ФІЗИКА І ХІМІЯ ТВЕРДОГО ТІЛА
Т. 11, № 2 (2010) С. 463-468

PHYSICS AND CHEMISTRY OF SOLID STATE
V. 11, № 2 (2010) P. 463-468

УДК 667.637.27-034.3:621.793.1

ISSN 1729-4428

О.В. Ляпіна, О.М. Берегова, Р.А. Подолян

Взаємозв'язок структури, фазового складу й корозійно-електрохімічних властивостей конденсованих систем на основі міді

Одеська національна академія харчових технологій, кафедра фізичної і колоїдної хімії
вул. Канатна, 112, м. Одеса, 65039, Україна, тел. (048) 712-41-63, E-mail: lyapyshka@te.net.ua

Розглянуті закономірності формування структури і фазового складу плівок, отриманих випаровуванням сплавів мідь-олово та їх аналогів. Показана відповідність структурних фаз систем, що конденсують і масивних. Обговорюється взаємозв'язок структури і корозійно-електрохімічних параметрів конденсованих систем.

Ключові слова: структура, корозія, сполуки, плівки.

Стаття поступила до редакції 28.10.2009; прийнята до друку 15.03.2010.

Вступ

Структура і фазовий склад систем, що конденсують [1, 2, 3], зокрема, захисних покриттів на сталі в значній мірі визначають їх функціональні властивості: корозійну стійкість, зносостійкість, електропровідність і т.п. У випадку багатокомпонентних систем [3, 4, 5] встановлений взаємозв'язок між складом конденсатів і їх електрохімічними характеристиками в деяких агресивних середовищах. Для конденсованих структур, що конденсують експериментально встановлені істотні відмінності в мікроструктурі масивних і систем, що конденсують наприклад, у сплавах на основі заліза [3, 6, 7, 8].

I. Методика експерименту й обробки даних

Метою справжньої роботи було вивчення закономірностей формування структури і фазового складу в сполуках Cu-Sn, Cu-Sn-Ni і Cu-Sn-Al, корозійно-електрохімічні властивості яких [4, 5] дозволили їх рекомендувати до використання в деяких пристроях електронної техніки. У дослідженнях використані як масивні сплави, так і системи, що конденсують. Зразки масивних сполук отримані шляхом плавлення компонентів у тиглі у вакуумних камерах в атмосфері аргону при тиску порядку 1,33 Па. Структури, що конденсують отримані випаровуванням готових сполук у вакуумі $10^{-2}...10^{-4}$ Па з подальшою конденсацією на діелектричні підкладки, що підігріваються.

Рентгенографічний аналіз структури і фазового складу виконаний на дифрактометрі ДРОН-1 з використанням мідного випромінювання Cu $к_{\alpha}$ і нікелевого фільтру. Ідентифікація фаз і розрахунки міжплощинних відстаней проведені по довідниках рентгеноструктурного аналізу. Фазовий склад конденсатів був вивчений на рентгенівському мікроаналізаторі MS-46 методом локального рентгеноспектрального аналізу. Мікроструктура й рельєф поверхні систем,що конденсують вивчені за допомогою растрового електроного мікроскопа “KWIKSCAN-100” при збільшенні до $5000^{\times}$.

II. Обговорення результатів

У ході експериментів було встановлено наступне. Фазовий склад масивних сполук (вихідних наважок) і систем, що конденсують у принципі ідентичний. Малолегировані сполуки Cu-Sn у масивному стані є однофазними в межах чутливості використаного методу. Структура свеженапилених плівок малолегированих сполук однорідна й дрібнозерниста. Межа зерен не виділяється. При вмісті Sn порядку 10 % (по масі) фіксується твердий розчин олова в міді. У конденсатах, отриманих повним випаровуванням наважки даного складу, виявлено з’єднання CuSn, а також сліди оксидів Cu_2O і CuO (див. таблицю). Формування останніх ми пов'язуємо із специфікою процесу осадження в атмосфері залишкових газів, взаємодією випарених речовин (зокрема, міді) з киснем залишкових газів і носить

