

# ВПЛИВ БАГАТОШАРОВИХ ПРОШАРКІВ Al–Si ТА Al–Cu НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ З'ЄДНАННЯ КОМПОЗИТУ SiC<sub>p</sub>–AMg5 ПРИ ДИФУЗІЙНОМУ ЗВАРЮВАННІ

А.І. Устінов, Т.В. Мельниченко, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

На прикладі алюмінієвого композиту SiC<sub>p</sub>–AMg5 досліджено закономірності формування структури з'єднання при дифузійному зварюванні тиском через багатошарові проміжні прошарки на основі систем алюмінію з евтектикою Al–Si та Al–Cu, отримані способом електронно-променевого осадження в вакуумі. Показано, що проміжні багатошарові прошарки евтектичного складу забезпечують отримання нероз'єднаних з'єднань без деградації властивостей основного матеріалу при температурі 500 °С, яка відповідає початку інтенсивної пластичної деформації прошарку під дією тиску. Встановлено, що характер дифузійної взаємодії компонентів проміжного прошарку і композиту та фазовий склад евтектики впливає на структуру з'єднання та хімічний склад ділянки стику. Умови, що запобігають формуванню бар'єрних шарів на границі прошарок/композит, а саме легування прошарку або формування в ньому частинок інтерметаліду до початку процесу зварювання, сприяють інтенсивному масоперенесенню компонентів прошарку та композиту, що забезпечує однорідність структури та мікротвердості з'єднання. Запропоновано механізми формування з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>–AMg5 через багатошарові проміжні прошарки на основі систем алюмінію з евтектикою різного типу — простої, що складається з компонентів системи (на прикладі Al–Si) та такої, що містить інтерметалід на основі компонентів (на прикладі Al–Cu). Бібліогр. 18, табл. 3, рис. 9.

*Ключові слова:* багатошарові фольги; електронно-променево осадження; композит; дифузійне зварювання; з'єднання; мікроструктура

**Вступ.** Алюмоматричні композити SiC<sub>p</sub>–AMg5 є перспективними для використання в аерокосмічній галузі завдяки низькій питомій вазі та високій міцності. Однак їх широке використання стримується складністю отримання з'єднань конструкційних елементів виробів. Так, отримання якісних зварних з'єднань композитів традиційними способами зварювання (лазерне, електронно-променево) ускладнене через значну в'язкість рідкої ванни, взаємодію рідкого алюмінію з SiC та сегрегацію частинок карбиду. Охолодження з рідкого стану супроводжується ліквідацією компонентів ванни, що призводить до неоднорідного розподілу зміцнювальної фази та формування дефектів в стику [1], а взаємодія рідкого алюмінію з SiC — до формування крихкого карбиду алюмінію [2–4]. Це негативно впливає на механічні властивості з'єднання. Інші способи з'єднання композитів: дифузійне зварювання [5], зварювання тертям [6, 7] або з контрольованим обсягом рідкої фази — зварювання через проміжний рідкий прошарок (TLP) [8] та паяння [9, 10] дозволяють уникнути плавлення металевої складової композиту, що запобігає деградації його структури, взаємодії алюмінієвої матриці та зміцнювальних частинок, їх сегрегації. Однак твердофазні способи мають певні недоліки. При дифузійному зварюванні нагрівання до висо-

кої температури сприяє інтенсивній дифузії компонентів композиту з формуванням крихких фаз, а накладання значного тиску може приводити до деформування компонентів, що з'єднуються. При зварюванні способом TLP в стику можуть формуватись прошарки небажаних фаз. Отримання з'єднань зварюванням тертям потребує подальшої термічної обробки (PWHT) та ускладнене при зварюванні компонентів складної форми та тонкостінних виробів. З'єднання способом паяння передбачає наявність в стику припою, який має свій хімічний склад і товщину та потребує довготривалого нагрівання матеріалу і подальшої термічної обробки. Прискорити процес отримання з'єднання алюмоматричних композитів та зменшити термомеханічне навантаження на матеріал дозволяє використання проміжного прошарку [11–13], отриманого способом вакуумного осадження парових фаз компонентів на основі реакційної системи [12] та системи алюмінію з легкотопкою евтектикою [13]. Так, при дифузійному зварюванні композиту Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–AMg5 через проміжний шаруватий прошарок Al/Cu, отриманий способом електронно-променевого осадження [13], формується однорідне за структурою та властивостями з'єднання при температурі приблизно 500 °С. Показано, що при нагріванні в багатошаровому

А.І. Устінов — <https://orcid.org/0000-0002-8855-3499>, Т.В. Мельниченко — <https://orcid.org/0000-0002-1460-5532>,

Ю.В. Фальченко — <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>, Л.В. Петрушинець — <https://orcid.org/0000-0001-7946-3056>

© А.І. Устінов, Т.В. Мельниченко, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, 2022

Таблиця 1. Хімічний склад сплаву АМг5, мас. %

Fe	Si	Mn	Ti	Al	Cu	Mg	Zn
0,5	0,5	0,3...0,8	0,02...0,1	Bal.	0,1	4,8...5,8	0,2

прошарку евтектичного складу відбуваються фазові та структурні перетворення, які забезпечують його низькотемпературну пластичну деформацію при термомеханічному навантаженні, що сприяє встановленню фізичного контакту між поверхнями, що з'єднуються, та інтенсивному масоперенесенню компонентів в стику. Оскільки композити  $Al_2O_3$ -АМг5 та  $SiC_p$ -АМг5 мають однакову основу (сплав АМг5) слід очікувати, що використання нанощаруватого прошарку Al/Cu при дифузійному зварюванні композиту  $SiC_p$ -АМг5 забезпечить формування нероз'ємного з'єднання. Враховуючи, що інтенсивна пластична деформація багатошарових фольг на основі систем алюмінію з евтектикою при термомеханічному навантаженні відбувається при температурі приблизно 500 °С незалежно від типу евтектики (проста, що складається з компонентів системи, як то Al-Si, або така, що містить інтерметалід на основі компонентів, як то Al-Cu) [14, 15], можна припустити, що на формування з'єднання композиту  $SiC_p$ -АМг5 при дифузійному зварюванні через багатошаровий прошарок буде впливати дифузійна взаємодія компонентів проміжного прошарку та композиту і фазовий склад евтектики. В роботі представлено результати дослідження впливу багатошарового проміжного прошарку на основі систем алюмінію з евтектикою різного типу — Al-Si та Al-Cu, отриманого способом електронно-променевого осадження в вакуумі, на формування з'єднання композиту  $SiC_p$ -АМг5 при дифузійному зварюванні.

