

УДК 621.762

О.В. Хоменко, Р.В. Мінакова

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПОРОШКОВИХ КОМПОЗИЦІЙ Cr-Cu-Fe, ОТРИМАНИХ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ РІДКОФАЗНОГО СПІКАННЯ

Досліджено особливості структуроутворення порошкових композицій потрійної системи Cr-Cu-Fe при спіканні у присутності рідкої фази у вакуумі $(2-4) \cdot 10^{-3}$ Па при 1200°C . Встановлено, що вже на початковій стадії спікання (7 хв.) на межі тугоплавкої та легкоплавкої структурних складових утворюється перехідний шар за участю всіх основних компонентів системи. Кінетичні закономірності змін геометричних параметрів мікроструктури композиції 50Cr-49Cu-1Fe узгоджуються з модельними уявленнями в рамках теорії Ліфшица-Сльозова-Вагнера росту частинок по механізму, що контролюється дифузією атомів твердої фази через розплав. Утворення перехідного шару на першому етапі спікання не перешкоджає розвитку коалесценції частинок і в подальшому формуванню тугоплавкого каркасу.

Ключові слова: мідь, хром, залізо, спікання в присутності рідкої фази, структуроутворення.

Табл. 4. Рис. 4. Літ. 19.

Е.В. Хоменко, Р.В. Мінакова

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ Cr-Cu-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ ЖИДКОФАЗНОГО СПЕКАНИЯ

Изучены особенности структурообразования композиций Cr-Cu-Fe при спекании в присутствии жидкой фазы в вакууме $(2-4) \cdot 10^{-3}$ Па при 1200°C . Установлено, что на начальной стадии спекания (7 мин) на границе тугоплавкой и легкоплавкой структурных составляющих образуется переходной слой с участием всех основных компонентов системы. Кинетические закономерности изменений геометрических параметров микроструктуры композиции 50Cr-49Cu-1Fe в процессе спекания согласуются с модельными представлениями в рамках теории Лифшица-Слезова-Вагнера о механизме роста частиц, контролируемом диффузией атомов твердой фазы через расплав. Образование переходного слоя на начальном этапе спекания не препятствует развитию процессов коалесценции частиц и формированию в дальнейшем тугоплавкого каркаса.

Ключевые слова: медь, хром, спекание в присутствии жидкой фазы, структурообразование.

O. Khomenko, R. Minakova

INVESTIGATION OF CR-CU-FE POWDER COMPOSITE STRUCTURE PECULIARITIES, OBTAINED BY LIQUID PHASE SINTERING TECHNOLOGY

Triple Cr-Cu-Fe system composite structure formation features in presence of the liquid phase are examined under $(2...4) \cdot 10^{-3}$ Pa vacuum at 1200°C . It was found that transition layer including all basic elements of the system was formed at the refractory and low-melting structure components boundary. 50Cr-49Cu-1Fe composite microstructure geometric parameters kinetic behaviour during sintering was found to be in accordance with Lifshitz – Slezov - Wagner's model of diffusion-controlled particle growth. Transition layer formation at the initial stage of sintering does not prevent further particles coalescence and refractory skeleton formation.

Keywords: copper, chromium, iron, liquid-phase sintering, structure formation.

Матеріали на основі Cr-Cu показали ряд переваг у порівнянні з відомими електроконтактними матеріалами, зокрема в умовах вакууму, що сприяло поширенню їх використання в якості контактних матеріалів вакуумних вимикачів [1]. Метод порошкової металургії в порівнянні з традиційною металургією має суттєво більше можливостей для управління структурою та структурно-залежними властивостями, зокрема тепло- та електропровідністю, механічною міцністю, твердістю, пластичністю та експлуатаційними характеристиками цих матеріалів [2]. Схильність композицій системи Cr-Cu до формування каркасної структури [3] обмежує можливості регулювання фізико-механічними властивостями цих матеріалів. Необхідною умовою досягнення максимальної міцності межі розподілу фаз є адгезійна взаємодія між тугоплавкою та легкоплавкою складових, що досягається легуванням шляхом введення добавок, які утворюють із компонентами системи розчини та хімічні сполуки [4]. Елементи сімейства заліза є перспективними міжфазно активними добавками для системи Cr-Cu, оскільки характеризуються різним типом взаємодії з компонентами даної системи. Відповідно до рівноважних діаграм стану у системах Cu-Cr та Cu-Fe встановлено наявність незмішуваності в широкому інтервалі концентрацій у рідкій фазі та температурно-залежної взаємною розчинності компонентів у твердій фазі [5]. У зв'язку з цим науковий і практичний інтерес має дослідження впливу фізико-хімічних факторів на закономірності структуроутворення при рідкофазному спіканні композицій Cr-Cu, в тому числі при введенні заліза в легкоплавку складову композиції.

