

УДК 669.35:669.017.13

Р. Ф. Ліхацький, асп.; e-mail: richardlihaskeyi@gmail.com;
ORCID 0000-0001-8277-5122

М. М. Ворон, канд. техн. наук, старш. наук. співроб;
ORCID 0000-0002-0804-9496

А. В. Нарівський, д-р техн. наук, чл.-кор. НАН України;
ORCID 0000-0002-1596-6401

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ХРОМ–ЦИРКОНІЄВИХ БРОНЗ ТА СПОСОБИ ПОКРАЩЕННЯ ЇХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Сучасний розвиток машинобудування та електротехніки потребує сплавів, що мали б високу електропровідність і достатні параметри міцності за звичайних умов та при підвищених температурах, що пов'язано з особливостями експлуатації. Виробництво таких матеріалів та виробів з них має бути простим і дешевим, що пов'язано з великими об'ємами їх споживання. Механічні характеристики чистої та малолегованої міді є посередніми, проте шляхом легування її хромом та цирконієм можна сильно підвищити міцність при збереженні електропровідності понад 80 % від електропровідності чистої міді. Термічна обробка бронз призводить до виділення дисперсних частинок з низькою розчинністю в матричному металі при підвищених температурах з наступним дисперсійним твердненням. Саме це забезпечує високу електропровідність таких бронз. Показано, що застосування в якості легуючих елементів більшості інших металів є економічно менше доцільним або ж призводить до значної втрати електропровідності. В роботі розглядається вплив різних типів зміцнення сплавів систем Cu–Cr та Cu–Cr–Zr на електропровідність, їх механічні та експлуатаційні властивості. Наведено дослідження, які характеризують вплив на характеристики сплавів різних типів деформації, термомеханічної та термічної обробки. Вказано властивості Cu–Cr–Zr бронзи BrXЦр, у тому числі в різних технологічних станах, як одного з найбільш поширених сплавів цієї системи. На основі аналізу інформації зроблено висновок, що додаткове підвищення експлуатаційних властивостей даного типу сплавів можливе при мікролегуванні нерозчинними компонентами – V, Mo, W, Nb, Hf.

Ключові слова: високотемпературна міцність міді, легування мідних сплавів, термічна обробка, зміцнення, BrXЦр, мікроструктура.

Широкое використання мідних сплавів в електротехнічній промисловості зумовлене їх високою електропровідністю та хорошими механічними властивостями. Наприклад, електропровідність алюмінію складає лише 62 % електропровідності чистої міді (% IACS), а межа міцності на розрив чистого алюмінію не перевищує 50 % міцності міді. Нерідко електротехнічні вироби експлуатуються в умовах підвищених температурних навантажень, що суттєво знижує їх міцність. Підвищити майже в 2 рази міцність чистої міді можна за допомогою холодної пластичної деформації при незначній зміні електропровідності. Однак, враховуючи низьку температуру рекристалізації, деформований матеріал ненадійно використовувати при температурах вище 100 °C [1–3].

Для одночасного підвищення міцності та збереження електропровідності застосовують легування розплаву елементами, що зміцнюють мідь без значного підвищення електричного опору. Наприклад, сплави системи Cu–Ag мають високі міцність і електропровідність. Однак, висока вартість срібла обмежує масове виробництво і широке використання таких сплавів. Відомо, що міцність берилієвих бронз може досягати 1400 МПа [4–7], проте їх електропровідність не перевищує 20–40 % IACS (рис. 1) [6,

7]. Тому можна стверджувати, що однією з основних проблем одержання ефективних електротехнічних сплавів на основі міді є вибір оптимальних способів легування, які забезпечать одночасне поєднання високої міцності та їх електропровідності.

