

СТРУКТУРА І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОВСТИХ КОНДЕНСАТІВ МІДІ, ДИСПЕРСНО-ЗМІЦНЕНИХ ХРОМОМ, ОКСИДОМ ЦИРКОНІЮ ТА ЇХ СУМІШШЮ

А.В. Демчишин¹, А.А. Демчишин^{1,2}, С.П. Єгоров¹

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України.

03142, м. Київ, вул. Омеляна Прицака, 3. E-mail: ademch@meta.ua

²НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського».

03056, м. Київ, просп. Берестейський, 37. E-mail: ntuu.kpi@ukr.net

Досліджено структуру і механічні властивості конденсатів міді товщиною 0,8...2,0 мм, дисперсно-зміцнених хромом, оксидом цирконію та їх сумішшю, отриманих одночасним електронно-променевим випаровуванням обраних складових з подальшою конденсацією парової фази на плоскі сталеві підкладки. Показано, що характер структури і рівень міцності композитів залежать від об'ємного вмісту зміцнювальної фази, її дисперсності та сумарної дії обох дисперсоїдів. Бібліогр. 10, рис. 12.

Ключові слова: електронно-променева парофазна технологія, товсті вакуумні конденсати, мідь, системи мідь–хром, мідь–оксид, мідь–хром–оксид цирконію, мікроструктура, твердість, міцність, пластичність

Вступ. Композиційні матеріали на основі міді широко використовуються в різних галузях сучасної промисловості завдяки сприятливому поєднанню в таких композиціях механічних, термічних, теплофізичних і електричних властивостей. Наприклад, контакти електричних апаратів, колектори електродвигунів, електроди для контактного, точкового і шовного зварювання, поверхні деталей з високим опором дугової ерозії та зношенню при терті ковзанням, робочі поверхні потужних лазерних дзеркал, мішені для нейтронного опромінення тощо [1–4]. В якості зміцнюючих фаз в мідних композиціях використовуються як металеві (Cr, Mo, Nb, Be, Zr), так і керамічні (Al_2O_3 , ZrO_2 , Y_2O_3 , ThO_2 , SiC, TiB_2 , AlN) матеріали. Разом з тим, дисперсійно-твердіючі мідні сплави (наприклад, хромові бронзи) мають недоліки, такі як суттєве зниження твердості і міцності при підвищених температурах, що в значній мірі обмежує їх застосування. З другого боку, дисперсно-зміцненні сплави міді, такі як Cu– Al_2O_3 , Cu– ZrO_2 , демонструють більш високі значення механічних властивостей при підвищених температурах, що забезпечує більш широке застосування таких композицій [5], які отримують, як правило, різними методами порошкової металургії.

Ціль запропонованої роботи — дослідження структури і механічних властивостей мідних композицій Cu–Cr і Cu– ZrO_2 , отриманих за допомогою електронно-променевої парофазної технології, а також вивчення спільного впливу двох механізмів зміцнення мідної матриці частинками Cr і ZrO_2 на аналогічні характеристики бінарних систем.

Матеріали і методика експерименту. Композиційні матеріали систем Cu–Cr, Cu– ZrO_2 і BrX0,5– ZrO_2 у вигляді пластин $120 \times 200 \times (0,8 \dots 2,0)$ мм зі змінним вмістом дисперсної фази по їх довжині були отримані шляхом одночасного електронно-променевого випаровування міді або бронзи BrX0,5 і зміцнюючої фази з двох незалежних водоохолоджуваних мідних тиглів з подальшою конденсацією парової суміші на сталеві підкладки. Принципова схема цього методу представлена в роботі [6]. В якості вихідних матеріалів використовували зливки міді діаметром 69 мм і довжиною 160...200 мм, отримані електронно-променевим переплавом міді марки М0, зливки хромової бронзи BrX0,5 та хрому марки ВХ-1 діаметром 49 мм і довжиною 80...90 мм, а також пресовані з технічно чистого порошку $ZrO_2 + 5\% \text{ CaO}$ і спечені штабіки діаметром 49 мм і висотою 60 мм. Температура підкладки становила 750 °С, вибір якої було обумовлено метою отримати оптимальні механічні властивості і структуру металевої матриці. Швидкість конденсації металів становила 5...7 мкм/хв, а для оксиду цирконію — 1,6...2,4 мкм/хв. Величина вакууму складала $(1,33 \cdot 10^{-2}) \dots (0,66 \cdot 10^{-3})$ Па. На підкладки, щоб відділити від них конденсати, попередньо наносили тонкий підшар діоксиду цирконію. Кількість другої фази в композитах визначали хімічним методом.

Металографічне дослідження структури конденсатів проводили за допомогою оптичних мікроскопів МІМ-7 і МІМ-8. Форму і розміри частинок другої фази досліджували на електронному мікроскопі JEM-120. Механічні властивості конденсатів визначали шляхом розтягу плоских зразків з шириною робочої частини 3 мм і довжиною 10 мм. Відносна

А.В. Демчишин — <https://orcid.org/0000-0002-1572-9385>, А.А. Демчишин — <https://orcid.org/0000-0001-7754-0185>

швидкість деформації становила $1,67 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Твердість по Віккерсу вимірювали на приладі ХПО-250 при навантаженні 10 кг протягом 30 с.

Результати досліджень. Система Cu–Cr. При розгляді системи мідь–хром слід відзначити, що згідно діаграмі стану розчинність хрому в твердій міді швидко зменшується із зниженням температури і складає 0,15 та 0,03 об. % при 750 і 20 °С відповідно. Таким чином, при наявності хрому в міді вище вказаних значень в слабо розбавленому твердому розчині мідь–хром він буде у вигляді дисперсних частинок. Вміст хрому в міді у цьому дослідженні змінювався в діапазоні 0...3,0 об. % Cr.

Металографічне дослідження шліфів поперечних перерізів конденсатів Cu–Cr дозволило визначити вплив кількості зміцнюючої добавки хрому на характер мікроструктури двофазного конденсату. На рис. 1 показані структури вакуумних конденсатів мідь–хром із вмістом Cr від 0,3 до 2,7 об. %, отриманих при температурі підкладки 750 °С.

