

ФАЗОВІ ТА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ НАГРІВАННІ БАГАТОШАРОВИХ ФОЛЬГ Ti/Cu ЕВТЕКТИЧНОГО СКЛАДУ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ EBPVD

С.О. Демченков, Т.В. Мельниченко, А.І. Устінов, О.Е. Руденко, О.В. Самофалов

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

Методами диференційного термічного аналізу, рентгенівської дифрактометрії та скануючої електронної мікроскопії досліджено фазові та структурні перетворення в багатошарових фольгах Ti/Cu евтектичного складу I (Ti50–Cu50 мас. %) та евтектичного складу II (Ti22–Cu78 мас. %), отриманих пошаровим електронно-променевим осадженням компонент у вакуумі. Встановлено, що в процесі нагрівання багатошарових фольгах в інтервалі температур 400...600 °C в результаті дифузійної взаємодії між шарами Ti та Cu утворюються інтерметалеві сполуки: в багатошарових фольгах евтектичного складу I — Cu_4Ti , Cu_4Ti_3 , CuTi та CuTi_2 , а в багатошарових фольгах евтектичного складу II — Cu_4Ti та Cu_4Ti_3 . При подальшому нагріванні в багатошарових фольгах обох евтектичних складів відбувається процес плавлення. Багатошарові фольги евтектичного складу II починають плавитися при температурі 879 °C, близькій до рівноважної температури плавлення евтектичного сплаву такого ж складу (875 °C), тоді як у багатошарових фольгах евтектичного складу I початок плавлення відбувається при температурі 915 °C, що є нижчою порівняно з температурою плавлення евтектичного сплаву складу I (960 °C). Враховуючи, що в багатошарових фольгах евтектичного складу I утворюються метастабільні фази Cu_4Ti і Cu_4Ti_3 , які є компонентами більш легкоплавкої евтектики складу II, зниження температури плавлення фольги може бути обумовлено її метастабільною структурою. Така поведінка багатошарової фольги Ti/Cu з евтектичним складом I може сприяти пом'якшенню температурних умов, необхідних для встановлення фізичного контакту в зоні з'єднання матеріалів в процесі їх реакційного паяння. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: сплави Ti–Cu, евтектика, електронно-променеве осадження, вакуумні конденсати, багатошарові структури, фазові перетворення, плавлення

Вступ. Відомо, що багатошарові фольги (БФ), які складаються з прошарків реакційних компонентів, характеризуються вираженою гетерогенною структурою і значним запасом внутрішньої енергії: надлишком хімічної енергії, енергії пружних напружень у шарах, вільною енергією міжфазових границь [1, 2]. Нагрівання БФ сприяє проходженню в ній твердофазних реакцій, які відбуваються з високою швидкістю. Характер фазових перетворень в БФ визначається реакційною взаємодією компонентів шарів, товщиною шарів, методом отримання фольги і відрізняється від рівноважного внаслідок наявності значної площі контактної зони між компонентами та великої кількості границь зерен в шарах [3]. Особливості фазових перетворень і формування специфічного структурно-фазового стану (наявність метастабільних фаз, мультифазового складу, структурних елементів наномасштабного розміру, дефектів вакансійного типу та пор) визначають фізичні властивості фольги та напрямки її практичного застосування. Так, значне тепловиділення при протіканні реакції СВС, ініційованої нагріванням фольги, що складається з шарів інтерметалідоутворюючих компонентів, дозволяє використовувати такі БФ як локальне

джерело тепла при швидкісній пайці [4, 5]. Формування наноструктурних складових і пор при нагріванні БФ забезпечує низькотемпературну пластичну деформацію фольги в умовах термомеханічного навантаження, що визначає можливість її використання в якості проміжного прошарку при дифузійному зварюванні матеріалів, що важко деформуються [6, 7]. З іншого боку, формування наноструктурованих і метастабільних складових може призводити до зниження температури фазових і структурних перетворень при нагріванні БФ [8]. Це може бути корисним при використанні БФ, що складається з шарів компонентів евтектичних систем, в якості припою при паянні матеріалів, чутливих до термічного впливу. З цієї точки зору заслуговує уваги БФ системи Ti–Cu, компоненти якої є основою відомих припоїв (наприклад, TiCuNi 70, VTi-1, MBF 5012 та ін.) для високотемпературного паяння різних матеріалів.

Автори [9] показали, що в контактній реакційній парі Ti/Cu при її нагріванні, в першу чергу, формується прошарок рідини на основі евтектики, збагаченої міддю, згідно з діаграмою стану. Враховуючи це, можна припустити, що початок плавлення БФ Ti/Cu при нагріванні буде відбуватись

С.О. Демченков — <https://orcid.org/0000-0002-2412-4214>, Т.В. Мельниченко — <https://orcid.org/0000-0002-1460-5532>, А.І. Устінов — <https://orcid.org/0000-0002-8855-3499>

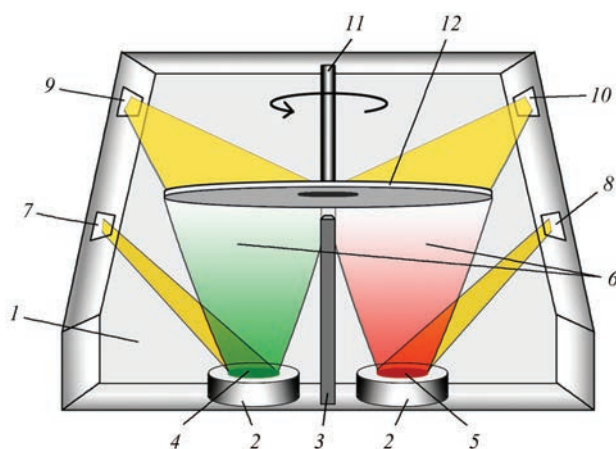


Рис. 1. Схема електронно-променевого осадження конденсатів з багатошаровою структурою: 1 — робоча камера; 2 — водоохолоджувані тиглі; 3 — непрозорий для парової фази екран; 4, 5 — зливки титану та міді, відповідно; 6 — парові потоки; 7, 8 — електронно-променеві гармати для випаровування; 9, 10 — електронно-променеві гармати для нагрівання підкладки; 11 — тримач підкладки; 12 — підкладка, що обертається