**Матеріали та методи досліджень.** В якості об'єкта дослідження вибрано дисперснозміцнений алюмінієвий композит  $SiC_p$ -АМг5, до складу якого входить 12 мас. % SiC. Основою композиту є алюмінієвий сплав АМг5, хімічний склад якого

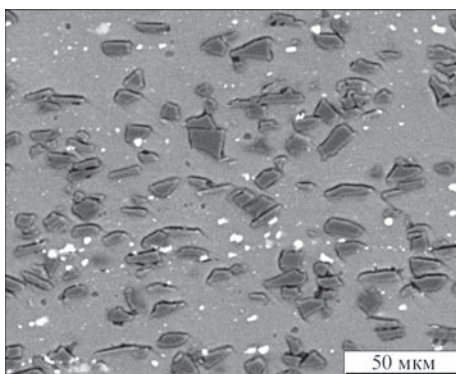


Рис. 1. Мікроструктура композиту  $SiC_p$ -АМг5 (темні частинки — SiC, світлі — збагачені Mn та Fe)

наведено в табл. 1, а мікроструктуру в вихідному стані показано на рис. 1.

Проміжні прошарки Al/Si та Al/Cu у вигляді багатошарової фольги (БФ) хімічного складу близького до евтектичного отримано способом пошарового електронно-променевого осадження компонент, докладно описаного в роботах [16, 17]. Схему отримання БФ показано на рис. 2. Зливки компонентів (Al та Si або Al та Cu) розміщували в два окремі мідні тиглі, які охолоджуються проточною водою. Тиглі знаходяться у вакуумній камері, розділеній на дві частини непроникним екраном. Тримач підкладки у вигляді диску, що обертається, кріпиться на вертикальному валу над екраном. При випаровуванні електронно-променевими гарматами злиwkів парові потоки компонентів осаджуються на ту частину підкладки, яка знаходиться по той же бік екрану, що і злиwок. При обертанні підкладки на її поверхню по чергово один за одним осаджуються парові потоки компонентів. Конструкція установки дозволяє поступово подавати зливки при їх випаровуванні в зону рідкої металевої ванни, що забезпечує постійну швидкість випаровування компонентів при певній потужності електронного променя. До початку осадження шарів компонентів на підкладку осаджується шар NaCl, що дає можливість надалі легко відокремити фольгу від підкладки. Тиск у камері при осадженні підтримується на рівні  $10^{-3}$  Па. Співвідношення товщин шарів компонентів визначається співвідношенням інтенсивностей їх парових потоків, а період чергування шарів (сума товщин шарів двох компонентів) при певній інтенсивності

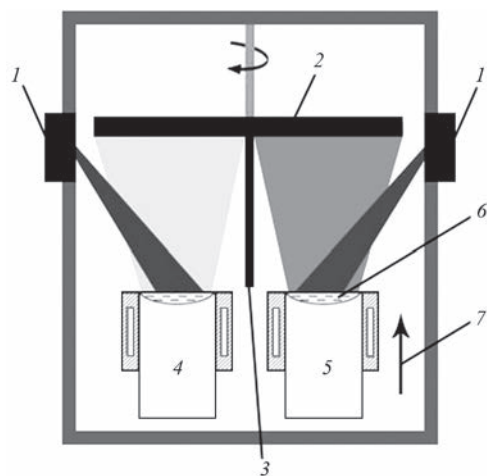


Рис. 2. Схема отримання БФ: 1 — електронно-променеві гармати; 2 — підкладка; 3 — екран; 4 — зливка Al; 5 — зливка Si або Cu; 6 — металева ванна; 7 — напрямок подавання злиwkів

Таблиця 2. Хімічний склад БФ Al/Si та Al/Cu, мас. %

Номер фольги	Період шарів, нм	Al	Si	Mn	Cu
1	60	86,54	13,46	–	–
2	—>—	88,44	10,38	1,18	–
3	—>—	70,33	–	–	29,67

випаровування визначається швидкістю обертання підкладки. Температуру підкладки підтримували нижчою за 200 °С, що запобігало дифузійному перемішуванню компонентів шарів та забезпечувало формування в фользі Al/Si шарів кремнію в аморфному стані.

При швидкості обертання підкладки 40 хв<sup>-1</sup> отримано БФ з періодом шарів 60 нм та товщиною 25 мкм. В табл. 2 наведено хімічний склад БФ Al/Si та Al/Cu (двокомпонентних та легованих Mn).

Легування марганцем фольги забезпечували використанням легованого марганцем зливка алюмінію. Дифузійне зварювання зразків композиту розміром 15×15×6 мм проводили в вакуумній камері установки, оснащеної системою радіаційного нагрівання, схема якої наведена на рис. 3. Перед зварюванням проводили шліфування зразків для отримання гладкої поверхні з шорсткістю приблизно 6 мкм та знежирення в ацетоні. Зразки розміщали в оснащенні між двома штоками. Проміжний прошарок (БФ) розміщали між поверхнями зразків. Нагрівання зразків виконували за допомогою молібденових нагрівачів. Температуру нагрівання контролювали за допомогою хромель-алюмелевої термопари, прилаштованої до оснащення. Тиск до зразків накладали за допомогою пресу через клин та нижній шток та контролювали з використанням динамометру.

Дифузійне зварювання композиту проводили при температурі 500 °С та тривалості процесу 20 хв. Величину тиску підтримували такою, щоб вона не перевищувала межу плинності матеріалу. Вакуум в камері підтримували на рівні  $1,33 \cdot 10^{-3}$  Па.