Порівняння наведених структур з мікроструктурою конденсату чистої міді, сформованого при тій самій температурі, свідчить, що введення в мідь вже малої кількості хрому призводить до суттєвого зменшення величини кристалітів матриці. Наприклад, при вмісті хрому 0,3 об. % розмір зерна конденсату Cu–Cr зменшується в 3 рази. Збільшення концентрації зміцнювальної хромової фази спричиняє подальше подрібнення структури і при вмісті хрому 2,7 об. % і більше елементи мікроструктури конденсату стають настільки дисперсними, що для їх виявлення необхідно застосовувати великі збільшення (рис. 1, д, $\times 900$).

Електронно-мікроскопічні дослідження на про-світ спеціально приготовлених фольг конденсатів Cu–Cr дозволили визначити розміри і форму дисперсних частинок хрому в залежності від кількості введеної в мідну матрицю зміцнювальної фази. На базі експериментальних даних можна зробити висновки, що частинки хрому мають округлу форму і їх розмір збільшується зі зростанням концентрації другої фази. Наприклад, якщо при вмісті в міді 0,3 об. % Cr розмір зміцнювальних частинок складає біля 30 нм, то при кількості 2,5 об. % другої фази розмір частинок збільшується в 7 разів і становить 210 нм. На рис. 2 представлені електронно-мікроскопічні знімки структур конденсатів Cu–Cr при різних концентраціях хрому.

Друга фаза значно збільшує твердість міді. Введення хрому в кількості 0,5 об. % підвищує твердість вакуумного конденсату в 1,5 рази. При подальшому збільшенні концентрації хрому до 2,7 об. % твердість зростає пропорційно вмісту зміцнювальної фази (рис. 3). Порівняння твердості конденсату Cu–0,5 % Cr з твердістю хромової бронзи БрХ0,5, отриманої литтям, свідчить про практичний збіг абсолютних значень твердості конденсованої хромової бронзи (603 МПа) з твердістю масивної бронзи після гартування (637 МПа) [7, 8].

Механічні властивості на розтягування конденсатів системи Cu–Cr визначали при кімнатній температурі і 700 °С в повітрі та у вакуумі $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. відповідно. Отримані залежності від вмісту зміцнювальної фази представлені на рис. 4. Характеристики міцності двофазних конденсатів зростають із збільшенням вмісту хрому.

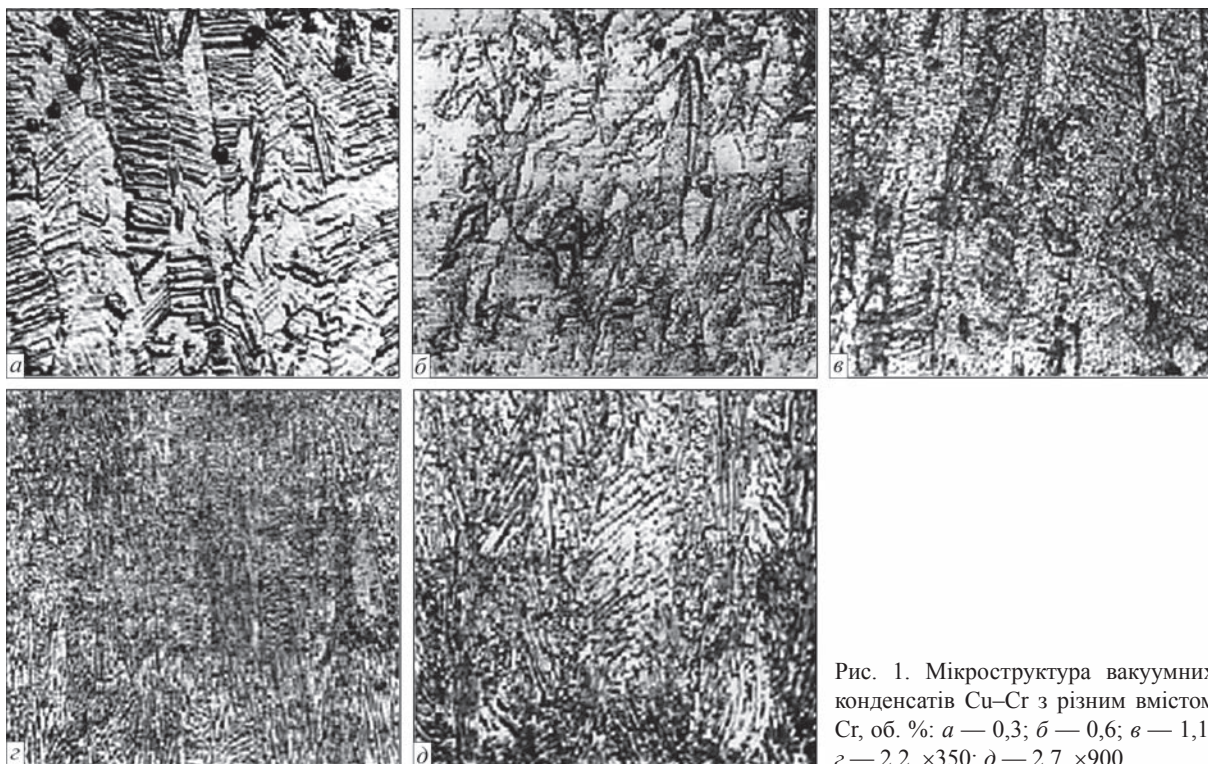


Рис. 1. Мікроструктура вакуумних конденсатів Cu–Cr з різним вмістом Cr, об. %: а — 0,3; б — 0,6; в — 1,1; г — 2,2, $\times 350$; д — 2,7, $\times 900$