При легуванні електротехнічних мідних сплавів використовують такі компоненти,

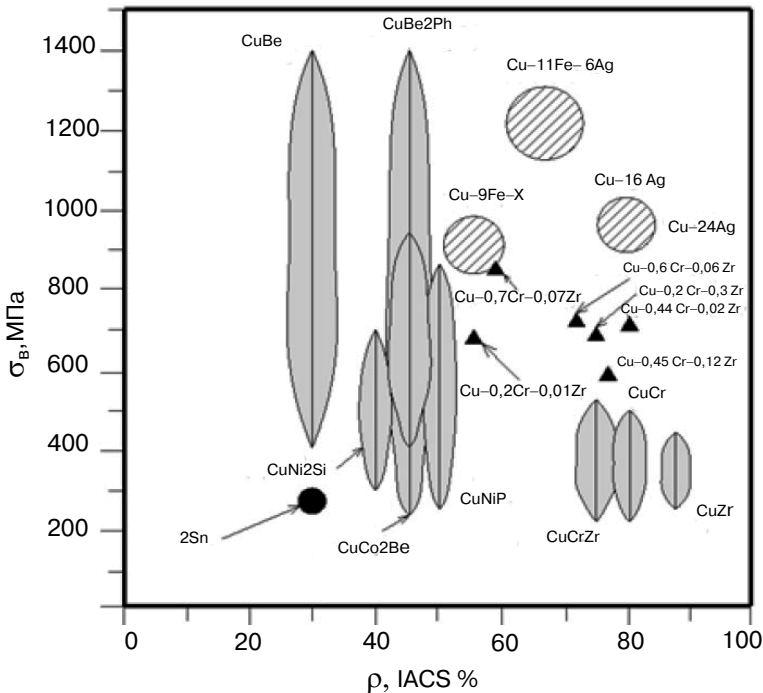


Рис. 1. Міцність і електропровідність мідних сплавів [6, 7]

які підвищують їх міцність при максимальному збереженні електропровідності. Так, додавання дисперсних нерозчинних добавок може підвищити межу міцності міді без помітного зниження електропровідності за рахунок утворення в металевій системі твердих розчинів заміщення [8]. Оптимальним технічним рішенням в такому випадку є одержання мідних сплавів з високими електро-, теплопровідністю та механічними властивостями, які містять зміцнюючі дисперсні частинки і чисту мідну матрицю, без шкідливих домішок та елементів зі змінною розчинністю в ній [9–11].

Практично всі легуючі елементи підвищують температуру початку рекристалізації міді навіть при малій (до сотих і тисячних %мас.) їх концентрації (рис. 2). Подальше збільшення вмісту легуючих компонентів у сплавах не підвищує температуру початку їх рекристалізації. Винятком є сплави міді з хромом, цирконієм, титаном і гафнієм, в яких процес утворення центрів рекристалізації пов'язаний з виділенням дисперсних частинок в розплав [12, 13].

Легуючі елементи та домішки при підвищенні температури рекристалізації збільшують електричний опір міді (рис. 3) [12]. Тому при легуванні сплавів необхідно підвищувати стабільність їх структури при мінімальних втратах електропровідності. Для цього, з врахуванням даних, зображених на рис. 2, 3, слід обмежувати у сплавах вміст домішок P, As, Si, Al, Sb, а їх легування проводити такими елементами, як Ag, Cd, V, Zr, Hf та певною мірою Mg [11].

Для експлуатації при високих температурах найбільш перспективними можуть бути сплави системи Cu–Cr–Zr, які при достатньо низькій вартості мають підвищену міцність та електропровідність. Характеристики таких сплавів можна змінювати термічною обробкою, в результаті якої відбувається виділення дисперсних частинок з низькою розчинністю в матричному металі при підвищених температурах [8, 9]. Такі сплави, за рахунок дисперсійного тверднення, мають високу електропровідність на рівні ~80 % ІАСС [10]. При цьому, концентрація легуючих елементів у сплавах така, що при зниженні температури їх розчинність в міді зменшується практично до нуля [11, 12].

Високі експлуатаційні характеристики сплавів системи Cu–Cr–Zr досягаються

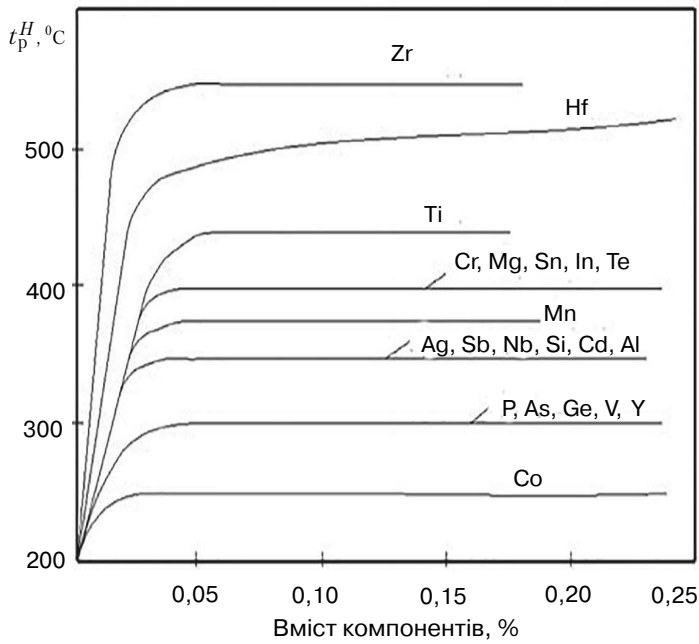


Рис. 2. Вплив домішок і легуючих елементів на температуру початку рекристалізації міді при вихідній деформації ~ 40 % [2]

