

PACS numbers: 61.72.Ff, 64.70.dg, 64.70.Hz, 81.05.Bx, 81.10.Bk, 81.15.Jj, 81.15.Kk

Структура наночаруваних композиційних матеріалів системи Cu–Fe, одержаних методом електронно-променевого випаровування–конденсації

М. І. Гречанюк¹, О. В. Маценко², В. О. Шаповалов³, В. Г. Гречанюк^{2,3},
І. М. Гречанюк², А. В. Козирев²

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Омеляна Пріцака, 3,
03142 Київ, Україна

²Київський національний університет будівництва та архітектури,
просп. Повітрофлотський, 31,
03037 Київ, Україна

³Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича, 11,
03650 Київ, Україна

Проведено дослідження методами оптичної та сканувальної електронної мікроскопії, кількісної металографії, а також рентгеноспектральної аналізи мікроскопічних об'ємів конденсованих композиційних матеріалів Cu–Fe, що містять 2,66–84,6 мас.% Феруму. Матеріали з пористістю у 1,6% було одержано методом електронно-променевого високошвидкісного випаровування–конденсації у вакуумі на крицеву підкладку із розділювальним шаром CaF₂. Досліджено особливості формування структури конденсованих матеріалів, що зумовлені процесами самоорганізації в умовах утворення й осадження пересичених розчинів, вивчено вплив вмісту другого компонента (Феруму) на структуру матричної фази стопу. Встановлено, що ці процеси пов'язані з формуванням стовпчастої та шаруватої структур матеріалу. Шерсткість підкладки та неоднорідності структури розділювального шару мали помітний вплив на структуру та властивості одержаних зразків через шарувату природу конденсованого матеріалу та високу спадковість структурних елементів під час формування шарів. В результаті структурних досліджень зразків конденсованого матеріалу було встановлено, що характер агрегатів із стовпчиків (або волокон), які в свою чергу складаються із частинок сфероїдальної, сочевицеподібної й інших форм, свідчить про те, що конденсація матеріалу відбувається у рідкій фазі після перетворення пари на рідину. Аналіза розподілу частинок, що утворюють поверхню конденсованого матеріалу, за розмірами свідчить про переважальну роль процесів коалесценції в їхньому зростанні. Дослідження

в широкому діапазоні зміни концентрації двох компонентів системи Cu–Fe показали, що помітна мікрошаруватість, яка підвищує механічні властивості матеріалу, виникає за вмісту Феруму у понад 6 мас.%. За невеликої кількості Феруму у матеріалі частинки дисперсної фази, що осаджуються, утворюють конгломерати не більше 2,5 мкм, а самі не перевищують 0,1 мкм. Із збільшенням вмісту Феруму макроструктура поверхні змінюється: відбувається сфероїдизація частинок, що сприяє формуванню стовпчастої структури матеріалу, з'являються ознаки утворення безструктурної плівки.

The condensed composite materials of Cu–Fe containing 2.66–84.6 wt.% of iron are studied by optical and scanning electron microscopy, quantitative metallography, and x-ray spectral analysis of microscopic volumes. Materials with a porosity of 1.6% are fabricated by the electron-beam high-speed evaporation–condensation method in a vacuum on a steel substrate with a CaF_2 separation layer. The peculiarities and singularities of structure formation of these condensed materials, which are governed by the processes of self-organization under the conditions of formation and precipitation of supersaturated solutions, are investigated. The influence of the content of the second component (iron) on the structure of the matrix phase of the copper-based alloy is also studied. As revealed, these processes are related with the formation of a columnar and layered structure of the material. As noticed during the study, the roughness of the substrate and the heterogeneity of the structure of the separation CaF_2 layer have a noticeable effect on the structure and properties of the obtained samples. This is due to the layered nature of the condensed material and the high heredity of structural elements in the process of formation of these layers. As found as a result of structural studies of samples of condensed material, it is aggregated from columns (or fibres), which in turn consist of particles of spherical, lentils-like and other shapes. This indicates that the condensation of the material occurs in the liquid phase after the vapour-to-liquid transformation. Analysis of the size distribution of the particles, which form the surface of the condensed material, exposes the predominant role of coalescence processes in their growth. Studies in a wide concentration range of the two components of the Cu–Fe system show that a noticeable microlayering, which increases the mechanical properties of the material, occurs at an iron content of more than 6 wt.%. With a small amount of iron in the material, the particles of the dispersed phase, which precipitate, form conglomerates of no more than 2.5 μm , and they themselves do not exceed 0.1 μm . The macrostructure of the surface changes with increasing of iron content: the particles become spheroidized that contributes to the formation of the columnar structure of the material. In addition, there are signs of formation of a structureless film.