Метою дослідження є вивчення особливостей структуроутворення порошкових композицій потрійної системи Cr-Cu-Fe в умовах рідкофазного спікання у вакуумі при 1200 °С.

Матеріали та методи дослідження. Експерименти проводили у високотемпературній вакуумній установці [3] при спільному нагріванні досліджуваних об'єктів. Вихідними матеріалами були порошки відновленого хрому (99,93 % мас. Cr), електролітичної катодної міді (99,999% мас. Cu), карбонільного заліза (99,95% Fe). Мідь рафінували у вакуумі не гіршому за $(2...5) \cdot 10^{-3}$ Па при 1300°C протягом 2 год, а порошок заліза перепплавляли у аргоно-дуговій печі. Спочатку виготовляли подвійні сплави на основі міді з добавкою заліза (до 8 % мас.) у вакуумі при 1370 °С з наступним гомогенізуючим відпалом для усунення концентраційної неоднорідності. Подвійні сплави шихтували з попередньо дегазованим порошком хрому у рівному співвідношенні та спікали в присутності рідкої фази (рідкофазне спікання - РФС) при температурі 1200 °С у вакуумі $(2-4) \cdot 10^{-3}$ Па протягом 7-90 хв. Для збереження високотемпературного стану мікроструктури зразків їх охолодження від температури РФС до температури кристалізації проводили зі максимально можливою швидкістю (50-70 град/хв.). Масові втрати елементів під час одержання подвійних та потрійних сплавів складала від 10 до 15 %. Остаточний склад спечених композицій визначали за даними хімічного та рентгено-флюоресцентного аналізу.

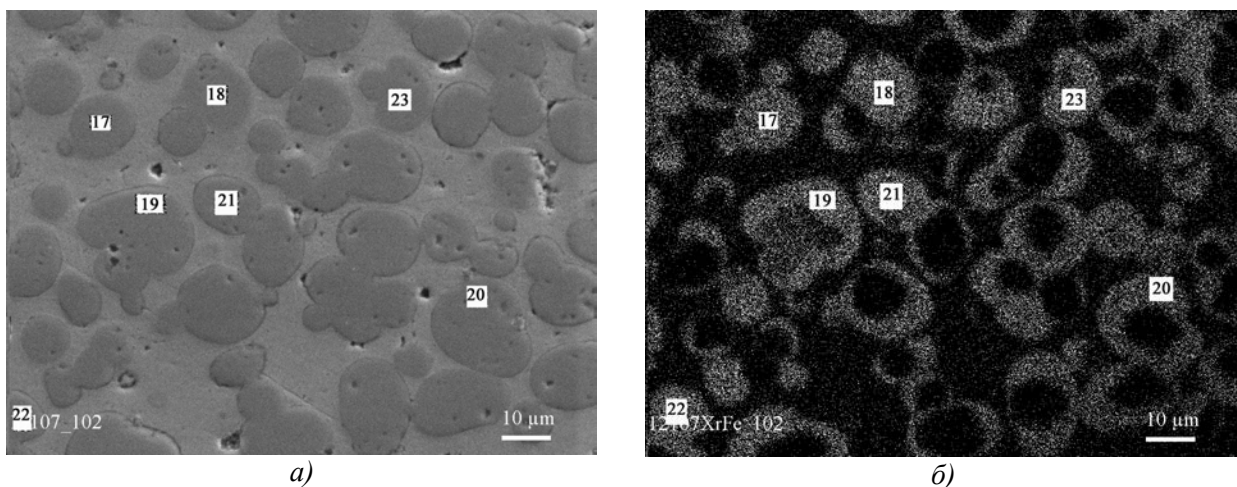
Мікроструктуру спечених композицій вивчали на стандартно виготовлених шліфах методами кількісної металографії ([6], табл.1) автоматичним аналізатором зображень «АМИС» [7]. Статистична похибка вимірів на шліфах складала 4-5 % з довірчою ймовірністю 0,9 (1200 вимірів на кожному шліфі, [6]), при необхідності обсяг вимірів збільшували до стабілізації середнього значення досліджуваної характеристики. Апроксимацію експериментальних залежностей здійснювали методом найменших квадратів. Розподіл компонентів у мікроструктурі композицій

Таблиця 1. Розрахункові формули для визначення геометричних параметрів мікроструктури на шліфі [6, 7]

