

## В'ЯЗКІСТЬ БІНАРНИХ РОЗПЛАВІВ НА ОСНОВІ Cu

Ю. Плевачук<sup>ORCID</sup>, Л. Ромака<sup>ORCID</sup>

Львівський національний університет імені Івана Франка  
вул. Кирила і Мефодія, 8, Львів, 79005, Україна

(Отримано 28 листопада 2022 р.; в остаточному вигляді — 30 грудня 2023 р.; прийнято до друку — 17 січня 2023 р.;  
опубліковано онлайн — 26 січня 2023 р.)

У широкому інтервалі від температур плавлення до 1500 К досліджено поведінку в'язкості бінарних розплавів на основі міді: Cu–Bi, Cu–Ga, Cu–Pb, Cu–Sn, які є компонентами високоентропійного сплаву Bi–Cu–Ga–Sn–Pb. На основі отриманих результатів розраховано енергію активації в'язкої течії та конфігураційну ентропію змішування. Отримані від'ємні значення ентропії змішування свідчать про структурне впорядкування в системі.

**Ключові слова:** метали, високоентропійні сплави, ентропія, в'язкість.

DOI: <https://doi.org/10.30970/jps.27.1601>

### I. ВСТУП

Високоентропійні сплави — це сплави, що містять не менше п'яти основних металевих елементів, однаковий уміст кожного з яких становить від 5 до 35 ат. %, інакше кажучи, в еквіатомних пропорціях. Основною особливістю високоентропійних сплавів є формування однофазового стабільного термодинамічно стійкого твердого розчину заміщення переважно з ОКЦ- і ГКЦ-ґраткою [1]. Стабілізація твердого розчину й запобігання утворенню інтерметалевих фаз у процесі кристалізації забезпечується високою ентропією змішування компонентів ( $S_{\text{mix}} > 1.61R$ , де  $R$  — універсальна газова стала). Найвище значення ентропії досягається за еквіатомного співвідношення компонентів, а, згідно з гіпотезою Больцмана, конфігураційна ентропія зростає зі збільшенням кількості елементів. Зростання конфігураційної ентропії як у рідкому, так і закриталізованому станах сприяє утворенню простої структури однофазового невпорядкованого твердого розчину заміщення, що має одну кристалічну ґратку, оскільки це термодинамічно вигідно порівняно з багатофазовістю. У зв'язку з цим імовірність утворення впорядкованих структур, а також імовірність сегрегації елементів під час кристалізації знижуються [2, 3].

Поряд із характеристиками, типовими для металевих сплавів, такі матеріали мають унікальні та незвичайні властивості, притаманні, наприклад, металокерамікам: високу твердість і стійкість за високих температур, позитивний температурний коефіцієнт зміцнення, стійкість до корозії та окислення, добру зносостійкість та низку інших властивостей [4–6]. Результати растрової електронної мікроскопії свідчать про різну дендритну багатофазову мікроструктуру таких сплавів, що дає змогу використовувати їх як пресформи, покриття інструментів, магнітом'які плівки та дифузійні бар'єри, оскільки високоентропійні сплави характеризуються повільною дифузією атомів у багатокомпонентній елементній матриці, сильним спотворенням ґратки, що виникає внаслідок різниці атомних радіусів складових елементів сплаву, та взаємодією між елементами у фазах на основі твердих розчинів.

Неперервне розширення переліку сфер практично

го використання високоентропійних сплавів показує, що відхилення вмісту одного або кількох елементів від еквіатомних пропорцій може навіть поліпшити деякі специфічні властивості [7]. Наприклад, у багатокомпонентних сплавах  $\text{CoFeMnTi}_x\text{V}_y\text{Zr}_z$ , що використовують у технологіях для керованих процесів поглинання та десорбції водню, вміст Ti, V та Zr може змінюватися. Результати X-променевої дифракції показали, що ці сплави мають просту фазу Лавеса C14 з єдиним набором параметрів ґратки до та після випробувань. Ефект високої ентропії сприяє утворенню однієї фази Лавеса C14, а максимальна ємність зберігання водню тісно пов'язана з ентальпією утворення гідриду сплаву та водню [8, 9]. Дослідження сплавів  $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$  показали, що зі збільшенням вмісту алюмінію їхня структура змінюється від FCC до BCC, а твердість за Вікерсом зростає від 120 HV до 520 HV [10, 11].