Ключові слова: композиційний матеріал, електронно-променеве випаровування, електронно-променева конденсація, випаровування–конденсація, шаруватість, стовпчаста структура, дефекти структури.

Key words: composite material, electron-beam evaporation, electron-beam condensation, evaporation–condensation, layering, columnar structure,

structural defects.

(Отримано 2 жовтня 2023 р.)

1. ВСТУП

Актуальні тенденції розвитку науки про матеріали передбачають розробку нових композиційних матеріалів із компонентів, що мають різні фізико-механічні властивості, а також пошук нових методів одержання їх. В останній час з'ясовуються нові перспективи використання конденсованих матеріалів великої товщини, що ставить перед дослідниками ряд нових технологічних задач.

З огляду на те, що матеріалознавчі задачі структурної інженерії визначаються вимогами до функціональних властивостей виробів, в деяких випадках використання конденсованих матеріалів є доцільним. Перевага таких матеріалів полягає у можливості досягати заданих властивостей, що дає змогу свідомо регулювати міцність, пластичність, робочі температури й інші важливі властивості матеріалу шляхом зміни співвідношення компонентів, параметрів технологічних процесів і впливу на структуру.

Електронно-променева технологія надає великі можливості для одержання композиційних матеріалів різного складу: NiCrAl, CoCrAl [1–4], Ni(Cr)–Al₂O₃ [5, 6], Cu–Mo [7–9], ZrO₂–Y₂O₃ [4, 10], Ti–Nb, Ni–Y, Cu–Cr, Cu–W [10]. Дана робота стосується дослідження мікрошаруватих композиційних матеріалів на основі системи Cu–Fe [11]. Метою є встановлення фізико-хімічних і технологічних умов формування таких матеріалів в умовах конденсації з парової фази, вивчення їхньої структури.

Електронний промінь, що має найбільший коефіцієнт вбирання енергії, а також значний діапазон потужності та концентрації енергії, ефективно використовується як інструмент для виготовлення тонких (до 5 мкм) плівок радіо- й електротехнічного призначення, а також захисних, зносостійких і стійких до ерозії покриттів товщиною у понад 5 мкм [10, 12].

Техніка випаровування та конденсації металевих і неметалевих матеріалів у вакуумі передбачає осадження за різними температурними режимами. Осадження за відносно низьких температур уможливорює одержувати мікро- та наношаруваті матеріали з великою кількістю недосконалостей кристалічної ґратниці у кожному із шарів. Для одержання конденсатів з доволі рівноважною структурою осадження слід проводити за температур у понад 1/3 температури топлення легкотопкого шару.

Судячи з численних повідомлень [13–15], властивості матеріалів Cu–Fe є чутливими до структури, а взаємна розчинність компонентів за звичайних умов є незначною [16–17], що збільшує

ймовірність утворення пересичених розчинів.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Для одержання матеріалів на основі міді та заліза, конденсованих з парової фази, використовували промислову установку електронно-променевого високошвидкісного випаровування–конденсації у вакуумі Л2, що була розроблена й удосконалена на НВП «Елтехмаш» (м. Вінниця) [10, 12]. Для дослідження використовували методи оптичної макро- та мікроскопії, сканувальної електронної мікроскопії, металографії та рентгеноспектральну аналізу мікроскопічних об'ємів (МБС, Neophot-2, Superprobe-733 Jeol). Дослідні зразки мали розмір у 10×10 мм², що надавався їм після відділення конденсованого матеріалу від підкладинки. Використовувалися такі вихідні матеріали: мідь марки М0-М3, залізо Армко, Ст3, цирконій Е635, Е110, Е125, R60702, ітрій ІтМ-1, ІтМ-2, а також CaF₂ 67/548ЄЕС, 1999/45/ЄС.

Мідь і залізо після вакуумного дугового перетоплення (залізо — в секційному водоохолодному кристалізаторі в середовищі очищеного аргону) у формі злиwkів міді ($\varnothing 100$ мм, $h > 40$ мм) і заліза ($\varnothing 70$ мм, $h < 250$ мм) проточували на чистовий розмір ($\varnothing 98,5 \pm 0,1$ мм і $\varnothing 68 \pm 0,1$ мм відповідно), щоб унеможливити заклинювання їх у тиглі. В цих зливках засвердлювали глухі отвори для розміщення наважок легувальних добавок у вигляді знежиреного та висушеного остружка стопу цирконію й ітрію. Призначення легувальних добавок полягало у пришвидшенні випаровування. Цирконій може пришвидшувати випаровування Купруму вдвічі. Разом з Ітрієм вони забезпечують утворення ванни-посередника, що складається переважно з Купрум–Цирконій–Ітрійової матриці евтектичного складу й анізотропних частинок сполуки ZrCu₄, що мають таку ж довжину, як і її глибина. Така структура та морфологія забезпечують високу швидкість випаровування у 40–60 мкм/хв.