Параметр	Розрахункова формула
Об'ємна доля тугоплавких частинок,	$V_p = \sum_{i=1}^n X_i / L$, де X_i - хорда, що відтинається контурами і-тої частинки на січній; n - загальне число перетинів частинок, пересічних січною; L - загальна довжина січної (метод січної).
Питома площа поверхні міжчастинкового контакту (в одиниці об'єму), S_{s-s} , мм ⁻¹	$S_{s-s} = 4m_{s-s}$, де m_{s-s} - число перетинань з поверхнями суміжних частинок на межах міжчастинкового контакту на одиниці довжини січної
Питома площа міжфазової поверхні (в одиниці об'єму), S_{s-l} , мм ⁻¹	$S_{s-l} = 2m_{s-l}$, m_{s-l} - число перетинань з поверхнями частинок, що межують з легкоплавкою складовою на одиниці довжини січної.
Усереднений діаметр Фере, F_i мкм	Усереднене значення лінійного розміру частинки у площині шліфа. Визначається як середньоарифметичне значення всіх хорд, що відсікаються на січній контурами частинки, при поверненні зображення на кут 0...360 град з шагом 3 град.
Коефіцієнт суміжності частинок, C_{s-s}	$C_{s-s} = \frac{S_{s-s}}{S_{s-s} + S_{s-l}}$ - доля площі межчастинкової поверхні в загальній поверхні частинок в одиниці об'єму.
Число контактів на 1 частинку, N_k	$N_k = \frac{8}{\pi^2} \left(\frac{n_{s-s}}{n_{\Sigma}} \right)^2 \frac{2}{C_{s-s}}$, n_{s-s} и n_{Σ} - число перетинів контактуючих частинок і загальне число перетинів частинок на одиниці площі шліфа відповідно.
Число частинок в одиниці об'єму композиції, N_v , мм ⁻³	$N_v = \sum_{j=1}^k N_{jv}$; де $N_{jv} = \frac{A_j n_j - A_{j+1} n_{j+1} - \dots - A_k n_k}{\Delta}$ A_j, A_{j+1} , - табульовані коефіцієнти; n_j и n_{j+1} - число частинок на одиниці площі шліфа з еквівалентними діаметрами j-тої та j+1-тої розмірним фракціям відповідно; Δ - крок розбивки, мм (метод Салтикова)
Середній діаметр частинок в об'ємі композиції, \bar{D}_v , мкм	$\bar{D}_v = \frac{\sum_{j=1}^k \bar{D}_j N_{jv}}{\sum_{j=1}^k N_{jv}}$, \bar{D}_j - середній еквівалентний діаметр частинок j-ої фракції* (метод Салтикова).

вивчали методами растрової електронної мікроскопії в характеристичних променях $K_{\alpha}Fe$ та $K_{\alpha}Cr$ на обладнанні «Superprob-733» Jeol (Японія) та "Phenom proX" Phenom-World (Нідерланди), елементний склад структурних складових визначали за допомогою приставки-аналізатора із вбудованим ЕДС-детектором (енерго-дісперсійний спектрограф) з діаметром фокальної плями електронного променя 1 мкм.

Основні результати дослідження та їх обговорення. Металографічний аналіз спечених зразків показав, що в мікроструктура композицій складається з частинок на основі хрому, диспергованих в фазі на основі міді (рис.1). Частинки мають округлу форму і переважно груповані в лінійні або замкнені ланцюжки, які ймовірно є елементами тугоплавкого каркасу, який руйнується під час просочення розплавом на основі міді. На поверхні частинок спостерігається перехідний шар, в складі якого виявлено хром, залізо і мідь (табл.2). Ці данні узгоджуються з розрахунками фазових рівноваг системи Cr-Cu-Fe [8, 9], у відповідності до яких при 1200°C в області хромового кута існує твердий потрійний розчин на основі хрому. Вміст перехідному шару частинок змінний, максимальна кількість заліза та міді накопичена на поверхні, а в напрямку до центру частинок концентрація цих елементів монотонно зменшується. Із збільшенням концентрації заліза в композиції його вміст в перехідному шарі суттєво збільшується, на відміну від міді, однак характер розподілу цих елементів вздовж перехідного шару аналогічний зазначеному вище. В легкоплавкій складовій вміст залізу на 1-2 порядки менше рівноважної розчинності цього компоненту в подвійній системі Cu-Fe в зазначених умовах (7-8 % мас.), а кількість хрому близька до рівноважної розчинності у подвійній системі Cu-Cr (3-4 % мас.) [5]. Необхідно відзначити, що вміст перехідного шару на різних ділянках мікроструктури відрізняється більше ніж склад легкоплавкої складової, котрий є відносно стабільним. Відомо, що дифузія компонентів у рідині зазвичай на кілька порядків вища ніж у твердій фазі ($10^{-(9 \div 10)}$ та $10^{-(11 \div 18)}$ м²/с відповідно, [10, 11]), що пояснює концентраційну неоднорідність твердої фази, за умови її утворення на початковій стадії РФС. Це дає право припустити, що в процесі РФС має місце осадження атомів заліза із розплаву міді на поверхню хромових частинок і подальша їх дифузія у твердій фазі в напрямку до центру частинок.