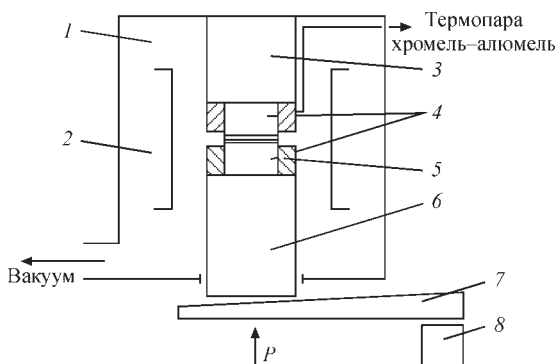


Рис. 3. Схема установки для проведення дифузійного зварювання: 1 — вакуумна камера; 2 — молібденовий нагрівач; 3 — верхній шток; 4 — зразки з проміжним прошарком; 5 — оснащення; 6 — нижній шток; 7 — клин; 8 — прес

Хімічний склад та мікроструктуру зварних з'єднань досліджували з використанням скануючого електронного мікроскопу CamScan-4, оснащеного системою енергодисперсійного аналізу EDX INCA 200. Зразки для металографічних досліджень готували за стандартною способом з використанням шліфувально-полірувального обладнання фірми «Struers». Визначення мікротвердості за способом Віккерса проводили з використанням оптичного мікроскопу Polyvar Met, оснащеного приставкою Duomat 4000E. Вимірювання проводили при навантаженні на індентор 0,5 Н та тривалості навантаження 10 с. Похибка вимірювань складала біля 10 %.

**Експериментальні результати та їх обговорення.** *Формування структури та деформаційна поведінка БФ Al/Si при термомеханічному навантаженні.* Мікроструктура БФ Al/Si з шарами кремнію в аморфному стані показана на рис. 4, а. Як показано в роботі [14], при нагріванні у фользі відбуваються структурні перетворення (кристалізація кремнію, фрагментація шарів, формування композитної структури та пор (рис. 4, б, в), що при термомеханічному навантаженні (нагріванні в умовах одновісного розтягування) забезпечує інтенсивну пластичну деформацію фольги при температурі приблизно 500 °С (рис. 4, г). Низькотемпературна пластична деформація фольги при температурі біля 200 °С обумовлена алюміній-індукованою кристалізацією аморфного кремнію в шарах. Високотемпературна пластична деформація фольги при термомеханічному навантаженні забезпечується реалізацією механізму структурної надпластичності в композитній структурі фольги шляхом проковзування та розвороту зерен алюмінію завдяки наявності в структурі фольги частинок кремнію, що не деформуються, та акомодатії зміщень зерен відносно один одного завдяки присутності на границях зерен пор.

*Формування структури та деформаційна поведінка БФ Al/Cu при термомеханічному навантаженні.* Мікроструктура БФ Al/Cu показана на рис. 5, а. При нагріванні в фользі відбуваються фазові перетворення, які супроводжуються формуванням інтерметалідів AlCu та Al<sub>2</sub>Cu [15], фрагментацією шарів, формуванням композитної структури та пор (рис. 5, б, в). В роботі [15] показано, що пороутворення при нагріванні БФ, отриманої з парової фази, обумовлено її вакансійною насиченістю та формуванням дефектів вакансійного типу внаслідок об'ємних ефектів при проходженні твердофазних реакцій синтезу інтерметалідів. На деформаційній кривій, отриманій при нагріванні БФ в умовах одновісного розтягування (рис. 5, г),

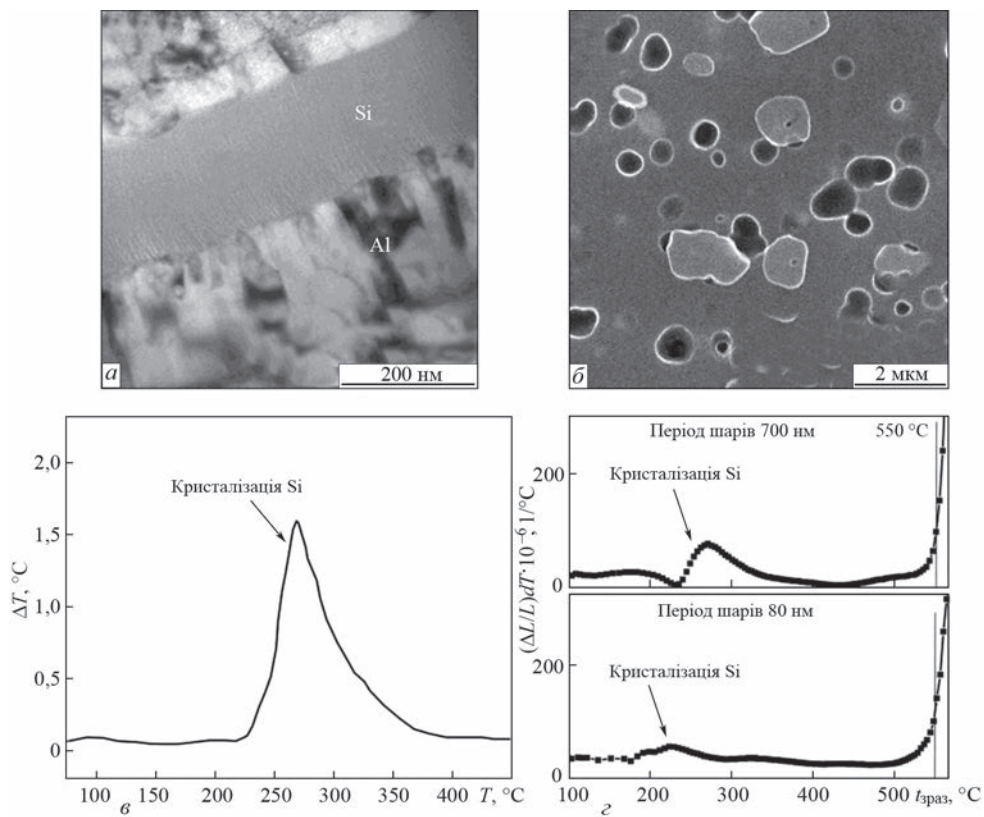


Рис. 4. ТЕМ зображення (світле поле) (а), СЕМ зображення після відпалу при 500 °С, 30 хв (б) поперечного перерізу БФ Al/a-Si, ДТА крива при нагріванні (в) та швидкість деформації БФ з субмікронним та нанорозмірним періодом шарів (г) відповідно спостерігаються два інтервали її пластичної деформації: низькотемпературний (150...250 °С) та високотемпературний (вище 450 °С). Низькотемпературний інтервал деформації обумовлений проходженням фазових перетворень при нагріванні (рис. 5, в), а високотемпературну пластичну де-