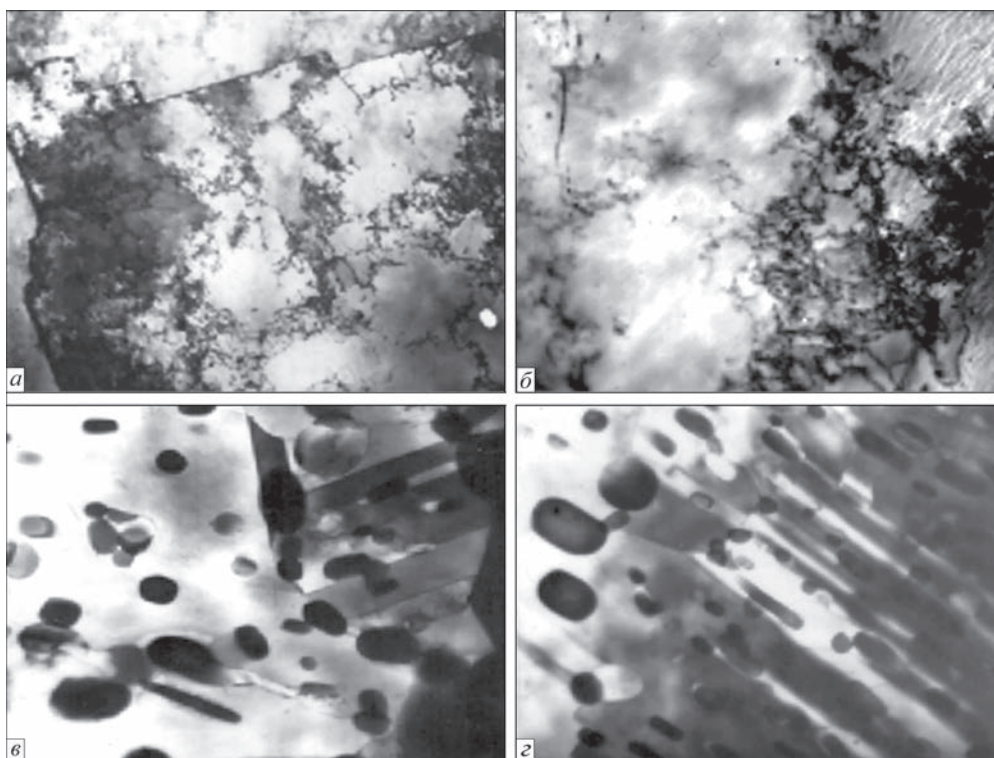


Рис. 2. Структура конденсатів Cu–Cr з різним вмістом Cr, об. %: а — чиста мідь; б — 0,3; в — 2,5; з — 3,4, $\times 40000$

Введення в мідь хрому в кількості 3,2 об. % збільшує межу міцності і текучості в 1,9 та 2,0 рази відповідно. Пластичність двофазних конденсатів дещо зростає при введенні в мідну матрицю невеликих добавок хрому (до 0,6...0,8 об. %). При подальшому збільшенні вмісту зміцнювальної фази відносно подовження швидко зменшується і досягає 21 % при 3,2 об. % хрому.

Порівняння межі міцності, текучості і відносного подовження конденсатів Cu–0,5 % Cr з аналогічними характеристиками хромової бронзи БрХ0,5, отриманої литтям або порошковою металургією, свідчить про практичний збіг абсолютних значень зазначених механічних властивостей конденсованої хромової і масивної бронз в загартованому стані [7, 8].

Випробування на розтягування при 700 °C свідчать про збільшення меж міцності і текучо-

сті з підвищенням вмісту хрому до 0,8 об. %. Подальше збільшення вмісту хрому призводить до зменшення характеристик міцності. Відносно подовження конденсатів Cu–Cr зменшується з 41 до 21 % з підвищенням вмісту зміцнювальної фази до 0,8...1,0 об. %, а далі зростає пропорційно збільшенню вмісту хрому. При 2,5 об. % хрому подовження конденсатів Cu–Cr досягає 36 %.

Відзначене зниження характеристик міцності при одночасному збільшенні пластичності конденсатів із вмістом хрому в діапазоні 0,8...2,5 об. % слід пов'язувати з коагуляцією частинок хрому внаслідок спільної дії температури (700 °C) і деформації. Цей факт свідчить про порівняно низьку термічну стабільність матеріалів Cu–Cr при такій температурі.

Система Cu–ZrO₂. Металографічні дослідження конденсатів Cu–ZrO₂ свідчать, що введення оксиду ZrO₂ в мідь призводить до зменшення величини кристалітів матриці і формування стовпчастої структури (рис. 5), як і у випадку добавки хрому. Вміст оксиду в міді в цьому дослідженні змінювали в діапазоні 0...4,0 об. % ZrO₂. Найбільш різке подрібнення зерна спостерігається в області вмісту другої фази 0,2...0,7 об. %. Наприклад, при вмісті 0,6 об. % оксиду в міді розмір зерна композита зменшується в 3,5 рази в порівнянні з величиною кристалітів чистої конденсованої міді, сформованої при однаковій температурі підкладки (750 °C). Збільшення вмісту оксидної фази спричиняє подальше подрібнення структури композита мідь–оксид, проте швид-

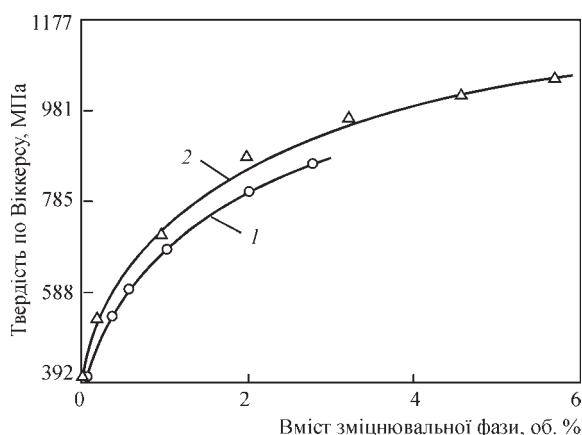


Рис. 3. Залежність твердості конденсатів систем Cu–Cr (1) та Cu–ZrO₂ (2) від вмісту зміцнювальної фази

кість цього процесу значно сповільнюється. При вмісті оксиду 3...4 об. % елементи мікроструктури конденсату стають настільки дисперсними, що для їх виявлення необхідно застосовувати великі збільшення (рис. 5, з, $\times 900$).