Конденсацію проводили на шліфовану ($R_a = 0,63$) крицеву підкладинку із Ст3 діаметром у 0,8–1 м і товщиною у 20 мм. Підкладинку, нагріту до 700°C, було завчасно вкрито розділювальним шаром CaF₂. Цю сполуку було обрано через високу термодинамічну стабільність ($\Delta G_{298} = 1162,4$ кДж/моль), достатньо високу температуру топлення (1400°C) і розчинність у гарячій воді. CaF₂ наносили випаровуванням із лунки, яку попередньо засвердлювали на поверхні зливка заліза.

Шліфування підкладинки є необхідною частиною технологічного процесу одержання конденсованого матеріалу. Проте навіть досягнення регламентованої шерсткості ($R_a = 0,63$) не виключає виникнення борозен. У попередніх експериментах було встанов-

лено, що регулярне розташування їх, зумовлене режимом механічного оброблення, істотно впливає на структуру матеріалу.

3. РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

Дослідження розділювального шару показали, що, в залежності від умов взаємочину в системі Fe–Cu–CaF₂–середовище, спостерігаються різні морфологічні типи структури розділювального шару, що виявляються під час механічного відділення конденсатів. Встановлено, що основними з них є плівки з кристалохімічними особливостями твердіння складових стопу в системі Ca–F–Fe–Cu–середовище (рис. 1, *а*), тонкий шар композиційного матеріалу Fe–CaF₂ без ознак міжфазного взаємочину (рис. 1, *б*) й осад нанодисперсного металевого парового потоку (рис. 1, *в*). Рельєф і висока дисперсність поверхні вимагали створення однорідного технологічного шару, що було забезпечено нанесенням міді з парового потоку.

Структура починає формуватися з закріплення на поверхні розділювального шару зі сторони ванни-випарника зародкових частинок сферичної або сфероїдальної форми субмікронних розмірів (рис. 2, *а*). Наступним етапом є утворення на них дендритних волокон (рис. 2, *б, в*), що зростають і об'єднуються у стовпчики, агрегати (рис. 2, *г*). Ці стовпчики можуть зростати в межах товщі конденсату або окремих її ділянок. В процесі об'єднання їхніх меж на одному рівні утворюється шаруватість. Вона мало помітна у мікроаналізі структури за вмісту Феруму у матеріалі до 6 мас.%. Особливості мікроструктури Cu–Fe-конденсату визначаються розвитком стовпчастої й шаруватої структур матеріалу та впливом викидів рідкої фази, що може порушувати формуван-

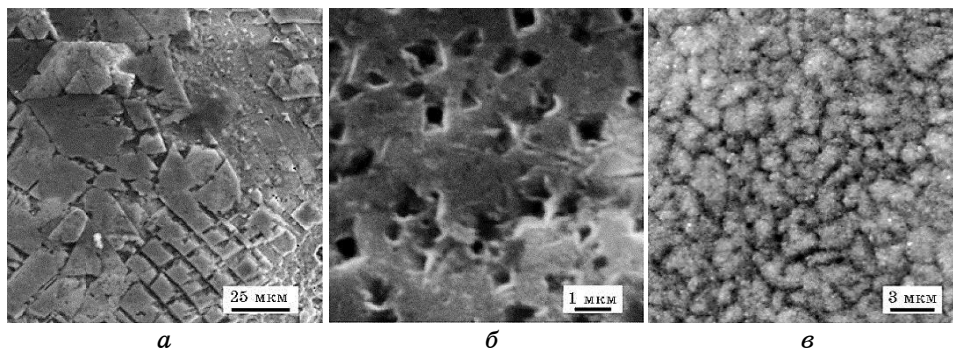


Рис. 1. Морфологічні типи структури розділювального шару: *а* — закристалізована плівка; *б* — шар матеріалу Fe–CaF₂; *в* — осад наночастинок.¹

