded joints of aluminium alloy 1201-T are considered. It is shown that the structural inhomogeneity of this zone influences acoustic emission generation during macrocrack growth. It is established that the most dangerous in terms of welded joint strength is the fusion line of base metal and weld, as it has a high concentration of intermetallic phases and nonmetallic inclusions.

В умовах сучасного розвитку промисловості України все більше зростають об'єми випуску алюмінію і його високоміцних сплавів. Завдяки комплексу фізико-механічних, корозійних і технологічних властивостей вони успішно використовуються практично в усіх галузях науки і техніки. Для з'єднання більшості конструкцій застосовують процес зварювання, оскільки він є одним з найефективніших способів отримання нероз'ємних з'єднань. Велика хімічна активність компонентів, які входять до складу алюмінієвих сплавів (АС), 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. У зв'язку з цим актуальною на даний час є проблема діагностування зародження руйнування таких зварних з'єднань (ЗЗ), зокрема застосування у цьому напрямку методів акустичної емісії (АЕ).

Стан проблеми. Для з'єднання відповідальних елементів конструкцій з АС, зокрема у авіакосмічній промисловості, широко застосовують електронно-променево зварювання (ЕПЗ), оскільки цей метод забезпечує високу якість металу шва під час зварювання великих товщин за один прохід. Ці процеси досліджували у працях [1–3]. Особливістю термічного циклу за ЕПЗ є швидке нагрівання металу та його подальше охолодження. Короткочасність цього процесу зумовлює таку кінетику структурних перетворень, що призводить до знеміцнення та неоднорідності ЗЗ [4–13]. Найяскравіше згадана особливість проявляється за зварювання товстих плит і зумовлена розпадом твердого розчину міді в алюмінії та час-

тковою коагуляцією зміцнюючих фаз внаслідок нерівномірного нагрівання шва і прилеглих до нього ділянок основного металу [4–6].

Під час експлуатації елементів конструкцій, що виготовлені з алюмінієвих сплавів зі ЗЗ, під впливом різних чинників часто відбувається зародження у них мікро- та розвиток макроруйнування. Досить ефективно поширення тріщин виявляє метод АЕ [14]. Однак для оцінки руйнування ЗЗ алюмінієвих сплавів його застосовували мало [15]. Тому, для ефективного АЕ-діагностування стану елементів конструкцій, виготовлених з алюмінієвих сплавів, важливо дослідити АЕ-активність і особливості сигналів під час зародження і розвитку процесів руйнування різних зон ЗЗ.

У літературі відомі деякі результати таких досліджень. Зокрема, автори праці [16] застосовували метод АЕ для дослідження розвитку штучно створених дефектів-імітаторів у вигляді тріщин під час навантажування внутрішнім тиском зварних резервуарів, виконаних з АС АМг6М. За допомогою зареєстрованих під час експерименту сигналів АЕ (САЕ) автори розраховували критичний розмір тріщини, за якого ємність ще можна експлуатувати.

Вплив мікроструктури на випромінювання САЕ під час розтягання гладких зразків з технічного алюмінію та АС АМг6 вивчали автори праці [17]. Вони стверджують, що в сплаві АМг6 активність випромінювання АЕ більше ніж на порядок перевищує активність АЕ в алюмінії. Це зумовлено поведінкою границь зерен та наявністю часточок вторинної фази у сплаві.

У праці [18] виконано дослідження, метою яких було спостереження поведінки АЕ під час

руйнування ЗЗ з сплаву АМгбМ, а також встановлення залежності характеру САЕ від виду дефекту. Показано, що вже за невеликих напружень у межах пружної деформації (80...90 МПа) спостерігається значна активність (6...8 імпульсів/с) АЕ, яка характеризується сигналами великої амплітуди. Встановлено, що навантаження зразка до напружень, у результаті яких з'являється пластична деформація (300...320 МПа), не викликає помітної АЕ. Подальше зростання деформації характеризується появою одиничних АЕ-імпульсів малої енергії і активності. У зоні глибокої пластичної деформації АЕ носить імпульсний характер, тобто з'являється у вигляді «емісії вибухового типу». Підвищення навантаження аж до руйнування супроводжується появою САЕ малої амплітуди.