при температурі низькотемпературного евтектичного перетворення (875 °С відповідно до діаграми стану). Таким чином, можливо оптимізувати процес високотемпературного паяння: знизити температуру паяння, зменшити товщину припою за рахунок використання тонкої фольги та зменшити концентраційну неоднорідність з'єднання. З метою визначення характеру фазових перетворень в БФ Ti/Cu в роботі проведено дослідження впливу товщини шарів (періоду шарів) і хімічного складу фольги, отриманої методом електронно-променевого осадження парових фаз компонентів, на закономірності формування її структури та фазового складу при нагріванні.

Експериментальні дослідження. БФ Ti/Si отримували методом електронно-променевого осадження компонент у відповідності до схеми, наведеної на рис. 1.

У вакуумній камері на підкладку, що обертається навколо вертикальної осі, одночасно осаджуються парові потоки, що утворюються при випаровуванні зливків Ti та Cu. Для запобігання змішуванню їх парових потоків між тиглями встановлено непроникний екран. При обертанні підкладки кожна її

Характеристики виготовлених БФ та зливків

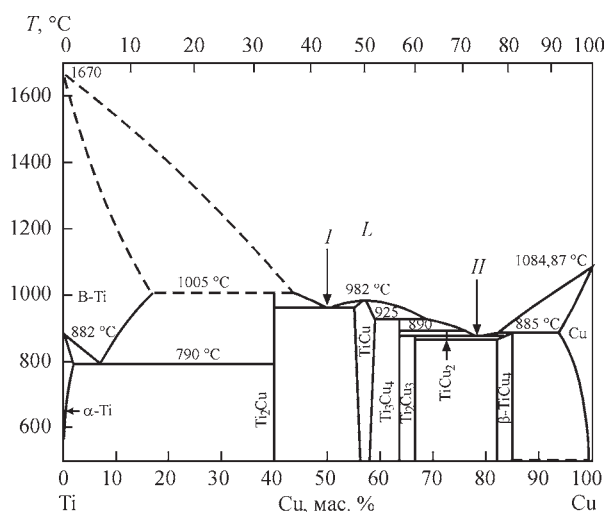


Рис. 2. Рівноважна діаграма стану системи Ti–Cu [11]

ділянка послідовно проходить над тиглями, що су-
проводжується осадженням на поверхню підкладки
відповідного шару металу. Співвідношення товщин
шарів компонентів при такій схемі осадження визна-
чається співвідношенням їх швидкостей випарову-
вання, а період модуляції багат шарової структури
(сума товщин двох сусідніх шарів компонент) визна-
чається швидкістю обертання підкладки. Шляхом
зміни співвідношення швидкостей випаровування
кожного зі зливків отримували багат шарові фоль-
ги з необхідним співвідношенням компонент, а при
зміні швидкості обертання варіювали період моду-
ляції структури. Для запобігання дифузійній взаємодії
компонент в процесі осадження парових потоків
температуру підкладки стабілізували на рівні 200 °С.

Характеристики мікроструктури матеріалів досліджували методом СЕМ за допомогою електронного мікроскопу CamScan 4, оснащеного енергодисперсійним спектрометром EDS-200, на шліфах поперечного перерізу, які готували за стандартною методикою механічної обробки поверхонь на обладнанні фірми «Struers». Дослідження фазового складу проводили методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН-4М у випромінюванні K_{α} мідного аноду.

Температурні інтервали фазових і структурних перетворень у досліджуваних матеріалах вивчали методом диференційного термічного аналізу (ДТА) на установці ВДТА-2000 [10]. Нагрівання

Тип евтектичного сплаву	Номер фольги/зливка	Період чергування шарів (Ti + Cu), нм	Ti		Cu	
			мас. %	ат. %	мас. %	ат. %
Евтектика I	Зливки I	—	49,9	56,9	50,1	43,1
	№ 1	500	48,7	55,8	51,3	44,2
	№ 2	150	47,5	54,6	52,5	45,4
Евтектика II	Зливки II	—	21,8	27,0	78,2	73,0
	№ 3	700	20,4	25,4	79,6	74,6

зразків проводили в середовищі гелію зі швидкістю 20 °С/хв.

Згідно з фазовою діаграмою (рис. 2) [11], для системи Ti–Cu характерно існування двох сплавів евтектичного складу: евтектика I — при співвідношенні Ti50–Cu50 (мас. %) з температурою плавлення 960 °С і евтектика II із співвідношенням Ti22–Cu78 (мас. %) і температурою плавлення 875 °С. Зважаючи на це, для досліджень були виготовлені БФ із співвідношенням компонент, що відповідає евтектиці I та евтектиці II (таблиця).

Дослідження особливостей протікання фазових і структурних перетворень проводили в порівнянні з литими зливками сплавів Ti–Cu евтектичного складу I та II (рис. 2, таблиця). Зливки виготовляли способом подвійного електронно-променевого

переплаву у вакуумі. У якості шихти використовували мідь марки М0к і титан ВТ1-0.