(а) – во вторинних електронах; (б) - у $K_{\alpha} Fe$ випромінюванні

Рис. 1. Електронно-мікроскопічне зображення структури зразків складу 50Cr-42Cu-8Fe після РФС при 1200 °С протягом 7 хв. (на фото зображено деякі точки визначення елементного складу).

Таблиця 2. Розподіл елементів в структурі композицій Cr-Cu-Fe після РФС протягом 7 хв

Склад композиції, % мас.	Елементний склад, % мас.					
	Тугоплавка складова (у напрямку від поверхні до центру частинок)			Легкоплавка складова		
	Cr	Fe	Cu	Cu	Fe	Cr
50Cr-49Cu-1Fe	97÷100	3÷0	0,5÷0	97,0÷97,5	0,06-0,08	2,4÷2,9
50Cr-42Cu-8Fe	87÷100	12÷0	0,9÷0	96,5÷97,5	0,4÷0,6	2,5÷3,0

Аналіз змін геометричних параметрів мікроструктури зразків в залежності від їх складу показав, що із зростанням вмісту заліза у складі композиції збільшуються об'ємна доля частинок V_p , площини міжфазової і міжчастинкової поверхонь S_{s-l} і S_{s-s} , коефіцієнт суміжності, C_{s-s} та число контактів, N_k (табл.3). Водночас з цим, середній розмір частинок практично не міняється (коливання в межах похибки) і, ймовірно, перелічені зміни є наслідком збільшення кількості частинок в одиниці об'єму матеріалу.

Таблиця 3. Геометричні параметри мікроструктури композицій Cr-Cu-Fe після РФС протягом 7 хв, в залежності від вмісту заліза у рідкій фазі на початку РФС

Склад композицій (% мас.)	Геометричні параметри мікроструктури						
	V_p	$N_v, \cdot 10^4, \text{мм}^{-3}$	$D_v, (\text{max}), \text{мкм}$	$S_{s-l}, \text{мм}^{-1}$	$S_{s-s}, \text{мм}^{-1}$	C_{s-s}	N_k
50Cr-49Cu-1Fe	0,62±0,0 3	34,3 0	11,39±0,20	177,8±8,0	65,5±5,9	0,2692±0,0 4	3,7
50Cr-42Cu-8Fe	0,67±0,0 3	47,9 6	10,23±0,20	201,1±8,0	92,1±8,3	0,3141±0,0 4	4,9