Таблиця

Фазовий склад масивних сполук і плівок системи мідь-олово і їх аналогів

Система	Зміст олова в сплаві, (% по масі):						
	10	20	30	40	50	60	70
Cu-Sn (масивна сполука)	Тв. р-р Sn в Cu	CuSn	CuSn Cu_6Sn	Cu_6Sn	Cu_3Sn Cu_6Sn_5	Cu_3Sn Cu_6Sn сл. β-Sn	Cu_6Sn_5 сл. β-Sn
Cu-Sn (конденсат)	Тв. р-р Sn в Cu	CuSn Cu_2O	CuSn Cu_3Sn Cu_2O	CuSn	Cu_6Sn Cu_6Sn_5	Cu_6Sn_5 сл. β-Sn	Cu_6Sn_5 сл. β-Sn
Cu-Sn-Ni (масивна сполука)	CuSn	CuSn Cu_3Sn	CuSn Cu_3Sn	CuSn	CuSn	Cu_6Sn_5	Cu_6Sn_5
Cu-Sn-Ni (конденсат)	CuSn Cu_2O	CuSn Cu_2O	CuSn Cu_3Sn	CuSn	CuSn NiO	Cu_6Sn_5 NiO	Cu_6Sn_5 NiO
Cu-Sn-Al (конденсат)	CuSn	CuSn	CuSn Cu_3Sn	CuSn	CuSn	Cu_6Sn_5 CuSn	Cu_6Sn_5 сл. β-Sn

випадковий характер. Формування оксидів у плівках фіксується не у всіх дослідах. Таке своєрідне "легування" конденсату Cu-Sn впливає на стабільність структур, що конденсують при тривалому зберіганні й при помірному відпалі. Гетерофазність структур, що конденсують і, особливо, висока дисперсність оксиду Cu_2O гальмує рекристалізаційні й дифузійні процеси в конденсатах. Це є позитивним чинником, тому що перешкоджає концентраційному перерозподілу компонентів по товщині плівки.

При змісті олова 28-57 % формуються покриття, збагачені інтерметалевими з'єднаннями (CuSn, Cu_6Sn, Cu_3Sn та ін.), досить крихкими, твердими, з підвищеними значеннями ρ. Відмінності фазового складу масивних і конденсуючих систем відповідають 40-50 % Sn. Загальним є наявність вільного олова й утворення з'єднання Cu_6Sn_5. Поряд із цим, у масивних системах виявлено з'єднання Cu_3Sn, характерне для більш низьких концентрацій олова (38,37 %). Формування Cu_3Sn у системах, що містять до 60 % Sn, можна пояснити специфікою приготування зразків, зокрема температурним режимом охолодження. Різке охолодження приводить, мабуть, до "заморожування" дефектів і з'єднання Cu_3Sn, температура твердіння якого 949,15 К (676 °С).

Наявність високотемпературних фаз, наприклад, Cu_3Sn, у конденсатах, що містять 20...50 % Sn, ми пояснюємо специфікою формування плівок – різким переходом від перегрітого стану (парова фаза) у переохолоджений (конденсат) [1]. Високотемпературне з'єднання, що формується в процесі плавлення і випаровуванні при попаданні на відносно холодну підкладку не встигає пройти всі фазові переходи (стани), характерні для звичайного режиму кристалізації розплаву. В результаті, в конденсаті фіксується присутність "замороженого" високотемпературного з'єднання, причому концентрація його в конденсаті суттєво вище, чим у розплаві.

Перевага з'єднаннь Cu_6Sn_5 в системах, що конденсують, пояснюється невисокими температурами осадження (25°… 50 °С) і специфікою формування покриттів – різким переходом з перегрітого стану (парова фаза) у переохолоджене (конденсат).

