

ВПЛИВ ПРОМІЖНИХ ПРОШАРКІВ НА ПРОЦЕСИ ФАЗОУТВОРЕННЯ ПІД ЧАС ВАКУУМНО-ДИФУЗІЙНОГО ЗВАРЮВАННЯ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МА2-1

В.А. Костін, О.Л. Пузрін, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, А.Г. Покляцький

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: procesor1@ukr.net

У роботі досліджено вакуумно-дифузійне зварювання магнієвого сплаву МА2-1 із використанням суцільних і перфорованих прошарків із Zn, Cu, Ni і Ti під дією формуючих матриць. Показано, що суцільні прошарки обмежують локалізацію пластичної деформації, сприяють збереженню оксидної плівки MgO і формуванню плоских пор, що знижує міцність з'єднань до ~50 % від міцності основного металу. Перфоровані прошарки забезпечують локальне зниження опору деформації, спрямований потік магнію в отвори та механічне дроблення оксидів, формуючи ювенільні містки Mg–Mg і дрібнокристалічну структуру в зоні стику. Встановлено, що в системах з Cu і Ni утворюються жорсткі інтерметаліди Mg_2Cu і Mg_2Ni з високою мікротвердістю, що викликають концентрацію напружень, ланцюжки пор і схильність до крихкого руйнування. У парі Mg–Ti інтерметаліди не формуються, дифузія обмежена, а титан виступає ефективним бар'єром, забезпечуючи високу пластичність шва та кут загину до 180°. Оптимальне поєднання формуючих матриць і перфорованих титанових прошарків дозволяє зменшити температуру й час зварювання без термічної деградації сплаву, підвищуючи міцність з'єднань до 143 МПа і забезпечуючи їхню високу надійність для авіаційно-космічних застосувань. Бібліогр. 45, рис. 9.

Ключові слова: вакуумне дифузійне зварювання, магнієвий сплав МА2-1, проміжні прошарки, формуючі матриці, фазовий аналіз, мікроструктура, інтерметалідні сполуки

Вступ. У сучасній промисловості магнієві сплави займають критичну нішу завдяки унікальному поєднанню низької щільності, що становить близько 1,8 г/см³, і високої питомої міцності, що робить їх привабливими для транспортного та авіаційно-космічного машинобудування [1–4]. Сплав МА2-1, що відноситься до системи Mg–Al–Zn–Mn, широко застосовується для виготовлення корпусних деталей та елементів приладових панелей, де зниження ваги безпосередньо визначає енергоефективність виробу [1, 2, 5, 6]. Однак широке впровадження цих матеріалів стримується їхньою високою хімічною активністю та поганою зварюваністю традиційними методами плавлення, що супроводжується утворенням дефектів з'єднання [3, 4, 7, 8].

Стосовно сплаву МА2-1 це проявляється у виникненні цілого спектру дефектів при зварюванні плавленням, таких як утворення тугоплавкої оксидної плівки MgO на поверхні магнієвого сплаву, що перешкоджає формуванню якісного металевого контакту, газової пористості, виникнення кристалізаційних тріщин і значного випаровування легувальних елементів із вищим тиском пари в порівнянні з магнієм [3, 4, 7–10]. Високий градієнт температур у зоні термічного впливу призводить до зростання зерна та різкого падіння міц-

ності з'єднання в порівнянні з основним металом, а висока теплопровідність магнію вимагає використання потужних джерел енергії, що провокує утворення термічних напружень і деформацій у тонкостінних конструкціях [9–12].

Проблема видалення (розчинення, дроблення) оксидної плівки MgO та забезпечення термічної стабільності є центральною при розробці технологій з'єднання магнієвих сплавів, таких як МА2-1 [5, 9, 10, 13]. Оксид магнію має екстремально високу температуру плавлення (~2800 °C) і не відновлюється у вакуумі при температурах зварювання, залишаючись у зоні стику у вигляді безперервного фізичного бар'єру. При зварюванні без прошарків за температур нижче за 420 °C ця плівка повністю блокує дифузійні процеси, через що в стику зберігається чітка лінія розділу, що перешкоджає формуванню загальних зерен [10–13]. Спроби інтенсифікувати процес за рахунок підвищення температури до 560 °C призводять до катастрофічного зростання зерна (з десятків до сотень мікрометрів) і крихкого руйнування шва [11–13].

У зв'язку з цим дифузійне зварювання у вакуумі (ДЗВ) розглядається як один з найперспективніших методів з'єднання магнієвих сплавів, що дозволяє зберегти структуру та властивості вихідного матеріалу за рахунок відсутності фази розплаву [5, 7, 14–16]. ДЗВ дозволяє отримувати прецизійні з'єднання з мінімальними залишковими напруженнями, виключаючи дендритну лік-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

вацію та гарячі тріщини, що критично важливо для забезпечення втомної міцності магнієвих конструкцій [14–17]. Прецизійність складання забезпечується жорсткою фіксацією зразків і контролем тиском, що дозволяє виготовляти деталі складної геометричної форми без подальшої механічної обробки. Одночасно використання твердофазних режимів сприяє збереженню дрібнозернистої структури основного металу [15–18].

Використання проміжних прошарків у вигляді фольги різного хімічного складу та властивостей є одним із ключових інструментів управління інтерфейсом з'єднання при ДЗВ магнієвих сплавів [1, 2, 8, 14, 16]. Такі прошарки дозволяють активно впливати на кінетику руйнування оксидних плівок, швидкість дифузії елементів і процеси фазоутворення в зоні з'єднання, а також запобігати зростанню суцільних крихких інтерметалідних шарів [3, 8, 14, 19]. При використанні легкоплавких прошарків, наприклад цинку, евтектичні реакції розглядаються як фундаментальна умова отримання якісного з'єднання за рахунок утворення тимчасової двофазної області, що механічно руйнує та виносить фрагменти оксидної плівки за межі стику [1, 3, 8, 19, 20].

У разі застосування прошарків з вищою температурою плавлення, таких як мідь і нікель, виникають проблеми фазоутворення, зумовлені високою термодинамічною схильністю цих металів до утворення інтерметалідів з магнієм [3, 12, 19–21]. У системі Mg–Cu формування навіть тонкого шару фази Mg_2Cu призводить до різкого зростання мікротвердості та виникнення «металургійного надрізу», що провокує розтріскування шва, а в системі Mg–Ni утворення фаз Mg_2Ni і $MgNi_2$ супроводжується формуванням вкрай крихких шарів на границі [3, 12, 20, 21]. Ці особливості обмежують міцність з'єднання на рівні 50...60 % від міцності основного сплаву та вимагають пошуку бар'єрних матеріалів, здатних блокувати небажану дифузію без створення власних крихких інтерфейсів [12, 19–21].

Унікальна металургійна інертність титану, зокрема сплаву BT1-0, виділяє його як перспективний матеріал для проміжних прошарків при зварюванні магнієвих систем [2, 7, 16, 22]. Система Mg–Ti вирізняється вкрай низькою взаємною розчинністю компонентів і відсутністю інтерметалевих сполук у всьому діапазоні робочих температур, що запобігає формуванню різких градієнтів властивостей і забезпечує високу пластичність шва [2, 7, 22]. В умовах дифузійного зварювання у формуючих матрицях титанова фольга може

ефективно виконувати роль дифузійного бар'єру, що блокує зростання крихких інтерметалідів системи Al–Mg, при цьому не будучи джерелом власної крихкості та забезпечуючи міцні бездефектні сполуки [2, 7, 16, 22].

Технологія формуючих матриць відіграє ключову роль у запобіганні термічній деградації магнієвого сплаву МА2-1 при ДЗВ [2, 15–18, 23]. Використання формуючих матриць (схема примусового деформування) дозволяє локалізувати пластичну деформацію безпосередньо в зоні стику, створюючи дотичні напруження, необхідні для руйнування оксидних плівок, і одночасно обмежуючи «витікання» розм'якшеного металу [15–18, 23]. Це перетворює процес на механічно-термічно активований, що дозволяє проводити зварювання при відносно низьких температурах (340...420 °C), зберігати вихідну дрібнозернисту структуру та отримувати з'єднання з підвищеною міцністю та пластичністю [2, 15–18, 23].

Використання перфорованих прошарків як інструменту керування локалізацією деформації та очищенням поверхні стику є додатковим підходом до інтенсифікації процесів руйнування оксидної плівки MgO [10, 18, 23–25]. У перфорованій фользі опір деформації визначається шириною перемичок між отворами, що зменшує контактне зміцнення та створює умови для активного «затікання» магнію у вільний об'єм перфорації, де розвивається найбільш інтенсивна деформація та механічне подрібнення оксидів [10, 18, 24, 25]. У цих зонах прямого контакту Mg–Mg формується дрібнокристалічний шар, що підвищує мікротвердість і модуль Юнга та сприяє формуванню однорідних міцних сполук навіть при використанні хімічно інертних бар'єрних прошарків [18, 23–25].

Метою даної роботи є дослідження процесів структуро- та фазоутворення при вакуумно-дифузійному зварюванні магнієвого конструкційного сплаву МА2-1 із використанням суцільних і перфорованих проміжних прошарків із цинку, міді, нікелю та титану в умовах формуючих матриць [1, 2, 10, 18, 23].