Рентгенографічні дослідження двофазних композицій мідь–оксид цирконію показали, що лінії фази діоксиду не виявляються в дослідженому діапазоні концентрацій другої фази, лінії міді не розмиті, параметр решітки матриці не змінюється в залежності від вмісту оксиду і збігається з параметром решітки конденсату чистої міді. Це свідчить про практичну відсутність взаємодії фаз при формуванні конденсатів системи Cu-ZrO_2 . Відсутність на рентгенограмах ліній оксиду можна пояснити слабкою інтенсивністю відбиття від кристалографічних площин цієї тугоплавкої сполуки і наступним їх поглинанням з огляду на малу кількість другої фази в композиції. Електронно-мікроскопічні дослідження на просвіт фольг конденсатів Cu-ZrO_2 показали, що частинки оксиду мають сфероїдальну форму і досить однорідні за розміром (рис. 6). Величина зміцнювальних частинок також збільшується з підвищенням вмісту оксиду, як і у випадку композиції мідь–хром.

Слід відзначити, що при малій кількості фази ZrO_2 (до 0,8 об. %) частинки оксиду мають більші розміри у порівнянні з частинками хрому. Наприклад, при концентрації другої фази 0,3 об. % вели-

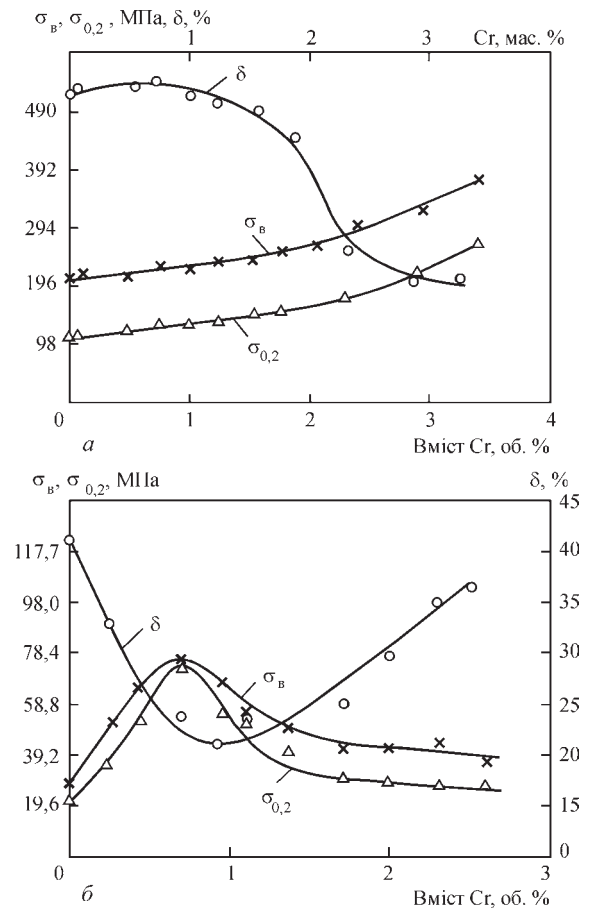


Рис. 4. Залежність механічних властивостей конденсатів Cu-Cr від кількості зміцнювальної фази при температурах випробувань, $^\circ\text{C}$: а — 20; б — 700

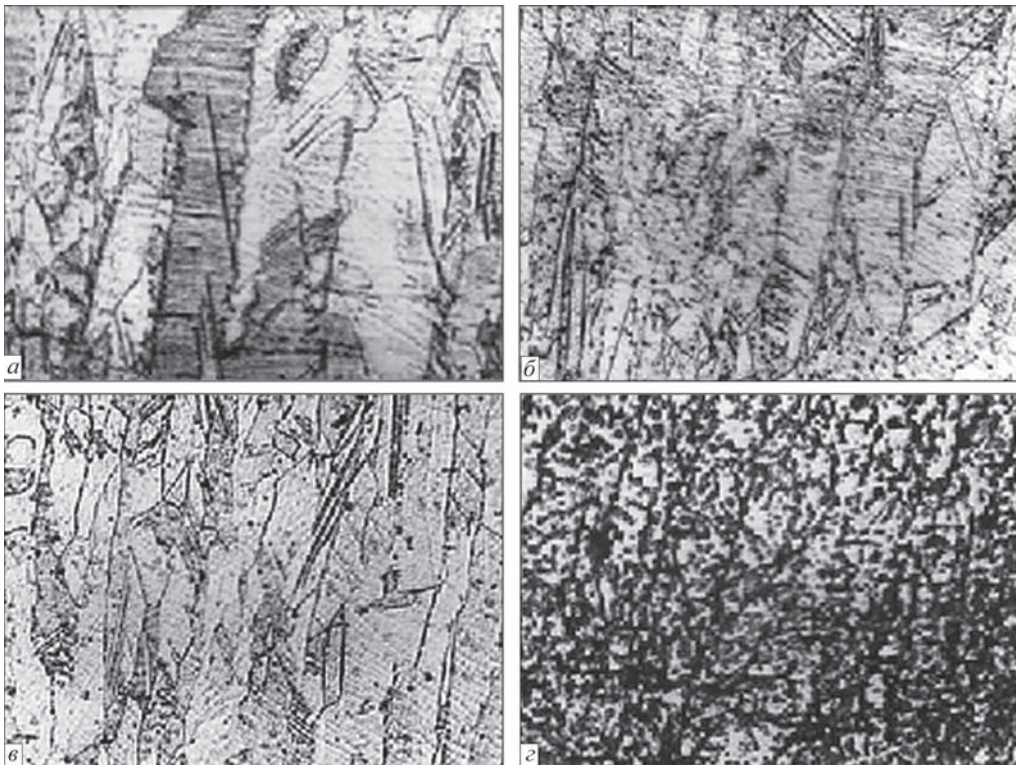


Рис. 5. Мікроструктура вакуумних конденсатів Cu-ZrO_2 з різним вмістом ZrO_2 , об. %: а — 0,2; б — 0,3; в — 0,5, $\times 350$; г — 4,0, $\times 900$