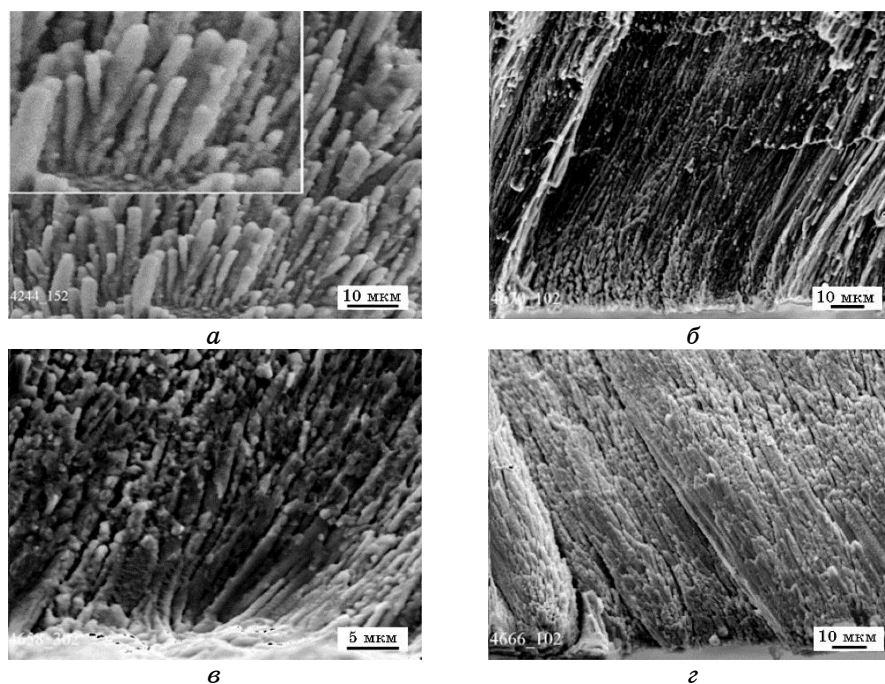


Рис. 2. Основні етапи структуроутворення конденсатів: *а* — одновісні волокна на зародкових частинках; *б, в* — дендритні волокна на частинках; *г* — стовпчики у конденсаті.²

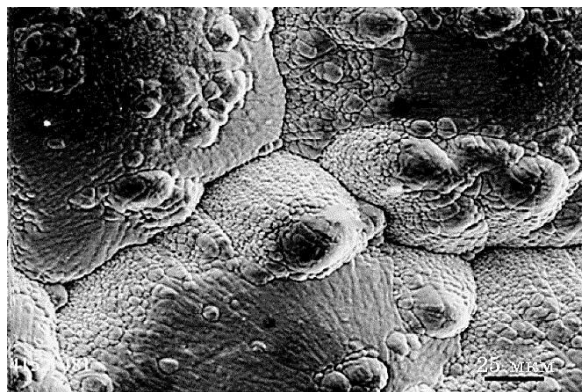


Рис. 3. Поверхня конденсату на технологічному шарі.³

ня цих шарів і стовпчиків.

Результати електронно-мікроскопічної аналізи (рис. 3) дають підстави вважати, що кожний стовпчик зростає шляхом нормального приєднання до зародкових сфероїдальних частинок, фор-

ма й розміри яких змінюються через процеси коалесценції, коагуляції та консолідації з утворенням агрегатів.

Структура зовнішнього шару агрегатів свідчить про те, що формування структури відбувається в присутності рідкої фази після осадження пари, оскільки частинки у стовпчиках від розділювального шару мають переважно сферичну форму. Кількість частинок іншої форми зростає зі збільшенням розміру агрегату та відповідає діючому градієнту температур між крицевою підкладинкою, що нагрівається до 700°C, і ванною-випарником. Спостерігається перехід від конденсації пари у кристал через рідину до комбінації двох механізмів: перехід пари у кристал напряму та через рідину. Кінетики цих двох процесів відрізняються. Внаслідок цього відбувається формування мікрогетерогенної структури, що містить аномалії, які позначаються на властивостях (особливо, структурно чутливих) конденсованого матеріалу. Такою аномалією в структурі конденсату є стовпчики, що складаються зі сферичних і сочевицеподібних частинок. Їхній напрямок визначається паровим потоком, а морфологія — низкою фізико-хімічних чинників, в тому числі процесами коагуляції та коалесценції рідиноподібних частинок.