Матеріали та методика дослідження. Досліджуваний матеріал. В якості основного металу використовувався промисловий конструкційний магнієвий сплав МА2-1 (Mg – основа; Al – 3,8...5,0; Zn – 0,8...1,5; Mn – 0,3...0,7 ваг. %) у вигляді полірованих пластин розміром 15×10×1,5 мм [1, 2, 6, 26–28]. Сплав МА2-1 належить до системи Mg–Al–Zn–Mn і широко застосовується в авіакосмічній та автомобільній промисловості завдяки поєднанню міцності, пластичності та корозійній стійкості за кімнатної температури

[1, 2, 6, 26–28]. Вихідна мікроструктура сплаву (рис. 1) вирізняється волокнистою структурою з нерівномірним розподілом зерен за розмірами. Переважний розмір зерна становить 22...25 мкм, проте спостерігаються ділянки з розміром зерна 10...15 мкм, що узгоджується з даними для деформованих магнієвих сплавів подібного класу [11, 26, 27, 31]. Структура зерен являє собою α -твердий розчин на основі магнію з рівномірним розподілом легувальних елементів [11, 26, 27, 31].

Зварювання пластин розміром 15×10×1,4 мм проводили як у вільному стані, так і з використанням формуючих матриць [2, 9, 18, 23]. Зварювання у вільному стані передбачає вільну деформацію зразків у процесі термдеформаційного циклу, при якому пластична деформація розподіляється по всьому об'єму зразка [9, 18, 29]. При зварюванні з використанням формуючих матриць (примусове деформування) забезпечуються умови для локалізації пластичної деформації безпосередньо в зоні з'єднання зразків, що сприяє інтенсивнішому зближенню контактних поверхонь і руйнуванню оксидної плівки [2, 15–18, 23]. Оксидну плівку з контактних поверхонь зразків видаляли шляхом механічної зачистки шабером, після чого їх знежирювали в етиловому спирті, що відповідає загальноприйнятим підходам до підготовки поверхні при дифузійному зварюванні магнієвих сплавів [18, 24, 29].

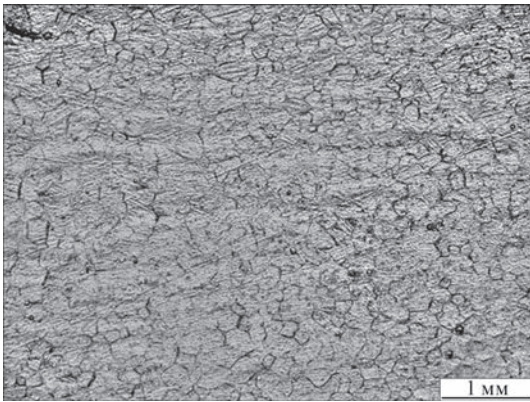


Рис. 1. Мікроструктура сплаву МА2-1 у вихідному стані

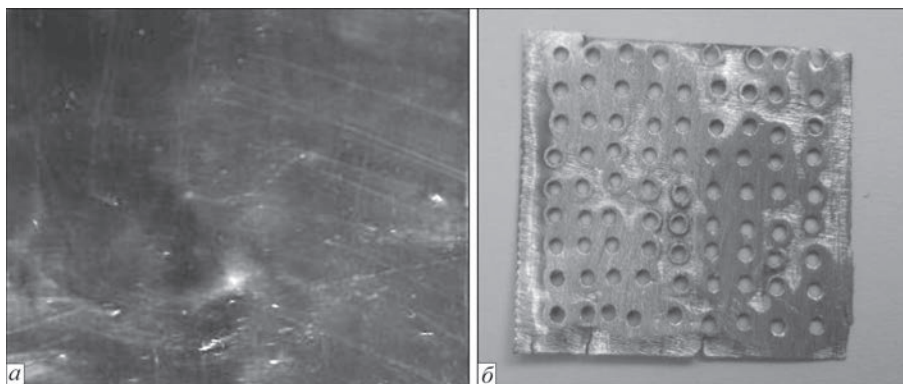


Рис. 2. Типовий вигляд фольги: монолітної (а) та перфорованої (б) з розміром комірки 1,5×1,5 мм та діаметром отвору 1 мм

Проміжні прошарки. В якості проміжних прошарків використовували фольгу з чистого цинку завтовшки 20 мкм, а також низьколегованих сплавів міді М1, титану ВТ1-0 і нікелю НП-2 завтовшки по 30 мкм [1–3, 8, 12, 19–22]. Механічні характеристики прошарків знаходилися в таких діапазонах: титан ВТ1-0 (границя міцності 430...465 МПа, границя плинності 280...305 МПа, твердість 147...155 *НВ*), нікель НП-2 (границя міцності 390...425 МПа, границя плинності 240...265 МПа, твердість 100...110 *НВ*), цинк (границя міцності 150...165 МПа, границя плинності 90...100 МПа, твердість 40...44 *НВ*), мідь (границя міцності 220...238 МПа, границя плинності 132...143 МПа, твердість 60...66 *НВ*), що узгоджується з довідковими даними та попередніми роботами з дифузійного зварювання [3, 8, 12, 19–22].

У роботі використовували прошарки в різному структурному стані: як монолітну фольгу із суцільним перерізом (рис. 2, а), так і перфоровану фольгу з отворами, яку виготовляли з суцільної фольги (рис. 2, б) [10, 18, 23–25]. Застосування перфорованих прошарків дозволяє керувати розподілом напружень і локалізацією деформації в зоні стику, що показано в ряді робіт із дифузійного зварювання легких сплавів [10, 23–25].

Проміжні прошарки отримували механічним різанням зі смуг високої чистоти з подальшим видаленням задирок і контролем геометричних розмірів [10, 18, 24]. Після різання фольгу очищали від забруднень шляхом промивання в етиловому спирті та сушіння в потоках теплого повітря, що мінімізує повторне окиснення [18, 24, 29]. Перед зварюванням поверхні контакту основного металу механічно зачищали шабером для видалення оксидної плівки, а потім знежирювали в етиловому спирті за стандартними процедурами підготовки для ДЗВ магнієвих сплавів [18, 24, 29–31].

Обладнання для дифузійного зварювання. Дифузійне зварювання у вакуумі проводили на установці П-115 (рис. 3), яка забезпечує можливість

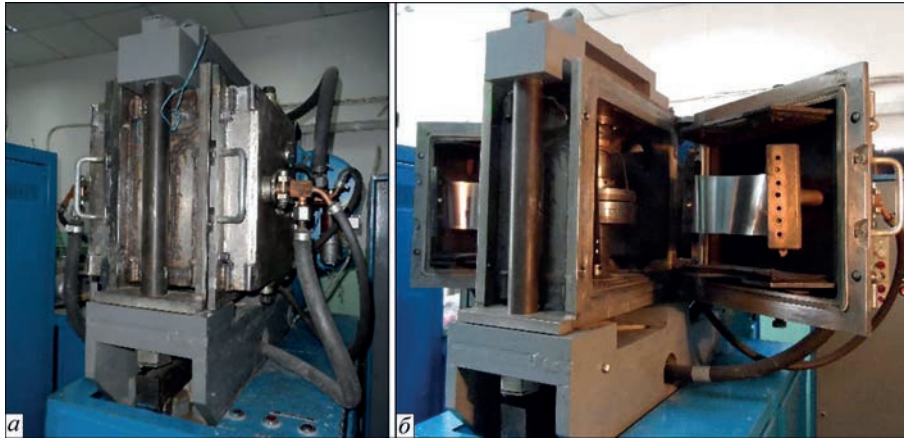


Рис. 3. Загальний вигляд установки ПІ-115 (а) та її вакуумної камери (б)

здійснення процесу при залишковому тиску в робочій камері до $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па [1, 2, 9, 23]. Установка дозволяє здійснювати зварювання пластин як у вільному стані, так і з використанням формуючих матриць, забезпечуючи незалежне керування температурою, тиском і часом витримки [2, 15–18, 23].

При зварюванні у формуючих матрицях деформація локалізується в зоні контакту, що забезпечує більш активне взаємне проникнення поверхонь за рахунок підвищених дотичних напружень [2, 15–18, 23].

Відомо, що створення в зоні утворення з'єднання нерівномірного об'ємного стиснення за допомогою формуючих пристроїв дозволяє посилити роль тиску та знизити температуру зварювання [15–18, 23]. Зона термічного впливу при зварюванні у формуючих пристроях має менші розміри, ніж при традиційному способі, а «витікання» металу із зони з'єднання гальмується на поверхнях формуючих елементів, що створює нерівномірний об'ємний тиск і запобігає утворенню мікрodefektів [15–18, 23]. Такий підхід дозволяє якісно зварювати метали, які відносять до категорії обмежено зварюваних, у тому числі магнієві сплави, та забезпечує контроль деформації при з'єднанні різнорідних матеріалів [5, 15–18, 23].

Для отримання зварних зразків було розроблено та виготовлено спеціальне оснащення, яке складалося з матриці та пуансона, розміщених на

масивних фланцях для забезпечення одноріднішого нагрівання зразків (рис. 4, а) [2, 9, 23]. Оснащення дозволяло отримувати з'єднання з заданим рівнем деформації та локалізувати пластичну деформацію в стику (рис. 4, б), формуючи стабільний напружено-деформований стан під час усього циклу зварювання [2, 9, 18, 23].

Режими дифузійного зварювання. Параметри режиму зварювання змінювали в таких інтервалах: температура зварювання $T = 340 \dots 560$ °С, тиск $P = 10$ МПа, час витримки $t = 15 \dots 120$ хв, вакуум у камері $B = 1,33 \cdot 10^{-3}$ Па [1–3, 8, 9]. Нагрівання камери здійснювали з постійною швидкістю 5 °С/хв для запобігання надмірному розм'якшенню матеріалу внаслідок різкого підвищення температури та зниження градієнтів напружень [9, 18, 29–31]. Вибрані діапазони параметрів узгоджуються з рекомендаціями щодо ДЗВ магнієвих сплавів і систем Mg–Al–Zn–Mn із використанням проміжних прошарків [18, 19, 22, 29–31].