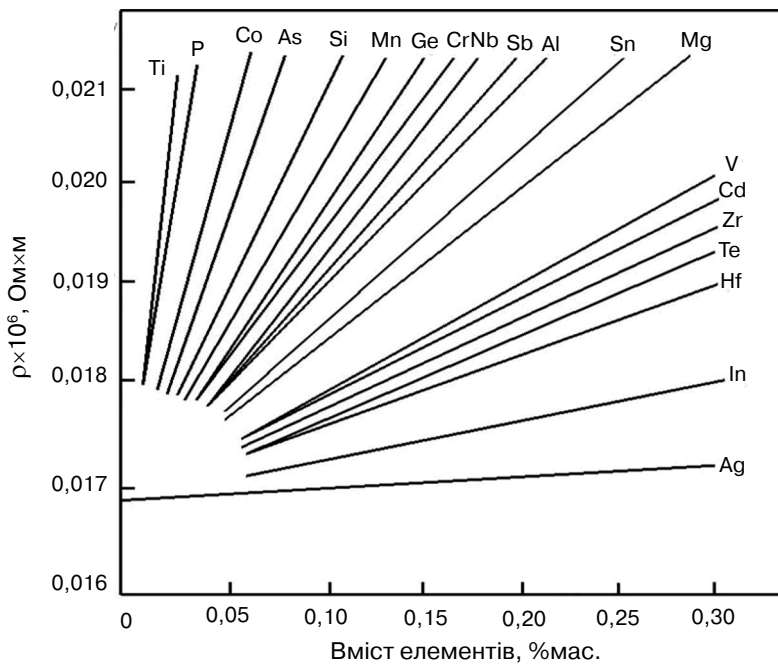


Рис. 3. Вплив домішок і легуючих елементів на електричний опір міді [12]

за рахунок виділення у них дисперсних частинок вторинних фаз при збільшенні в об'ємі сплавів Cr- і Zr-вмісних часток, що суттєво підвищує в них межі текучості та провідності. Вміст хрому і цирконію в цих сплавах залежить від їх розчинності в процесі кристалізації. При виділенні первинних частинок фаз хрому та цирконію з розплаву під час охолодження зменшується міцність таких сплавів [13]. Усунути процес виділення первинних фаз з розплаву можна інтенсивним охолодженням розплаву. Наприклад, верхня межа розчинення хрому і цирконію в сплавах системи

Cu–Cr–Zr складає близько 2 і 0,5 %мас. відповідно, для тонкої стрічки, що була швидко закристалізована [14]. Для стрижнів діаметром 10 мм або листів товщиною 5 мм, одержаних безперервним литтям, розчинність хрому та цирконію складає 0,8 і 0,2 %мас., відповідно [15]. Процес інтенсивної кристалізації для утворення перенасиченого твердого розчину в металі застосовували до сплавів з вмістом Cr і Zr вище їх рівноважної розчинності, який дозволив досягнути більш високої міцності. Одержані за такою технологією литі заготовки мали невеликі розміри, що обмежує їх комерційне застосування.

Підвищена міцність сплавів системи Cu–Cr–Zr найбільш ефективно досягається за рахунок одночасного їх легування та термомеханічної обробки, величину якої можна записати в наступному вигляді:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma(\%) + \sigma(e), \quad (1)$$

де σ_0 , [Па] – сила тертя решітки або напруга Пайерса-Набарро для чистої міді; $\sigma(\%)$, [Па] – зміцнення за рахунок легування та $\sigma(e)$, [Па] – після пластичної деформації [16].

Діаграми стану сплавів системи Cu–Cr–Zr свідчать про те, що Cr і Zr, мають відносно високу розчинність у розплаві при високих температурах і малу в нормальних умовах кристалізації. Різниця в розчинності цих елементів в розплаві впливає на процеси дисперсійного ($\sigma_{\text{част}}$) і/або твердорозчинного ($\sigma_{\text{тр}}$) зміцнення сплавів:

$$\sigma(\%) = \sigma_{\text{тр}} + \sigma_{\text{част}}. \quad (2)$$

Твердорозчинне і дисперсійне зміцнення взаємопов'язані і визначаються режимами термічної обробки та ступенем розпаду пересиченого твердого розчину. Не дивлячись на підвищену розчинність хрому (0,6 %мас.) [17] і цирконію (<0,1 %мас.) [18] в міді при високих (~900 °C) температурах ефективність процесу твердорозчинного зміцнення в сплавах незначна.