Авторами праць [19, 20] було встановлено характер випромінювання САЕ під час розтягання гладких зразків, виготовлених з різних ділянок ЗЗ. Деформація зразків на 13 % дала сумарний рахунок САЕ N_{Σ} близько 500...800 імпульсів, а у зоні сплавлення за тих же умов цей показник був $N_{\Sigma} = 85 \cdot 10^3$ імпульсів. Така специфіка випромінювання АЕ зумовлена наявністю в перехідній зоні значної кількості дефектів структури та скупченням різноманітних неметалічних включень уздовж границь зерен.

Метою роботи було вивчення особливостей генерування САЕ за статичного навантаження ЗЗ з термічнообробленого сплаву 1201-Т, виконаних ЕПЗ, та визначення за параметрами АЕ моменту старту тріщини, виведеної у різних ділянках ЗЗ.

Матеріали та методика АЕ-випробувань. Досліджували статичну тріщиностійкість за механізмом триточкового згину ЗЗ плит товщиною $\delta = 20$ мм, які виконані наскрізним ЕПЗ без присадного металу. Режим зварювання: швидкість 70 м/год, напруга прискорення 60 кВ, струм променя 120 мА, погонна енергія 337,3 кДж/м. Матеріал зварних плит — термічнозмцнений алюмінієвий сплав марки 1201-Т.

Випробовували призматичні зразки розміром 10×20×160 мм трьох типів: I — з виведеною утомною тріщиною у основному металі; II — у зоні термічного впливу (ЗТВ); III — у зоні сплавлення. Зразки виготовляли з дотриманням норм і характерних співвідношень геометричних розмірів, що регламентуються у роботі [21]. Довжина тріщини від утоми разом із концентратором становила 10 мм. Структурну схему експериментальних досліджень представлено на рис. 1.

Навантажування зразків виконували на установці СВР-5 — 1, зусилля P з якої через динамометр 2 передавалось на досліджуваний зразок 3. Розкриття берегів тріщини реєстрували тензометричним перетворювачем розкриття берегів тріщини 4. Сигнали АЕ, згенеровані у результаті

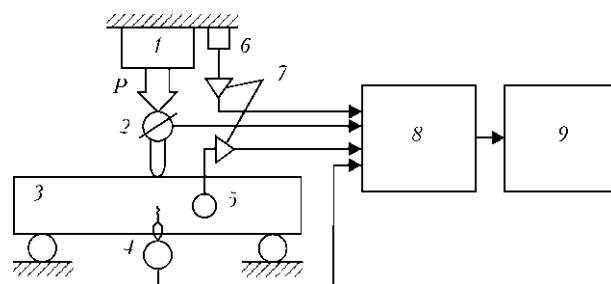


Рис. 1. Структурна схема експериментальних досліджень (позначки див. у тексті)

руйнування, сприймалися первинним перетворювачем АЕ (ПАЕ) 5, який встановлювали на боковій поверхні зразка. Для селекції корисних сигналів від завад використовували паралельний АЕ-канал [14] (ПАЕ 6). Електричні сигнали АЕ підсилювали попередніми підсилювачами 7, після чого реєстрували багатоканальною вимірною АЕ системою SKOP-8M — 8 і обробляли на персональному комп'ютері 9. Для зменшення впливу хибних САЕ від тертя у місці дотикання поверхонь балкового зразка з опорами установки на них встановлювали антифрикційні прокладки. Навантаження та розкриття берегів тріщини реєстрували параметричними каналами згаданої вище системи. У режимі постобробки будували діаграми «навантаження P — розкриття берегів тріщини v » та «навантаження P — час руйнування t » для різних ділянок ЗЗ.