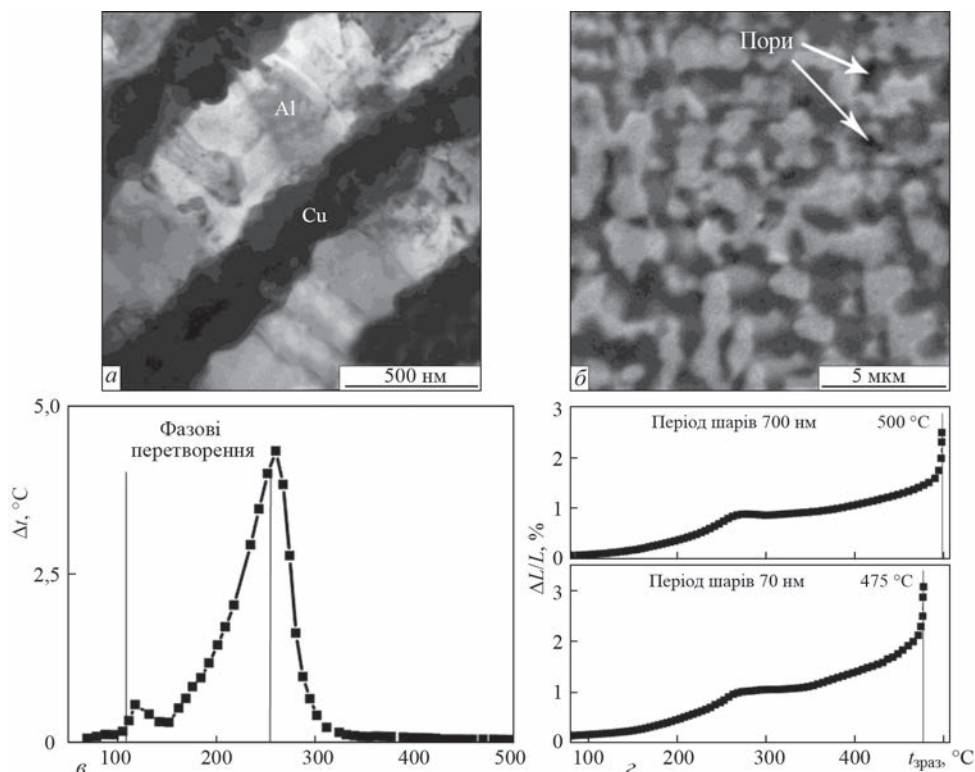


Рис. 5. ТЕМ зображення (світле поле) (а), СЕМ зображення після відпалу при 450 °С, 20 хв (б) поперечного перерізу БФ Al/Cu (світлі ділянки — частинки Al<sub>2</sub>Cu; сірі — алюміній; темні — пори), ДТА крива для БФ Al/Cu (в); швидкість деформації БФ Al/Cu з субмікронним та нанорозмірним періодом шарів (г) відповідно

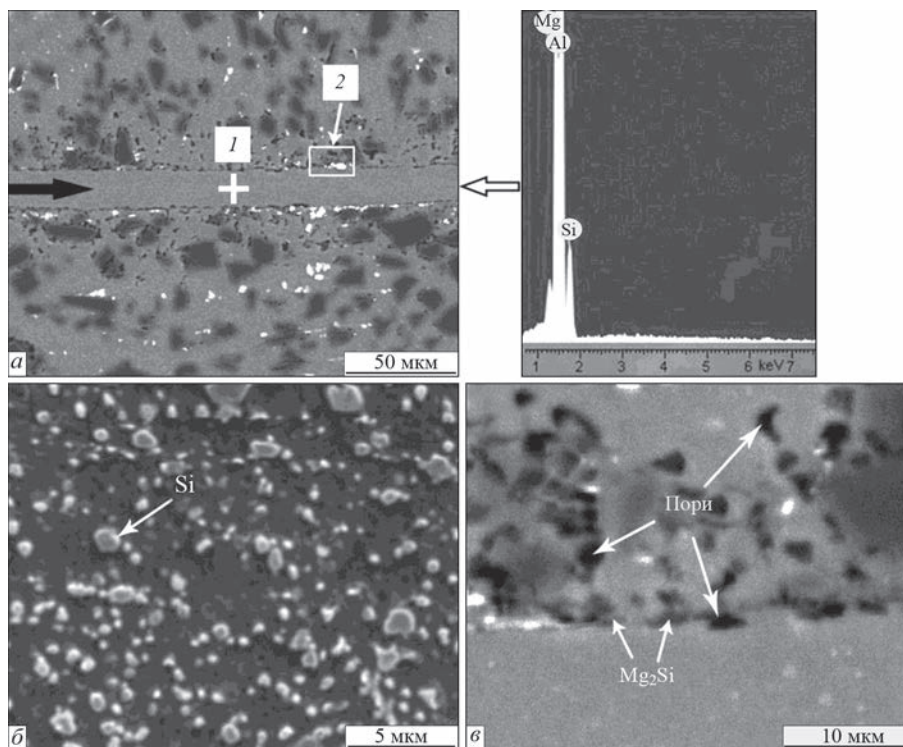


Рис. 6. Мікроструктура з'єднання композиту  $\text{SiC}_p\text{-AMg5}$ , отриманого з використанням БФ номер 1 (а), СЕМ зображення ділянок 1 (б) та ділянки 2 (в)

формацію забезпечують структурні перетворення в фользі при нагріванні (фрагментація шарів та формування пор).

Формування гетерофазної структури, яка складається з алюмінієвої матриці та дисперсних частинок інтерметаліду  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , механічні властивості яких відрізняються, при термомеханічному навантаженні сприяє пластичній деформації фольги за механізмом структурної надпластичності шляхом проковзування та розвороту зерен інтерметалідної фази та пластичній деформації алюмінієвої матриці за дислокаційним механізмом. Процес зернограничного проковзування полегшується формуванням пор на границях алюмінієва матриця/частинка інтерметаліду (рис. 5, б).