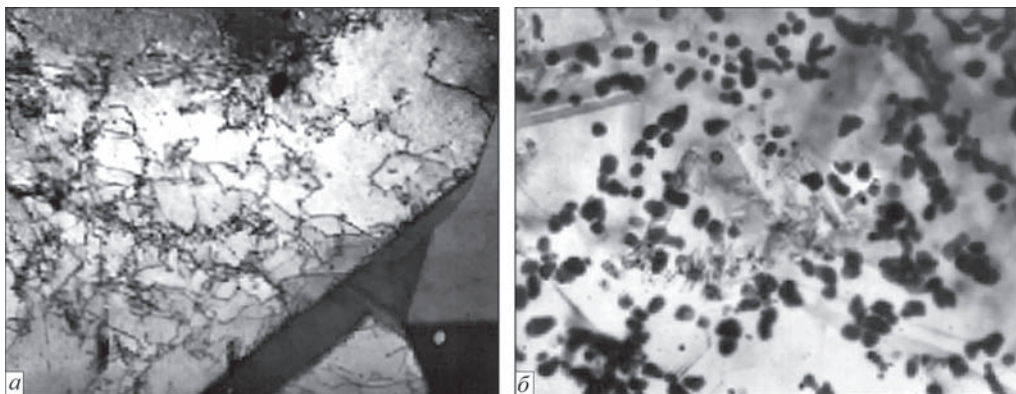


Рис. 6. Мікроструктура конденсатів Cu–ZrO₂ з різним вмістом ZrO₂, об. %: а — 0,3; б — 2,5, ×40000

чина частинок оксиду і хрому складає 60 та 30 нм відповідно. Проте швидкість росту дисперсних частинок із збільшенням кількості другої фази значно нижче в мідьоксидних композиціях у порівнянні з конденсатами Cu–Cr. Внаслідок цього, при вмісті другої фази вище 0,8 об. % розмір частинок хрому починає перевершувати розмір частинок оксиду і при вмісті 3,4 об. % другої фази частинки хрому стають значно крупніше частинок оксиду. Відзначений факт можна пояснити різним ступенем взаємодії другої фази з мідною матрицею і різною дифузійною рухомістю зміцнювальних фаз в міді при формуванні конденсованої композиції при температурі 750 °C і виділенні хромової фази з маточного матеріалу в об'ємі матриці при охолодженні підкладки з 750 °C до кімнатної температури.

Введення частинок діоксиду цирконію в мідь спричиняє збільшення її твердості з 40 для чистої міді до 107 кг/мм² при 5,7 об. % оксиду (рис. 3). Концентраційна залежність твердості мідьоксидних композицій аналогічна залежності твердості від кількості фази для конденсатів системи Cu–Cr, проте абсолютні значення твердості конденсатів мідь–оксид декілька вищі при однаковому об'ємному вмісті зміцнювальної фази. Порівняння твердості конденсату Cu–0,5 об. % ZrO₂ з твердістю зразків аналогічного складу, отриманих порошковою металургією методом внутрішнього окислення з подальшою гарячою екструзією і холодним витягуванням, на 56 % свідчить про практичний збіг абсолютних значень [9, 10].

Механічні властивості конденсатів Cu–ZrO₂ визначали при кімнатній температурі в повітрі і при 700 °C у вакуумі 5·10⁻⁵ мм рт. ст. Отримані залежності надані на рис. 7. Введення частинок оксиду цирконію в мідну матрицю призводить до зростання меж міцності і текучості двофазних конденсатів при одночасному зниженні їх пластичності.

Концентраційна залежність міцності конденсатів Cu–ZrO₂ при кімнатній температурі аналогічна залежності міцностних характеристик від кількості

зміцнювальної фази для конденсатів системи Cu–Cr, проте абсолютні значення меж міцності і текучості мідьоксидної системи дещо вищі. При температурі випробування 700 °C міцнісні характеристики конденсатів Cu–ZrO₂ також збільшуються з ростом вмісту оксиду в досліджуваному діапазоні концентрацій другої фази, а пластичність зменшується.

Порівняння механічних властивостей конденсатів систем Cu–Cr і Cu–ZrO₂ при температурі випробування 700 °C свідчить, що в мідьоксидних композиціях не спостерігається падіння міцнісних характеристик із збільшенням вмісту зміцнювальної фази в діапазоні концентрацій вище 0,8 об. %, як це має місце в системі Cu–Cr, що свідчить про більш високу термічну стабільність мідьоксидних конденсатів. Цей факт дозволяє зробити висновок, що з точки зору надійності роботи в умовах тривалої дії підвищених температур конденсати системи Cu–ZrO₂ мають перевагу перед конденсатами системи Cu–Cr. Відомо також, що дисперсно-зміцнені матеріали з усталеною зміцнювальною фазою мають надзвичайно низькі швидкості повзучості при високих температурах.

Система Cu–0,5Cr–ZrO₂. Металографічні дослідження конденсатів чистої хромової бронзи БрХ0,5, отриманих електронно-променевим випаровуванням з одного тигля, показали, що при її випаровуванні на сталому режимі на підкладці формується конденсат, структура якого аналогічна структурі конденсату, отриманому при одночасному випаровуванні чистих міді і хрому з двох тиглів. Це дозволило одержувати трифазні конденсати системи Cu–0,5Cr–ZrO₂ зі змінним вмістом оксиду.

Введення оксидної фази в хромову бронзу призводить до додаткового подрібнення її структури (рис. 8). При вмісті оксиду 1,0 об. % розмір зерна конденсату бронза–оксид зменшується в 2 рази в порівнянні з величиною кристалітів конденсованої бронзи, сформованої за тієї ж температури підкладки (750 °C). Подальше збільшення концентрації оксиду спричиняє подрібнення структури

композита бронза–оксид, проте швидкість цього процесу дещо сповільнюється.