Введення легуючих добавок Ni і Al (до 3 % по масі) у вихідне навішення не вносить істотних змін до закономірностей формування фазової складу конденсатів. Відмінною особливістю формування фаз у трикомпонентних системах є те, що η-фаза з'єднання Cu_6Sn_5 ідентифікується в плівках, що містять більш 65 % Sn. Легуючі елементи, зокрема, нікель випаровуються й конденсуються на підкладці на завершальних етапах випаровування наважки. Це приводить до того, що приповерхнева зона плівки збагачена легуючим компонентом, у той час, як основні складові системи (Cu і Ni) розподілені по товщині рівномірно. У високоолов'яних конденсатах, легованих нікелем, виявлений оксид NiO, наявність якого на поверхні підтверджується еліпсометричними дослідженнями [9], а також вивченням контактної різниці потенціалів. Саме наявність оксиду NiO у приповерхневих шарах конденсатів Cu-Sn-Ni обумовлюють підвищену корозійну стійкість даної системи в атмосфері [3], а також у деяких рідких агресивних середовищах [4, 5].

Характерним для плівок, нанесених на підкладки при кімнатній температурі, є дрібнокристалічна структура й наявність внутрішніх напружень. Причина виникнення останніх детально обговорюється в монографії [2]. Подальший відпал при температурах 363...523 К впливає на тонку структуру, при цьому фазовий склад плівок не міняється. Вже при температурах 363...383 К в свіжонапилених плівках починаються процеси рекристалізацій, що приводять до укрупнення зерна. Дифракційні дослідження показали, що помірний відпал приводить до зняття внутрішніх напружень, плівка стає більш рівноважною, а її електропараметри — більш стабільними. Легуючі добавки знижують інтенсивність рекристалізації, підвищуючи стійкість плівок до температурних дій.

Збільшення температури конденсації до 623 К обумовлює формування грубозернистих плівок, розмір зерна становить 180...240 нм. Відмічено також підвищення стійкості конденсатів до різних видів термообробки (наприклад, по режимах, описаних в [9]). Фазовий склад плівок Cu-Sn і їх аналогів, обложених на нагріті підкладки, практично не міняється при подальшому відпалі, за винятком випадків, коли температура відпалу перевищує температуру осадження плівок.

Фазовий склад і структура плівок, що конденсують, сполук мідь-олово і їх аналогів визначають деякі властивості систем, зокрема – корозійно-електрохімічна поведінка в деяких

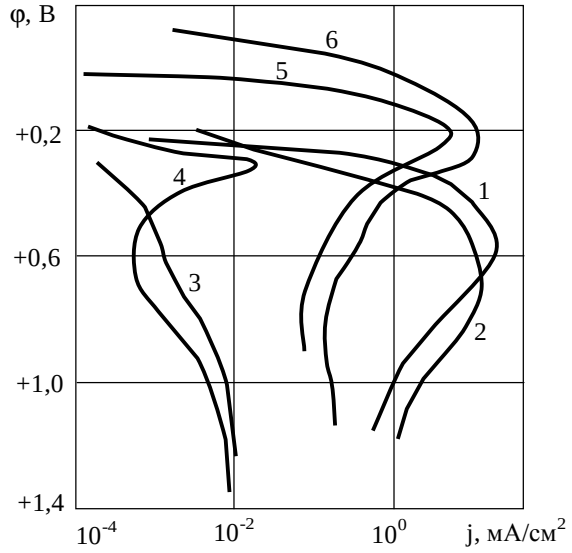

Рис. 1. Анодні потенціодинамічні поляризаційні криві сполук Cu-Sn у 1,5 %-ному розчині HNO_3. Зйомка через 10 хвилин після занурення в розчин: 1 – 5,7 % Sn, 2 – 13,0 % Sn, 3 – 46 % Sn, 4 – 55,5 % Sn, 5 – 76 % Sn, 6– 86 % Sn.