Для відбору САЕ використовували первинні перетворювачі з робочою смугою частот 0,2...0,6 МГц. Перед початком кожного експерименту проводили тарування вимірних каналів [14]. Встановлювали такі налаштування АЕ-системи SKOP-8M: кількість вимірних каналів — 4, з яких два — для реєстрування САЕ (підсилення кожного 40 дБ); тривалість вибірки 0,5 мс; період дискретизації аналогового сигналу 0,25 мкс; частота зрізу фільтра низьких частот 700 кГц; фільтра високих частот 40 кГц; поріг дискримінації 28 %; рівень власних шумів, приведені до входу попереднього підсилювача — 7 мкВ. Коефіцієнт підсилення попередніх підсилювачів становив 34 дБ.

Дослідження мікроструктури зварних з'єднань. Відомо [17, 19, 20], що структурний чинник має суттєвий вплив на генерування САЕ під час руйнування ЗЗ. Тому нами перед АЕ-випробуваннями досліджено структурну та механічну неоднорідність ЗТВ. Металографічні дослідження виконували скануючим електронним мікроскопом EVO-40XVP. Напруга прискорення пучка електронів 20 кеВ. Мікротвердість металу ЗЗ вимірювали мікротвердоміром ПМТ-3. Навантаження на індентор становило 0,54 Н.

Як відомо [8], динаміка структурних перетворень у кожній точці ЗТВ залежить від максимальної температури їх нагрівання і часу перебування



у відповідному інтервалі температур. Тому для кращого аналізу металургійних процесів, що протікають під час ЕПЗ товстих плит з АС, з використанням методики [22] розраховали температурне поле і побудували розподіл максимальних температур точок ЗТВ з віддаленням від центру зварного шва.

На рис. 2 показано структуру металу ЗЗ та графіки розподілу максимальних температур і мікротвердості. Бачимо, що зміни в ЗТВ протікають уже за температури 723 К. Спостерігається чітке витравлення структурних складових, викликане частковою коагуляцією зміцнюючих фаз, які виділились у об'ємі зерен і вздовж їхніх границь. Відомо [4], що розпад перенасиченого твердого розчину сплавів Al-Cu відбувається у такій послідов-

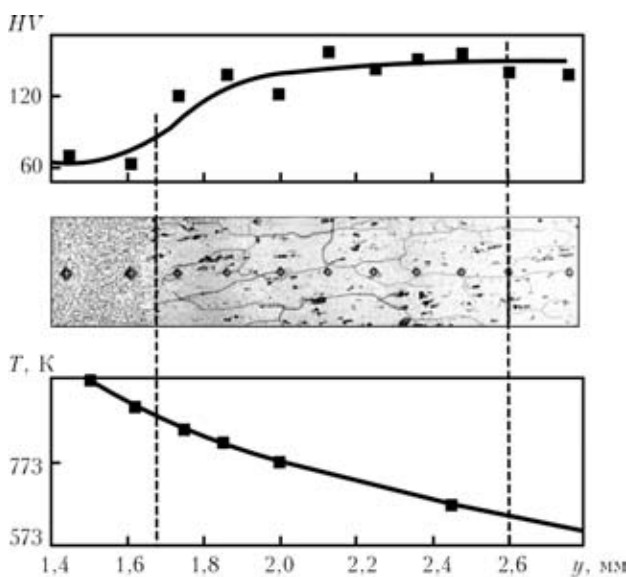


Рис. 2. Зміна мікротвердості і мікроструктури ЗТВ та розподіл максимальних температур точок з віддаленням від осі шва

ності: утворення вздовж кристалографічних площин {100} зон Гінье-Престона; у твердому розчині зародження проміжної θ'' -фази, склад якої відповідає фазі Al_2Cu ; виділення часток θ' -фази; формування стабільної θ -фази (Al_2Cu). Завершальним етапом розпаду є процеси коагуляції зміцнювача, які протікають за температур вище 673 К. Також зазначимо, що метал зварного шва відрізняється від ЗТВ дрібнозернистістю структури.