Переважну більшість досліджень фізико-хімічних та механічних характеристик високоентропійних сплавів виконували зі зразками у твердому стані. Водночас дані про структуру в рідкому стані та її трансформацію під час охолодження, а також механізми та послідовності структурно-фазових перетворень під час кристалізації практично відсутні, хоч саме в рідкому стані відбувається формування атомарних розчинів і тому саме в цьому початковому випадку зародження структури найлегше впливати на неї і змінювати в потрібному напрямі. Основні труднощі проведення експериментів в екстремальних термодинамічних умовах рідкого стану пов'язані передусім із високими температурами плавлення складових елементів. Тому поширеним є вивчення подібних багатокомпонентних сплавів, елементи яких мають нижчі температури плавлення. Інформація про властивості таких низькотемпературних систем, а також їхніх підсистем із меншою кількістю компонентів, є необхідною як для подальшого дослідження характеристик високотемпературних сплавів, так і для їх промислового виготовлення. У цій роботі досліджено залежність в'язкості від температури розплавів бінарних систем Cu–Bi, Cu–Ga, Cu–Pb та Cu–Sn з хімічними складами, що відхиляються від еквіатомних; ре-



зультати деяких структурно-чутливих характеристик еквіатомних складів цих систем опубліковано в роботі [12]. Ці сплави є підсистемами високоентропійного п'ятикомпонентного сплаву Bi-Cu-Ga-Sn-Pb. Результати в'язкості дали змогу розрахувати енергію активації в'язкої течії та конфігураційну ентропію змішування.

## II. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Залежність в'язкості від температури  $\eta(T)$  досліджено за допомогою віскозиметра методом згасальних крутильних коливань циліндра, заповненого рідиною [13]. Експериментальні зразки, досліджені в роботі, виготовляли з елементів Cu, Bi, Ga, Pb, Sn (99.999% чистоти, Alfa Aesar) методом індукційної плавки в дуговій печі в захисній атмосфері високочистого аргону, додатково очищеній преплавлюванням титанового гетера, використовуючи невитратний вольфрамовий електрод. Щоб досягти гомогенності, зразки переплавили тричі, перевертаючи після кожного чергового переплавлення. Зразком заповнювали графітовий тигель з внутрішнім діаметром 14 мм і висотою 30 мм, розміщений у сталевому циліндрі. Для збереження стехіометрії внаслідок можливого випаровування компонентів зразка тигель герметично закривали кришкою й поміщали в камеру з надлишковим тиском аргону. Щоб уникнути окислення, вимірювання проводили в атмосфері 90%Ag + 10%H<sub>2</sub>. Період і логарифмічний декремент загасання коливань визначали за допомогою оптичної системи. У камері підтримували гомогенне температурне поле в оперативному діапазоні досліджень кожного зразка. Температуру вимірювали за допомогою WRe-5/20 термопари, розташованої під контейнером. Похибка вимірювань в'язкості не перевищувала 5%.

## III. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Щоб досягти гомогенного стану розплаву, зразок нагрівали до максимально високих температур, показником якого було зменшення діапазону розкиду експериментальних точок, а вимірювали в'язкість у режимі охолодження. Коефіцієнт динамічної в'язкості розраховували за модифікованим рівнянням Роско для зразків циліндричної форми з відкритою поверхнею [14]. На рис. 1–4 показано залежності динамічної в'язкості від температури бінарних розплавів Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub>, Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub>, Cu<sub>40</sub>Ga<sub>60</sub>, Cu<sub>60</sub>Ga<sub>40</sub>, Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub>, Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub>, Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub>, Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub>, а також еквіатомних розплавів цих систем для порівняння. Як видно з рисунків, в'язкість усіх розплавів під час охолодження зростає за законом Ареніуса:

$$\eta = \eta_0 \exp \frac{E_A}{RT}, \quad (1)$$

де  $\eta_0$  — в'язкість ідеальної рідини, що є константою або величиною, слабо залежною від температури,  $E_A$

— енергія активації в'язкої течії,  $R$  — універсальна газова стала.