агресивних середовищах [4,5]. При цьому найбільш характерні закономірності проявляються в середовищах, у яких корозійно-електрохімічні параметри складових сполуки різко відрізняються [5]. Такими середовищами є розбавлені розчини кислот [3], що дозволяють оцінити вплив кожного компонента на параметри системи в цілому.

Поведінка сполук Cu-Sn і їх аналогів у кислих середовищах ілюструють криві анодної поляризації рис. 1. Для системи Cu-Sn характерно наступне. У всьому діапазоні складів, за винятком області 45–50 % Sn (типовий представник – сполука по кривій 4), залежності φ-j носять немонотоний характер з максимумом струму при потенціалі $\varphi_п$, після чого спостерігається перехід у пасивний стан. При цьому, струм пасивного стану для малолегированих сполук (криві 1, 2) наближаються до 1 мА/см^2, для високоолов'яних систем він на порядок нижче (криві 5, 6) і не перевищує 10^{-2} мА/см^2 для середнього діапазону складів. В області 45–55 % Sn чітко виділяються два характерні типи кривих анодної поляризації (рис. 1, криві 3 і 4). На краях діапазону залежність φ-j характеризується кривою 4, в області

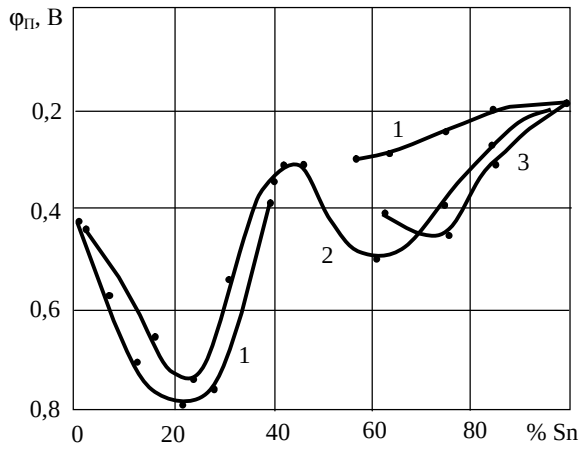

Рис. 2. Залежність потенціалу пасивації сполук Cu-Sn (1), Cu-Sn-Al (2) і Cu-Sn-Ni (3) у 1,5 %-ному розчині HNO_3 від складу вихідної наважки.

45–50 % Sn — кривою 3.

Аналіз кривих рис. 1 дозволяє запропонувати наступне пояснення ефекту пасивації досліджених сполук. Інтенсивне розчинення компонентів у початкові моменти поляризації малолегированих і високоолов'яних сполук приводить до утворення достатньої кількості продуктів корозії, яке, осаджуючи на поверхні, гальмують процес подальшого розчинення основної маси сплаву. Досить високі значення струмів у пасивній області свідчать про встановлення динамічної рівноваги між процесами розчинення сполук даних складів, відведення продуктів корозії в розчин і дифузією агресивного агента з об'єму розчину до поверхні реакції. Декілька інший підхід ми пропонуємо для опису спостережуваного ефекту пасивності для середнього діапазону складів. Суттєво більш низькі значення струмів корозії, незначний перепад $\Delta\varphi = \varphi_п - \varphi_{корр}$ і високі значення поляризаційного опору служать додатковим підтвердженням висловленого раніше положення [4,5] про досить низьку активність сполук даного діапазону складів. Тому перехід у пасивний стан у цьому діапазоні складів пояснюється не накопиченням продуктів корозії і, як наслідок, гальмуванням анодного розчинення сполук по розглянутому вище механізму, а наявністю досить стійких поверхневих утворень до початку поляризації. Це можуть бути як окисли компонентів сполук в певному співвідношенні, так і різні інтерметалеві з'єднання, характерні для даного діапазону складів.