Аналіза мікроструктури поверхні конденсованого матеріалу дає змогу зробити припущення про істотний вплив Феруму на агрегатний склад парового потоку, що надходить до технологічного шару та формує конденсат. За малого вмісту Fe частинки дисперсної фази, що приєднуються до поверхні цього шару, утворюють конгломерати не більше 2,5 мкм, а самі не перевищують розміри у 0,1 мкм. Із збільшенням вмісту Fe до 40 мас.% макроструктура поверхні змінюється: внаслідок взаємочинів у системі Cu–Fe–O (в присутності рідкої фази) відбувається сфероїдизація частинок, що сприяє формуванню стовпчиків. З'являються ознаки утворення безструктурної плівки, що спостерігається на поверхні конденсату та на частинках у його перерізі (рис. 4).

В цій роботі було одержано та досліджено двофазні композиційні матеріали із вмістом Феруму від 2,66 до 84,42 мас.%.

На рисунку 5 наведено макроструктури поверхні зразків композитних матеріалів на основі міді із різним вмістом Феруму товщиною у 0,75–1,44 мм [10]. Порівняння зображень зразків зі сторони підкладинки із розділювальним шаром і зі сторони ванни-випарника свідчать про відтворення профілю підкладинки під час формування конденсованого матеріалу. Помітно рядність, яку викликано борозенками на поверхні підкладинки. Це підтверджено за допомогою сканувальної електронної мікроскопії. Наслідкування меж і рядків спостерігається у всій структурі конденсованого матеріалу, в тому числі на поверхні від ванни-випарника.

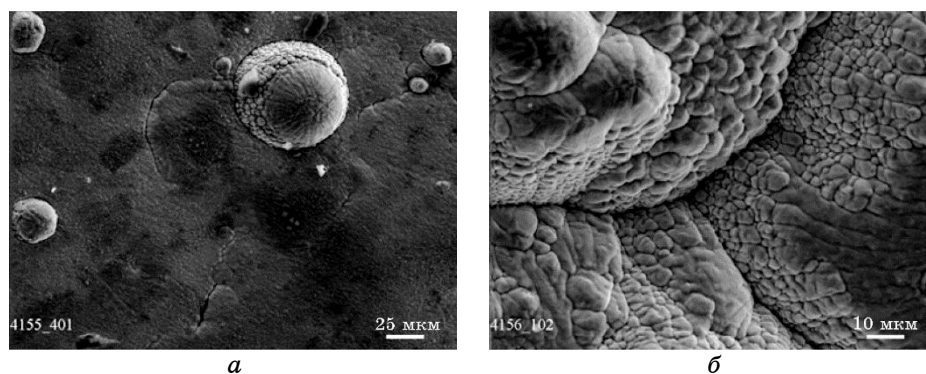


Рис. 4. Особливості зародження та росту агрегатів у конденсаті мідь-залізо.⁴

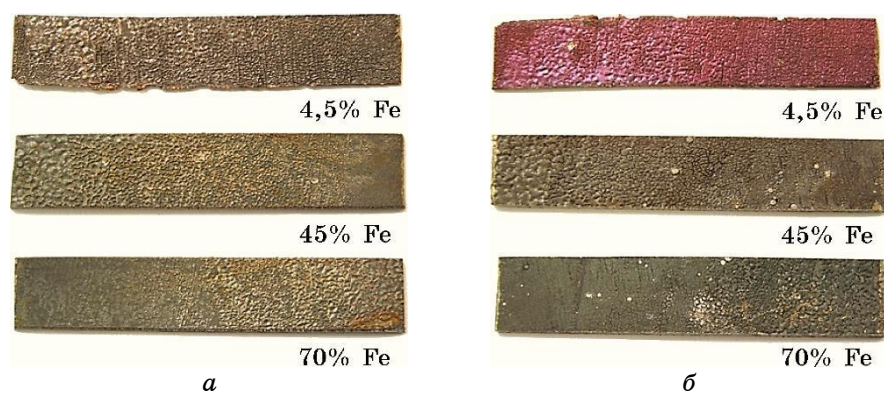


Рис. 5. Макроструктура поверхні зразків конденсованих матеріалів на основі міді різного кількісного складу: *a* — зі сторони підкладки із розділювальним шаром; *б* — зі сторони ванни-випарника.⁵

Для всіх зразків спостерігається створення замкнених меж різної ширини в межах рядків зі схильністю цих меж до руйнування. Структура поверхні конденсату від підкладки в таких межах відповідає закристалізованому розтопу з ознаками кристалічності та без них. В цих межах на стороні від ванни-випарника утворюється нова агрегована структура. Вона представлена самоорганізованими стовпчиками (або волокнами), що зароджуються на поверхні розділювального шару та біля його межі із ванною-випарником. Такі стовпчики (волокна) зростають, ущільнюючись, і, збільшуючись за розмірами, утворюють агрегати з вершинами. Деякі з них, за умов завершення процесу конденсації в середовищі, що збагачене домішками, отоплюються

(рис. 4).