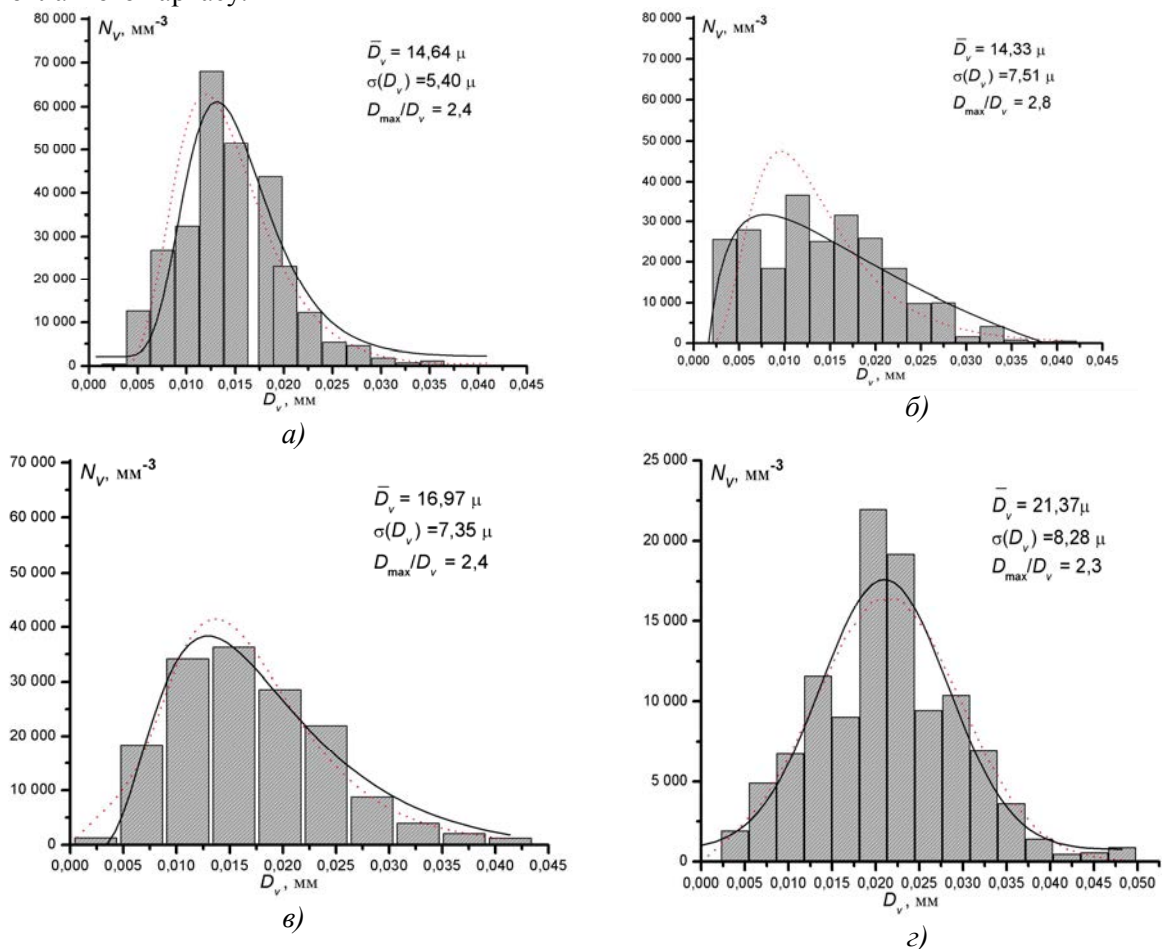
Аналіз змін гістограми розподілу частинок за розмірами в залежності від часу РФС композиції 50Cr-49Cu-1Fe вказує на поступове наближення до метастабільного стану: на початку спікання розподіл апроксимується логарифмічно нормальним законом (рис.2, а); після 15 хв. ізотермічної витримки збільшується кількість малих фракцій, що обумовлює зменшення середнього діаметру \bar{D}_v , збільшення дисперсії середнього значення $\sigma(\bar{D}_v)$, та співвідношення максимального значення до середньої величини D_{max}/\bar{D}_v (рис.2. б); надалі, дрібні фракції зникають, значення \bar{D}_v зростає, а параметри $\sigma(\bar{D}_v)$ і D_{max}/\bar{D}_v зменшуються (рис.2, в). Після 90 хв. РФС крива розподілу наближається до симетричного вигляду і відповідає нормальному закону (рис.2, г).

Поступове зростання середнього розміру частинок супроводжується зменшенням їх кількості, зниженням значень площин міжфазової та міжчастинкової поверхонь і стабілізацією параметрів зв'язаності тугоплавкої складової (табл. 4). Згідно класичної теорії РФС [12], це відбувається через збільшення розчинності твердої фази на межі з криволінійною поверхнею у порівнянні з рівноважною розчинністю (на межі з прямолінійною поверхнею). Рухомою силою цього процесу є різниця хімічних потенціалів на межах з різною кривизною, яка визначається відомим співвідношенням Гіббса: $C_\infty - C_o \approx \frac{\sigma_{s-l}}{R} \frac{\Omega_s}{kT} C_o$ (де C_∞ і C_R - рівноважна розчинність (над пласкою поверхнею) та розчинність частинки радіусу R у розплаві, відповідно; σ_{s-l} - поверхнева енергія на межі розділу фаз тверде-рідина; Ω_s - атомний об'єм твердої фази; k - константа Больцмана; T - температура). Розчинення малих частинок призводить до пересичення атомами твердої фази розплаву біля крупних частинок з малою кривизною. Таким чином, крупні частинки зростають за рахунок осадження атомів твердої фази із розплаву на їх поверхні. З енергетичних позицій цей процес відображає прагнення системи до рівноважного стану з мінімумом енергії, яке на початковому етапі РФС реалізується шляхом зменшення поверхневої енергії частинок.