Характерними рисами теплового впливу за ЕПЗ сплаву 1201-Т є швидке нагрівання металу до максимальних температур і дещо повільніше його охолодження. Під час зварювання штучно зістареного сплаву в період швидкого нагрівання не встигають пройти коагуляційні процеси. Під час наступного охолодження, починаючи з температури 823 К і нижче, відбувається високотемпературний розпад твердого розчину, що супроводжується утворенням зміцнювача. Зародки θ -фази формуються, у першу чергу, уздовж границь зерен [5], оскільки ці ділянки містять різного роду домішки, а також у тілі зерна. Їхній розвиток відбувається за рахунок притоку атомів міді з оточуючого розчину. Таким чином, з віддаленням від основного металу до межі сплавлення границі зерен потовщуються і з'являються світлі приграничні області збідненого міддю розчину алюмінію. На рис. 3 і 4 приведено мікроструктури та енергодисперсійні спектри точок ЗТВ алюмінієвого сплаву марки 1201-Т. Бачимо (рис. 3), що метал тіла оплавленого та рекристалізованого зерна, який знаходиться неподалік межі сплавлення, складається з твердого розчину міді в алюмінії і є збіднений на фазу Al_2Cu , оскільки вона у процесі високотемпературного розпаду твердого розчину коагулювала на його границі (рис. 4). Ці яви-

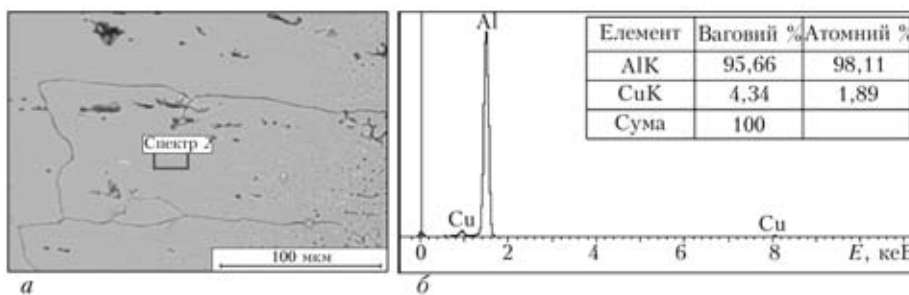


Рис. 3. Мікроструктура (а) та EDS-спектр розподілу елементів (б) в тілі зерна металу ЗТВ з'єднання сплаву 1201-Т, виконаного ЕПЗ

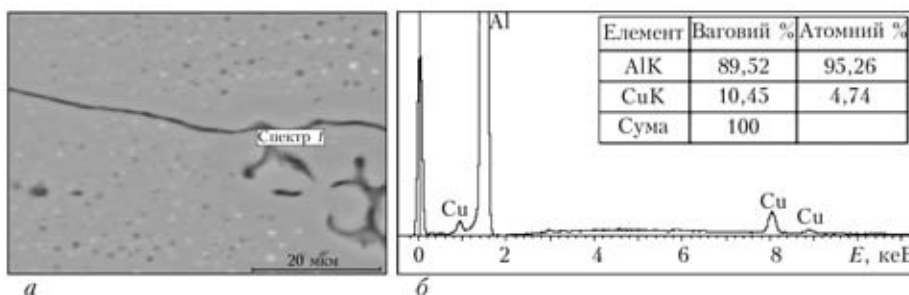


Рис. 4. Мікроструктура (а) та EDS-спектр розподілу елементів (б) на границі зерна у ЗТВ з'єднання сплаву 1201-Т



Значения параметров K_{IS} і K_{IC} різних ділянок ЗЗ пластини сплаву 1201-Т

Ділянка ЗЗ	K_{IS} , МПа·м ^{1/2}	K_{IC} , МПа·м ^{1/2}
Основний метал	23,3	31,1
ЗТВ	17	20,2
Зона сплавлення	18,7	24,4

ща пояснюють зниження твердості та зростання пластичності металу ЗТВ.