У роботі використовували сучасні методи дослідження структури та властивостей зварних з'єднань, включаючи оптичну мікроскопію (Neophot-32 за збільшення $\times 100 \dots 1000$), електронну мікроскопію (JEOL JSM-840), енергодисперсійний мікроаналіз (INCA PentaFetx3 за напруги 20 кВ і струму зонда ~ 1 нА), визначення мікротвердості (LECO М-400, навантаження 1 Н, час прикладання 10 с) і механічні випробування зразків на розтяг та вигин (універсальна машина

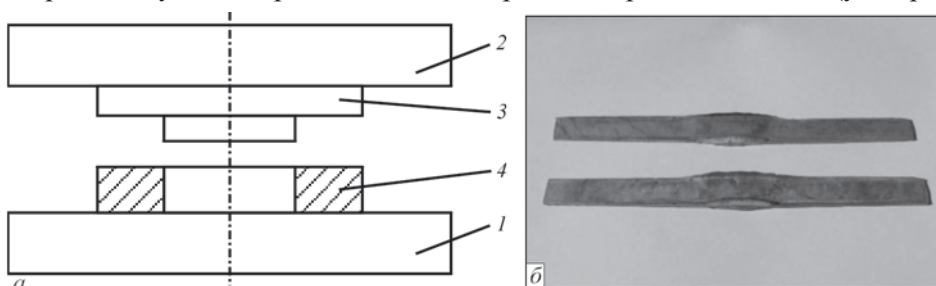


Рис. 4. Схематичне зображення оснащення для проведення дифузійного зварювання у вакуумі з використанням формуючих матриць: 1, 2 – фланці; 3 – пуансон; 4 – матриця (а), вигляд зразків після зварювання (б)

ЦД4) [1, 2, 31–33]. Застосування комплексу методів структурного аналізу та механічних випробувань відповідає сучасній практиці оцінювання якості дифузійно зварених з'єднань магнієвих сплавів [5–7, 30–33].

Експериментальні результати. Початковий розподіл легувальних елементів у сплаві МА2-1 (система легування Mg–Al–Zn–Mn) вирізняється рівномірним розподілом алюмінію в межах 3,8...4,2 мас. %, цинку – 1,0...1,2 мас. % і марганцю – 0,4...0,6 мас. %, що формує базу для оцінки дифузійних потоків. При проведенні мікрорентгеноспектрального аналізу (EDS) вихідної матриці зафіксовано, що марганець присутній як у твердому розчині, так і у вигляді дрібнодисперсних інтерметалевих включень, які забезпечують стабільність структури при нагріванні. Термічний цикл зварювання за температури 420 °C і витримки 30 хв призводить до незначного перерозподілу алюмінію, проте загальний вміст елементів у зонах, віддалених від лінії стику, залишається стабільним, що підтверджує збереження конструкційної міцності основного металу на рівні 214 МПа. Ці кількісні показники є реперними точками для оцінки впливу проміжних прошарків на хімічну гомогенність перехідної зони. При відсутності прошарків концентраційний профіль залишається плоским, проте наявність оксидної плівки MgO на межі розділу блокує об'ємну дифузію, обмежуючи міцність з'єднання значенням 106 МПа.

Дифузійні процеси в системі з цільним цинковим прошарком (Zn, 20 мкм) протікають в умовах формування тимчасової рідкої фази, що радикально змінює характер міграції компонентів. У процесі нагрівання до 340 °C цинк починає активно взаємодіяти з алюмінієм, який дифундує з магнієвої матриці, що призводить до локального підвищення концентрації Al у приконтактній зоні до 5,5...6,0 % ще до моменту плавлення евтектики. У момент утворення рідкої фази за температури вище за 341 °C відбувається інтенсивне розчинення приповерхневих шарів магнію, у результаті чого концентрація Zn у розплаві знижується, а концентрація Mg зростає до досягнення рівноважного стану (рис. 5, а, б). Під дією зварювального тиску 10 МПа збагачений цинком розплав витісняється в облой, забираючи з собою до 90 % вихідного обсягу прошарку та зруйновані фрагменти оксидної плівки.

Кількісний аналіз після зварювання показує, що залишковий вміст цинку в лінії шва становить 1,6...1,8 %, що лише незначно перевищує його

концентрацію в основному сплаві та сприяє безшовному проростанню зерен.

Дифузійні процеси в системі з цільним мідним прошарком (Cu, 30 мкм) дозволяє інтенсифікувати дифузійні процеси на межі розділу та знизити вимоги до температурного режиму в порівнянні зі з'єднаннями без прошарків (рис. 5, в, г), однак супроводжується формуванням інтерметалідних фаз системи Mg–Cu [34–36]. Експерименти проводилися у вакуумі за температури ~420 °C, тиску 10 МПа і витримки 30 хв, що забезпечувало стійке формування реакційної зони по всій площі контакту. Обрані умови дозволяють активізувати взаємне розчинення компонентів без досягнення температур плавлення, проте призводять до інтенсивного зростання інтерметалідного прошарку та появи структурної неоднорідності.

Перерозподіл елементів у зоні впливу суцільної нікелевої фольги (Ni, 30 мкм) вирізняється виникненням складних концентраційних градієнтів і утворенням багатофазних структур [37–39]. Енергодисперсійний аналіз перехідної зони виявив наявність активного дифузійного шару завтовшки до 15...25 мкм, в якому концентрація нікелю плавно знижується від 100 % у центрі фольги до 0 % у глибині магнієвої матриці (рис. 5, д, е). У безпосередній близькості від межі розділу (шар 3...5 мкм) зафіксовано аномальне підвищення концентрації алюмінію до 8,5 мас. % і цинку до 3,2 мас. %, що свідчить про їхню переважну дифузію в бік нікелю для компенсації хімічного потенціалу. Така поведінка елементів призводить до формування твердих і крихких інтерметалідів системи Mg–Ni–Al–Zn, які візуалізуються на СЕМ-знімках як «білі включення» і є зонами зародження мікротріщин. Наявність таких фаз пояснює зниження міцності сполук із нікелем до 131 МПа та їхню схильність до крихкого руйнування по інтерфейсу.

Кінетика взаємодії в системі з цільним титановим прошарком (Ti, 30 мкм) демонструє унікальну стабільність концентраційних профілів, що є наслідком термодинамічної інертності системи Mg–Ti [40]. Картування розподілу елементів показало, що межа розділу залишається різкою: вміст алюмінію (3,9 %) і цинку (1,1 %) у магнієвій матриці не змінюється аж до площини контакту з титановою фольгою (рис. 5, ж, з). Мікрорентгеноспектральний аналіз підтвердив відсутність взаємного розчинення й утворення інтерметалідів, що запобігає появі зон окрихчення, притаманних іншим системам. У зонах локальних розривів титанової фольги, викликаних спрямованою пластичною деформацією, фіксується прямий контакт

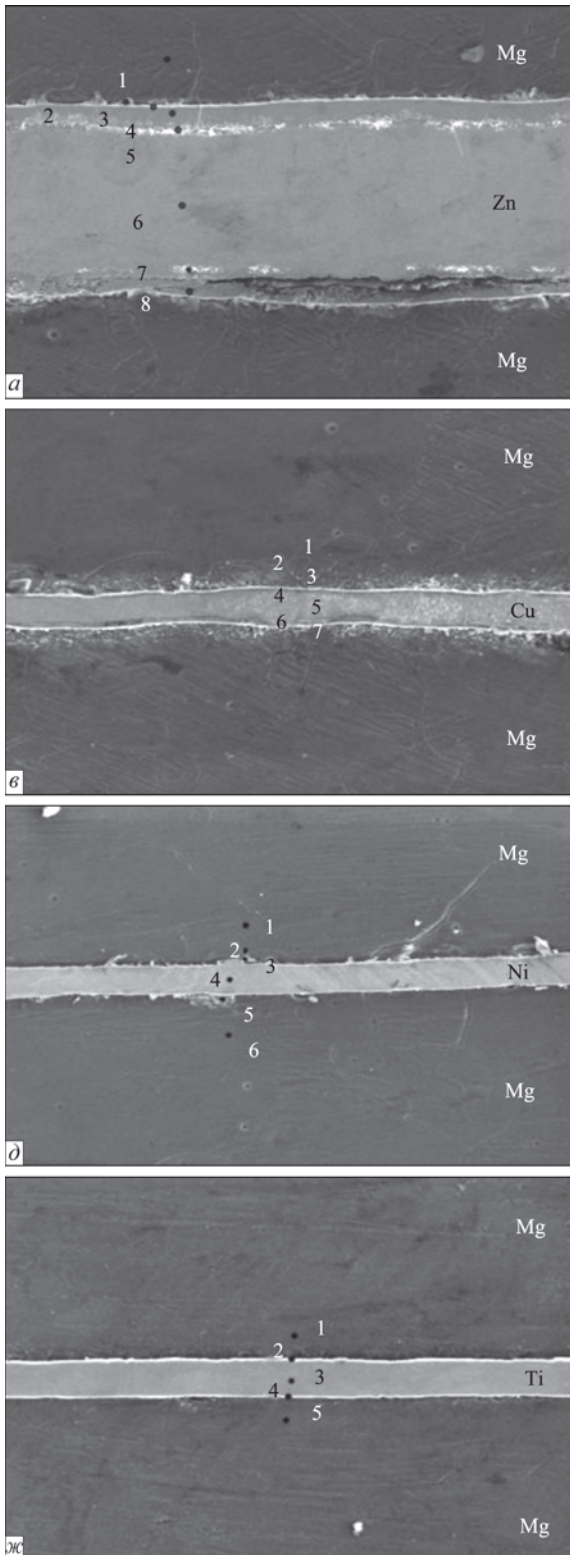


Рис. 5. Мікроструктура (а, б, д, ж) і хімічний склад (б, з, е, з) зони з'єднання ДЗВ сплаву МА2-1 із використанням цільних прошарків: а, б – цинк; в, з – мідь; д, е – нікель; ж, з – титан

Mg–Mg із повною гомогенізацією складу. Саме відсутність хімічної взаємодії і збереження чистоти матриці в зоні контакту забезпечують досягнення максимальної границі міцності з'єднання на рівні 143 МПа (68 % від границі міцності основи).