Таблиця 4. Геометричні параметри мікроструктури композицій складу 50Cr-49Cu-1Fe в залежності від часу РФС

Час РФС, хв	Геометричні параметри мікроструктури композицій				
	$N_v, \cdot 10^4, \text{мм}^{-3}$	$S_{s-l}, \text{мм}^{-1}$	$S_{s-s}, \text{мм}^{-1}$	C_{s-s}	N_k
7	28,50	153,9±6,1	42,1±3,8	0,2147±0,03	2,7
15	23,65	143,6±5,7	35,4±3,1	0,1978±0,03	2,34
30	15,65	132,1±5,3	37,6±3,4	0,2216±0,03	2,22
60	10,89	123,5±4,9	36,2±3,2	0,2267±0,03	3,33
90	6,88	105,98±4,2	32,24±2,9	0,2331±0,03	3,20

Водночас з цим, при РФС можливо створення умов стабільності існування міжчастинкової поверхні, зокрема при виконанні нерівності $\frac{\sigma_{m-p}}{\sigma_{m-m}} \geq 0,5$ (де σ_{m-m} - поверхнева енергія на межі розділу фаз тверде-тверде [12]). Схильність системи до формування міжчастинкових контактів проявляється високими значеннями таких параметрів зв'язаності структури як C_{s-s} та N_k , і залежить, в першу чергу, від складу матеріалу. Раніше нами було показано, що в подвійній системі Cr-Cu виконується термодинамічна умова існування тугоплавкого каркасу, який обмежує можливості управління такими структурно чутливими характеристиками матеріалу як електро- та теплопровідність [3]. З термодинамічних позицій добавка міжфазноактивного компонента, зокрема, заліза в цю систему повинна привести до зменшення вірогідності формування контактів тверде-тверде за рахунок зменшення енергії міжфазової поверхні. І дійсно, на початку часу РФС в мікроструктурі потрібних композицій Cr-Cu-Fe має місце дезинтеграція тугоплавкої складової за рахунок просочення рідини в зони міжчастинкових меж, на що вказує тимчасове збільшення кількості малих фракцій і зменшення середнього розміру частинок (див. рис.2). В цей же час, спостерігається коливання значень параметрів C_{s-s} і N_k , (див. табл.3), а із збільшенням часу РФС їх рівень збільшується до величини, що відповідає умові існування тугоплавкого каркасу (при $N_k \geq 1,5$ [6]). Ймовірно, з часом РФС, водночас з дезинтеграцією частинок, розвивається процес їх коалесценції, тобто формування енергетично вигідного контакту між частинками. За даними локального рентгеноспектрального аналізу елементний склад на межах контактуючих частинок здебільшого подібний складу перехідного шару на поверхні частинок (рис.3). Це вказує на те, що існування перехідного шару на першому етапі РФС не перешкоджає подальшому формуванню тугоплавкого каркасу.



(a - z) – 7, 15, 60 та 90 хв. відповідно

Рис. 2. Гістограми розподілу частинок за розмірами в мікроструктурі зразків 50Cr-49Cu-1Fe в залежності від часу РФС (суцільна лінія – апроксимуюча крива; пунктир – теоретична крива нормального або логарифмічно нормального розподілу, розрахованих з використанням експериментальних значень середнього діаметру частинок \bar{D}_v та середньоквадратичного відхилення від середнього значення

Згідно моделі Лівшиця-Слезова-Вагнера (ЛСВ-модель) зростання сферичних частинок на асимптотичній стадії контролюється швидкістю процесів реакції на межфазній границі (хімічні реакції, розчинення твердої фази у рідині), або дифузією через розплав. Кінетика змін середнього радіусу частинок підкорюється закону виду: $\overline{R}^n - \overline{R}_0^n = Kt$ (де R_0 і R - початковий радіус та радіус на момент часу t відповідно; K - константа швидкості процесу). При $n=2$ рост частинок контролюється реакцією на межі фаз; при $n=3$ - дифузією через розплав. Крім того, закономірність зменшення кількості частинок описується залежністю виду $N_v \sim t^{-3/2}$ або $N_v \sim t^{-1}$ за умов реакційно або дифузійно-контрольованого механізмів відповідно [15]. Незважаючи на те, що математично строго модель була розроблена для пояснення кінетики розпаду пересиченого твердого розчину за умов малої кількості частинок другої фази (тобто при $V_p \rightarrow 0$), справедливність основних висновків процесу росту частинок було підтверджено для багатьох металевих систем при РФС [15- 17].