Таким чином, перебіг розчинення і повторного утворення твердого розчину, його розпаду та коагуляції окремих часточок формує механічні характеристики пришовної зони. Оплавлення зерен на межі сплавлення, утворення неперервних крихких евтектичних прошарків уздовж їхніх границь

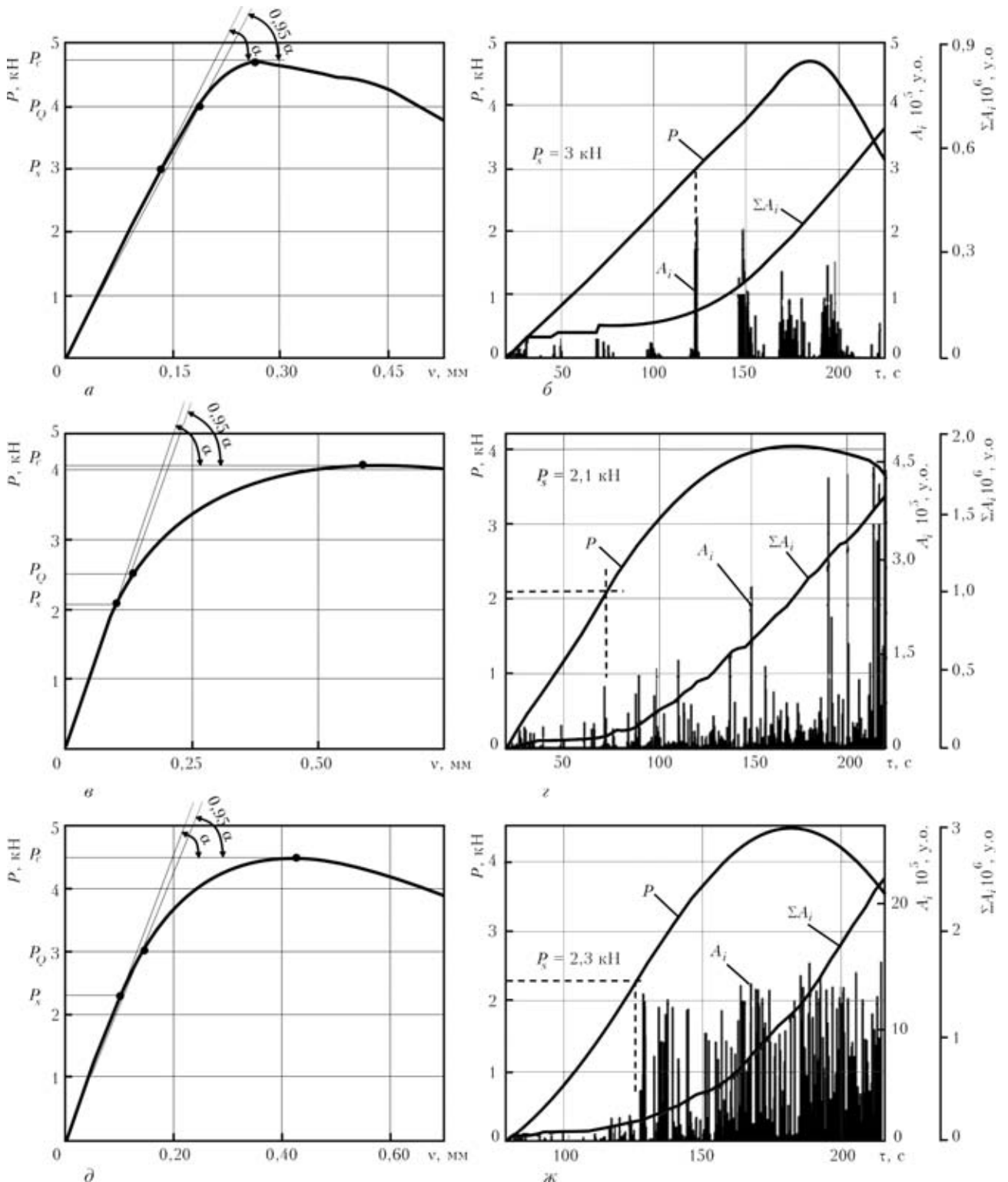


Рис. 5. Діаграми руйнування «P-v» основного металу, ЗТВ та зони сплавлення (а, в, д), а також зміна у часі навантаження, суми амплітуд у вибірці A_i і суми амплітуд всіх зареєстрованих САЕ за час експерименту (б, г, ж) у цих ділянках відповідно