Мікроструктура поперечного перерізу виготовлених зливків наведена на рис. 3, а, б. Видно, що обидва зливки мають характерну для евтектичних сплавів мікроструктуру і мають дві складові, які відрізняються за контрастом. Хімічний аналіз ділянок показав, що у випадку зливка 1 (рис. 3, а) світлі області мають склад $Ti_{43,4}Cu_{56,6}$, темні ділянки — $Ti_{60,2}Cu_{39,8}$, а у випадку зливка 2 (рис. 3, б) світлим ділянкам відповідає склад $Ti_{17,5}Cu_{82,5}$, темним — $Ti_{25,7}Cu_{74,3}$. Рентгеноструктурний аналіз показав, що злинок 1 складається з двох фаз Ti_2Cu і $TiCu$ (рис. 3, в), а злинок 2 складається з фаз Cu_4Ti та Cu_3Ti_2 (рис. 3, з). Методом ДТА встановлено, що температура плав-

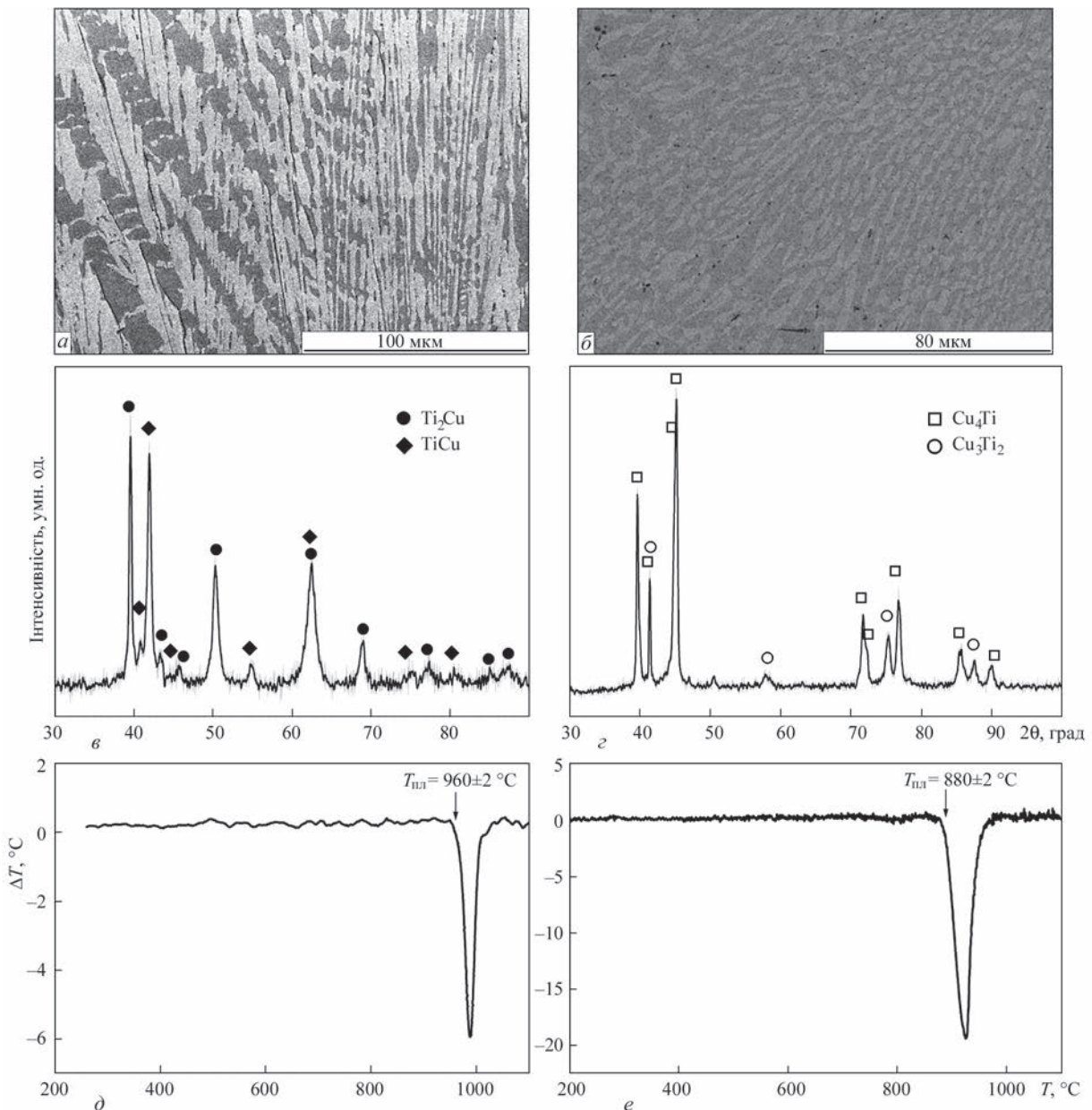


Рис. 3. СЕМ зображення (а, б), дифрактограми (в, з) і термограми ДТА (д, е) виготовлених зливків Ti–Cu евтектичного складу I та евтектичного складу II відповідно