При аналізі анодних поляризаційних кривих була встановлена ще одна цікава й важлива, на наш погляд, закономірність, яка проілюстрована на рис. 2. Мова йде про вплив складу вихідного навішення на значення потенціалу пасивації. Як випливає з аналізу поляризаційних кривих, для діапазону складів 4–25 % Sn і 55–86 % Sn характерний зсув потенціалу пасивації сполук у позитивну область відносно потенціалів пасивації міді й олова відповідно. Для систем Cu-Sn і Cu-Sn-Ni у діапазоні 40–60 % Sn на кривих екстремальних крапок не виявлено: характер

залежності φ-j в цьому діапазоні складів описується кривими, ідентичними кривій 3 рис. 1. Слід зазначити, що значення j_{max} при $\varphi_п$ для всіх сполук менше, ніж відповідні значення j_{max} для чистих Cu і Sn. Зсув потенціалів (або інтервалу потенціалів) пасивації сполук в область більш позитивних значень відносно потенціалів складових сполуки свідчить про підвищену термодинамічну стійкість систем. Цей висновок підтверджується й даними по виміру j_{max} при $\varphi_п$.

Хід залежності $\varphi_п = f(\%\ Sn)$ для системи Cu-Sn-Al (рис. 2, крива 2) показує, що введення Al в основну сполуку не міняє суттєво характер залежності $\varphi_п$ від вмісту олова в малолегированих і високоолов'яних сполуках. В області середніх складів перехід у пасивний стан для сполук Cu-Sn-Al відбувається через потенціал пасивації. Характерним є також те, що $\varphi_п$ у діапазоні 40–55 % Sn для даної системи міняється незначно: +0,3 … +0,34 В. Максимум на кривих виражений дуже різко. Оскільки, як відзначалося вище, Al не має екстремальних крапок на поляризаційних кривих, зміна характеру залежності φ-j у діапазоні середніх складів можна пояснити впливом Al на міцність зв'язків інтерметалевих з'єднаннь Cu-Sn, або утворенням нестійких в електрохімічному відношенні з'єднаннь Cu-Al або Sn-Al. Останнє малоймовірно через незначну кількість легуючого елемента.

Електродні процеси, що відбуваються при катодній поляризації, характеризуються наступними особливостями. У водяному розчині HNO_3 поблизу потенціалу корозії катодна реакція протікає повільніше, ніж при потенціалах –0,2 В и –0,4 В (рис. 3). Як і в раніше розглянутих випадках, в області складів 30…55 % Sn швидкість реакції значно менше, чим для інших складів. Відзначимо, що аномальний хід кривих спостерігається й у випадку легування основної сполуки алюмінієм і нікелем. Залежності φ-j для катодної поляризації мають для більшості сполук певний характерний вид (рис. 4). На кривих чітко виділяється максимум струму при потенціалах –0,38 В ÷ –0,4 В и мінімум струму при φ = –0,60 ÷ –0,64 В. Легування сполуки Cu-Sn нікелем приводить до того, що максимуми стають більш розмитими: спостерігається стабілізація j в інтервалі потенціалів –0,3 ÷ –0,6 В. Введення Al згладжує залежність φ-j, замість двох екстремумів відзначається область стабілізації струму з подальшим його зростанням при потенціалах поляризації понад –0,75 ÷ –0,80 В.

Пояснити подібний хід кривих можна в таким чином. У початкові моменти поляризації йде інтенсивне відновлення з'єднань Cu-Sn, одночасно й окислів складових. Зворотний хід на кривих пов'язаний з обмеженням доступу реагентів з розчину до поверхні зразка внаслідок накопичення на поверхні продуктів реакції. Зростання струму з подальшим зсувом потенціалу в негативну область зв'язане зі зміною механізму електродної реакції: при потенціалах більш негативних, ніж –0,75 В реакція