*Дифузійне зварювання композиту  $\text{SiC}_p\text{-AMg5}$ .* Авторами роботи [13] показано, що використання проміжного прошарку  $\text{Al/Cu}$  евтектичного складу при дифузійному зварюванні алюмоматричного композиту  $\text{AMg 5-27 \% Al}_2\text{O}_3$  сприяє встановленню фізичного контакту між поверхнями, що зварюються, та інтенсивному масоперенесенню в стик при нагріванні під дією стискаючих навантажень, що забезпечує формування однорідного за складом та структурою з'єднання при температурі, що відповідає початку інтенсивної пластичної деформації БФ.

З урахуванням того, що зменшення періоду шарів БФ забезпечує зниження температури пластичної деформації та сприяє збільшенню інтенсивності проходження фазових та структурних

перетворень, в роботі досліджено вплив проміжних прошарків  $\text{Al/Si}$  та  $\text{Al/Cu}$  з нанорозмірним періодом шарів на формування з'єднання композита  $\text{SiC}_p\text{-AMg5}$ . Зварювання проводили при температурі, при якій в умовах термомеханічного навантаження відбувається інтенсивна пластична деформація БФ, а саме  $500^\circ\text{C}$ . На рис. 6 показано мікроструктуру з'єднання, отриманого дифузійним зварюванням через проміжний прошарок  $\text{Al/Si}$  (номер 1, табл. 2). Видно, що нагрівання до температури  $500^\circ\text{C}$  не призводить до зміни структури композиту, щільність та розподіл частинок  $\text{SiC}$  не змінюється (рис. 1, рис. 6, а). При зварюванні в стику формується прошарок з композитною структурою та хімічним складом, близьким до складу БФ (рис. 6, а, б, табл. 3), мікротвердість якого вище мікротвердості композиту. Можна припустити, що формування композитного прошарку  $\text{Al-Si}$  в стикі відбувається внаслідок зниження дифузії кремнію в композит через зустрічну дифузію магнію з композиту в фольгу та формування на границі прошарок/композит ланцюжку частинок  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , збагачених магнієм та кремнієм (рис. 6, в, табл. 3).

Підтвердженням дифузії магнію з композиту в бік прошарку свідчить формування пор в композиті поблизу границі прошарок/композит (рис. 6, в) внаслідок незбалансованих дифузійних потоків кремнію та магнію (ефект Кіркендала), що призводить до зниження мікротвердості композиту в цій області (табл. 3, ділянка 2 на рис. 6, а).

Таблиця 3. Хімічний склад (мас. %) та мікротвердість ділянок з'єднання (рис. 6, 7, 8)

Ділянка	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	$HV_{50}^{\circ}$ ГПа	$HV_{50}^{\circ}$ композиту SiC <sub>p</sub> -AMr5, ГПа
1 (рис. 6, а)	0,94	89,07	9,99	–	–	–	1,5	1,2
2 →→	–	–	–	–	–	–	1,0	–
Частинки на границі (рис. 6, в)	7,55	63,54	28,15	0,75	–	–	–	–
3 (рис. 7, а)	2,86	94,82	0,51	1,81	–	–	1,2	1,2
4 (рис. 7, б)	22,21	59,33	16,88	1,59	–	–	–	–
5 →→	10,05	67,30	22,65	–	–	–	–	–
6 (рис. 7, в)	2,40	93,92	0,76	2,91	–	–	–	–
7 (рис. 8, а)	5,19	91,29	1,08	0,41	0,30	1,73	1,3	1,2
8 (рис. 8, б)	0,95	73,12	0,61	15,4	8,88	1,04	–	–

З урахуванням того, що алюмінієва матриця композиту SiC<sub>p</sub>-AMr5 легована марганцем, в роботі досліджено формування з'єднання композиту дифузійним зварюванням через проміжний прошарок Al/Si, легований марганцем (номер 2, табл. 2). На рис. 7 показано мікроструктуру з'єднання.

При зварюванні в стику формується прошарок сірого кольору на основі алюмінію, переважно легованого магнієм та марганцем, що складається з твердого розчину на основі алюмінію та дисперсних частинок фази Al<sub>6</sub>Mn (рис. 7, в, табл. 3, ділянка б), що забезпечує високу мікротвердість з'єднання за рахунок твердорозчинного та дисперсного зміцнення алюмінієвої матриці (табл. 3, ділянка 3). Слід зазначити низький вміст кремнію в прошарку, що, певно, є наслідком його інтенсивної дифузії в композит. Про більш інтенсивну дифузію кремнію порівняно з магнієм свідчить фор-

мування в ділянках композиту поблизу границі прошарок/композит дисперсних частинок, збагачених магнієм та кремнієм (певно Mg<sub>2</sub>Si) (рис. 7, б, табл. 3, ділянки 4, 5).

Можна припустити, що значна дифузія кремнію при дифузійному зварюванні композиту через прошарок номер 2 забезпечується присутністю в ньому марганцю. Так, автори роботи [18] показали, що легування сплаву Al-12,6Si марганцем в кількості 1,0...1,5 мас. % призводить до модифікації структури сплаву та значному зменшенню розміру частинок кремнію та зерен алюмінію, що може забезпечити підвищення швидкості зернограничної дифузії кремнію з проміжного прошарку в композит. З іншого боку, низький коефіцієнт дифузії марганцю в алюмінії сприяє формуванню в проміжному прошарку при нагріванні інтерметалідів Al<sub>6</sub>Mn і Al<sub>15</sub>Mn<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> (рис. 7, в, табл. 3, ділян-