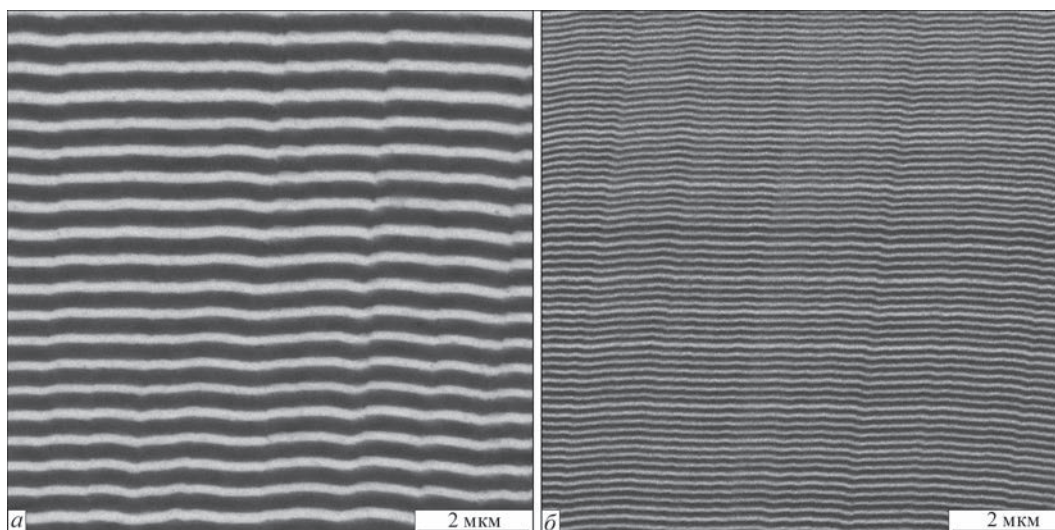


Рис. 4. СЕМ зображення поперечного перерізу БФ Ti/Cu № 1 (а) і № 2 (б): темні шари — Ti, світлі — Cu

лення зливка 1 складає 959 ± 2 °С (рис. 3, д), а зливка 2 — 880 ± 2 °С (рис. 3, е). Максимальна швидкість плавлення спостерігається при температурі близько 900 °С. Повний розплав зливка сплаву відбувається при нагріванні до температури 920 °С.

Таким чином, відповідно до рівноважної фазової діаграми системи Ti–Cu, хімічний і фазовий склад виготовлених зливок 1 і 2 відповідають евтектичним сплавам I та II відповідно (рис. 2).

Результати та їх обговорення. Електронно-мікроскопічне зображення характерної мікроструктури виготовлених БФ Ti/Cu з різним періодом

чергування шарів компонент наведено на рис. 4. Видно, що структура фольги складається з шарів з чіткими границями. На границях між шарами відсутні виділення інших фаз або структурних дефектів, таких як пори або тріщини.

Рентгеноструктурний аналіз БФ у вихідному стані виявив присутність дифракційних піків лише від міді та титану (рис. 5). Це свідчить про досконалий фізичний контакт між шарами титану та міді. Невідповідність експериментально виявленої і теоретичної інтенсивностей дифракційних піків є наслідком формування кристалографічної текстури в шарах в процесі осадження.

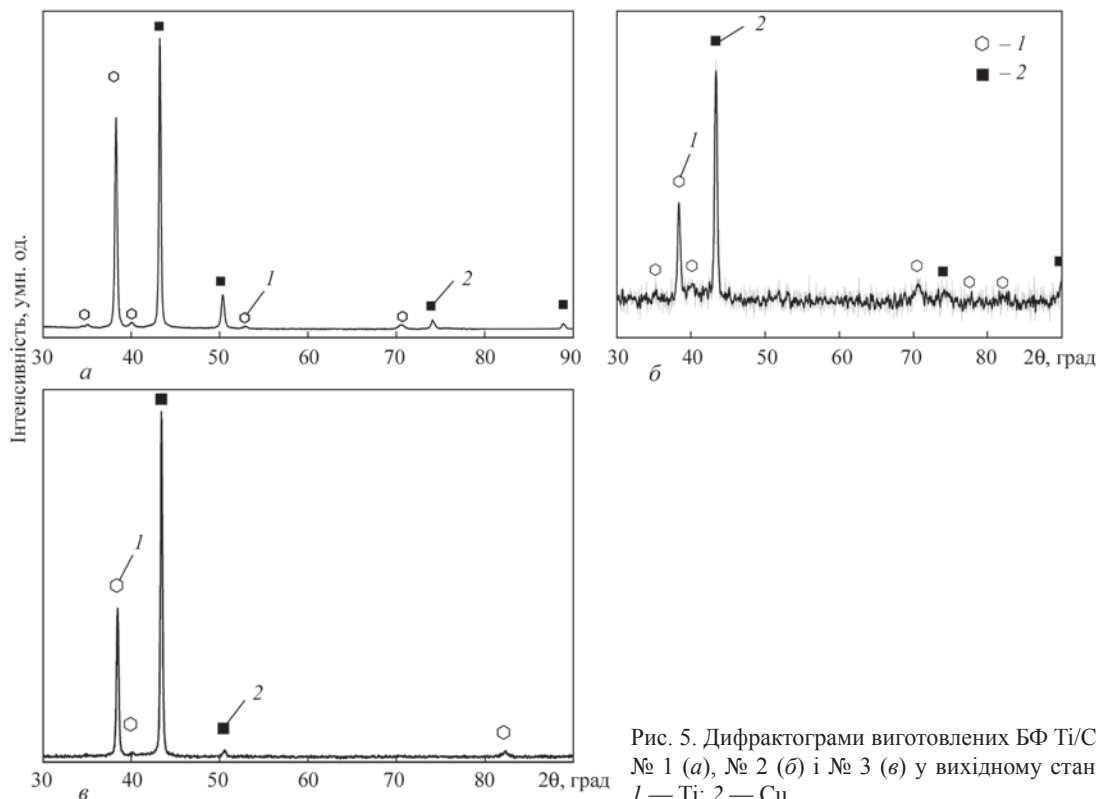


Рис. 5. Дифрактограми виготовлених БФ Ti/Cu № 1 (а), № 2 (б) і № 3 (в) у вихідному стані: 1 — Ti; 2 — Cu