Аналіза поверхні конденсату зі сторони ванни-випарника дає змогу зробити висновки про різнорівневий характер цієї структури (рис. 6, *a*) і про вплив домішок, в тому числі твердих, на процеси конденсації (рис. 6, *б*). Характер агрегатів зі стовпчиків (або волокон), що в свою чергу складаються із частинок сфероїдальної, сочевицеподібної та інших форм, свідчить про те, що конденсація відбувається у рідкій фазі після перетворення пари на рідину.

Результати аналізу поверхні агрегатів методом кількісної металографії задля визначення середнього розміру частинок, що їх утворюють, і розподіл частинок за розмірами наведено на рис. 7 [11, 18]; вони цілком узгоджуються з уявленнями про механізм

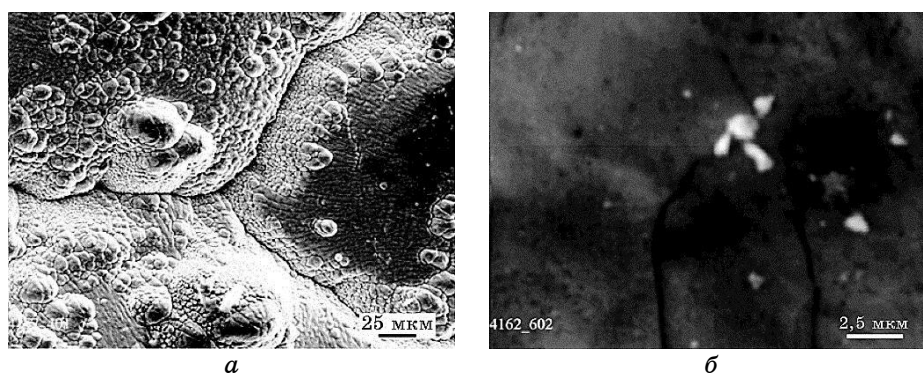


Рис. 6. Поверхня конденсату зі сторони ванни-випарника: *a* — різнорівнева поверхня агрегатів; *б* — тверді домішки на поверхні агрегатів.⁶

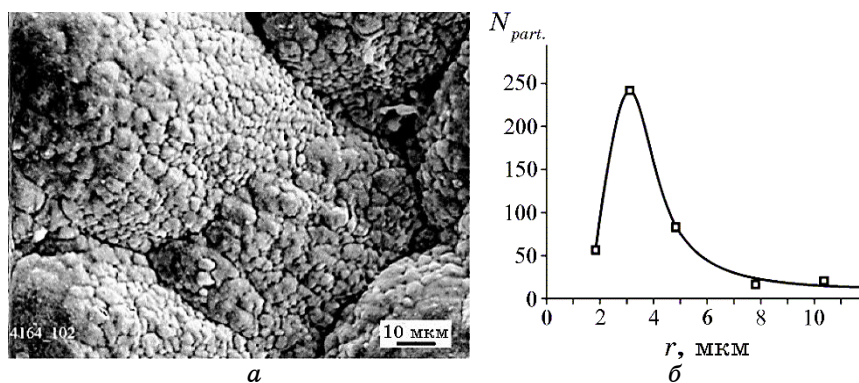


Рис. 7. Структура поверхні агрегатів у конденсованому матеріалі, що містить 34 мас.% Fe [11, 18] (*a*); *б* — розподіл частинок за розмірами (N_{part} — кількість частинок, r — їхній середній радіус).⁷

утворення зародків кристалізації та зростання частинок на різних стадіях випаровування.

Вважається, що осадження атомів на підкладинку відбувається в декілька стадій. На першій стадії на поверхні підкладинки (можливо, на її дефектах) утворюються зародки. Друга стадія полягає у зростанні цих зародків шляхом поступового приєднання окремих атомів внаслідок ефективних зіткнень чи поверхневої дифузії. В нашому випадку форма кривої (рис. 7, б) свідчить про переважну роль саме коалесценції в зростанні частинок. Форма частинок агрегату уможливорює припустити, що вона відбувається внаслідок зіткнення двох або навіть декількох частинок у просторі над ванною-випарником.