сприяють окрихченню сплаву, а рекристалізація і ріст зерна знижують міцність та тріщиностійкість ЗЗ [23, 24]. Ось чому важливо оцінити вплив цих явищ під час АЕ-дослідження процесів зародження і розвитку руйнування таких з'єднань.

Результати АЕ-досліджень та їх обговорення. Досліджували вплив мікроструктури і міцності характерних ділянок ЗЗ на в'язкість руйнування металу та генерування АЕ. Відомо [20], що метод АЕ чутливо реагує на процеси тріщиноутворення і дозволяє точніше, ніж традиційні методи [21] визначити початок субкритичного росту тріщини. Показано [20], що за початок росту макротріщини слід брати момент якісної зміни інтенсивності САЕ на акустограмі, яка записана паралельно із діаграмою зміни навантаження у часі. За визначеним таким чином значенням навантаження P_S , яке пропонуємо приймати за старт тріщини, обчислюють параметр K_{IS} . Зазвичай K_{IS} має нижче значення від K_{IC} , визначеного за регламентованими нормативно-технічною документацією методиками.

На рис. 5 показано діаграми «навантаження P — розкриття берегів тріщини v » та «навантаження P — час руйнування τ », а також зміну у часі суми амплітуд сигналів A_i , що перевищили поріг дискримінації. З графіків зміни навантаження і амплітуд САЕ бачимо, що для усіх груп зразків характерним є різке підвищення АЕ-активності на ділянках 2...3 кН, що згідно [20] свідчить про старт макротріщини. Експерименти показали, що для усіх розглянутих випадків значення навантаження P_S менше, ніж P_Q на 0,4...1,0 кН, а це підтверджує краще визначення моменту старту тріщини АЕ-методом. У таблиці приведено значення параметрів K_{IS} і K_{IC} для кожної зони ЗЗ.

Під час руйнування основного металу сплаву 1201-Т, який є гартованим та штучно зістареним, діаграма « $P - v$ » (рис. 5, а) відповідає крихков'язкому типу руйнування. У даному випадку значення коефіцієнта інтенсивності напружень K_{IS} є найвищими. Спостерігається мала кількість САЕ великих амплітуд, що свідчить про стрибкоподібний ріст макротріщини (рис. 5, б). На закритичній її стадії інтенсивність АЕ послаблюється.

У випадку руйнування металу ЗТВ діаграма « $P - v$ » є пологішою (рис. 5, в), що відповідає в'язкому руйнуванню. Ця ділянка є знеміщеною порівняно з основним металом (див. рис. 2), зерна тут рекристалізовані та збіднені на вторинні фази (див. рис. 3). На докритичній стадії росту тріщини спостерігається велика кількість сигналів з низькими амплітудами, що характерно для пластичного руйнування. Значення коефіцієнта K_{IS} тут є найменшим. Після досягнення максимального навантаження тріщина стрибкоподібно переходить у зону сплавлення, де на закритичній стадії її розвитку руйнування відбувалося за крихкішим ме-

ханізмом і супроводжується сигналами АЕ великих амплітуд (рис. 5, з).

Під час випробувань статичної тріщиностійкості межі сплавлення в усіх зразках спостерігали квазікрихкий характер руйнування. Це пояснюється тим, що дана ділянка ЗЗ, як правило, містить значне скупчення інтерметалідних фаз та різного роду включень (див. рис. 2). Різка зміна розмірів структурних складових і скупчення крихких евтектик на границях оплавлених рекристалізованих зерен ЗТВ є причиною зниження її локальної пластичності. Крихке руйнування зміцнюючих фаз спостерігається генеруванням значної кількості САЕ великих амплітуд. З діаграми розподілу суми амплітуд A_i (рис. 5, ж) чітко видно момент старту тріщини, який супроводжується різким зростанням АЕ-активності.