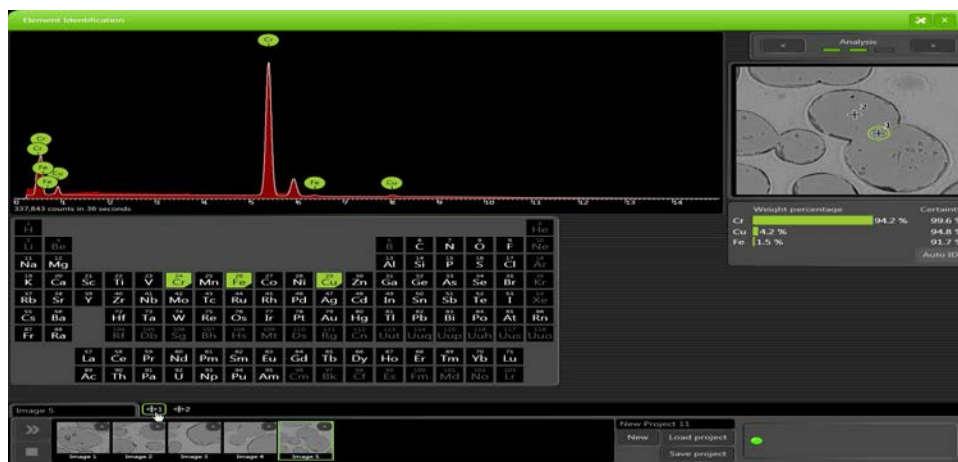


Рис. 3. Інтерфейс програмного пакету для визначення хімічного складу в точці (Elemental Identification) настільного електронного мікроскопу "Phenom proX" (фірма PhenomWorld, Нідерланди): спектральні лінії та елементний склад на межі 2-х частинок в т.1 (% мас.): 99,6Cr; 4,2Cu; 1,5Fe (композиція 50Cr-49Cu-1Fe, після РФС протягом 7 хв.)

З метою виявлення основного механізму росту частинок в досліджуваних умовах було проаналізовано зміни середнього радіусу частинок та їх кількості в мікроструктурі зразків в залежності від часу РФС (рис.4). Експериментальна залежність збільшення середнього радіусу частинок в логарифмічних координатах апроксимується лінійною функцією виду $D_v \sim t^{0,29}$, що з урахуванням статистичної похибки можна вважати близькою до кубічного закону (рис.3, а). Це дає підстави для припущення щодо дифузійно-контрольованого процесу росту частинок.

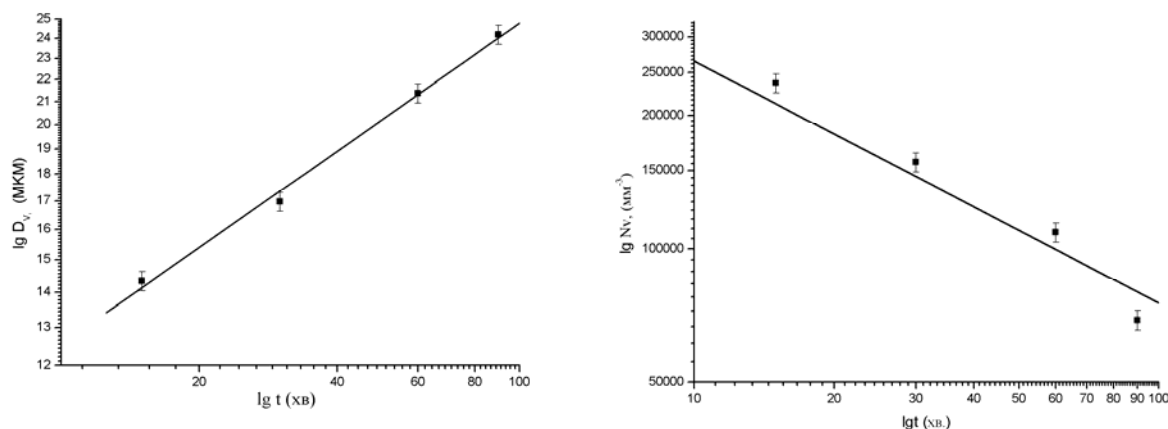


Рис. 4. Зміни середнього діаметру частинок (а) та їх кількості (б) в мікроструктурі композиції 50Cr-49Cu-1Fe в залежності від часу РФС

Оціночні розрахунки показали, що в досліджуваних умовах константа швидкості дорівнює $K = (0,315 \pm 0,007) \cdot 10^{-18} \text{ м}^3/\text{с}$, що приблизно втричі більше, ніж при РФС композицій Cr-Cu в аналогічних умовах ($K = (0,1306 \pm 0,013) \cdot 10^{-18}$ та $K = (0,15 \pm 1,8) \cdot 10^{-18} \text{ м}^3/\text{с}$ при $V_p=0,4$ та $V_p=0,6$ відповідно [18]). Залежність змін кількості частинок з часом РФС в логарифмічних координатах апроксимується лінійною функцією типу $N_v \sim t^{-0,5}$, що, враховуючи оціночний характер визначення цієї залежності в рамках ЛСВ-моделі [19], можна вважати ознакою механізму дифузійно-контрольованого росту.