Мікроструктуру та хімічний склад зони з'єднання ДЗВ сплаву МА2-1 із використанням ціль-

№ спектру	Вміст елементів, мас. %			
	Mg	Al	Mn	Zn
1	99,39	–	0,09	0,52
2	66,41	0,91	0,21	32,47
3	62,06	1,14	0,28	36,52
4	20,12	–	–	79,88
5	3,27	0,15	0,31	96,27
6	2,26	–	–	97,74
7	–	–	0,10	99,90
8	17,80	–	–	82,13

б

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Cu
1	97,32	2,01	0,03	0,27	0,37
2	74,32	8,06	0,12	0,77	16,72
3	64,62	2,58	0,07	0,62	32,08
4	0,47	1,06	0,12	0,73	97,32
5	2,51	–	–	–	97,49
6	60,24	3,71	0,04	0,77	35,24
7	62,57	8,64	0,18	1,30	27,31

з

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Ni
1	99,45	–	0,07	0,48	–
2	96,64	1,37	–	1,44	0,55
3	33,40	0,82	0,27	1,18	64,33
4	–	–	–	–	100,0
5	18,69	1,24	0,73	0,88	78,46
6	95,53	3,75	0,16	0,56	–

е

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Ti
1	98,98	0,61	–	0,41	–
2	37,72	2,51	0,11	0,96	58,70
3	–	–	–	–	100,0
4	27,61	1,83	0,24	0,21	70,11
5	93,18	4,08	0,13	2,61	–

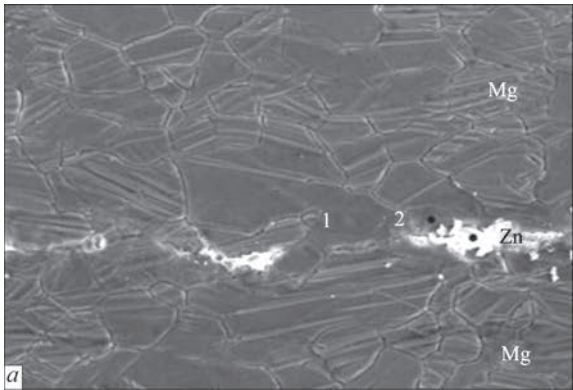
з

них прошарків і формуючих матриць наведено на рис. 6. Використання формуючих матриць дозволило інтенсифікувати пластичну деформацію в зоні стику шляхом створення дотичних напружень, необхідних для руйнування оксидних плівок.

При суцільному цинковому прошарку в формуючих матрицях при нагріванні виникає тим-

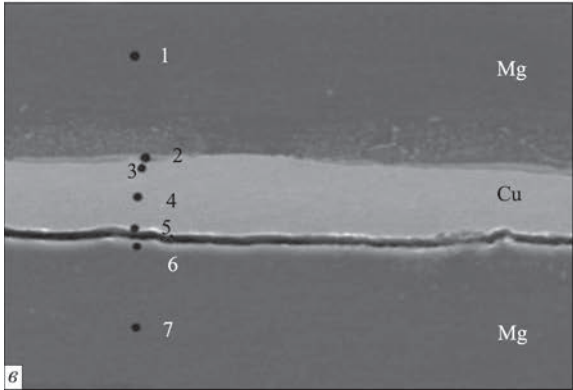
часова рідка евтектика Mg–Al–Zn, яка механічно руйнує оксидну плівку й частково видавлюється в грат (рис. 6, а, б), залишаючи в зоні шва тонкодисперсні інтерметаліди та ділянки прямого контакту Mg–Mg. Структура тут однорідніша, з дрібними зернами та порівняно невеликою часткою крихких фаз. При мідній і нікелевій фользі утво-

рюються безперервні або квазібезперервні шари інтерметалідів Mg_2Cu , Mg_2Ni і пов'язаних з ними фаз Mg–Al–Cu(Ni) (рис. 6, в–е), що мають високу мікротвердість. Це створює різкий градієнт властивостей, ланцюжки пор по границі розділу та помітне зниження пластичності.



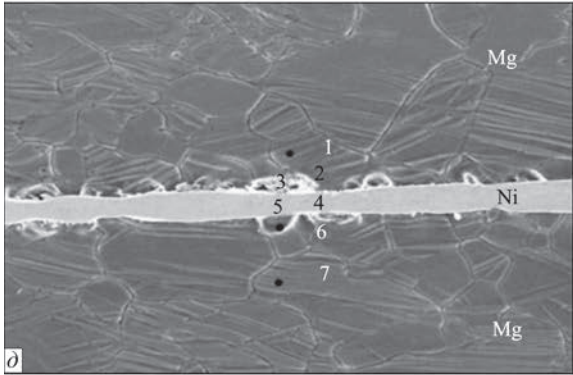
№ спектру	Вміст елементів, мас. %			
	Mg	Al	Mn	Zn
1	98,71	2,51	0,06	1,72
2	31,77	4,53	0,20	63,49

б



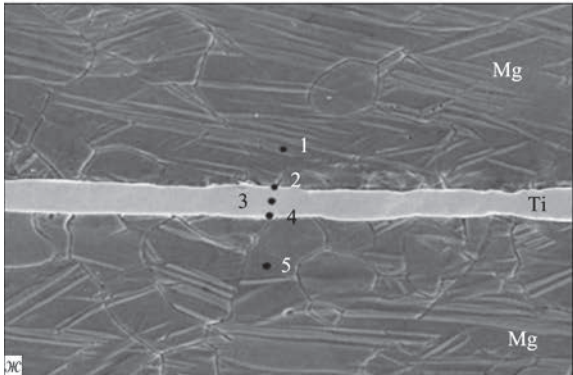
№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Cu
1	96,22	3,37	–	0,26	0,15
2	77,70	2,69	–	0,56	19,05
3	63,81	2,31	0,45	0,54	32,89
4	0,35	–	0,30	0,32	99,03
5	30,75	0,13	0,26	0,61	68,25
6	91,26	3,30	0,02	0,35	5,07
7	95,87	3,06	0,01	0,73	0,33

г



№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Ni
1	96,04	3,66	0,13	0,15	0,03
2	73,04	10,77	–	2,24	13,94
3	56,38	2,26	–	1,73	39,63
4	–	–	–	0,32	99,68
5	54,02	1,98	–	0,62	43,38
6	85,34	4,46	0,08	–	10,13
7	96,05	3,62	0,05	0,22	0,06

е



№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Ti
1	97,58	1,76	0,42	0,24	–
2	66,32	1,40	–	0,37	31,91
3	0,05	0,19	0,01	0,04	99,71
4	45,93	1,17	0,11	0,66	52,13
5	97,31	2,23	0,14	0,31	–

з

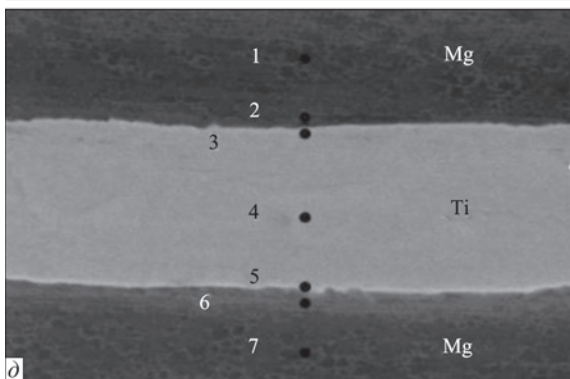
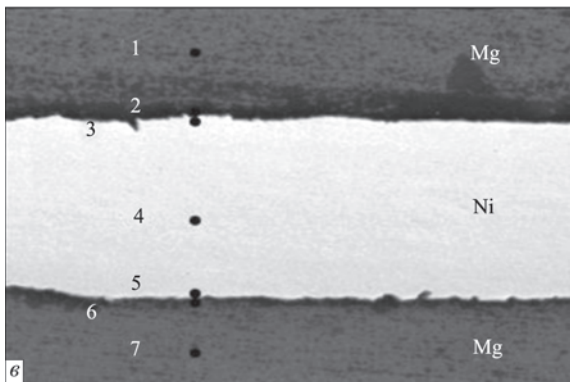
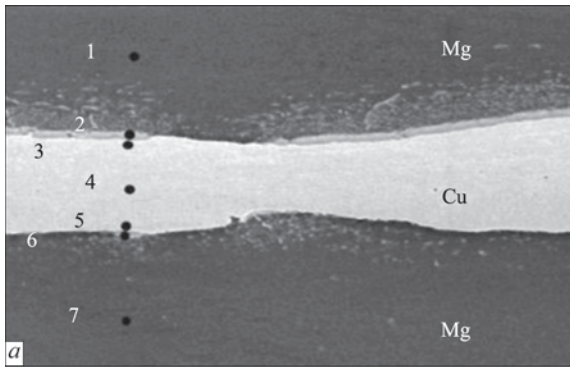
Рис. 6. Мікроструктура (а, в, д, ж) і хімічний склад (б, г, е, з) зони з'єднання ДЗВ сплаву МА2-1 із використанням формуючих матриць і цільних прошарків: а, б – цинк; в, г – мідь; д, е – нікель; ж, з – титан

Титановий суцільний прошарок в умовах матриць практично не вступає в хімічну взаємодію з магнієм (рис. 6, ж, з). Титанова фольга піддається стоншенню, локальним розривам і частковому «вдавлюванню» в матрицю, а в розривах формуються містки прямого контакту Mg–Mg. У результаті склад по обидва боки інтерфейсу залишається близьким до вихідного сплаву МА2-1. Утворення інтерметалідних фаз зведені до мінімуму, а структура в зоні шва формується дрібнозернистою з високою когезійною міцністю та хорошою пластичністю (рис. 6, ж, з).