Електронно-мікроскопічні дослідження на про-світ показали, що одночасна присутність в мідній матриці зміцнювальних частинок хрому і оксиду цирконію не впливають на їх морфологію при різних вмістах оксиду (рис. 9). Як і у випадку двофазних систем на основі міді, в трифазних конденсатах також спостерігається зростання розмірів частинок зміцнювальної фази із збільшенням її вмісту.

Введення частинок оксиду в хромову бронзу спричиняє збільшення її твердості з 60 до 160 кг/мм² при 8 об. % оксиду (рис. 10), що перевищує твердість литої хромової бронзи БрХ0,5 після дисперсійного твердіння і 25%-ної холодної деформації (150 кг/мм²) [7].

Механічні властивості на розтяг трифазних конденсатів визначали при кімнатній температурі в повітрі і при 700 °С у вакуумі $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. (рис. 11). Як видно з наведених графіків, концентраційні залежності меж міцності, текучості та пластичності дисперсно-зміцненої бронзи характеризуються наявністю мінімуму при вмісті оксиду 0,5 об. %. Температура випробувань і оточуюча атмосфера не впливають на його положення. Одночасне зниження міцності і пластичності бронзи БрХ0,5 при збіль-

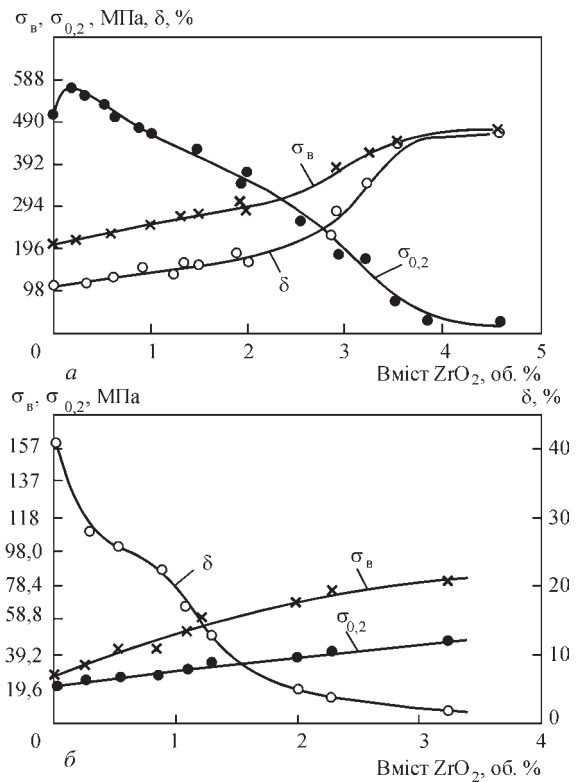


Рис. 7. Залежність механічних властивостей вакуумних конденсатів Cu–ZrO₂ від вмісту зміцнювальної фази при температурах випробувань, °С: а — 20; б — 700

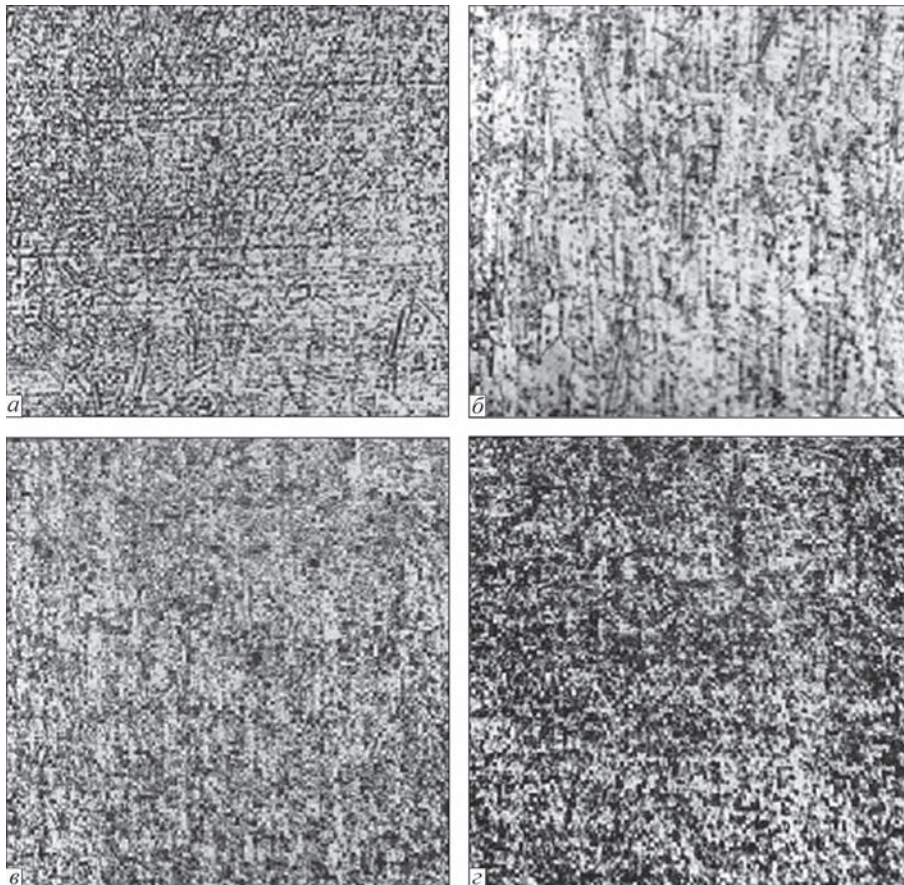


Рис. 8. Мікроструктура вакуумних конденсатів БрХ0,5–ZrO₂ з різним вмістом ZrO₂, об. %: а — 0,7; б — 1,7; в — 3,65, $\times 350$; г — 5,7, $\times 900$