На основі даних, отриманих при дослідженні особливостей формування мікроструктури композицій Cr-Cu-Fe в процесі РФС при 1200°C у вакуумі протягом 7-90 хв. зроблено висновок щодо спрямованості масопереносу атомів заліза із розплаву на основі міді на поверхню хромових частинок і формування на межі фаз перехідного шару за участю всіх основних компонентів композицій. Закономірності змін середнього радіуса частинок та їх кількості в мікроструктурі композицій в залежності від часу РФС узгоджуються з модельними уявленнями росту частинок в рамках теорії Ліфшиця-Слезова-Вагнера по механізму, що контролюється дифузійною твердої фази через розплав. Утворення перехідного шару на першому етапі РФС не перешкоджає в подальшому формуванню тугоплавкого каркасу.

1. Slade P. G. Advances in material development for high power vacuum interrupter contacts / P. G. Slade // IEEE Trans. Compon. Packag. and Manuf. Technology. Part A. – 1994. – Vol.17. – No.1. – P. 96-106.
2. Peng L. Property and thermal stability of in situ composite Cu-Cr alloy contact cable / L. Peng, X. Mao, K. Xu, Ding W. // J. Mater. Proces. Technology. – 2005 – Vol.166. – Issue 2. – P.193-198.
3. Гетьман О.И. Формирование структуры при спекании в присутствии жидкой фазы в системах Cr-Cu-металл семейства железа./ О.И. Гетьман, Н.Д. Лесник, Р.В. Минакова, Е.В. Хоменко // Порошковая металлургия, 2006. – №7/8. – С.19-25.
4. Физическая химия неорганических материалов: Справ. В 3-х тт. /под ред. В.Н. Еременко. – К. : Наук. думка, 1988. –Т.3. – 192 с.
5. Massalski B. Binary alloy phase diagrams. Printed Int USA, ASM, Metal Park, Ohio 044073. –1986. – 1100 p.
6. Чернявский К. С. Стереология в металловедении./ К. С. Чернявский. – М. : Металлургия, 1977. – 268 с.
7. Хоменко А.И. Программа автоматизации анализа микроструктур. / А.И. Хоменко, Е.В. Хоменко // Порошковая металлургия – 2007. – №1/2. – С. 122-127.
8. Ohtani H. Solid /Liquid Equilibria in Fe-Cu based Ternary Systems / H. Ohtani, H.Suda, K.Ishida; ISIJ Intern., V.37.– 1997.–№3.– PP. 207-216.
9. Ragavan V. Cr-Cu-Fe (Chromium-Copper-Iron) / V. Ragavan // J. Equilibria, – 2002. – Vol. 23. – P. 257 – 258.
10. Ejima T. Diffusion of iron and cobalt in liquid copper / T. Ejima, M. Kameda // J. Japan Inst. Metals. – 1970. – Vol. 34. – P. 96-103.
11. Смитлз К. Дж. Металлы. / (Справ.) пер. с англ. – М. : Мир, 1980.– 447 с.
12. Кинжери В.Д. Спекание в присутствии жидкой фазы. Кинетика высокотемпературных процессов. М.: Мир, пер. с англ. , 1967. – С. 271-285.
13. Лифшиц И. М. О кинетике диффузионного распада твердых растворов / И. М. Лифшиц, В. В. Слезов // ЖЭТФ.– 1958. – Вып. 2(8). – Т. 35. – С. 479-492.
14. Wagner C. Theorie der Alterung von Niederschlagen durch Umlosen / C. Wagner // Zeitschrift fur Electrochemie.– 1961. – Bd.6. – No. 7/8. – P. 581-591.
15. Fischmeister H. Ostwald Ripening – A Survey / H. Fischmeister and G. Grimvall // Sintering and related Phenomena. Materials Science Reseach. ed. by ed. G.C. Kuczynski. – Plenum Press. Y.N. London.– 1973. –Vol. 6. – P.P. 119–149.
16. Watanabe R. The growth of solid particles in Fe-20 wt% Cu alloy during sintering in the presence of a liquid phase / R. Watanabe, Y. Masuda // Trans. Japan Inst. Metal. – 1973, – Vol. 14. – P. 320-326.
17. Bender W. Ostwald ripening of liquid phase sintered Cu-Co dispersions at High volume fractions / W. Bender and L. Ratke // Acta materialia. – 1998. – Vol.46. – No. 4. – P.P. 1125-1133.
18. Хоменко Е. В. Эволюция микроструктуры композитов Cr-Cu при жидкофазном спекании / Е.В. Хоменко, Р. В. Минакова, Н. Д. Лесник // Порошковая металлургия – 2013. – №1/2. – С. 29-42.
19. Sarian S. Kinetic of coarsening of spherical particles in a liquid matrix /S. Sarian, H.W. Weart // J. Appl. Physics. – 1966.–Vol. 37.–No. 4.–P. 1675-1681.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.