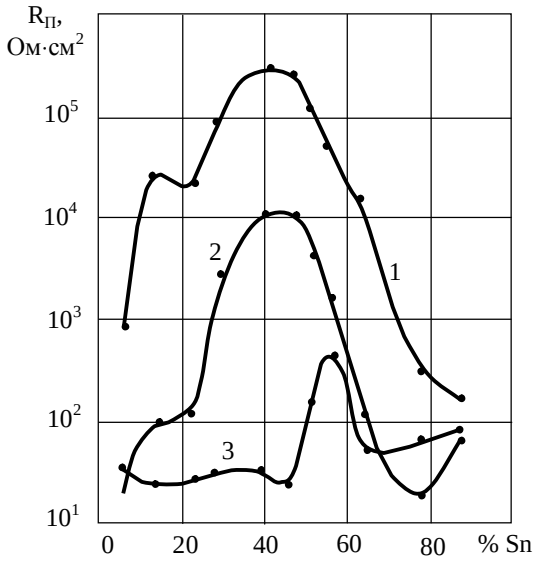

Рис. 3. Вплив складу вихідної наважки на значення поляризаційного опору катодної реакції на поверхні плівок сполук Cu-Sn поблизу потенціалу корозії (1), при потенціалі –0,2 В (2) і –0,4 В (3) у 1,5 %-ному розчині HNO_3.

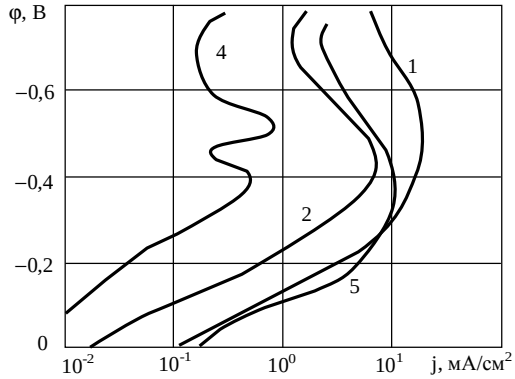

Рис. 4. Катодні потенціодинамічні поляризаційні криві сполук Cu-Sn у 1,5 %-ному розчині HNO_3. Зйомка через 10 хвилин після занурення в розчин: 1 – 5,7 % Sn, 2 – 13,0 % Sn, 4 – 55,5 % Sn, 5 – 76 % Sn.

відновлення змінялась реакцією розряду іонів водню. Можлива також реакція відновлення металів із з'єднань вищих валентностей, однак наявність таких структурний аналіз не показав. На користь реакції розряду іонів водню свідчить ідентичний хід кривих на всіх сполуках при потенціалах більш негативних, ніж –0,75 В.

У 1,5 %-ному водяному розчині H_2SO_4 розглянуті вище закономірності, у цілому, зберігаються. В області малолегированих і високоолов'яних сполук екстремальні крапки на кривих анодної поляризації лежать поблизу потенціалів, характерних для чистих металів. Відмінною рисою поведінки сполук Cu-Sn у даному середовищі є наявність двох екстремумів на високоолов'яних сполуках (рис. 5): один з них лежить в області потенціалів, близьких до потенціалу пасивації олова в даному розчині, другий – в області +0,25…+0,28 В. Цей діапазон потенціалів не є

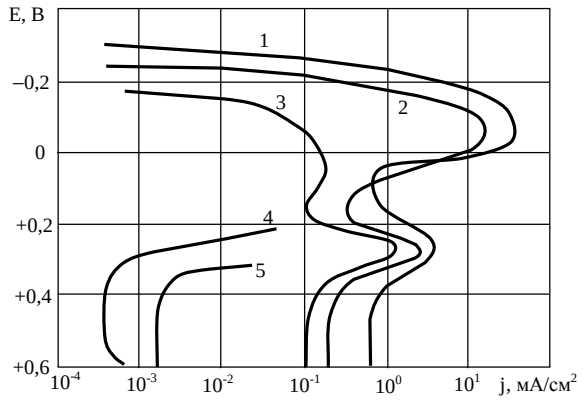

Рис. 5. Анодні потенціодинамічні поляризаційні криві сплавів Cu-Sn у 1,5 %-ному розчині H_2SO_4. Зйомка через 10 хвилин після занурення в розчин*:* 1 – 86 % Sn, 2 – 76 % Sn, 3 – 63 % Sn, 4 – 50 % Sn, 5 – 46 % Sn.