Враховуючи стохастичний характер технологічних і фізико-хімічних процесів, що супроводжують одержання конденсованого матеріалу з парової фази, точно визначити кінетику процесу кристалізації за функцією розподілу неможливо, проте це припущення підтверджується також даними сканувальної електронної мікроскопії. Сферична та сочевицеподібна форми частинок, що зростають, об'єднуючись у волокна, свідчать про самоорганізацію шляхом переважно рідиноподібної коалесценції. Аналіза щільності одержаних матеріалів показала, що їхня пористість становить у середньому 1,6%.

4. ВИСНОВКИ

Проведено комплексне дослідження конденсованих композиційних матеріалів на основі міді (2,66–84,6 мас.% Феруму), яких було одержано методом високошвидкісного випаровування–конденсації у вакуумі. Встановлено, що характер самоорганізації структури конденсату в процесі його формування пов'язаний із зародженням і зростанням волокон, утворенням дендритів на їхній основі, формуванням агрегатів з них, ущільненням елементів структури під час масоперенесення матеріалу, що конденсується, на підкладинку. Шерсткість підкладинки та неоднорідності структури розділювального шару сильно впливають на структуру та властивості одержаного матеріалу в усьому його об'ємі через спадковість рядків і меж. Встановлено, що помітна мікросферуватість у конденсованому матеріалі, що підвищує його механічні властивості, виникає за вмісту Феруму в матеріалі у понад 6 мас.%. За невеликої кількості Феруму у матеріалі частинки дисперсної фази, що осаджуються, утворюють конгломерати не більше 2,5 мкм, а самі не перевищують 0,1 мкм. Із збільшенням вмісту Феруму до 40 мас.% макроструктура поверхні змінюється: відбувається сфероїдизація частинок, що сприяє формуванню стовпчастої структури матеріалу, з'являються ознаки утворення

безструктурної плівки.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. T. O. Prikhna, I. M. Grechanyuk, M. V. Karpets, M. I. Grechanyuk, G. A. Bagliuk, V. G. Grechanyuk, and V. A. Chornovol, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **61**, Nos. 1–2: 70 (2022); <https://doi.org/10.1007/s11106-022-00296-8>
2. T. O. Prikhna, I. M. Grechanyuk, M. V. Karpets, M. I. Grechanyuk, G. A. Bagliuk, V. G. Grechanyuk, and O. V. Khomenko, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **61**, Nos. 3–4: 230 (2022); <https://doi.org/10.1007/s11106-022-00310-z>
3. I. M. Grechanyuk, M. I. Grechanyuk, G. A. Bagliuk, V. G. Grechanyuk, O. V. Khomenko, O. V. Dudnik, and V. I. Gots, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **61**, Nos. 7–8: 459 (2022); <https://doi.org/10.1007/s11106-023-00333-0>
4. M. I. Grechanyuk, I. M. Grechanyuk, Y. N. Yevtere, V. G. Grechanyuk, T. O. Prikhna, G. A. Bagliuk, V. I. Gots, O. V. Khomenko, O. V. Dudnik, and O. V. Matsenko, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **61**, Nos. 5–6: 328 (2022); <https://doi.org/10.1007/s11106-022-00320-x>
5. M. I. Grechanyuk, V. G. Grechanyuk, V. A. Shapovalov, I. M. Grechanyuk, O. V. Matsenko, A. V. Kozyrev, and V. I. Gots, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **20**, Iss. 4: 883 (2022); <https://doi.org/10.15407/nnn.20.04.883>
6. M. I. Grechanyuk, V. G. Grechanyuk, A. M. Manulyk, I. M. Grechanyuk, A. V. Kozyrev, and V. I. Gots, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **20**, Iss. 4: 683 (2022); <https://doi.org/10.15407/nnn.20.03.683>
7. V. G. Grechanyuk, N. I. Grechanyuk, V. O. Chornovol, A. V. Kozyrev, V. I. Gots, A. V. Matsenko, V. A. Kulichenko, T. D. Grabina, and Yu. I. Kozyreva, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 7: 927 (2022); <https://doi.org/10.15407/mfint.44.07.0927>
8. N. I. Grechanyuk, V. P. Konoval, V. G. Grechanyuk, G. A. Bagliuk, and D. V. Myroniuk, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **60**, Nos. 3–4: 183 (2021); <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00226-0>
9. N. I. Grechanyuk and V. G. Grechanyuk, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **56**, Nos. 11–12: 633 (2018); <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9938-4>
10. N. I. Grechanyuk, P. P. Kucherenko, A. G. Melnik, I. N. Grechanyuk, Yu. A. Smashnyuk, V. G. Grechanyuk, and A. Manulyk, *Nanocomposites VI: Nanoscience and Nanotechnology in Advanced Composites. The Minerals, Metals & Materials Series* (Eds. T. Srivatsan and M. Gupta) (Cham: Springer: 2019), pp. 105–113; https://doi.org/10.1007/978-3-030-35790-0_9
11. R. V. Minakova, M. I. Grechanyuk, V. G. Zatonyskyi, M. E. Golovkova, G. E. Kopylova, O. P. Vasilega, and D. G. Verbylo, Pro Deyaki Osoblyvosti Struktury i Vlastyvostei Tovstyx Parofaznykh Kondensativ na Osnovi Midi ta Zaliza [About Some Features of Structure and Properties of Vapour-Phase Condensate on the Copper and Iron Base], *Electron Microscopy and Strength of Materials. Ser.: Physics of Materials, Structure and Properties of Materi-*