Комбіноване використання формуючих матриць із перфорованими проміжними прошарками для ДЗВ магнієвого сплаву МА2-1. Аналіз напруженого стану, що виникає в стику в процесі прикладання зовнішнього силового впливу, показує, що розподіл напружень на прошарку є нерівномірним. Дотичні напруження змінюються практично лінійно від нуля в центрі стику до максимальних

значень поблизу бічної поверхні деталі. Ця нерівномірність напружень зі зростанням навантаження збільшується. Найбільші значення нормальних напружень і найбільш жорсткий напружений стан складається в центральній частині прошарку. Тому при зварюванні через м'який прошарок не завжди можна створити умови для його деформування на всій контактній поверхні. Найважче це здійснити в центральній частині зразка [41–45].

Одним із способів інтенсифікації пластичної деформації матеріалу прошарку є використання перфорованих прошарків [10, 25]. Суть способу полягає у використанні при дифузійному зварюванні прошарків несучільного перерізу (металевої сітки, порошків, фольги з отворами – перфорованої). У разі застосування перфорованого прошарку його відносна товщина набагато вища, ніж суцільного, оскільки вона визначається вже не товщиною прошарку, а шириною перемички між отворами, при якому ко-



№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Cu	Zn
1	98,37	1,50	0,02	0,06	0,05
2	82,25	1,23	0,04	15,79	0,70
3	38,09	0,33	0,14	60,50	0,94
4	–	–	–	99,94	0,06
5	2,25	–	–	96,57	1,18
6	94,41	0,66	–	4,22	0,71
7	96,92	2,36	0,20	0,44	0,09

б

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Ni	Mn	Zn
1	95,64	3,34	0,48	0,09	0,46
2	86,89	1,45	11,10	0,01	0,55
3	22,53	0,08	76,31	0,50	0,58
4	1,28	–	98,01	0,14	0,56
5	5,36	–	94,64	–	–
6	89,71	2,33	7,26	0,02	0,67
7	96,39	2,67	0,06	0,26	0,63

з

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Ti	Mn	Zn
1	98,88	0,51	0,58	–	–
2	83,84	0,53	15,65	0,01	–
3	39,52	1,12	59,10	–	0,25
4	0,26	1,42	97,95	–	0,36
5	9,20	2,31	87,97	0,11	0,41
6	82,08	1,48	14,60	–	0,40
7	98,58	2,41	0,55	0,32	0,58

е

Рис. 7. Мікроструктура (а, в, д) і хімічний склад (б, г, е) зони з'єднання ДЗВ сплаву МА2-1 із використанням формуючих матриць і перфорованих прошарків: а, б – мідь; в, г – нікель; д, е – титан

ефіцієнт контактного зміцнення при використанні перфорованого прошарку стає нижчим [10, 11].

При комбінованому використанні формуючих матриць і перфорованої фольги з міді, окрім заповнення отворів у ній сплавом магнію, відбувається періодичне стоншення проміжного прошарку до ~ 20 мкм (рис. 7, а, б), що можна пояснити інтенсивнішою деформацією матеріалів у зоні з'єднання в порівнянні з прошарком суцільного перерізу того ж складу. Подібно до попередніх експериментів відбувається дифузія міді в магнієвий сплав на глибину ~ 10 мкм з утворенням дрібнодисперсних включень фази Mg_2Cu [19–21]. На границі розділу МА2-1/Cu утворюється несущільний шар фази Mg_2Cu завтовшки до 3 мкм. Мікротвердість зразків по площині магнієвого сплаву має неоднорідний характер і становить 422...440 МПа біля зовнішніх країв, 452...516 МПа – у товщі основного матеріалу, 563...594 МПа – на границі розділу МА2-1/Cu, 674...784 МПа – у проміжному прошарку. Поступове зростання мікротвердості в міру наближення до стика можна пояснити дифузією міді, концентрація якої і вміст інтерметалідної фази Mg_2Cu збільшуються.

При проведенні випробувань на загин пластини магнієвого сплаву доволі легко відшаровуються одна від одної по границі «основний метал/проміжний прошарок». Отримані результати дозволяють зробити висновок, що використання фольги з міді не дозволяє отримати якісне з'єднання магнієвого сплаву МА2-1 при запропонованих підходах проведення процесу ДЗВ.

При зварюванні магнієвого сплаву МА2-1 із використанням формуючих матриць і перфорованої фольги з нікелю взаємодія прошарку з основним металом відсутня (рис. 7, в, г). Проміжний прошарок практично не деформується в процесі ДЗВ, спостерігаються лише незначні стоншення до ~ 25 мкм поза ділянками перфорації. Структура магнієвого сплаву є різнозерною, розмір зерен змінюється від 40 до 150 мкм безпосередньо біля зони з'єднання та від 70 до 150 мкм у товщі основного металу. У центральній частині зразка присутні двійники завширшки 3...12 мкм. Мікротвердість зразків по площині сплаву МА2-1 становить 420...486 МПа, у проміжному прошарку – 1370...1430 МПа.

Використання перфорованого прошарку з титану в поєднанні з формуючими матрицями дозволяє отримати бездефектне з'єднання (рис. 7, д, е). Товщина прошарку на ділянках між отворами перфорації у процесі ДЗВ не змінюється. Структура магнієвого сплаву після впливу термодеоформації

йного циклу зварювання є різнозерною. Розмір зерен коливається в діапазоні 90...240 мкм і має біля границі з'єднання дещо менші значення, ніж на краю зразка. Мікротвердість зразків по площині магнієвого сплаву становить 411...539 МПа, у проміжному прошарку – 1640 МПа.

Механічні випробування зразків на загин показали результати, подібні до експерименту з суцільною фольгою як для нікелевого, так і для титанового прошарку: кут згину зразків становив 180° без помітних слідів відшаровування (рис. 8).

При зварюванні у формуючих матрицях подрібнення зерна магнієвого сплаву стає більш вираженим, а розподіл мікротвердості по перерізу з'єднання вирівнюється. У реакційній зоні фіксуються ділянки з підвищеною мікротвердістю, пов'язаною з інтерметалідними включеннями, проте вони мають дисперсний характер і не утворюють суцільного крихкого шару, як у випадку зварювання у вільному стані. Випробування на вигин показують, що такі з'єднання витримують значні деформації без повного розшарування, хоча руйнування, як і раніше, ініціюється в областях із максимальною концентрацією реакційних фаз.

У цілому використання формуючих матриць дозволяє поліпшити якість з'єднань із нікелевим прошарком, проте збереження твердої фази Mg_2Ni обмежує їхню пластичність і робить такі режими менш бажаними в порівнянні з варіантами, де не утворюються суцільні інтерметалідні шари.

У з'єднаннях, отриманих у формуючих матрицях через титанові прошарки, спостерігається більш дрібнозерниста структура магнієвого сплаву в околі шва та підвищена однорідність розподілу мікротвердості. Висока мікротвердість титанового шару зберігається, проте завдяки поліпшеному зчепленню і рівномірнішому контакту з основним металом вона не призводить до передчасного зародження тріщин. Внаслідок цього кут згину становить майже 180° без візуально помітних тріщин чи слідів відшаровування (рис. 8, б).

Обговорення отриманих результатів. Механізми формування з'єднання. На підставі отриманих результатів було встановлено кілька механізмів формування з'єднання при ДЗВ магнієвого сплаву МА2-1 в умовах використання прошарків суцільного та перфорованого перерізу з використанням формуючих матриць [1, 2, 5, 7, 18, 23].

Ефект Кіркендалла пояснює формування дифузійної пористості в перехідній зоні, яка формується при тривалих витримках для оцінки цілісності шва [3, 11, 12, 19, 36–37]. Встановлено, що різниця в парціальних коефіцієнтах дифузії магнію та ніке-



Рис. 8. Загальний вигляд зразків після проведення випробувань на загин (а, б) і внутрішня поверхня зламу (б, г) із перфорованими прошарками: а, б – нікелева фольга; в, г – титанова фольга

лю призводить до виникнення надлишкового потоку вакансій у бік магнієвої матриці, що проявляється у вигляді ланцюжків субмікронних пор уздовж межі розділу фаз. У системі з цинком аналогічний ефект нівелюється за рахунок заповнення таких пор рідкофазною евтектикою в процесі охолодження, що забезпечує вищу щільність контакту. Для титанового прошарку пористість за механізмом Кіркендалла не є характерною через відсутність взаємної дифузії компонентів на макрорівні. Ці дані дозволяють зробити висновок, що мінімізація часу витримки при ДЗВ із нікелем є критичною для запобігання вакансійній деградації шва, тоді як для титану визначальним фактором є величина прикладеного тиску для руйнування оксидів [19, 22, 36–39].