Процес дисперсійного зміцнення цих сплавів залежить від щільності розподілу часток та їх розміру, різниці модуля зсуву частинки і матриці, а також від типу міжфазних границь. На когерентних міжфазних межах часток і матриці утворюються поля пружних напружень. Взаємодія полів напружень дислокацій з полями напружень частинок призводить до збільшення межі текучості.

В процесі пластичної деформації диспергується структура сплавів, що сприяє їх структурному зміцненню. Підвищення міцності за рахунок зернограничного зміцнення в хромоцирконієвому сплаві з дисперсною (~0,7 мкм) структурою складає 100 МПа [19]. Поряд з подрібненням зерен, пластична деформація збільшує щільність дислокацій у сплавах, які утворюють різні дислокаційні підструктури, а також можуть переміщатися в зернах і субзернах [20]. Межі зерен є ефективними перешкодами для руху дислокацій у сплавах. Зернограничне зміцнення для деформаційно-зміцнених сплавів значно залежить від критичного кута розорієнтування, який розділяє кордони зерен. Для деформованих матеріалів характерним є наявність майже рівних часток великокутових границь (> 15°) і дислокаційні межі з кутами розорієнтування від 2 до 15°.

Крім вільних дислокацій, на дислокаційне зміцнення можуть впливати дислокаційні субграниці. Відповідну щільність дислокацій і внесок такого зміцнення визначені в роботах [21–23]. Показано, що в міді і Cu–Cr–Zr бронзах дислокаційне зміцнення складає близько 200 МПа при щільності дислокацій $(1-5) \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ [19].

Аналіз різних процесів [19, 20] зміцнення показав, що для сплавів системи Cu–Cr–Zr домінуючим механізмом підвищення властивостей є дислокаційне зміцнення. Тому для досягнення максимальних механічних властивостей доцільно вибирати такий спосіб обробки сплавів, який забезпечує в них підвищену щільність дислокацій.

Пластична деформація супроводжується збільшенням щільності дислокацій. Під час взаємодії дислокацій між собою та межами зерен і частинками при пластичній деформації, утворюються дислокаційні осередки або субграниці. В результаті цього зменшуються довжини вільного пробігу дислокації, що сприяє зниженню пластичності. Від різних видів термомеханічної обробки, способів та температури

деформації залежать величини межі міцності та відносне подовження (рис. 4) сплавів системи Cu–Cr–Zr [16–23].

В процесі пластичної деформації знижується пластичність від 30–70 %. Після

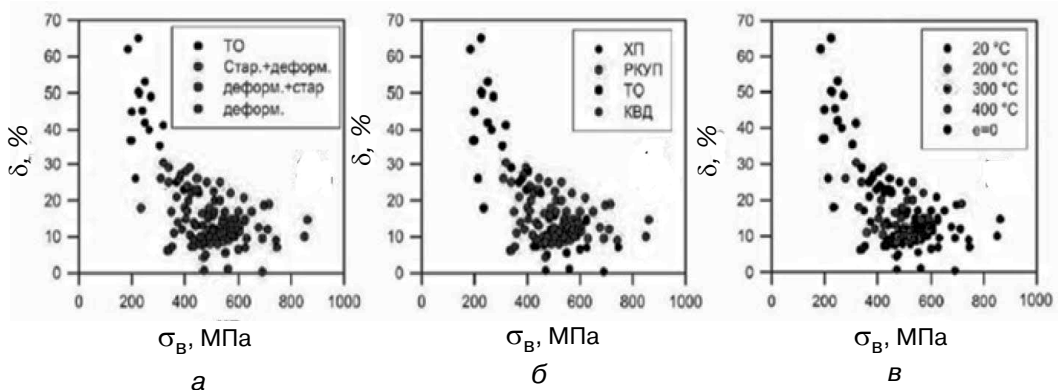


Рис. 4. Межа міцності σ_B та відносне подовження δ сплавів після різних деформаційно-термічних обробок [14–24]: а – відпал з послідовною деформацією; б – способи впливу на структуру; в – температура деформації

старіння з наступним деформаційним впливом на структуру пластичність зменшується на 0,5–20 %. Відпал деформованих бронз сприяє підвищенню відносного подовження до 10–25 %, що можливо пов'язано з процесами рекристалізації в сплавах [24]. Сама низька пластичність спостерігається після прокатки сплавів у холодному стані та аналогічних обробок в результаті утворення в них ламельної мікроструктури [17, 18, 24]. Рівноканальне кутове пресування і кручення під високим тиском сприяє формуванню в литому металі майже рівновісної субмікроструктури, яка забезпечує значне підвищення відносного подовження сплавів [25].