Висновки

Дослідження мікроструктури та твердості зварних з'єднань термічно-зміцненого алюмінієвого сплаву марки 1201-Т, виконаних електронно-променевим зварюванням, показали, що даний матеріал схильний до значного розпаду твердого розчину. Розміщення металу шва та ЗТВ відбувається за рахунок збіднення рекристалізованих зерен на атоми міді, яка у вигляді фази Al_2Cu у процесі високотемпературного розпаду твердого розчину коагулювала на їх границях. Інтенсивний відвід тепла у бік основного металу спричиняє сильний ріст зерен ЗТВ, розміри яких подекуди сягають 0,55 мм. Метал шва навпаки — дрібнозернистий і знеміщений до рівня, характерного для металу у відпаленому стані. Його твердість становить приблизно HV 70. Як наслідок, ця структурна та механічна неоднорідність зварних з'єднань сплаву 1201-Т має вплив на зародження та розвиток у них макроруйнування.

За допомогою методу АЕ можна точніше визначити момент старту макротріщини у АС та їх зварних з'єднаннях за квазістатичного навантаження, а значить і кількісно об'єктивніше оцінювати в'язкість руйнування металоконструкцій. Це дозволить у режимі реального часу діагностувати процеси розвитку тріщин різних ділянок зварних з'єднань. Руйнування металу ЗТВ супроводжується невеликою кількістю САЕ слабких амплітуд, натомість розтріскування крихких евтектик межі сплавлення генерує велику кількість потужних сигналів. За результатами експериментальних випробувань встановлено, що ця ділянка є найнебезпечнішою з точки зору міцності конструкцій. Практично в усіх зразках тріщина на закритичній стадії свого розвитку змінює напрям поширення у зону сплавлення, оскільки енергія, яка потрібна на руйнування металу, тут є найменшою.



Цель работы — изучить особенности генерирования сигналов акустической эмиссии при статической нагрузке сварных соединений термически упрочненного сплава 1201-Т, выполненных ЭЛС.

Трехточечным изгибом исследовали статическую трещиностойкость образцов сварных соединений плит толщиной $\delta = 20$ мм, выполненных сквозной ЭЛС без присадочного металла. Погонная энергия сварки 337,3 кДж/м. Анализ фазовых превращений, протекающих при сварке данного сплава, показал, что уже при температуре 723 К происходят изменения в зоне термического влияния, связанные с коагуляцией укрепляющих фаз на границе рекристаллизованных зерен. Это и есть причиной снижения прочности металла с приближением к центру шва. Как следствие, такая структурная и механическая неоднородность сварных соединений влияют на зарождение и развитие в них макроразрушения.

Перспективными при диагностировании процессов разрушения сварных соединений алюминиевых сплавов являются методы, основанные на явлении акустической эмиссии. Показано, что с их помощью можно точнее определять момент старта макротрещины, а тем самым более эффективно оценивать вязкость разрушения металлоконструкций. Разрушение металла ЗТВ сопровождается небольшим количеством акустических сигналов слабых амплитуд, а растрескивание хрупких эвтектик границы сплавления генерирует большое количество мощных сигналов. По результатам экспериментальных испытаний установлено, что этот участок наиболее опасен с точки зрения прочности конструкций. Практически во всех образцах трещина на закритической стадии своего развития меняла направление распространения в зону сплавления, поскольку здесь энергия, необходимая на разрушение металла, имеет наименьшее значение.

1. Ищенко А. Я. Особенности применения алюминиевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 16–26.
2. Ищенко А. Я. Сварка алюминиевых сплавов (направление исследований, проводимых в ИЭС им. Е. О. Патона) // Там же. — 2007. — № 11. — С. 10–31.
3. Патон Б. Е., Бондарев А. А. Современное состояние и новые технологии электронно-лучевой сварки конструкций // Там же. — 2004. — № 9. — С. 23–31.
4. Никифоров Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. — М.: Машиностроение, 1972. — 204 с.
5. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
6. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1992. — 160 с.