Ефект контактного зміцнення є визначальним критерієм при використанні технології ДЗВ магнієвих сплавів. При використанні суцільної фольги опір деформації розподіляється по всій площі інтерфейсу, що при стандартних тисках 10 МПа обмежує можливість глибокої пластичної активації поверхонь. Суцільні прошарки виступають у ролі пасивного бар'єру, де руйнування тугоплавкої оксидної плівки MgO відбувається лише за рахунок мікропластичного зминання нерівностей, чого часто недостатньо для створення повністю однорідного стику. У таких умовах у шві зберігаються плоскі пори й чітка лінія розділу, яка слугує концентратором напружень і знижує міцність з'єднання до 50 % від показників основного металу. Літературні дані підтверджують [3, 8, 12, 19–21, 31], що суцільні шари вимагають значно вищих

температур або часу витримки для досягнення прийнятної дифузії, що неминує призводить до зростання зерна магнієвої матриці.

Ефект локального зниження опору деформації у перфорованих прошарках радикально змінює фізику процесу. У перфорованій фользі опір деформації визначається не загальним діаметром зразка, а шириною перемичок між отворами. Оскільки відношення товщини прошарку до ширини перемички значно перевищує відношення ширини перемички до розміру зразка, коефіцієнт контактного зміцнення знижується в кілька разів. Це створює умови для полегшеної пластичної течії магнієвого сплаву у вільний об'єм отворів вже на початкових стадіях нагрівання. Перфорація перетворює прошарок із розділового бар'єру в активний інструмент управління напружено-деформованим станом [2, 15–18, 23], дозволяючи досягати якісного з'єднання при нижчих енергетичних витратах.

Ефект спрямованого руху металу та диспергування оксидів в отворах перфорації забезпечують формування ювенільних містків прямого зв'язку Mg–Mg. Під дією тиску магнієвий сплав активно затікає в перфорацію, створюючи в цих зонах екстремально високі деформації зсуву. Цей спрямований потік механічно дробить оксидну плівку MgO, фрагментуючи її і розподіляючи в об'ємі металу, що відкриває доступ до чистих поверхонь для утворення металевих зв'язків [10, 18, 23–25, 40]. У зонах отворів формується дрібнокристалічна структура з підвищеною щільністю дефектів решітки, що прискорює дифузійні про-

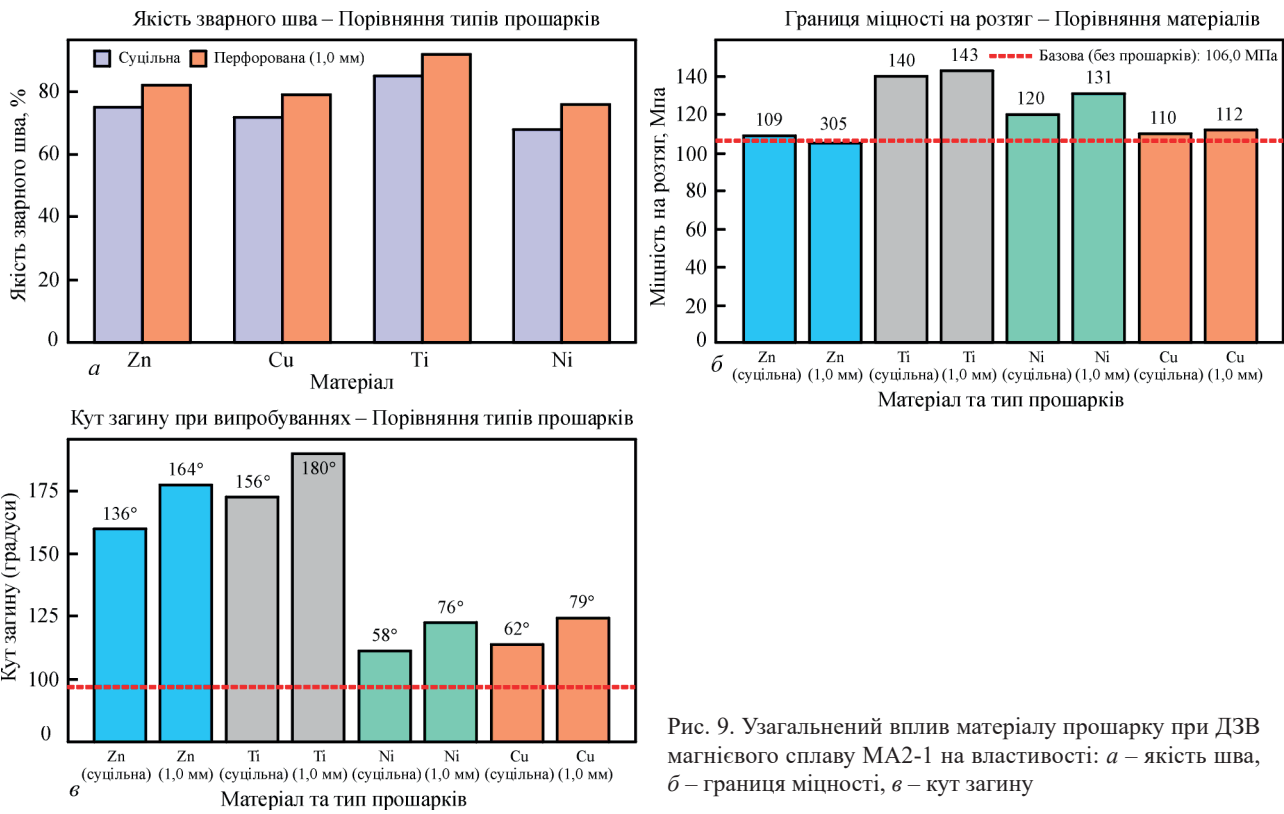


Рис. 9. Узагальнений вплив матеріалу прошарку при ДЗВ магнієвого сплаву МА2-1 на властивості: а – якість шва, б – границя міцності, в – кут загину

цеси. Суцільні прошарки позбавлені цього механізму самоочищення, оскільки деформація в них розподілена рівномірно й не досягає критичних значень, необхідних для розриву хімічно стійкого оксидного бар'єру [10].

Ефект перфорованих структур виражається в стабільності механічних властивостей і підвищенні надійності властивостей шва [10, 18, 23–25, 40]. Застосування перфорації дозволяє досягти кута загину 180° без утворення тріщин, що практично недосяжно для суцільних фольг без використання спеціалізованих формуючих матриць. Економічна ефективність методу полягає в скороченні часу зварювального циклу та зниженні температури процесу, що запобігає термічній деградації сплаву МА2-1. Перфорований прошарок забезпечує передбачуване розташування зон зміцнення, створюючи жорсткий каркас із ювенільних містків, що пронизують зону стику. Це робить технологію масштабованою та застосовною для відповідалних вузлів авіаційної техніки [6, 7, 26–28, 32], де вимоги до пластичності з'єднань є пріоритетними. Аналіз характеристик міцності з'єднань показав значний вплив складу матеріалу прошарку на кінцеву якість шва (рис. 9, а).

Без використання фольги міцність з'єднання МА2-1 склала всього 145 МПа, що відповідає 50 % від міцності основного металу, через наявність плоских пор у зоні стику. Застосування титанової фольги дозволило підняти цей показник до

430 МПа, що є істотним приростом для твердофазного з'єднання (рис. 9, б). Використання нікелевого прошарку показало середній результат у 390 МПа, проте в зоні шва спостерігалася підвищена схильність до крихкого руйнування по межі розділу фаз. Використання формуючих матриць через перфоровані титанові прошарки дозволяє сформувати в зоні з'єднання більш дрібнозернисту структуру магнієвого сплаву, внаслідок чого кут загину становить майже 180° (рис. 8, з, рис. 9, в).

Еволюція мікроструктури в зоні контакту при використанні різних прошарків має свої характерні особливості [11, 12, 19–22]. При зварюванні через цинкову фольгу в формуючих матрицях відбувається практично повне витіснення м'якої фази в грат, що сприяє проростанню загальних зерен магнію через лінію розділу [1, 3, 8, 19]. При зварюванні через мідну фольгу формується несучільний шар крихкої інтерметалідної фази Mg_2Cu завтовшки до 3 мкм, який суттєво знижує пластичність з'єднання [3, 8, 12, 19–21]. Нікелевий прошарок активно взаємодіє з елементами сплаву, утворюючи дисперсні інтерметалідні фази Mg_2Ni , які обмежують її пластичність, та вздовж яких формуються ланцюжки мікропор [3, 11, 12, 19, 37]. У випадку з титановим прошарком спостерігається локальне стоншення фольги та її часткові розриви, в яких формується прямий контакт двох частин магнієвого сплаву $Mg-Mg$, що має високу когезійну міцність [2, 7, 22, 38].

Критичні ризики крихкості в системах з міддю та нікелем обумовлені високою мікротвердістю фаз, що утворюються, яка значно перевищує твердість сплаву MA2-1 [3, 8, 19–21, 31]. Утворення суцільного шару інтерметаліду Mg_2Cu з твердістю $\sim 1,4$ ГПа або фази Mg_2Ni з твердістю до 1,75 ГПа створює зони концентрації напружень, що ініціюють самовільне розтріскування шва [19–21, 36]. Кількісні дані EDS профілювання підтвердили, що нікелевий прошарок провокує відтік алюмінію та цинку з матриці, формуючи широку дифузійну зону (15...25 мкм) із включеннями четвертих крихких фаз [3, 11–12, 19, 22]. Незбалансовані дифузійні потоки в цих системах неминуче призводять до зростання вакансійної пористості, що обмежує міцність шва значенням ~ 131 МПа [19, 36, 37]. Таким чином, відсутність хімічної взаємодії в парі Mg–Ti робить титан надійнішим технологічним рішенням у порівнянні з активними перехідними металами, такими як мідь і нікель [2, 7, 22, 38, 39].