Температура деформації також впливає на пластичність сплавів системи Cu–Cr–Zr. Так, пластична деформація при 400 °C забезпечує більш високу величину подовження, порівняно з деформаційним впливом на сплави при 200–300 °C. Динамічне повернення і перебудова дислокацій в субграниці можуть бути реалізовані при підвищених температурах і сприяють збільшенню відносного подовження сплавів [23]. Зв'язок між величиною відносного подовження δ та межі міцності σ_B литих виробів з цих сплавів можна представити експоненціальною функцією:

$$\delta = 95 \cdot \exp(-0,004 \sigma_B). \quad (3)$$

Процеси легування та термічної обробки значно підвищують механічні властивості хром-цирконієвих бронз, основною функціональною властивістю яких є електропровідність. Тому електротехнічні вироби з цих сплавів повинні максимально проводити струм. Зменшення величини електропровідності міді та її сплавів обумовлено розсіюванням рухомих вільних електронів на структурних дефектах. Значний внесок в зниження електропровідності сплавів вносять тільки два основних дефекти – це атоми домішкових та легуючих елементів і дислокації. Однак у них, при цьому, розсіювання на межах зерен і частинках негативно впливає на електропровідність сплавів. Як вказано вище, високі значення електропровідності в сплавах системи Cu–Cr–Zr можна досягнути при розпаді пересиченого твердого розчину та виділення у розплав часток, що містять Cr і Zr [26, 27]. Такі термооброблені сплави мають вищу електропровідність, порівняно з литими виробами, незалежно від ступеню деформації та хімічного складу [18–26].

Електропровідність сплавів є також структурно-чутливою характеристикою, по якій можна оцінити процес розпаду перенасиченого твердого розчину. Використовуючи значення електричної провідності можна визначити частину твердого розчину, що розпався, а також об'ємну кількість фаз, що виділилися у сплав. Розраховану таким

способом об'ємну долю дисперсних часток у сплавах можна використовувати для прогнозування міцнісних характеристик виробів з них.

Хром-цирконієві сплави з високими електро- і теплопровідністю широко використовуються в промисловості. Одна з таких бронз БрХЦр за механічними властивостями, втраті міцності при нагріванні та жароміцності суттєво перевершує бронзу БрХ1 з хромом при практично однакових значеннях електро- та теплопровідності з хром-цирконієвими сплавами. Введення в сплави системи Cu–Cr малої добавки цирконію дозволяє підвищити разом з механічними властивостями пластичність литого металу при підвищених температурах. Так, бронза БрХЦр на відміну від сплавів БрХ1 і БрХ0,8 не має провалу пластичності в інтервалі температур 400...650 °С. Фізико-механічні та технологічні властивості бронзи БрХЦр, що має хімічний склад, % за масою: Cr – 0,4...1,0; Zr – 0,03...0,08; Ni – 0,03; інші домішки – до 0,2; Cu – основа [ТУ 48-21-5050-82], наведено в таблиці.

Враховуючи високі механічні та експлуатаційні характеристики, підвищену

Фізико-механічні та технологічні властивості бронзи БрХЦр

<i>Фізичні властивості</i>	
Температура ліквідус/солідус, °С	1080/1074
Густина, кг/м ³	8920
Температурний коеф. лінійного розширення $\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹	16,8
Питомий електроопір $\rho \cdot 10^6$ Ом·м: після гартування старіння	0,0376 0,0204
Питома теплопровідність λ , Вт/(м·К): після старіння	366
Модуль Юнга Е, ГПа	130
<i>Механічні властивості</i>	
Межа міцності при розриві σ_b , МПа: після гартування після гартування і старіння після гартування, деформації і старіння	250 480 540
Границя текучості $\sigma_{0,2}$, МПа: після гартування після гартування і старіння після гартування, деформації і старіння	75 420 500
Відносне подовження δ , %: після гартування після гартування і старіння після гартування, деформації і старіння	44 24 12
Твердість НV: після гартування після гартування і старіння після гартування, деформації і старіння	68 120 148
<i>Технологічні властивості</i>	
Температура лиття, °С	1250...1300
Температура гарячої деформації, °С	700...930
Температура термічної обробки, °С: гартування старіння відпалу	980...1000 400...500 650...700

електропровідність хром-цирконієвих бронз, при невисокій вартості легуючих складових і технологічності процесів їх одержання, використання цих сплавів в різних галузях електроніки, електротехніки, приладобудування та машинобудування є однозначно є доцільним та перспективним. Рішення для додаткового підвищення їх механічних властивостей знаходяться в полі додаткового мікролегуювання сплаву нерозчинними компонентами, такими як V, Mo, W, Nb, Hf у кількостях до 0,05–0,1 %мас. Такий низький вміст мало вплине на кондуктивні властивості сплаву, але, за умов дрібних розмірів близько 1 мкм та рівномірного розподілу включень вказаних елементів, можна

підвищити високотемпературну міцність сплаву на кшталт того, як це відбувається у композитних матеріалах.