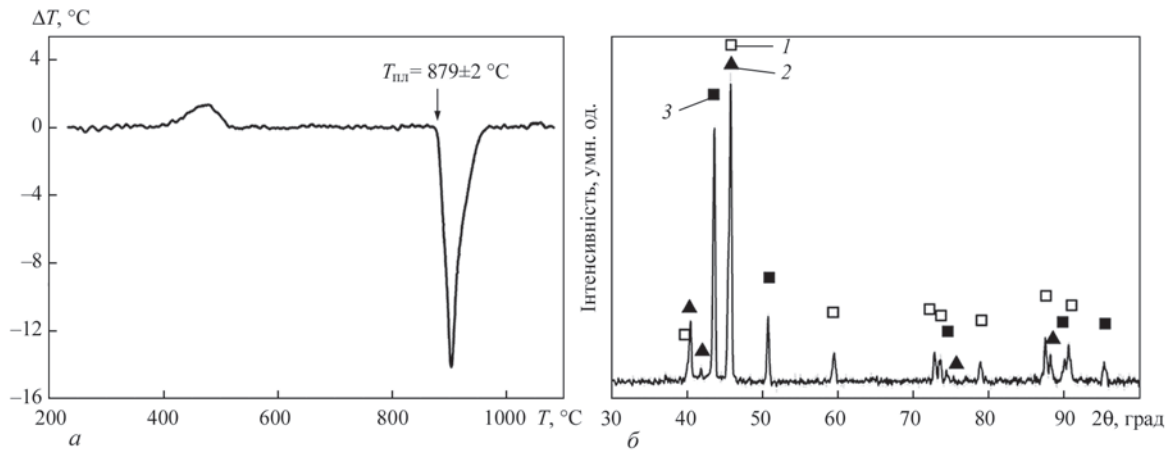


Рис. 6. Термограма ДТА БФ № 3 (а) та її дифрактограма після нагрівання до температури 700 °C (б): 1 — Cu_4Ti ; 2 — Cu_4Ti_3 ; 3 — Cu

На рис. 6, а наведено термограму БФ Ti/Cu № 3, співвідношення компонент в якій відповідає евтектичному складу II. Видно, що на відміну від термограми зливка такого ж хімічного складу (рис. 3, е), в інтервалі температур 450...520 °C спостерігається пік тепловиділення. Згідно з дифракційними дослідженнями після нагрівання фольги до температури 700 °C (вище максимуму тепловиділення) відбувається зміна її фазового складу в порівнянні з вихідним станом. Дифракційні піки від титану зникають, формуються піки, які відповідають інтерметалевим сполукам Cu_4Ti та Cu_4Ti_3 . Також на дифрактограмі присутні піки від міді, що може свідчити про неповне протікання фазових перетворень через малу тривалість відпалу чи/або необхідність у нагріванні до більш високої температури. Разом з тим, відповідно до фазової діаграми інтерметаліди Cu_4Ti_3 та Cu_3Ti_2 мають близький хімічний склад та кристалічну структуру, тому можна припустити, що більш тривалий відпал або нагрівання до більш високих температур забезпечує взаємодію залишкової міді із фазою Cu_4Ti_3 . У результаті такої взаємодії формується фазовий склад Cu_4Ti та Cu_3Ti_2 , який відповідає компонен-

там евтектики складу II. Це підтверджується даними ДТА, згідно з якими плавлення БФ № 3 відбувається при температурі 879 ± 2 °C, яка практично співпадає з температурою плавлення зливка № 2 такого ж хімічного складу.

При нагріванні БФ № 1, співвідношення компонент в якій відповідає евтектичному складу I на термограмі ДТА (рис. 7), в інтервалі температур 450...600 °C також спостерігається максимум тепловиділення. При подальшому нагріванні, на відміну від зливка такого ж хімічного складу (рис. 3, д), плавлення БФ починається при температурі 915 ± 2 °C, а при температурі 959 ± 2 °C процес плавлення значно інтенсифікується. Завершення процесу плавлення відбувається при температурі близько 1060 ± 2 °C.

Згідно з даними рентгеноструктурного аналізу при нагріванні БФ № 1 до температури 700 °C шляхом твердофазних реакцій відбувається синтез ряду інтерметалевих сполук: TiCu , Ti_2Cu_3 , Ti_2Cu та TiCu . Таким чином, початок плавлення БФ № 1 з усередненим хімічним складом, що відповідає евтектиці I, при більш низькій температурі (порівняно зі зливком) може бути результатом

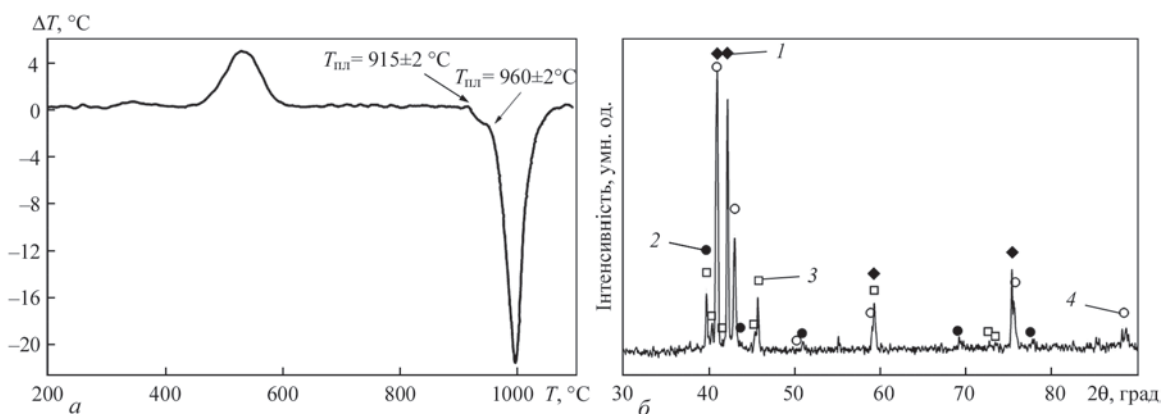


Рис. 7. Термограма ДТА БФ № 1 (а) та її дифрактограма після нагрівання до температури 700 °C (б): 1 — TiCu ; 2 — Ti_2Cu ; 3 — Cu_4Ti ; 4 — Cu_3Ti_2