характерним ні для міді, ні для олова. Тому можна вважати, що наявність другого екстремума на анодних кривих визначається інтерметалевими з'єднаннями. Зокрема, для високоолов'яних сполук це може бути з'єднання Cu_6Sn_5.

Зниження j_{max} як у крапці першого, так і в крапці другого максимуму в міру зменшення олова у вихідної наважки можна пояснити зниженням поверхневої концентрації як вільного олова (перший максимум), так і зниженням концентрації з'єднання Cu_6Sn_5 (другий максимум). Зниження концентрації олова нижче 60 % супроводжується зникненням першого максимуму, зменшенням струму при потенціалі другого максимуму й зниженням струму в пасивному стані. Якщо для високоолов'яних сполук $j_П$ = 0,08 – 0,11 мА/см^2, для малолегованих систем (до 18 % Sn) $j_П$ = 0,9 –1,2 мА/см^2, то для середнього діапазону $j_П = 0{,}8\cdot10^{-3} – 1{,}1\cdot10^{-3}$ мА/см^2. Поляризаційні криві трохи міняють свою форму (рис. 5, криві 4 і 5). Обидва максимуми зникають, а початковий потенціал розташовується в області нестійкої пасивності. Цей стан характеризується тим, що незначний зсув потенціалу в позитивну область переводить систему в стан стійкої пасивності, а в негативну – в стан активного розчинення. На відміну від водного розчину HNO_3, у розчині H_2SO_4 максимуми на анодних кривих виражені дуже чітко й розташовуються у вузькому інтервалі потенціалів – 0,04 – 0,05 В.

Легування основної сполуки алюмінієм приводить до наступних змін у характері анодного розчинення системи. По-перше, дуже згладжується перший максимум, обумовлений розчиненням вільного олова й з'єднання Cu_6Sn_5 у випадку високоолов'яних сполук. В області малолегованих систем характер залежності міняється слабо. По-друге, зростають струми корозії в пасивному стані, що безпосередньо пов'язане з наявністю алюмінію в сполуці. Значення $j_П$ для середніх складів лежать у діапазоні 0,08 – 0,6 мА/см^2, для інших складів – в області 1,0 — 1,3 мА/см^2. Факт згладжування першого максимуму підтверджує висновок, зроблений нами раніше, щодо впливу Al на високоолов'яні сполуки. Відсутність піка на кривій φ-j в області потенціалів пасивації чистого олова свідчить про його відсутність у високоолов'яних системах. А це може бути обумовлене тільки тим, що Al, уведений до складу вихідної наважки, взаємодіє з вільним оловом, утворюючи інтерметалеві з'єднання. На користь такого висновку, поряд з описаним характером залежності φ-j для системи Cu-Sn-Al, свідчать також значення константи Тафеля β_a для систем Cu-Sn і Cu-Sn-Al у водяному розчині H_2SO_4: для системи Cu-Sn-Al в області високоолов'яних сполук значення β_a трохи вище. Більш високі значення β_a для системи Cu-Sn-Al (60…86 % Sn) свідчать про більш високий ступінь гальмування електродних процесів. Очевидно, інтенсивність розчинення інтерметалевого з'єднання Sn-Al нижче, ніж чистого олова.