Список літератури

- 1 Шаньгина Д. В. Структура и свойства ультрамелкозернистых Cu–Cr сплавов после сдвига под давлением. Сборник материалов VII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико–химия и технология неорганических материалов». Москва: ИМЕТ РАН, 2010. С. 78–80.
- 2 Осинцев О. Е., Федоров В. Н. Медь и медные сплавы. Москва: Машиностроение, 2004. 336 с.
- 3 Николаев А. К., Костин С. А. Медь и жаропрочные медные сплавы: [энцикл. терминолог. слов.: фундаментальный справочник]. Москва: ДПК Пресс, 2012. 715 с.
- 4 Колачев Б. А., Елагин В. Н., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Москва: МИСиС, 2001. 416 с.
- 5 Straffellini G. Dry sliding wear of Cu–Be alloys. *Wear*. 2005. № 6. pp. 506–511. Колачев Б. А., Елагин В. Н., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Москва: МИСиС, 2001. 416 с.
- 6 Lerner J., McMahon Jr C. J. The effect of precipitation hardening on the Hg-induced embrittlement of a Cu–Be alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2002. Vol. 336, № 1-2. P.72–74.
- 7 Tian W. Effect of Zr on as-cast microstructure and properties of Cu–Cr alloy. *Vacuum*. 2018. № 149. pp. 238–247.
- 8 Ревина Н. И. и др. Исследование свойств малолегированных сплавов системы медь–хром–цирконий. Изд. вузов. *Цветная металлургия*. 1978. № 6. С. 108–110.
- 9 Хомская И. В. и др. Исследование структуры, физико–механических свойств и термической стабильности наноструктурированных меди и бронзы, полученных методом ДКУП. *Письма о материалах*. 2013. Т. 3. С. 150–154.
- 10 Мелёхин Н. В., Чувильдеев В. Н. Влияние равноканально–углового прессования на процесс выделения частиц в сплаве Cu–Cr–Zr. *Физика твёрдого тела*. Вестник Нижегородского университета им. Лобачевского. 2011. № 5. С. 55–61.
- 11 Шаньгина Д. В. Структура и свойства нано- и субмикроструктурированных Cu–Cr медных сплавов с содержанием хрома 0,75–27 %. Тезисы конференции «66–е Дни науки студентов МИСиС». Москва: МИСиС. 2011. С. 43.
- 12 Шаньгина Д. В. Влияние легирования гафнием на термическую стабильность хромистой бронзы после интенсивной пластической деформации: Сборник материалов VIII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико–химия и технология неорганических материалов». Москва: ИМЕТ РАН. 2011. С. 678–880.
- 13 Stobrawa J., Ciura L., Rdzawski Z. Rapidly solidified strips of Cu–Cr alloys. *Scr. Mater.* 1996. Vol. 34, № 11. pp. 1759–1763.
- 14 Zhilyaev A. P. Wear resistance and electroconductivity in copper processed by severe plastic deformation. *Wear*. 2013. Vol. 305, № 1-2. pp. 89–99.
- 15 Розенберг В. М., Дзуцев В. Т. Диаграммы изотермического распада в сплавах на основе меди: [справочник]. Москва: Металлургия, 1989. 326 с.
- 16 Николаев А. К., Новиков А. И., Розенберг В. М. Хромовые бронзы. Москва: Металлургия, 1983. 175 с.
- 17 Wei K. X. Microstructure, mechanical properties and electrical conductivity of industrial Cu–0.5%Cr alloy processed by severe plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. Vol. 528, № 3. pp. 1478–1484.
- 18 Wang N. The thermodynamic re-assessment of the Cu–Zr system. *Calphad Comput. Coupling Phase Diagrams Thermochem.* 2006. Vol. 30, № 4. pp. 461–469.
- 19 Mishnev R. Deformation microstructures, strengthening mechanisms, and electrical conductivity in a Cu–Cr–Zr alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. Vol. 629. pp. 29–40.
- 20 Kato M. Hall–Petch Relationship and Dislocation Model for Deformation of Ultrafine-Grained and Nanocrystalline Metals. *Mater. Trans.* 2014. Vol. 55, № 1. pp. 19–24.