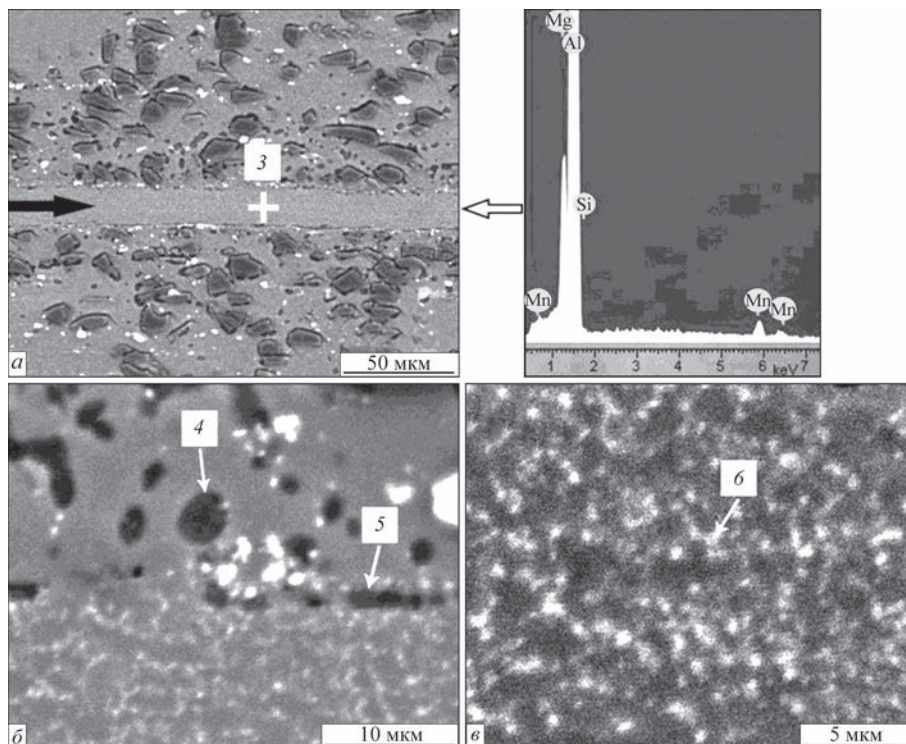


Рис. 7. Мікроструктура з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>-AMr5, отриманого з використанням БФ номер 2 (а), СЕМ зображення ділянки поблизу границі проміжний прошарок/композит (б) та ділянки 3 (в)

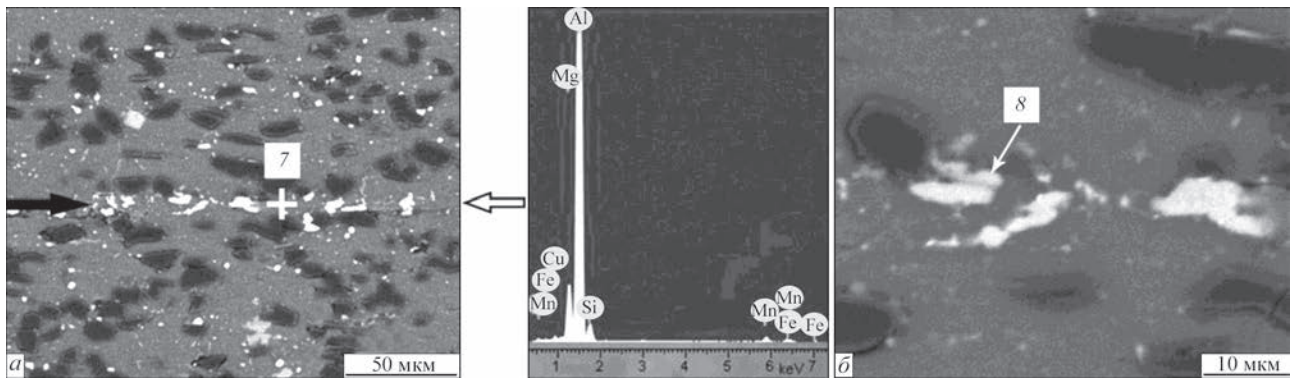


Рис. 8. Мікроструктура з'єднання композиту  $\text{SiC}_p\text{-AMg5}$ , отриманого з використанням БФ номер 3 (а) та СЕМ зображення ділянки 7 в стику (б)

ка б), що забезпечує підвищення мікротвердості з'єднання в стику. Таким чином, дифузійне перемішування компонентів проміжного прошарку і композиту та формування в стику дисперсних частинок інтерметалідів  $\text{Al}_6\text{Mn}$  і  $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$  забезпечує формування з'єднання з рівномірним розподілом мікротвердості (табл. 3, ділянка 3).

При дифузійному зварюванні композиту  $\text{SiC}_p/\text{Al-AMg5}$  через проміжну БФ  $\text{Al/Cu}$  (номер 3, табл. 2) формується однорідне за структурою та властивостями з'єднання (рис. 8, табл. 3). У з'єднанні відсутні концентраційні неоднорідності, обумовлені введенням проміжного прошарку, що забезпечується інтенсивною взаємною дифузією компонентів прошарку та композиту. Вочевидь інтенсивному перемішуванню компонентів в стику сприяє відсутність на границях прошарок/композит бар'єрного шару частинок фаз на основі  $\text{Mg}$ . Наявність в стику світлих частинок, що вміщують марганець та залізо (рис. 8, б, табл. 3, ділянка 8), може бути наслідком їх низької дифузійної рухливості в алюмінії. Слід зазначити, що характер формування з'єднання композиту  $\text{SiC}_p\text{-AMg5}$  через проміжний прошарок  $\text{Al/Cu}$  схожий на характер формування з'єднання композиту  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-AMg5}$

при подібних технологічних умовах дифузійного зварювання [13]. Тобто тип зміцнювальних частинок в композиті не впливає на характер формування з'єднання, а його структура та властивості визначаються складом проміжного прошарку.

Процес формування з'єднання композиту  $\text{SiC}_p\text{-AMg5}$  дифузійним зварюванням через проміжні БФ  $\text{Al/Si}$  та  $\text{Al/Cu}$  може бути описаний схемами, наведеними на рис. 9.

При зварюванні через проміжний прошарок  $\text{Al/Si}$  нагрівання призводить до формування в прошарку композитної структури, що складається з алюмінієвої матриці, частинок кремнію та пор (рис. 9, а, 2). При накладанні тиску при температурі  $500^\circ\text{C}$  така структура забезпечує пластичну деформацію фольги (рис. 9, а, 3), що сприяє встановленню фізичного контакту між поверхнями фольги і композиту та зустрічній дифузії компонентів проміжного прошарку та композиту. Можна припустити, що при зварюванні через проміжний прошарок на основі простої системи з евтектикою, як то  $\text{Al/Si}$ , що складається з алюмінію та кремнію, формування структури з'єднання буде визначатись характером дифузійної взаємодії компонентів прошарку та композиту в стику. Оскільки коефіцієнти дифу-