Таким чином, аналіз отриманих результатів дозволяє стверджувати, що для досягнення максимального ROI (повернення інвестицій у технологічний процес) при виробництві деталей із MA2-1 слід віддавати пріоритет титановим прошаркам. Це рішення забезпечує «unfair advantage» – унікальне поєднання високої міцності (68 % від основи) й абсолютної фазової стабільності. У той час як нікель і цинк вимагають складного підбору параметрів для мінімізації побічних ефектів фазоутворення, титан гарантує передбачуваний результат за рахунок своєї інертності. Для промислового впровадження рекомендується використовувати фольги BT1-0 мінімально можливої товщини (до 20...30 мкм), що в поєднанні з формуючими матрицями дозволяє отримувати з'єднання, які практично не поступаються за надійністю основному матеріалу, при повному виключенні ризиків, пов'язаних з оксидною плівкою магнію.

Висновки

1. Показано, що розподіл мікротвердості в зоні суцільних прошарків демонструє критичну неоднорідність властивостей залежно від хімічного складу прошарку. У системі з мідним прошарком зафіксовано різкий стрибок твердості до 1400 МПа (1,4 ГПа) у тонкому шарі інтерметаліду Mg_2Cu , що створює безперервний «металургійний надріз». Аналогічна картина спостерігається для нікелевого прошарку, де в зонах формування фази Mg_2Ni значення мікротвердості досягають 1756 МПа, що більш ніж у три рази перевищує твердість основи. Суцільна титанова фольга не ство-

рює крихких зон, зберігаючи твердість інтерфейсу на рівні 500...550 МПа, що забезпечує стабільність з'єднання при відсутності хімічної взаємодії.

2. Вплив перфорації на мікромеханічні властивості проявляється у формуванні високоміцного дрібнокристалічного каркаса всередині отворів перфорації. У зонах перфорації для системи з титановим прошарком зафіксовано зростання мікротвердості магнію до 608 МПа, що обумовлено екстремальною локальною деформацією та подрібненням зерна. На ділянках під перемичками титанової фольги твердість залишається на рівні 540 МПа, що свідчить про менш інтенсивний перебіг процесів рекристалізації. У системі з цинковим прошарком при 320 °C у зонах контакту спостерігається твердість 580...591 МПа ($MgZn_2$), проте перехід до перфорації при 340 °C дозволяє гомогенізувати шов до значень 480...510 МПа, близьких до основного сплаву.

3. Використання формуючих матриць при ДЗВ створює в зоні контакту сприятливі умови для взаємодії магнієвого сплаву MA2-1 із прошарками та забезпечує механізм руйнування оксидів MgO. Суцільні прошарки викликають рівномірний, але небезпечний розподіл напружень по всій площині, особливо в системах з міддю та нікелем, де зростання інтерметалідних шарів (Mg_2Cu , 3...5 мкм) і окремих фаз (Mg_2Ni , $MgNi_2$) блокує релаксацію напружень через пластичну течію. У цих випадках високі напруження активації швидко змінюються критичними напруженнями розтягу, що призводять до розшарування. У системі з титаном енергія деформації в отворах перфорації ефективно конвертується в подрібнення мікроструктури, дроблення плівки MgO без ризику подальшого хімічного окрихчення та формування «ювенільних містків». Це створює переривчасте поле напружень, в якому зони можливого окрихчення не утворюють суцільного фронту, що радикально підвищує в'язкість руйнування шва в порівнянні з суцільними прошарками.

Список літератури/References

1. Falchenko, Y.V., Petrushynets, L.V., Fedorchuk, V.E. et al. (2023) Diffusion welding of magnesium alloy MA2-1 through a zinc interlayer. *The Paton Welding J.*, **9**, 38–42. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.09.06>
2. Фальченко Ю.В., Петрушинець Л.В., Федорчук В.Є. та ін. (2024) Дифузійне зварювання магнієвого сплаву MA2-1 через проміжний прошарок з титану або нікелю. *Автоматичне зварювання*, **5**, 55–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.05.07>
3. Falchenko, Yu.V., Petrushynets, L.V., Fedorchuk, V.E. et al. (2024) Diffusion welding of magnesium alloy MA2-1 through the intermediate layer of titanium or nickel. *Automatic Welding*, **5**, 55–59 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.05.07>
3. Fronczek, D.M., Chulist, R., Litynska-Dobrzynska, L. et al. (2017) Microstructure and kinetics of intermetallic phase growth of three-layered A1050/AZ31/A1050 clads prepared

- by explosive welding combined with subsequent annealing. *Materials & Design*, **130**, 120–130. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.05.051>
4. Jafarian, M., Paidar, M., Jafarian, M. (2022) The Comparison of microstructure and mechanical properties of diffusion joints of 5754, 6061, and 7039 aluminum alloys to AZ31 magnesium alloy. *J. Adv. Mater. Eng.*, **35**(1), 11–21. DOI: <https://doi.org/10.18869/acadpub.jame.35.1.11>
5. Vatnalmath, M., Auradi, V., Vedashantha Murthy, B. et al. (2025) Vacuum diffusion bonding of dissimilar metal alloys AA2219 and Ti -6Al -4V: Influence of bonding pressure on microstructure and mechanical properties of the bonding joint. *IJMSE*, **22**(2), 78–91. DOI: <https://doi.org/10.22068/ijmse.3776>
6. Liu, L., Ren, D., Liu, F. (2014) A review of dissimilar welding techniques for magnesium alloys to aluminum alloys. *Materials*, **7**(5), 3735–3757. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma7053735>
7. Chen, H., Zhu, Z., Zhu, Y., Sun, L. et al. (2023) Solid-state welding of aluminum to magnesium alloys: A review. *Metals*, **13**(8), 1410. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13081410>
8. Gang Chen, Tianbao Tan, Yangyang Guo et al. (2023) An investigation on diffusion bonding of Mg/Al dissimilar metals using Zn-Bi alloy as interlayer. *Materials Letters*, **349**, 134827. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134827>
9. Manafi, S., Azizi, A. (2021) Experimental and numerical evaluation of diffusion welding of 7075 aluminum and AZ31 magnesium alloys. *Advanced Ceramics Progress*, **7**(1), 25–34. DOI: <https://doi.org/10.30501/acp.2021.257290.1051>
10. Lyamin, Ya.V., Musin, R.A. (1995) Deformability of perforated interlayers in diffusion bonding. *Welding International*, **9**, 228–230. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507119509548785>
11. Dietrich, D., Nickel, D., Krause, M. et al. (2011) Formation of intermetallic phases in diffusion-welded joints of aluminum and magnesium alloys. *J. Mater. Sci.*, **46**, 357–364. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4841-5>
12. Khan, S., Ali, Z., Khadija, K., Junaid, M. (2024) Mechanical and microstructural characterization of diffusion-bonded copper-nickel joint interface. *Advanced Materials Research*, **1179**, 147–155. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-k8wuuo>
13. Mishra, R.S., Sumit Jain, Preety Rani (2022) Microstructure and mechanical properties of the dissimilar welded joint of aluminum and magnesium alloys – a review. *Int. J. of Research in Engineering and Innovation*, **6**(4), 252–258. DOI: <https://doi.org/10.36037/IJREI.2022.6407>
14. (2011) *Welding and joining of magnesium alloys. Magnesium alloys – design, processing and properties*. Ed. by F. Czerwinski. InTech. DOI: <https://doi.org/10.5772/13947>
15. Ho-Sung Lee (2021) 10 – Diffusion bonding of metal alloys in aerospace and other applications. Ed. by. Mahesh Chaturvedi, *Welding and Joining of Aerospace Materials (Second Edition)*, Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, 2021, 305–327. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819140-8.00010-9>
16. Tianle Li, Yiwen Lei, Lezong Chen et al. (2025) Advances in mechanism and application of diffusion bonding of titanium alloys. *J. of Materials Processing Technology*, **337**, 118736. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2025.118736>
17. Borrisutthekul, R., Miyashita, Y., Mutoh, Y. (2005) Dissimilar material laser welding between magnesium alloy AZ31B and aluminum alloy A5052-O. *Sci. and Technol. of Advanced Materials*, **6**(2), 199–204. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.stam.2004.11.014>
18. Łyczkowska, K., Miara, D., Rams, B. et al. (2023) The influence of MSR-B Mg alloy surface preparation on bonding properties. *Materials*, **16**(10), 3887. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16103887>
19. Wenbo Wang, Wensheng Liu, Lun Yang, Yunzhu Ma (2025) Solid-liquid composite diffusion in Al/Mg bimetallic joints with the Ni/Cu interlayer. *J. of Materials Research and Technology*, **37**, 3315–3323. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.06.235>
20. Yin, F., Liu, C., Zhang, Y. et al. (2018) Effect of Ni interlayer on characteristics of diffusion bonded Mg/Al joints. *Mater. Sci. and Technol.*, **34**(9), 1104–1111. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1424382>
21. Pai Peng, Wen Wang, Ting Zhang et al. (2022) Effects of interlayer metal on microstructures and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar joints of magnesium and aluminum alloys. *J. of Mater. Process. Technol.*, **299**, 117362. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117362>
22. Cooke, K. (2020) Kinetics of joint formation during diffusion induced solid-state bonding of titanium and magnesium alloys. In: *18th LACCEI International Multi-Conference for Engineering, Education, and Technology: Engineering, Integration, and Alliances for a Sustainable Development. Hemispheric Cooperation for Competitiveness and Prosperity on a Knowledge-Based Economy*, July 27–31, 2020. DOI: <http://dx.doi.org/10.18687/LACCEI2020.1.1.287>
23. Falchenko, Y.V., Petrushynets, L.V. (2022) Modern technological methods of pressure welding of magnesium alloys (Review). *The Paton Welding J.*, **6**, 29–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.06.05>
24. Habisch, S., Böhme, M., Peter, S. et al. (2018) The effect of interlayer materials on the joint properties of diffusion-bonded aluminum and magnesium. *Metals*, **8**(2), 138. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8020138>
25. Ustinov, A.I., Falchenko, Iu.V., Melnychenko, T.V. et al. (2017) Diffusion welding through vacuum-deposited porous interlayers. *J. of Mater. Process. Technol.*, **247**, 268–279. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.04.029>
26. Luo, A.A. (2013) Magnesium casting technology for structural applications. *J. of Magnesium and Alloys*, **1**(1), 2–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2013.02.002>
27. Mordike, B.L., Ebert, T. (2001) Magnesium: properties – applications – potential. *Mater. Sci. Eng.: A*, **302**(1), 37–45. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01351-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01351-4)
28. Костін В.А., Фальченко Ю.В., Пузрін А.Л., Махненко А.О. (2023) Отримання, властивості і перспективи використання сучасних магнієвих сплавів. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 43–52. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.01.06>
29. Kostin, V.A., Falchenko, Yu.V., Puzrin, A.L., Makhnenko, A.O. (2023) Production, properties and prospects of application of modern magnesium alloys. *Electrometallurgy Today*, **1**, 43–52 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.01.06>
30. Mahendran, G., Babu, S., Balasubramanian, V. (2010) Analyzing the effect of diffusion bonding process parameters on bond characteristics of Mg-Al dissimilar joints. *J. of Mater. Eng. and Perform.*, **19**, 657–665. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-009-9531-6>
31. Moghaddam, N.T., Rabieizadeh, A., Khosravifard, A. et al. (2023) Welding of Al–Mg alloy: Solid-state vs. fusion welding techniques. *Iran. J. Sci. Technol. Trans. Mech. Eng.*, **47**, 673–686. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40997-022-00536-7>
32. V. Kostin et al. (2021) Influence of adhesive bond line thickness on joint strength of composite aircraft structures. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1925**, 012070 DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1925/1/012070>
33. Melnychenko, T.V., Samofalov, O.V., Ustinov, A.I. (2024) Effect of Ti/Cu and Ti/Ni multilayer foils on microstructure and mechanical properties of diffusion bonded Ti6Al4V alloy joints. In: *VII Int. Conf. «Welding and Related Technologies», 7–10 October 2024, Yaremche, Ukraine: Abstracts of plenary and poster papers*. Kyiv, International Association «Welding», 45.
34. Petrushynets, L.V., Fedorchuk, V.Y., Mikhailov, L.V. et al. (2025) Investigation of the microstructure of aluminum and magnesium joints during diffusion welding. *Mater. Sci.*, **60**, 470–476. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00907-w>
35. Mahendran, G., Balasubramanian, V., Senthilvelan, T. (2010) Influences of diffusion bonding process parameters on bond characteristics of Mg-Cu dissimilar joints. *Transact. of Non-ferrous Metals Society of China*, **20**(6), 997–1005. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60248-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60248-X)
36. Xin-jian Yuan, Guang-min Sheng, Jun Luo, Jia Li (2013) Microstructural characteristics of joint region during diffusion-brazing of magnesium alloy and stainless steel using pure copper interlayer. *Transact. of Nonferrous Metals Society of China*, **23**(3), 599–604. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62505-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62505-4)
37. Dai, J., Jiang, B., Zhang, J. et al. (2015) Diffusion kinetics in Mg-Cu binary system. *J. Phase Equilib. Diffus.*, **36**, 613–619. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11669-015-0417-z>
38. Zhang, Jian, Qiang Luo, Qiang Shen, Liangmeng Zhang (2014) Diffusion mechanism and kinetics of diffusion bonded Mg/Ni/Al joint. *Key Engineering Materials*, **616**, 286–290. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.616.286>
39. Cheng, S.L., Chen, Y.Y., Lee, S.W., Hsu, H.F. (2009) Formation of Mg₂Ni alloy layers and kinetic studies in the binary