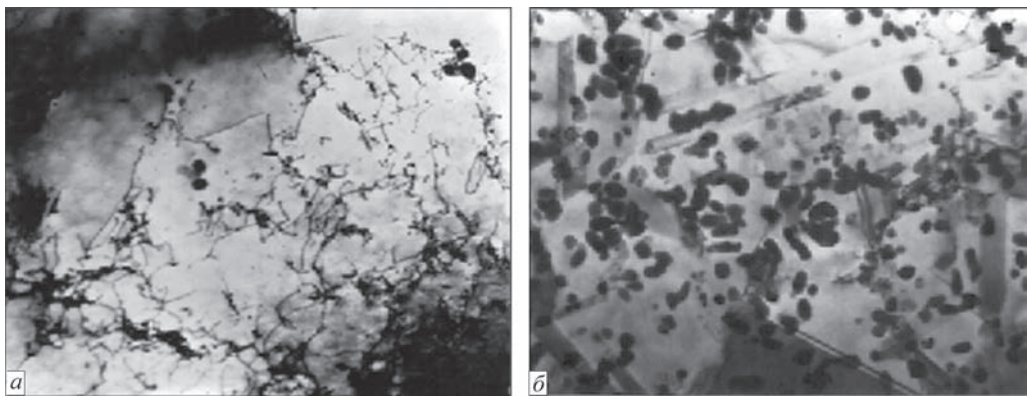


Рис. 9. Структура конденсатів BrX0,5- ZrO₂ з різним вмістом ZrO₂, об. %: а — 0,3; б — 4,8, ×40000

шені вмісту в ній оксиду від 0 до 0,5 об. % можна пояснити несприятливим розташуванням двох типів дисперсних частинок на границях зерен. Збільшення вмісту оксиду від 0,5 до 1,8...2,0 об. % спричиняє збільшення механічних властивостей конденсатів, але їх абсолютні значення не перевищують таких для конденсатів системи Cu-Cr. Подальше збільшення вмісту оксиду знижує механічні характеристики трифазних конденсатів, що обумовлено найімовірніше крихким руйнуванням зразків.

Обговорення результатів. Введення хрому або оксиду цирконію в кількості від 0 до 0,8 об. % спричиняє подрібнення структури мідної матриці, дещо більш різке у випадку хрому (рис. 12). При більш високих концентраціях другої фази картина змінюється на протилежну, що можна пояснити більшою дисперсністю частинок хрому при малих кількостях цієї фази (до 0,8 об. %) і більшою швидкістю їх коагуляції із збільшенням вмісту хрому. Більш великі частинки менше впливають на структуру. Одночасне введення в металеву матрицю зміцнюючих частинок хрому і оксиду цирконію спричиняє сумарне подрібнення структури композиту.

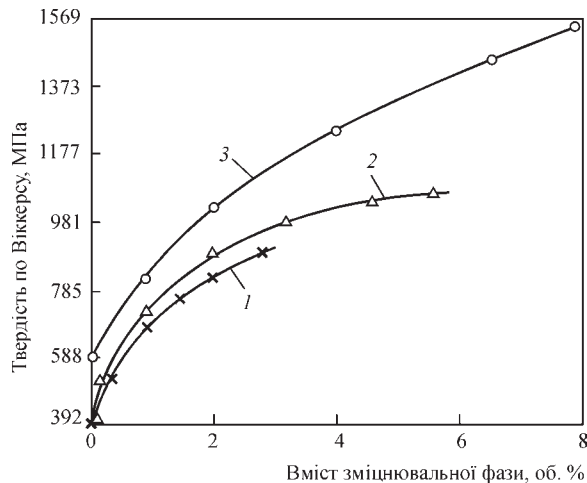


Рис. 10. Залежність твердості досліджених конденсатів міді від вмісту зміцнювальної фази Cu-Cr (1), Cu-ZrO₂ (2), BrX0,5-ZrO₂ (3)

Вимірювання твердості досліджених систем свідчать, що частинки оксиду більш активно збільшують твердість двофазної композиції, ніж частинки хрому (рис. 10). При одночасному введенні в матрицю частинок хрому і оксиду твердість матеріалу збільшується більш інтенсивно в порівнянні з двофазними композиціями, що сприяє кращій його поліруємості.

Дослідження механічних властивостей композитів на розтяг показали, що дисперсно-зміцнені конденсати системи Cu-ZrO₂ мають кращі характеристики міцності в порівнянні з дисперсійно-твердіючими конденсатами системи Cu-Cr, особливо при підвищених температурах випробування (700 °С),

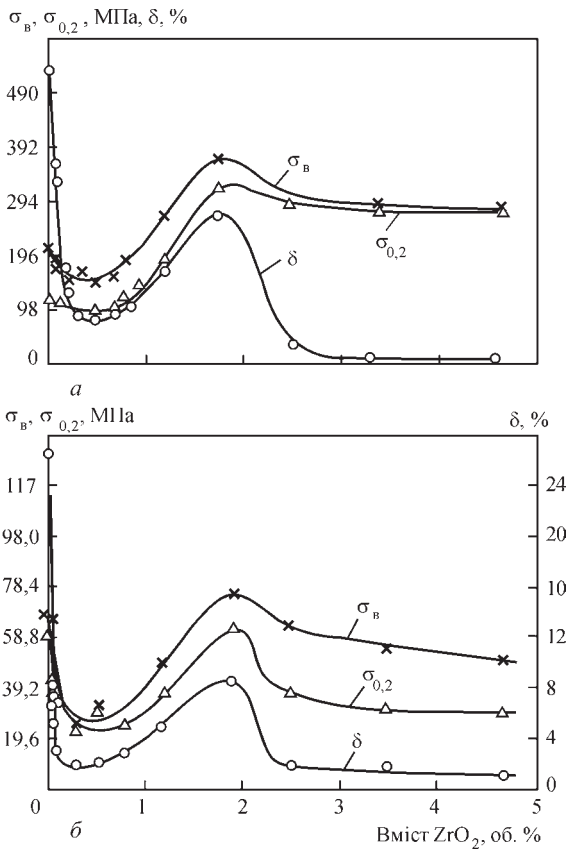


Рис. 11. Залежність механічних властивостей конденсатів BrX0,5-ZrO₂ від вмісту ZrO₂ при температурах випробувань, °С: а — 20; б — 700