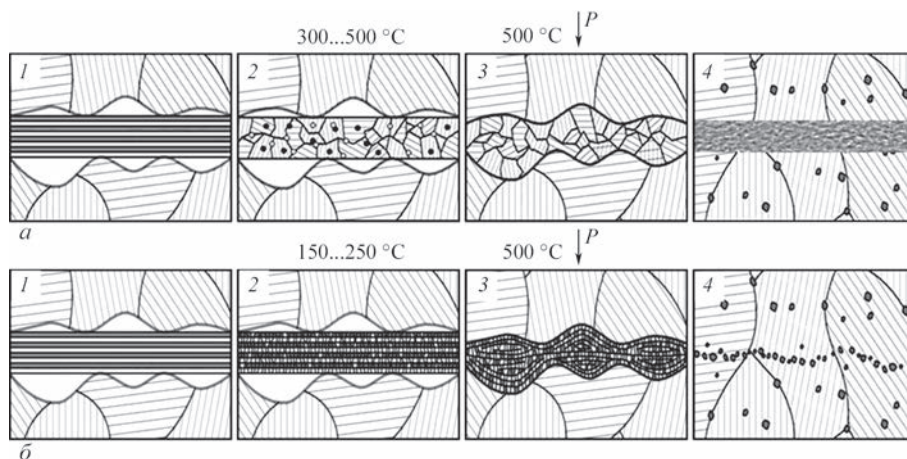


Рис. 9. Схема формування структури з'єднання композиту  $\text{SiC}_p\text{-AMg5}$  при дифузійному зварюванні через проміжну БФ  $\text{Al/Si}$  (а) та  $\text{Al/Cu}$  (б): ● — частинки  $\text{Si}$ ; ■ — фрагментовані шари з прошарками інтерметалідів на границях зерен; ○ — пори

зії кремнію та магнію в алюмінії при температурі 500 °C близькі за величиною, зустрічна дифузія магнію та кремнію призводить до формування ланцюжку частинок  $Mg_2Si$  на границі проміжний прошарок/композит, що перешкоджає дифузійному перемішуванню компонентів в з'єднанні.

В результаті в стикі формується прошарок з композитною структурою на основі Al–Si (рис. 9, а, 4). Як показано вище, запобігти формуванню бар'єрних прошарків можливо шляхом легування проміжного прошарку Al/Si елементом, що забезпечує умови для прискорення дифузії кремнію в алюмінії (наприклад, марганцем), а саме зменшення розміру частинок кремнію та збільшення протяжності границь зерен в алюмінієвій матриці. В результаті дифузія кремнію стає більш інтенсивною порівняно з магнієм, частинки  $Mg_2Si$  формуються хаотично в ділянках композиту, прилеглих до границі прошарок/композит, а в стикі формується композитний прошарок, що складається з алюмінієвої матриці та частинок, збагачених марганцем —  $Al_6Mn$  та  $Al_{15}Mn_3Si_2$  (рис. 9, а, 4), що забезпечує рівномірність з'єднання.

Процес дифузійного зварювання композиту  $SiC_p/AMg5$  через проміжну БФ Al/Cu можна описати схемою, наведеною на рис. 9, б. Згідно схеми нагрівання зони з'єднання забезпечує проходження в БФ фазових перетворень, пов'язаних з формуванням інтерметалідів на основі елементів, які входять до складу фольги, та формування гетерофазної структури (рис. 9, б, 2). При нагріванні зони з'єднання до температури переходу гетерофазної фольги в надпластичний стан (~500 °C) та накладанні тиску забезпечуються умови, необхідні для пластичної плинності фольги, що сприяє контактному деформуванню поверхонь з'єднання, заповненню поверхневих несущільностей матеріалом фольги та модифікуванню структурного стану самої фольги (фрагментація інтерметалідних прошарків, які формуються в багатошаровій фользі в процесі її нагрівання, та формування композитної структури) (рис. 9, б, 3). Сукупність цих процесів забезпечує встановлення фізичного контакту між поверхнями, що з'єднуються, та проміжним прошарком, що є необхідною умовою для інтенсивного масоперенесення в області зварювання. Витримка зони з'єднання при температурі зварювання під тиском сприяє заліковуванню дефектів на границі розділу між поверхнями композиту і проміжного прошарку та розсмоктуванню концентраційних неоднорідностей, які внесені прошарком в стик. Можна припустити, що формування однорідної структури з'єднання забезпечується відсутністю бар'єру для масоперенесення на гра-

ниці прошарок/композит, наприклад частинок на основі Mg та Cu. Пояснити це можна тим, що мідь в проміжному прошарку взаємодіє з алюмінієм з формуванням інтерметалідів при температурі нижче температури процесу зварювання. Таким чином, під дією термомеханічного навантаження зустрічне масоперенесення магнію в прошарок та частинок  $Al_2Cu$  в композит забезпечує формування однорідної структури з'єднання (рис. 9, б, 4).

Отримані результати свідчать про те, що формування структури з'єднання визначається характером дифузійної взаємодії компонентів проміжної БФ та композиту.

## Висновки

1. Використання проміжних багатошарових прошарків на основі систем з евтектикою Al–Si та Al–Cu дозволяє знизити температуру дифузійного зварювання композиту  $SiC_p-AMg5$ , що запобігає деградації його структури.

2. Температура дифузійного зварювання композиту  $SiC_p-AMg5$  через проміжні багатошарові прошарки на основі систем з евтектикою визначається температурою їх інтенсивної пластичної деформації при термомеханічному навантаженні.

3. Інтенсивна низькотемпературна пластична деформація проміжного багатошарового прошарку при термомеханічному навантаженні сприяє встановленню фізичного контакту між поверхнями композиту та прошарку, що забезпечує дифузійне перемішування компонентів в стикі.

4. Структура з'єднання визначається хімічним складом проміжного багатошарового прошарку та характером дифузійної взаємодії компонентів прошарку і композиту.

5. Легування проміжного багатошарового прошарку Al/Si марганцем сприяє підвищенню дифузійної рухливості кремнію в стикі при дифузійному зварюванні композиту  $SiC_p-AMg5$ .