7. Ищенко А. Я., Лозовская А. В. Кинетика превращений при сварке термически упрочненного алюминиевого сплава 1201 // Автомат. сварка. — 1980. — № 1. — С. 29–32.
8. Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением / А. В. Лозовская, А. А. Чайка, А. А. Бондарев и др. // Там же. — 2001. — № 3. — С. 15–19.
9. Особенности электронно-лучевой сварки сплава 1201 / А. А. Бондарев, А. В. Лозовская, А. Я. Ищенко и др. // Там же. — 1974. — № 2. — С. 20–22.
10. Malarvizhi S., Balasubramanian V. Effects of welding processes and post-weld aging treatment on fatigue behavior of AA2219 aluminium alloy joints // J. of Materials Engineering and Performance. — 2010. — 20, № 3. — P. 359–367.
11. Tosto S., Nenci F., Hu J. Microstructure and properties of electron beam welded and post-welded 2219 aluminum alloy // Materials Sci. and Technology. — 1996. — Vol. 12. — P. 323–328.
12. Alanati P., Двиеди Д. К. Структура и твердость металлов сварных соединений алюминий-медного сплава // Автомат. сварка. — 2009. — № 4. — С. 26–32.
13. Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Физическое моделирование тепловых процессов в металле ЗТВ при сварке алюминий-литиевых сплавов // Там же. — 2001. — № 9. — С. 5–8.
14. Назарчук З. Т., Скальський В. Р. Акустико-емісійне діагностування елементів конструкцій: наук.-техн. пос. у 3 т. — Київ: Наук. думка, 2009. — 878 с.
15. Скальський В. Р., Лясота І. Застосування явища акустичної емісії для діагностування руйнування зварних з'єднань алюмінієвих сплавів (Огляд) // Машинознавство. — 2009. — № 9. — С. 42–47.
16. Мезинцев Е. Д., Тихий В. Г., Карасев Л. П. Применение имитаторов дефектов при испытании акустико-эмиссионной системы технической диагностики // Автомат. сварка. — 1982. — № 9. — С. 28–30.
17. Тихонов Л. В., Прокопенко Г. И. Детонационные механизмы деформации, разрушения и акустической эмиссии в алюминии и его сплавах // Технич. диагностика и неразруш. контроль. — 1991. — № 1. — С. 73–76.
18. Тихий В. Г., Санин Ф. П., Борщевская Д. Г. Исследование зависимости сигналов акустической эмиссии от характера дефектов сварки в сплаве АМг6 // Автомат. сварка. — 1982. — № 9. — С. 36–38.
19. Скальський В. Р., Сергієнко О. М., Голаскі Л. Генерування акустичної емісії тріщинами, що розвиваються у зварних з'єднаннях // Техн. диагностика і неразруш. контроль. — 1999. — № 4. — С. 23–31.
20. Скальський В. Р., Коваль П. М. Акустична емісія під час руйнування матеріалів, виробів і конструкцій. — Львів: СПОЛОМ, 2005. — 396 с.
21. ГОСТ 25506–85. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристики трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. — М.: Изд-во стандартов, 1984. — 61 с.
22. Skalsky V. R., Lyasota I. M. Estimation of the heat-affected zone for the electron-beam welding of plates // Materials science. — 2010. — 46, № 1. — P. 115–123.
23. Бондарев А. А., Голиков В. Н., Анисимов Ю. И. Сопротивляемость хрупкому разрушению соединений алюминиевого сплава 1201, выполненных ЭЛС // Автомат. сварка. — 1987. — № 3. — С. 6–7.
24. Лабур Т. М., Ищенко А. Я., Таранова Т. Г. Сопротивление разрушению сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов 1151 и 1201 // Там же. — 1991. — № 6. — С. 39–41.

Надійшла до редакції
03.04.2012