- 21 Malopheyev S., Kulitskiy V., Kaibyshev R. Deformation structures and strengthening mechanisms in an Al-Mg-Sc-Zr alloy. *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 698. pp. 957–966.
- 22 Hansen N. Boundary strengthening in undeformed and deformed polycrystals. *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. Vol. 409, № 1-2. pp. 39–45.
- 23 Hansen N. Hall-petch relation and boundary strengthening. *Scr. Mater.* 2004. Vol. 51, № 8. pp. 801–806.
- 24 Beladi H., Cizek P., Hodgson P. D. On the characteristics of substructure development through dynamical recrystallization. *Acta Mater.* A. 2010. Vol. 58, № 9. pp. 3531–3541.
- 25 Purcek G. Influence of high-pressure torsion-induced grain refinement and subsequent aging on tribological properties of Cu-Cr-Zr alloy. *J. Alloys Compd.* 2018. Vol. 742. pp. 325–333.
- 26 Mu S.G. Study on microstructure and properties of aged Cu-Cr-Zr-Mg-RE alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 475, № 1-2. pp. 235–240.
- 27 Семенов В. И. и др. Трибологические свойства технически чистой меди с различной микроструктурой в контакте с графитсодержащим материалом. *Трение и износ.* 2015. Т. 36, № 2. С. 154–160.

Надійшла 14.02.2022

References

- 1 Shangina D. V. (2010). Structure and properties of ultrafine-grained Cu–Cr alloys after shear under pressure. Collection of materials of the VII Russian annual conference of young researchers and graduate students "Physical Chemistry and Technology of Inorganic Materials". Moscow: RAS, pp. 78–80. [In Russian].
- 2 Osintsev O. E., Fedorov V. N. (2004). Copper and copper alloys. Moscow: Mashinostroenie, 336 p. [In Russian].
- 3 Nikolaev A. K., Kostin S. A. (2012). Copper and heat-resistant copper alloys: [encyclopedia. terminologist. words: a fundamental reference book]. Moscow: DPK Press, 715 p. [In Russian].
- 4 Kolachev B. A., Elagin V. N., Livanov V. A. (2001). Metal science and heat treatment of non-ferrous metals and alloys. Moscow: MISIS, 416 p. [In Russian].
- 5 Straffellini G. (2005). Dry sliding wear of Cu-Be alloys. *Wear.* No. 6, pp. 506–511
- 6 Lerner J., McMahon Jr C. J. (2002). The effect of precipitation hardening on the Hg-induced embrittlement of a Cu–Be alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* Vol. 336. No. 1-2, pp. 72–74.
- 7 Tian W. (2018). Effect of Zr on as-cast microstructure and properties of Cu-Cr alloy. *Vacuum.* No. 149, pp. 238–247.
- 8 Revina N. I. et al. (1978). Investigation of the properties of low-alloy alloys of the copper-chromium-zirconium system. No. 6, pp. 108–110. [In Russian].
- 9 Khomskaya I. V. et al. (2013). Investigation of the structure, physical and mechanical properties and thermal stability of nanostructured copper and bronze obtained by DCAP. *Letters about materials.* Vol. 3, pp. 150–154. [In Russian].
- 10 Melekhina N. V., Chuvildeev V. N. (2011). Influence of equal-channel-angular pressing on the process of particles precipitation in Cu–Cr–Zr alloy. *Solid state physics. Bulletin of the Nizhny Novgorod University Lobachevsky.* No. 5, pp. 55–61. [In Russian].
- 11 Shangina D. V. (2011). Structure and properties of nano- and submicrocrystalline Cu–Cr copper alloys with a chromium content of 0.75–27%. Abstracts of the conference "66th Days of Science of MISIS students". Moscow: MISIS, P. 43. [In Russian].
- 12 Shangina D. V. (2011). Influence of alloying with hafnium on the thermal stability of chromium bronze after severe plastic deformation. Collection of materials of the VIII Russian annual conference of young researchers and graduate students "Physical Chemistry and Technology of Inorganic Materials". Moscow: RAS, pp. 678–880. [In Russian].
- 13 Stobrawa J., Ciura L., Rdzawski Z. (1996). Rapidly solidified strips of Cu-Cr alloys. *Scr. Mater.* Vol. 34. No. 11, pp. 1759–1763.
- 14 Zhilyaev A. P. (2013). Wear resistance and electroconductivity in copper processed by severe plastic deformation. *Wear.* Vol. 305. No. 1-2, pp. 89–99.
- 15 Rozenberg V. M., Dzutsev V. T. (1989). Diagrams of isothermal decomposition in copper-based alloys: [handbook]. Moscow: Metallurgy, 326 p. [In Russian].
- 16 Nikolaev A. K., Novikov A. I., Rozenberg V. M. (1983). Chrome bronzes. Moscow: Metallurgy, 175 p. [In Russian].
- 17 Wei K. X. (2011). Microstructure, mechanical properties and electrical conductivity of industrial Cu-0.5%Cr alloy processed by severe plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* Vol. 528. No. 3, pp. 1478–1484.