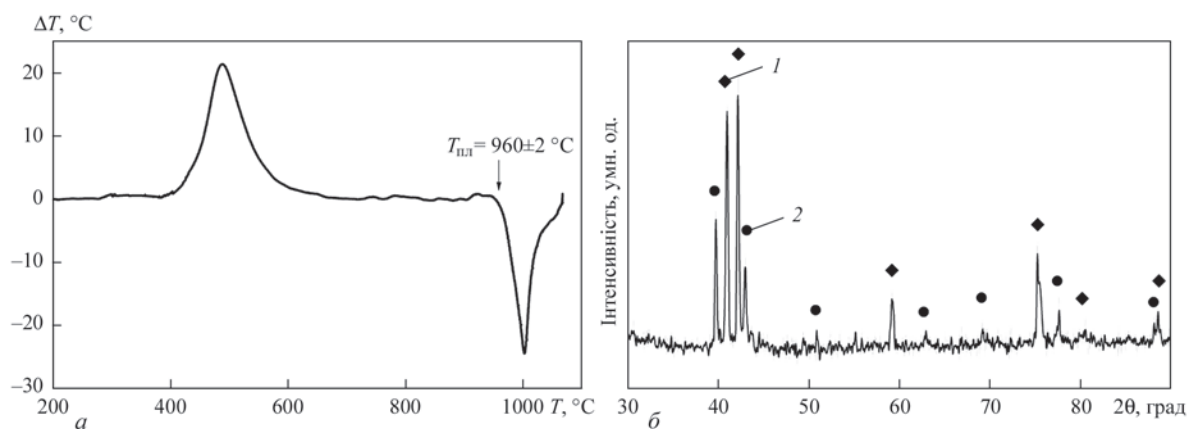


Рис. 8. Термограма ДТА БФ № 2 (а) та її дифрактограма після нагрівання до температури 700 °С (б): 1 — TiCu; 2 — Ti₂Cu

взаємодії між областями в БФ, де сформувались інтерметалеві сполуки TiCu₄ та Ti₂Cu₃, які є складовими евтектики II. Оскільки об'ємна частка цих фаз значно менша, ніж Ti₂Cu і TiCu, то об'єм розплавленого металу і відповідний тепловий ефект на термограмі будуть незначними.

Згідно з теоретичними моделями плавлення евтектичних сплавів, утворення рідкої фази відбувається в областях фізичного контакту компонент евтектики при температурі нижчій, ніж температура плавлення кожної з компонент [12, 13]. Формування областей фізичного контакту створює необхідні умови для дифузійної взаємодії між компонентами, в результаті якої на границі фізичного контакту утворюються дифузійно зв'язані об'єми цих компонент, хімічний склад яких наближений до складу евтектики [14]. При евтектичній температурі такі диполі забезпечують умови, необхідні для виникнення на їх основі зародка рідкої фази критичного розміру. При цьому немає значення в якому співвідношенні знаходяться контактуючі між собою компоненти в макрооб'ємі. Ясно, що об'ємна частка розплаву, який буде виникати в контакті, залежить від того, наскільки ефективно утворений контакт сприятиме дифузійній взаємодії між компонентами, а також площі контакту.

Беручи до уваги, що БФ Ti/Cu формуються у вакуумі, в контактах між шарами Ti та Cu відсутні перешкоди для їх дифузійної взаємодії по всій площі, а щільність контактних поверхонь на одиницю об'єму обернено пропорційна періоду модуляції шарів, було передбачено, що об'ємна частка рідкої фази може буди збільшена на порядки шляхом збільшення кількості границь між шарами компонент БФ за рахунок зменшення періоду модуляції шаруватої структури. Тобто, наявність множинних контактів між компонентами в БФ із усередненим співвідношенням компонент, що відповідає евтектиці I, сприятиме тому, що її плавлення буде

починатися при температурі, близькій до температури плавлення більш легкоплавкої евтектики II.

Для перевірки даного припущення було досліджено БФ № 2 з періодом модуляції шарів 150 нм і співвідношенням компонент, близьким до складу евтектики I.

З термограми ДТА від БФ № 2 видно (рис. 8, а), що в інтервалі температур 440...600 °С присутній пік тепловиділення подібно до БФ № 1. Проте при подальшому нагріванні БФ № 2 її плавлення відбувається при температурі 960 °С, що відповідає рівноважній температурі плавлення сплаву евтектичного складу I. У даному випадку низькотемпературного плавлення не спостерігається. Результати рентгеноструктурних досліджень БФ № 2 показали, що при нагріванні до температури 700 °С (рис. 8, б) у результаті дифузійної взаємодії формуються лише два інтерметаліди Ti₂Cu і TiCu. Дифракційних ознак формування додаткових інтерметалідів TiCu₄ та Ti₂Cu₃, які є компонентами низькотемпературної евтектики II, не виявлено.

Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури поперечного перерізу БФ № 1 та № 2 після нагрівання до температури 700 °С наведено на рис. 9. У випадку БФ № 1 (рис. 9, а) шарувата структура після нагрівання добре проглядається, але на місці шарів титану утворилися виділення у вигляді окремих частинок і прошарків, що відрізняються за контрастом. Загалом, як видно із зображень мікроструктури БФ, після утворення в ній інтерметалевих сполук розподіл компонентів по товщині фольги є досить неоднорідним. Аналіз зображення мікроструктури БФ № 2 (рис. 9, б) свідчить, що зменшення періоду чергування шарів призводить до більш інтенсивного дифузійного перемішування компонент під час нагрівання, в результаті чого шарувата структура стає подібною до композитної (світлі області як матриця, в якій розташовані темні включення).

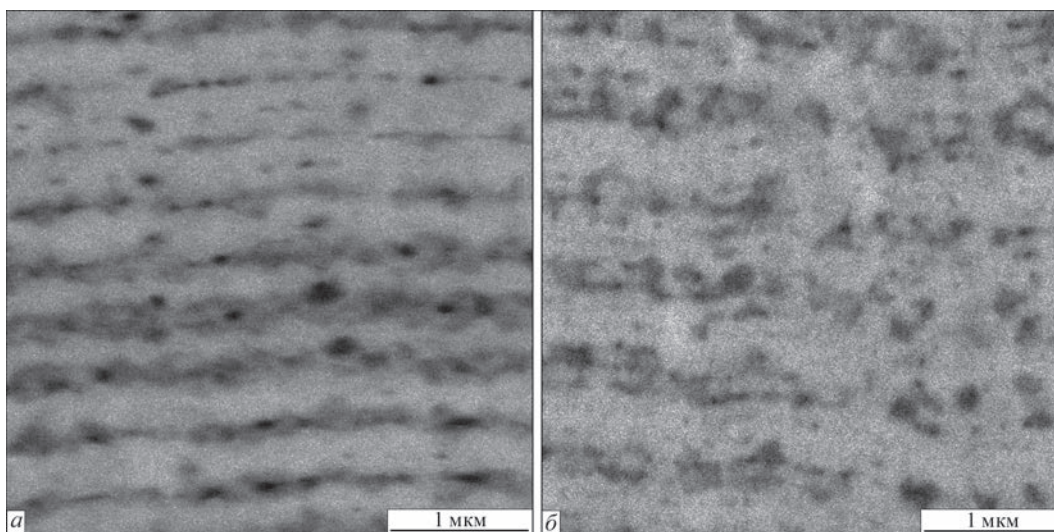


Рис. 9. Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури поперечного перерізу БФ № 1 (а) та № 2 (б) після нагрівання до температури 700 °С

Таким чином, намагання збільшити об'ємну частку утворення рідкої фази в БФ за рахунок зменшення періоду чергування шарів сприятиме більш активному протіканню дифузійної взаємодії між шарами компонент. Це може призводити до повного перемішування компонент шарів в твердій фазі і формування квазірівноважної структури з фазовим складом евтектики I ще на етапі нагрівання при температурах нижче температури плавлення евтектики II. У результаті температура плавлення БФ буде відповідати її хімічному складу, тобто початок плавлення відбуватиметься при температурі 960 °С.

Враховуючи це, можна припустити, що період модуляції шарів повинен бути більше певної величини, що дозволить забезпечити умови збереження метастабільної структури, яка виникає в зоні контакту на початкових стадіях дифузійної взаємодії компонент, до більш високих температур.

Таким чином, для забезпечення умов, необхідних для зниження температури початку плавлення в БФ Ti/Cu евтектичного складу I, треба, щоб період модуляції шаруватої структури був більший за деяку критичну величину, яка буде сприяти збереженню гетерогенного розподілу компонентів по товщині фольги аж до температури плавлення більш легкоплавкої евтектики II. Можна припустити, що критична величина періоду модуляції шаруватої структури буде залежати від швидкості нагрівання фольги. При зменшенні швидкості нагрівання критична величина періоду модуляції повинна збільшуватися.

Зниження температури початку плавлення БФ евтектичного складу I може забезпечити пом'якшення умов отримання нероз'ємних з'єднань як за рахунок зниження температури процесу з'єднання, так і часу витримки при температурі з'єднан-

ня. Останньому буде сприяти дифузійна рухливість компонент в БФ за рахунок неомогенності та інтенсивного процесу синтезу інтерметалідів. Таке пом'якшення умов отримання з'єднань буде запобігати зниженню міцності матеріалів, що з'єднуються, наприклад, для титанових сплавів після термомеханічної обробки, а зменшення часу витримки при високій температурі буде сприяти збереженню їх вихідного структурного стану.

Висновки

1. Вперше показано, що початок плавлення БФ Ti/Cu із співвідношенням компонент, що відповідає високотемпературній евтектиці складу Ti50–Cu50 (мас. %), може відбуватися при більш низькій температурі, наближеній до температури плавлення низькотемпературної евтектики складу Ti28–Cu78 (мас. %).

2. Зниження температури плавлення БФ евтектичного складу I може бути пов'язане з утворенням у процесі нагрівання неомогенного структурного стану, до складу якого входять метастабільні інтерметаліди $TiCu_4$ і Ti_2Cu_3 , які є компонентами низькотемпературної евтектики II.

3. Для забезпечення зниження температури плавлення БФ евтектичного складу I (Ti50–Cu50) період модуляції шаруватої структури повинен бути більше деякої критичної величини, яка запобігатиме повному перемішуванню шарів компонент у процесі нагрівання і формуванню гомогенної структури фольги до температури плавлення низькотемпературної евтектики.