- Mg–Ni system. *Thin Solid Films*, 517(17), 4745–4748. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.03.011>
39. Walker L., Fink, C., Hilla, C., Ying Lu (2023) Peculiar roles of nickel diffusion in intermetallic compound formation at the dissimilar metal interface of magnesium to steel spot welds. *Materials & Design*, 230(3), 111980. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111980>
 40. Fanjin Yao, Guoqiang You, Lei Wang et al. (2022) Design, fabrication, microstructure, and mechanical properties of interlayer-free vacuum diffusion bonding Mg/Ti composites. *Vacuum*, 199, 110947. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.110947>
 41. Квасницький В.В., Матвієнко М.В., Бутурля Є.А. та ін. (2019) Напружено-деформований стан при дифузійному зварюванні та пайці циліндричних вузлів з м'яким прошарком в умовах силового та термічного навантаження в межах пружності. *Вісник Одеського національного морського університету*, 1, 126–139. http://nbuv.gov.ua/UJRN/Vonmu_2019_1_13
 42. Квасницький В.В., Матвієнко М.В., Бутурля Є.А. та ін. (2019) Напружено-деформований стан зварних і паяних вузлів із різнорідних матеріалів з м'яким прошарком при температурно-силовому навантаженні. *Автоматичне зварювання*, 8, 10–15. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.08.01>
 43. Квасницький В.В., Матвієнко М.В., Бутурля Є.А. та ін. (2019) Stress-strain state of welded and brazed assemblies of dissimilar materials with soft interlayer at temperature-force loading. *The Paton Welding J.*, 8, 2–6. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.08.01>
 44. Лобанов Л.М., Єрмолаєв Г.В., Квасницький В.В. та ін. (2016) *Напруження та деформації при зварюванні і паянні: підручник* Н 27. За заг. ред. Л.М. Лобанова. Миколаїв, НУК. Lobanov, L.M., Yermolayev, G.V., Kvasnitsky, V.V. et al. (2016) *Stresses and deformations in welding and soldering: Textbook H 27*. Ed. by L.M. Lobanov. Mykolaiv, NUK [in Ukrainian].
 45. Болотов М.Г., Прибитко І.О., Нагорна І.В. (2020) Тліючий розряд як джерело поверхневого нагріву в процесах з'єднання різнорідних матеріалів (огляд). *Технічні науки та технології*, 2(20), 022–036. DOI: [https://doi.org/10.25140/2411-5363-2020-2\(20\)-22-36](https://doi.org/10.25140/2411-5363-2020-2(20)-22-36)
 46. Болотов М.Г., Прибитко І.О., Нагорна І.В. (2020) Glow discharge as a heating source for the processes of joining of different materials (Review). *Techn. Sci. Technol.*, 2(20), 022–036 [in Ukrainian]. DOI: [https://doi.org/10.25140/2411-5363-2020-2\(20\)-22-36](https://doi.org/10.25140/2411-5363-2020-2(20)-22-36)
 47. Новомлинець О.О., Ющенко С.М., Олексієнко С.В. та ін. (2021) Нова технологія зварювання тиском алюмінію з міддю через прошарок. *Технічні науки та технології*, 4(18), 009–017. DOI: <https://tst.stu.cn.ua/article/view/200335>
 48. Новомлинець О.О., Ющенко С.М., Олексієнко С.В. (2021) New technology of pressure welding of aluminium with copper through interlayer. *Techn. Sci. Technol.*, 4(18), 009–017 [in Ukrainian]. DOI: <https://tst.stu.cn.ua/article/view/200335>

INFLUENCE OF INTERLAYERS ON PHASE FORMATION DURING VACUUM DIFFUSION WELDING OF MAGNESIUM ALLOY MA2-1

V.A. Kostin, A.L. Puzryn, Yu. V. Falchenko, L. V. Petrushynets, A.G. Poklyatsky

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: procesor1@ukr.net

Vacuum diffusion welding of MA2-1 magnesium alloy using continuous and perforated layers of Zn, Cu, Ni, and Ti under the action of forming matrices is investigated in the paper. It is shown that continuous interlayers limit the localization of plastic deformation, contribute to the preservation of the MgO oxide film and the formation of flat pores, which reduces the strength of the joints to ~50 % of that of the base metal. Perforated interlayers provide a local reduction in deformation resistance, directed flow of magnesium into the holes, and mechanical crushing of oxides, forming juvenile Mg–Mg bridges and a fine crystalline structure on the joint interface. It was found that in systems with Cu and Ni, Mg₂Cu and Mg₂Ni hard intermetallics with high microhardness are formed, causing stress concentration, appearance of pore chains and a tendency to brittle fracture. In the Mg–Ti pair, the intermetallics are not formed, diffusion is limited, and titanium acts as an effective barrier, ensuring high plasticity of the weld and a bending angle of up to 180°. The optimal combination of forming matrices and perforated titanium interlayers allows reducing the temperature and welding time without thermal degradation of the alloy, increasing the strength of the joints to 143 MPa and ensuring their high reliability for aviation and space applications. 45 Ref., 9 Fig.

Keywords: vacuum diffusion welding, magnesium alloy MA2-1, intermediate layers, forming matrices, phase analysis, microstructure, intermetallic compounds

ORCID

Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Пузрін О.Л. – <https://orcid.org/0000-0003-0625-2113>,
 Фальченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>, Петрушинєць Л.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7946-3056>,
 Покляцький А.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-4101-2206>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

О.Л. Пузрін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: procesor1@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.А. Костін, О.Л. Пузрін, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинєць, А.Г. Покляцький (2026)

Вплив проміжних прошарків на процеси фазоутворення під час вакуумно-дифузійного зварювання магнієвого сплаву МА2-1. *Автоматичне зварювання*, 04, 24–37. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.03>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 08.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 20.05.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026