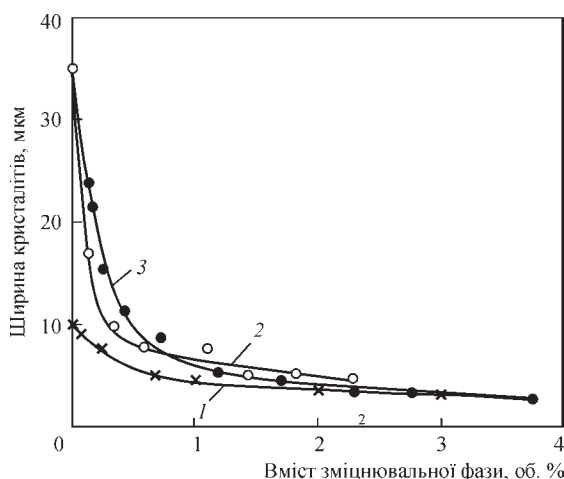


Рис. 12. Залежність ширини кристалітів досліджених конденсатів на основі міді від вмісту зміцнювальних фаз: 1 — Cu–0,5 % Cr–ZrO₂; 2 — Cu–Cr; 3 — Cu–ZrO₂

що складає $0,7T_{пл}$ матриці. Механічні випробування трифазних конденсатів мідь–хром–оксид цирконію не виявило явної переваги зміцнення металеві матриці двома типами частинок в порівнянні з двофазними конденсатами Cu–Cr і Cu–ZrO₂.

Висновки

1. Композиції Cu–Cr, Cu–ZrO₂, Cu–Cr–ZrO₂ були отримані методом електронно-променевого випаровування з наступною конденсацією парової суміші на сталеві підкладки.

2. Дисперсно-зміцнені системи Cu–ZrO₂ мають кращі міцнісні характеристики в порівнянні з дисперсійно-твердіючими Cu–Cr сплавами.

3. Комбінація двох типів одночасного зміцнення мідної матриці когерентними (Cr) і некогерентними (ZrO₂) частинками не показала переваг у порівнянні з двофазними Cu–Cr та Cu–ZrO₂ сплавами.

Список літератури/References

1. Sami Abualnoun Ajeel, Rabiha S. Yaseen, Asaad Kadhim Egal (2019) Characterization of micro-structure and mechanical properties of CuCr alloy produced by stir casting. *Diyala J. of Eng. Sci.*, 12(4), 82–91. DOI: <https://10.26367/DJES/vol.12/NO.4/9>
2. Yuan, Yuan, Zhou, Li, Zhu, Xiao et al. (2017) Microstructure evolution and properties of Cu–Cr alloy during continuous extrusion process. *J. of Alloys and Compounds*, **703**, 454–460. DOI: <https://10.1016/J. JALLCOM.2017.01.355>
3. YuSong, Xu, CuiPing, Jin, Peng, Li, YunHua, Xu. (2014) Microstructure and properties of the dispersion-strengthened Cu–ZrO₂ composite for application of spot-welding electrodes. *J. Advanced Materials Research*, **887–888**, 32–38.
4. Wilms Marcus, B., Rittinghaus Silja-Katharina (2022) Laser additive manufacturing of oxide dispersion-strengthened copper–chromium–niobium alloys. *J. Manufacturing and Materials Processing*, **6**, 102–116. DOI: <https://doi.org/10.3390/jmmp6050102>
5. Aghamiri, S.M.S., Oono, N., Ukai, S. et al. (2018) Microstructure and mechanical properties of mechanically alloyed ODS copper alloy for fusion material application. *J. Nuclear Materials and Energy*, **15**, 17–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.nme.2018.05.019>
6. Demchyshyn, A.V., Kulak, L.D., Yavor, V.A. (2021) Structure and mechanical properties of thick metallic condensates strengthened by dispersed particles of various type. *Poroshk. Metallurgiya*, **1–2**, 142–160 [in Ukrainian].
7. Smiryagin, A.P., Smiryagina, N.A., Belova, A.V. (1974) *Commercial nonferrous metals and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
8. Aksenov, D.A., Asfandiyarov, R.N., Raab, G.I. et al. (2021) Influence of the chromium content in low-alloyed Cu–Cr alloys on the structural changes, phase transformations and properties in equal — channel angular pressing. *J. Metals*, **11**, 1795–1808. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11111795>
9. Marwa Elmahdya, Gamal Abouelmagdb, Asaad Abd Elnaeem Mazenb (2017) Microstructure and properties of Cu–ZrO₂ nanocomposites synthesized by in situ processing. *J. Materials Research*, 21(1), 11. DOI: <https://10.1590/1980-5373-mr-2017-0387>
10. Fathya, A., Elkady, O., Abu-Oqail, A. (2017) Microstructure, mechanical and wear properties of Cu–ZrO₂ nanocomposites. *J. Materials Sci. and Technology*, 33(17), 2138–2146. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1353668>

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THICK COPPER CONDENSATES, DISPERSION-STRENGTHENED WITH CHROMIUM, ZIRCONIUM OXIDE AND THEIR MIXTURE

A.V. Demchyshyn, A.A. Demchyshyn, S.P. Egorov

¹Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine.

3 Omelyan Pritsak Str. 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: ademch@meta.ua

²National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”

37 Prospect Beresteiskyi (former Peremohy), 03056, Kyiv, Ukraine. E-mail: ntuu.kpi@ukr.net

The structure and mechanical properties of copper condensates with a thickness of 0.8...2.0 mm, dispersion-strengthened with chromium, zirconium oxide and their mixture, obtained by simultaneous electron beam evaporation of the selected components with subsequent condensation of the vapor phase onto flat steel substrates, were investigated. It is shown that the characteristics of the structure and the level of strength of the composites depend on the volumetric content of the strengthening phase, its dispersion and total action of the dispersoids. 10 Ref., 12 Fig.

Keywords: electron beam vapour phase technology, thick vacuum condensates, copper, copper-chromium, copper-oxide, copper-chromium-zirconium oxide systems, microstructure, hardness, strength, ductility

Отримано 04.12.2023

Отримано у переглянутому вигляді 06.12.2023

Прийнято 05.03.2024