Результатів експериментальних досліджень в'язкості системи Cu-Bi дуже мало. У праці [15] здійснено спробу розрахунку в'язкості бінарних металевих розплавів із використанням інформації про інтегральні молярні енергії змішування Гіббса. Автори [15] запропонували модель, яка описала дещо ліпше й ближче до експериментальних даних [16] залежність в'язкості системи Cu-Bi від хімічного складу, ніж відома модель Hirai [17]. Однак вважати цю модель задовільною складно, оскільки, за порівняння лише з одним експериментом, розбіжності можуть бути пов'язані з невизначеністю термодинамічних даних або/та неточністю експериментальних даних в'язкості. Також невідомо, чи можна пояснити відхилення від моделі сильним ефектом кластеризації, який може переважати в системі, а це вже вимагає модифікації моделі.

Крім в'язкості розплавів Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub> та Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub>, на рис. 1 показано в'язкість Bi та розплаву еквіатомного складу Cu<sub>50</sub>Bi<sub>50</sub> [12]. Охолодження розплаву супроводжується зростанням в'язкості згідно з рівнянням (1). Розкид точок не перевищує меж похибки вимірювань.

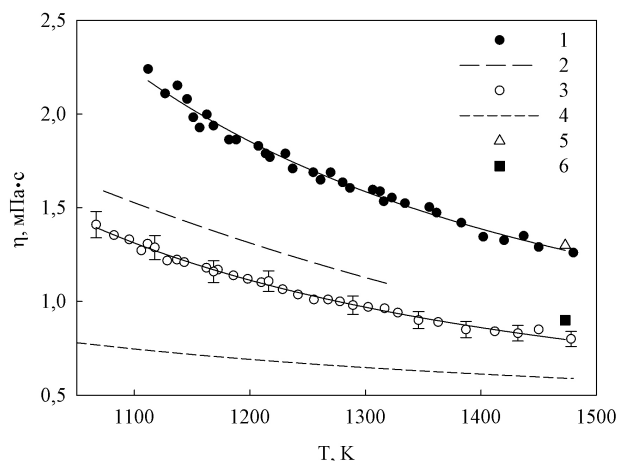


Рис. 1. Залежність в'язкості від температури розплавів 1: Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub>, 2: Cu<sub>50</sub>Bi<sub>50</sub> [12], 3: Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub>, 4: Bi [18], 5: Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub> [15], 6: Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub> [15]

Fig. 1. Temperature dependence of viscosity of melts 1: Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub>, 2: Cu<sub>50</sub>Bi<sub>50</sub> [12], 3: Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub>, 4: Bi [18], 5: Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub> [15], 6: Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub> [15]

Порівнюючи між собою криві  $\eta(T)$ , бачимо, що за однакових відхилень хімічного складу зразків від еквіатомного як у бік збільшення вмісту Cu на 10 ат. % (Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub>), так і його зменшення (Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub>) відхилення кривих  $\eta(T)$  різне. За температури 1200 К різниця між в'язкістю розплавів Cu<sub>50</sub>Bi<sub>50</sub> та Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub> становить 0.545 мПа·с, а між в'язкістю розплавів Cu<sub>50</sub>Bi<sub>50</sub> та Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub> — 0.21 мПа·с; і ця різниця зростає з наближенням до температури кристалізації.

Хімічний склад, ат. %	$\eta_0$ , мПа·с	$E_A$ , Дж/моль	$-\Delta S$ , Дж/К
Cu	0,539	23730	
Cu <sub>40</sub> Bi <sub>60</sub>	0,183	18000	20,2
Cu <sub>50</sub> Bi <sub>50</sub>	0,208	18500	20,5
Cu <sub>60</sub> Bi <sub>40</sub>	0,246	20200	20,6
Bi	0,296	8453	
Cu <sub>40</sub> Ga <sub>60</sub>	0,376	17100	25,0
Cu <sub>50</sub> Ga <sub>50</sub>	0,488	18400	23,2
Cu <sub>60</sub> Ga <sub>40</sub>	0,498	20300	23,4
Ga	0,358	3907	
Cu <sub>40</sub> Pb <sub>60</sub>	0,191	21200	17,7
Cu <sub>50</sub> Pb <sub>50</sub>	0,199	21800	17,3
Cu <sub>60</sub> Pb <sub>60</sub>	0,255	22000	18,4
Pb	0,562	7584	
Cu <sub>40</sub> Pb <sub>60</sub>	0,331	12200	24,8
Cu <sub>50</sub> Sn <sub>50</sub>	0,411	13000	23,6
Cu <sub>60</sub> Pb <sub>40</sub>	1,279	7582	25,5
Sn	0,410	6302	