Легування нікелем приводить до того, що перший максимум (для високоолов'яних сполук) розташовується в області потенціалів 0 ÷ –0,1 В і виражений не дуже чітко, а другий максимум практично відсутній. Струм у пасивному стані для всіх складів, за винятком 84 %, збігається із значеннями $j_П$ для чистого Ni. Це говорить про перевагу Ni у завершальних шарах конденсатів.

Висновок

Проведені дослідження закономірностей формування фазової складу й структури плівок, одержуваних випаровуванням сполук системи Cu-Sn і їх аналогів, дозволяють пояснити виявлені раніше [4, 5] концентраційні залежності параметрів процесу електрохімічної корозії. Так, наприклад, у діапазоні середніх складів (35…45% Sn) переважаючим з'єднанням є CuSn, яке визначає високі корозійно-електрохімічні характеристики конденсатів [4,5], однак, з іншого боку, характеризуються високим розкидом експериментальних даних і поганою відтворюваністю. В області високоолов'яних сполук (понад 60…62 % Sn) перевага з'єднання Cu_6Sn_5 забезпечує високу відтворюваність електрохімічних характеристик, однак, стійкість систем цього діапазону складів нижче, чим у плівок середнього діапазону. При виборі оптимального складу конденсатів з урахуванням очікуваних умов експлуатації слід ураховувати обидва ці фактори. Інтерметалеві з'єднання середнього діапазону складів обумовлюють високу корозійну стійкість конденсованих систем.

[1] И.Л. Ройх, Л.Н. Колтунова. *Защитные вакуумные покрытия в стали.* – Машиностроение, М. 250 с. (1971).
[2] И.Л. Ройх, Л.Н. Колтунова, С.Н. Федосов. *Нанесение защитных покрытий в вакууме.* Машиностроение, М. 368 с. (1976).
[3] А.И. Костржицкий, О.В. Лебединский. *Многокомпонентные вакуумные покрытия.* Машиностроение, М. 208 с. (1987).
[4] Е.В. Ляпина, А.И. Костржицкий. Влияние состава сплавов меди на коррозионную стойкость конденсированных систем / *Наукові праці ОНАХТ,* (25), сс. 206-212 (2003).
[5] А.И. Костржицкий, Е.В. Ляпина, А.Д. Соколов. Коррозионно-электрохимическое поведение конденсированных сплавов на основе меди вблизи стационарных потенциалов / *Наукові праці ОНАХТ*, (26), сс. 261-269. (2003).
[6] А.И. Костржицкий, О.Ф. Гусарева Закономерности формирования структуры железохромистых покрытий при ионном осаждении // *Известия АН СССР, Металлы,* (1), сс. 169-172 (1987).
[7] А.И. Костржицкий, О.В. Лебединский, И.Л. Ройх. Электрохимическое поведение покрытий, полученных методом ионного осаждения в вакууме // *Защита металлов,* (3), сс. 343-345 (1979).
[8] А.Д. Соколов, А.И. Костржицкий. Структура и защитные свойства ионно-плазменных покрытий из сплавов хрома на стали. “Физика и технология тонких пленок” / *Матер. IX Междунар. конф.* – Ивано-Франковск, т. 2. сс. 228-229 (2003).
[9] А.И. Костржицкий, Е.В. Ляпина. Исследование поверхностных плёнок на медно-оловянных конденсатах в различных условиях эксплуатации // *Электронная обработка материалов,* (5), сс. 22-26 (2003).

E.V. Liapina, O.M. Beregova., R.A. Podolian

Interaction of Structure, Phase Composition and Corrosive-Electrochemical Propertise Condensed System on the Basis of Copper

Odessa National Academy of Food Technologies, 112, Kanatna Str., Odessa, 65039,
(0482)-29-11-31, E-mail: lyapyshka@te.net.ua

Canons of formation of structure and phase structure of the films received by evaporation of alloys copper - tin and their analogues are considered. Conformity of structural phases of the condensed and massive systems is shown. The interrelation of structure and corrosive-electrochemical parameters of the condensed systems is discussed.