- 18 Wang N. (2006). The thermodynamic re-assessment of the Cu-Zr system. *Calphad Comput. Coupling Phase Diagrams Thermochem.* Vol. 30. No. 4, pp. 461–469.
- 19 Mishnev R. (2015). Deformation microstructures, strengthening mechanisms, and electrical conductivity in a Cu-Cr-Zr alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* Vol. 629, pp. 29–40.
- 20 Kato M. (2014). Hall-Petch Relationship and Dislocation Model for Deformation of Ultrafine-Grained and Nanocrystalline Metals. *Mater. Trans.* Vol. 55. No. 1, pp. 19–24.
- 21 Malopheyev S., Kulitskiy V., Kaibyshev R. (2017). Deformation structures and strengthening mechanisms in an Al-Mg-Sc-Zr alloy. *J. Alloys Compd.* Vol. 698, pp. 957–966.
- 22 Hansen N. (2005). Boundary strengthening in undeformed and deformed polycrystals. *Mater. Sci. Eng. A.* Vol. 409. No. 1-2, pp. 39–45.
- 23 Hansen N. (2004). Hall-petch relation and boundary strengthening. *Scr. Mater.* Vol. 51. No. 8, pp. 801–806.
- 24 Beladi H., Cizek P., Hodgson P. D. (2010). On the characteristics of substructure development through dynamical recrystallization. *Acta Mater.* Vol. 58. No. 9, pp. 3531–3541.
- 25 Purcek G. (2018). Influence of high-pressure torsion-induced grain refinement and subsequent aging on tribological properties of Cu-Cr-Zr alloy. *J. Alloys Compd.* Vol. 742, pp. 325–333.
- 26 Mu S. G. (2008). Study on microstructure and properties of aged Cu-Cr-Zr-Mg-RE alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* Vol. 475. No. 1-2, pp. 235–240.
- 27 Semenov V. I. (2015). Tribological properties of technically pure copper with different microstructure in contact with graphite-containing material. *Friction and wear.* Vol. 36. No. 2, pp. 154–160. [In Russian].

Received 14.02.2022

R. F. Likhatsky, Postgraduate, Leading eng. PTIMA NAS of Ukraine;
e-mail: richardlihatskyi@gmail.com; ORCID 0000-0001-8277-5122

M. M. Voron, PhD (Engin.), Senior Scientist; ORCID 0000-0002-0804-9496

A. V. Narivsky, Dr. Sci. (Engin.), Director of the PTIMA of the NAS of Ukraine;
ORCID 0000-0002-1596-6401

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

FEATURES CHROMIUM–ZIRCONIUM BRONZES APPLICATION AND WAYS TO IMPROVE THEIR PROPERTIES

Modern development of mechanical engineering and electrical engineering requires alloys that have high electrical conductivity and sufficient strength parameters under normal conditions and at elevated temperatures, due to the peculiarities of application. The production of such materials and products from them should be simple and cheap, due to the large volumes of their consumption. The mechanical properties of pure and low-alloyed copper are mediocre, but by alloying it with chromium and zirconium, it is possible to greatly increase the strength, while maintaining the electrical conductivity of more than 80 % of the electrical conductivity of pure copper. Heat treatment of bronze leads to the release of dispersed particles with low solubility in the matrix metal at elevated temperatures, followed by dispersion hardening. This is what ensures the high electrical conductivity of such bronzes. It is shown that the use as alloying elements of most other metals is economically less feasible or leads to a significant loss of electrical conductivity. The paper considers an influence of different types of alloys hardening of Cu–Cr and Cu–Cr–Zr systems on electrical conductivity, their mechanical and operational properties. Studies characterize the influence on the alloys characteristics such parameters as different types of deformation, thermomechanical and heat treatment. The properties of Cu–Cr–Zr bronze, including in various technological states, as one of the most common alloys of this system are indicated. Based on the analysis of information, it is concluded that an additional increase in the application properties of this alloys type is possible by microalloying with insoluble components – V, Mo, W, Nb, Hf.

Keywords: high-temperature strength of copper, alloying of copper alloys, heat treatment, hardening, Cu–Cr–Zr bronze, microstructure.