Список літератури/References

1. Weihs, T.P. (2014) *Fabrication and characterization of reactive multilayer films and foils*. Eds by K. Barmak, K. Coffey. Metallic films for electronic, optical and magnetic applica-

- tions. Cambridge, Woodhead Publishing Ltd, UK, 160–243. DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857096296.1.160>
2. Adams, D.P. (2015) Reactive multilayers fabricated by vapor deposition: A critical review. *Thin Solid Films*, 576(16), 98–128. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2014.09.042>
 3. Ustinov, A.I., Demchenkov, S.O. (2022) Influence of microstructure of multilayer Al/Ni foils on phase transformations initiated by heating. *Suchasna Elektrometal.*, 1, 16–23. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.01.02>
 4. Yupeng, Zh., Jianglong, Y., Ziyi, L. (2014) Structural view study on diamond and copper bonding with AlNi micro/nano multilayers. *Rare Metal Materials and Eng.*, 43(11), 2597–2601. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(15\)60009-1](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(15)60009-1)
 5. Duckham, A., Spey, S.J., Wang, J. et al. (2004) Reactive nanostructured foil used as a heat source for joining titanium. *J. of Applied Physics*, 96, 2336–2342. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.1769097>
 6. Ramos, A.S., Vieira, M.T., Simoes, S. et al. (2009) Joining of superalloys to intermetallics using nanolayers. *Advanced Materials Research*, 59, 225–229. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.59.225>
 7. Cao, J., Song, X.G., Wu, L.Z. et al. (2012) Characterization of Al/Ni multilayers and their application in diffusion bonding of TiAl to TiC cermet. *Thin Solid Films*, 520, 3528–3531. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2012.01.001>
 8. Ustinov, A.I., Demchenkov, S.A. (2017) Influence of metastable Al9Ni2 phase on the sequence of phase transformations initiated by heating of Al/Ni multilayer foils produced by EBPVD method. *Intermetallics*, 84, 82–91. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.01.005>
 9. Ming-Fang, W., Chan, Y., Zhi Shuie, Y., Rui Feng, L. (2005) Formation process of liquid in interface of Ti/Cu contact reaction couple. *Transact. Nonferrous Metals Soc. China*, 15, 125–129.
 10. Kocherzhinskiy, Yu.A. et al. (1974) *Experimental-equipment samples for physico-chemical analysis at high temperatures. Devices for examination of physical properties of materials*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
 11. Massalski, T.B., Okamoto, H., Subramanian, P.R., Kacprzak, L. (1990) *Binary alloy phase diagrams*. 2nd Ed. ASM International, Materials Park, Ohio, USA.
 12. Zalkin, V.M. (1987) *Nature of eutectic alloys and effect of contact melting*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 13. Gladkikh, N.T., Kryshchal, A.P., Sukhov, R.V. et al. (2010) About critical thickness of contact melting in lamellar film system Au/Ge. *Visnyk KhNU, Series Physics*, 13(914), 109–114 [in Russian].
 14. Kukushkin, S.A., Osipov, A.V. (1997) Growth, structure and morphological stability of nuclei growing from melts of eutectic composition. *Fizika Tvyordogo Tela*, 39(8), 1464–1469 [in Russian].

PHASE AND STRUCTURAL TRANSFORMATIONS DURING HEATING OF MULTILAYER Ti/Cu FOILS OF EUTECTIC COMPOSITION OBTAINED BY THE EBPVD METHOD

S.O. Demchenkov, T.V. Melnychenko, A.I. Ustinov, O.E. Rudenko, O.V. Samofalov

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

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: s_demchenkov@ukr.net

Phase and structural transformations in multilayer Ti/Cu foils of eutectic Composition I (Ti50–Cu50 wt.%) and Composition II (Ti22–Cu78 wt.%), obtained by layer-by-layer electron beam physical vapor deposition of components in vacuum, were investigated using differential thermal analysis (DTA), X-ray diffraction (XRD), and scanning electron microscopy (SEM) methods. It was found that during heating of multilayer foils in the temperature range of 400...600 °C, due to the diffusion interaction between Ti and Cu layers, the following intermetallic compounds are formed: Cu₄Ti, Cu₄Ti₃, CuTi, and CuTi₂ in Composition I foils, and Cu₄Ti and Cu₄Ti₃ in Composition II foils. Upon further heating, melting of the multilayer foils of both eutectic compositions occurs. The Composition II multilayer foils begin to melt at a temperature of 879 °C, close to the equilibrium melting temperature of the eutectic alloy of the same composition (875 °C), while in the case of Composition I multilayer foils, the onset of melting occurs at a temperature of 915 °C, which is lower compared to the melting temperature of the eutectic alloy of Composition I (960 °C). Considering that Cu₄Ti and Cu₄Ti₃ metastable phases are formed in Composition I multilayer foils, which are components of the more fusible eutectic of Composition II, the reduction in the melting temperature of the foils may be due to their metastable structure. Such behavior of multilayer Ti/Cu foil of eutectic Composition I may facilitate softening of the temperature conditions required to establish physical contact in the material bonding zone during their reactive brazing. 14 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: Ti–Cu alloys, eutectic, electron beam physical vapor deposition, vacuum condensates, multilayer structures, phase transformations, melting

Отримано 05.03.2024

Отримано у переглянутому вигляді 04.04.2024

Прийнято 06.09.2024



Вперше в ЄС вітрова та сонячна енергія обігнали енергію з викопних видів палива

За перше півріччя 2024 р. вітер і сонце в Євросоюзі виробили більше електроенергії, ніж викопне паливо. Частка цих двох видів “зеленої” енергії в енергобалансі зросла до 30 %, при цьому частка енергії, отриманої з використанням викопного палива, склала 27 %. Такі результати нового аналізу, проведеного аналітичним центром Ember.

<https://minprom.ua/news>