Табл. 1. Параметри апроксимації рівняння (1)  
Table 1. Approximation parameters of Eq. (1)

На рис. 1 показано також значення в'язкості за температури 1473 К з праці [15], які узгоджуються з нашими в разі Cu<sub>60</sub>Bi<sub>40</sub>: 1.28 мПа·с проти 1.3 мПа·с [15], і є вищими в разі Cu<sub>40</sub>Bi<sub>60</sub>: 0.82 мПа·с проти 0.9 мПа·с [15]. Параметри апроксимації рівняння (1) наведені в Табл. 1.

Рис. 2 ілюструє залежність динамічної в'язкості від температури бінарних розплавів системи Cu–Ga порівняно з в'язкістю Ga [19] та Cu [20]. Про швидкість зростання в'язкості розплавів під час охолодження, згідно з рівнянням [1], свідчить стрімке зростання кривих залежності  $\eta(T)$ , які є майже паралельні як між собою, так і з кривою міді і зміщені в бік Cu.

За однакових (на 10 ат. %) змін концентрації в обидва боки щодо еквіатомного відхилення кривих  $\eta(T)$  відрізняється, однак, на відміну від розплавів системи Cu–Bi, різниця між в'язкістю розплавів Cu<sub>60</sub>Ga<sub>40</sub>, Cu<sub>50</sub>Ga<sub>50</sub>, Cu<sub>40</sub>Ga<sub>60</sub> мало змінюється за однакових температур. За температури 1200 К різниця між в'язкістю розплавів Cu<sub>50</sub>Ga<sub>50</sub> та Cu<sub>60</sub>Ga<sub>40</sub> становить 0,71 мПа·с, а між в'язкістю розплавів Cu<sub>50</sub>Ga<sub>50</sub> та Cu<sub>40</sub>Ga<sub>60</sub> — 1.3 мПа·с. Криві  $\eta(T)$  добре описуються виразом (1), параметри якого наведені в Табл. 1.

Розплави Cu–Pb характеризуються наявністю на фазовій діаграмі неширокого проміжку розшарування та викликають значне зацікавлення дослідників як перспективні антифрикційні матеріали. Cu–Pb має спільні особливості з системою Cu–Bi, у якій ділянка розшарування хоч і не проявляється, однак тенденція до незмішуваності чітко простежується; ентальпія змішування більше ендотермічна, ніж у Cu–Bi [21].

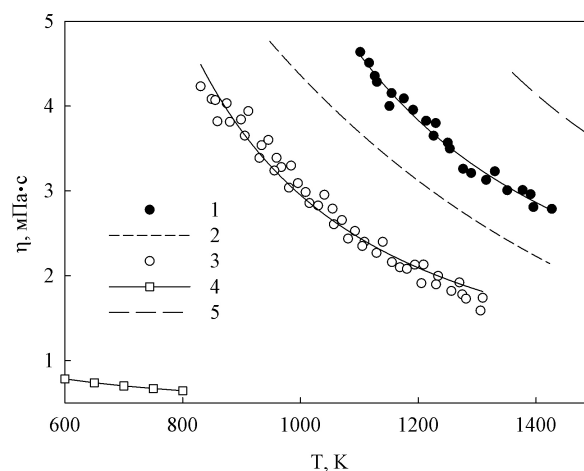


Рис. 2. Залежність в'язкості від температури розплавів  
1: Cu<sub>60</sub>Ga<sub>40</sub>, 2: Cu<sub>50</sub>Ga<sub>50</sub> [12], 3: Cu<sub>40</sub>Ga<sub>60</sub>, 4: Ga [19],  
5: Cu [20]