- als (Kyiv: IPM of the National Academy of Sciences of Ukraine: 2010), Iss. 17, p. 37 (in Ukrainian); <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/63513>
12. N. I. Grechanyuk, G. A. Baglyuk, P. P. Kucherenko, A. G. Melnik, I. N. Grechanyuk, V. G. Grechanyuk, and Yu. A. Smashnyuk, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **56**, Nos. 1–2: 113 (2017); <https://doi.org/10.1007/s11106-017-9878-4>
 13. C. Biselli and D. G. Morris, *Acta Metallurgica et Materialia*, **42**, No. 1: 163 (1994); [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)90059-0](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)90059-0)
 14. J. D. Verhoeven, S. C. Chueh, and E. D. Gibson, *Journal of Materials Science*, **24**: 1748 (1989); <https://doi.org/10.1007/BF01105700>
 15. Z. Wu, J. Zhang, Y. Chen, and L. Meng, *Journal of Rare Earths*, **27**, No. 1: 87 (2009); [https://doi.org/10.1016/S1002-0721\(08\)60197-0](https://doi.org/10.1016/S1002-0721(08)60197-0)
 16. X. Sauvage, F. Wetscher, and P. Pareige, *Acta Materialia*, **53**, No. 7: 2127 (2005); <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.01.024>
 17. C. P. Wang, X. J. Liu, I. Ohnuma, R. Kainuma, and K. Ishida, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, **25**: 320 (2004); <https://doi.org/10.1007/s11669-004-0150-5>
 18. N. I. Grechanyuk, R. V. Minakova, M. E. Golovkova, N. V. Minakov, D. G. Verbilo, and G. E. Kopylova, Formirovanie Metodom Ehlektronno-Luchevogo Ispareniya–Kondensatsii Cu–Fe i Cu–Ni Kompozitsionnykh Materialov i Ikh Svoistva [Formation of Cu–Fe and Cu–Ni Composite Materials by Electron-Beam Evaporation–Condensation Method and Their Properties], *Electrical Contacts and Electrodes* (Kyiv: IPM of the National Academy of Sciences of Ukraine: 2012) (in Russian); <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/63598>

¹I. M. Frantsevych Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3, Omeljan Pritsak Str.,
UA-03142 Kyiv, Ukraine

²Kyiv National University of Construction and Architecture,
31, Povitroflotsky Ave.,
UA-03037 Kyiv, Ukraine

³E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11, Kazymyr Malevych Str.,
UA-03150 Kyiv, Ukraine

¹ Fig. 1. Morphological types of the structure of the separation layer: *a*—crystallized film; *б*—Fe–CaF₂ material layer; *в*—sediment of nanoparticles.

² Fig. 2. Basic stages of structure formation of the condensates: *a*—uniaxial fibres on seed particles; *б*, *в*—dendritic fibres on particles; *г*—columns in condensate.

³ Fig. 3. The surface of the condensate on the technological layer.

⁴ Fig. 4. Features of nucleation and growth of aggregates in copper–iron condensate.

⁵ Fig. 5. Surface macrostructure of samples of copper-based condensed materials with different quantitative composition: *a*—from the side of the substrate with a separating layer; *б*—from the side of the evaporator bath.

⁶ Fig. 6. Condensate surface from the side of the evaporator bath: *a*—uneven surface of aggregates; *б*—solid impurities on the surface of aggregates.

⁷ Fig. 7. The surface of the aggregates in the condensed material with 34 wt.% Fe [11, 18]: *a*—structure of surface; *б*—particle-sizes' distribution (N_{part} —number of particles; r —their average radius).