## Список літератури/References

1. Lean, P.P., Gil, L., Ureña, A. (2003) Dissimilar welds between unreinforced AA6082 and AA6092/SiC/25p composite by pulsed-MIG arc welding using unreinforced filler alloys (Al–5Mg and Al–5Si). *J. Materials Proc. Technology*, **143–144**, 846–850.
2. Ureña, A., Escalera, M. D., Gil, L. (2000) Influence of interface reactions on fracture mechanisms in TIG arc-welded aluminium matrix composites. *Composites Sci. and Technology*, **60(4)**, 613–622.
3. Carotenuto, G., Gallo, A., Nicolais, L. (1994) Degradation of SiC particles in aluminium-based composites. *J. of Materials Sci.*, **29(19)**, 4967–4974.
4. Ureña, A., Rodrigo, P., Gil, L. (2001) Interfacial reactions in an Al–Cu–Mg (2009)/SiCw composite during liquid processing (Pt II): Arc welding. *Ibid.*, **36**, 429–439.



5. Muratoğlu, M., Yilmaz, O., Aksoy, M. (2006) Investigation on diffusion bonding characteristics of aluminum metal matrix composites (Al/SiCp) with pure aluminum for different heat treatments. *J. of Materials Proc. Technology*, 178(1–3), 211–217.
6. Midling, O.T., Grong, F. (1994) A process model for friction welding of Al–Mg–Si alloys and Al–SiC metal matrix composite-I. *Acta Metallurgica*, 42(5), 1595–1599.
7. Midling, O.T., Grong, F. (1994) A process model for friction welding of Al–Mg–Si alloys and Al–SiC metal matrix composites-II. HAZ microstructure and strength evolution. *Ibid.*, 1611–1622.
8. Askew, J. R., Wide, J. F., Khan, T. I. (1998) Transient liquid phase bonding of 2124 aluminium metal matrix composite. *Mater. Sci. and Technol.*, 14(9–10), 920–924.
9. Ureña, A., Gil, L., Escriche, E. et al. (2001) High temperature soldering of SiC particulate aluminium matrix composites (series 2000) using Zn–Al filler alloys. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, 6(1), 1–11.
10. Wielage, B., Hoyev, I., Weis, S. (2007) Soldering aluminum matrix composites. *Welding J.*, 86(3), 67–70.
11. Falchenko, Yu.V., Muravejnik, A.N., Kharchenko, G.K. et al. (2010) Pressure welding of micro-dispersed composite material AMg<sub>5</sub> + 27 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with application of rapidly solidified interlayer of eutectic alloy Al + 33 % Cu. *The Paton Welding J.*, 2, 7–10.
12. Ishchenko, A.Ya., Falchenko, Yu.V., Ustinov, A.I. et al. (2007) Diffusion welding of finely-dispersed AMg<sub>5</sub>/27 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite with application of nanolayered Ni/Al foil. *Ibid.*, 7, 2–5.
13. Ustinov, A., Falchenko, Yu., Melnichenko, T. et al. (2013) Diffusion welding of aluminium alloy strengthened by Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles through an Al/Cu multilayer foil. *J. of Materials Proc. Technology*, 213(4), 543–552.
14. Ustinov, A.I., Melnychenko, T.V., Demchenkov, S.A. (2021) Structural mechanism of plastic deformation of Al/a–Si multilayer foils at heating under load. *Mater. Sci. and Engin.: A*, **810**, 141030.
15. Ustinov, A.I., Melnichenko, T.V., Shishkin, A.E. (2011) Deformation behaviour of multilayered Al/Cu foils at heating under conditions of permanent external loadings. *Metallophysics and Advanced Technologies*, **33**, 1415–1423 [in Russian]. <https://doi.org/10.15407/mfint>
16. Movchan, B.A. (2006) Inorganic materials and coatings produced by EBPVD. *Surface Eng.*, 22(1), 35–46. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329406X85029>
17. Zhang, D. (2011) Thermal barrier coatings prepared by electron beam physical vapor deposition (EB–PVD). *Metals and Surface Engineering*. Thermal Barrier Coatings. Woodhead Publishing, 3–24. <https://doi.org/10.1533/9780857090829.1.3>
18. Biswas, P., Patra, S., Mondal, M.K. (2018) Effects of Mn addition on microstructure and hardness of Al–12.6Si alloy. *IOP Conference Series: Mater. Sci. and Engin.*, **338**, 012043.

## INFLUENCE OF Al–Si AND Al–Cu MULTILAYER ON THE FORMATION OF THE JOINT STRUCTURE OF SiC<sub>p</sub>–AMg<sub>5</sub> COMPOSITE DURING DIFFUSION WELDING

A.I. Ustinov, T.V. Melnychenko, Yu.V. Falchenko, L.V. Petrushinets

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

The regularities of joint structure formation in diffusion pressure welding through multilayer interlayers based on Al–Si and Al–Cu aluminum systems with eutectic, obtained by electron beam deposition in vacuum, were studied, using SiC<sub>p</sub>–AMg<sub>5</sub> aluminum composite, as an example. It is shown that the intermediate multilayer layers of eutectic composition provide permanent joints without degradation of the properties of the base material at a temperature of 500 °C, which corresponds to the beginning of intensive plastic deformation of the interlayer under pressure. It is established that the nature of the diffusion interaction of the components of the interlayer and the composite and the phase composition of the eutectic affect the structure and the chemical composition of the joint. Conditions that prevent the formation of barrier layers at the interlayer/composite interface, namely layer alloying or intermetallic particle formation in it before the welding process, promote intensive mass transfer of interlayer and composite components, ensuring homogeneity of the structure and microhardness of the joint. Mechanisms for forming SiC<sub>p</sub>–AMg<sub>5</sub> composite joint through multilayer intermediate layers based on aluminum systems with eutectic of different types — simple, consisting of system components (for example Al–Si) and one containing an intermetallic based on components (for example Al–Cu) are proposed. Ref. 18, Tabl. 3, Fig. 9.

*Key words: multilayer foil; EB-PVD; composite; diffusion welding; joint; microstructure*

Надійшла до редакції 22.06.2022



# ЖУРНАЛИ для професіоналів

Видається з 1948 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0005-111X  
[doi.org/10.37434/as](https://doi.org/10.37434/as)  
Передплатний індекс 70031

Видається з 2000 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0957-798X  
[doi.org/10.37434/twj](https://doi.org/10.37434/twj)  
Передплатний індекс 21791

Видається з 1989 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 0235-3474  
[doi.org/10.37434/tdnk](https://doi.org/10.37434/tdnk)  
Передплатний індекс 74475

Видається з 1985 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 2415-8445  
[doi.org/10.37434/sem](https://doi.org/10.37434/sem)  
Передплатний індекс 70693