Fig. 2. Temperature dependence of viscosity of melts  
1: Cu<sub>60</sub>Ga<sub>40</sub>, 2: Cu<sub>50</sub>Ga<sub>50</sub> [12], 3: Cu<sub>40</sub>Ga<sub>60</sub>, 4: Ga [19],  
5: Cu [20]

На рис. 3 показано в'язкість розплавів Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub>, Cu<sub>50</sub>Pb<sub>50</sub>, Cu<sub>60</sub>Pb<sub>60</sub> порівняно з в'язкістю Pb [19] та Cu [20]. Охолодження розплаву супроводжується зростанням в'язкості згідно з рівнянням (1). Суцільними лініями позначено криві апроксимації  $\eta(T)$ , які характеризуються слабо вираженою нелінійністю. Параметри апроксимації містить Табл. 1.

За температури 1373 К збільшення вмісту Cu щодо еквіатомного складу на 10 ат. % помітно підвищує його в'язкість на 0.41 мПа·с, тоді як зменшення вмісту Cu на 10 ат. % знижує в'язкість лише на 0.12 мПа·с. Як і у системі Cu–Ga, такі відхилення значень в'язкості мало змінюються в дослідженому інтервалі температур.

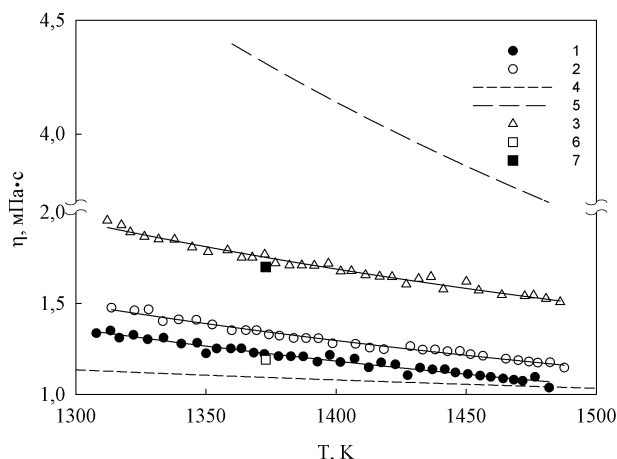


Рис. 3. Залежність в'язкості від температури розплавів 1: Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub>, 2: Cu<sub>50</sub>Pb<sub>50</sub>, 3: Cu<sub>60</sub>Pb<sub>60</sub>, 4: Pb [19], 5: Cu [20]; 6: Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub> [22], 7: Cu<sub>60</sub>Pb<sub>60</sub> [22]

Fig. 3. Dependence of viscosity on temperature of melts 1: Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub>, 2: Cu<sub>50</sub>Pb<sub>50</sub>, 3: Cu<sub>60</sub>Pb<sub>60</sub>, 4: Pb [19], 5: Cu [20]; 6: Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub> [22], 7: Cu<sub>60</sub>Pb<sub>60</sub> [22]

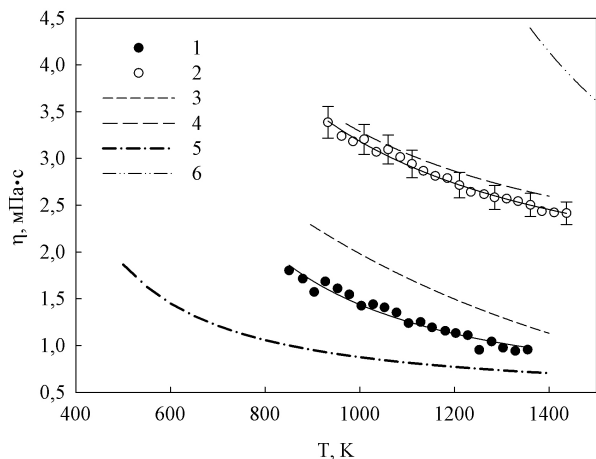


Рис. 4. Залежність в'язкості від температури розплавів 1: Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub>, 2: Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub>, 3: Cu<sub>50</sub>Sn<sub>50</sub> [12], 4: Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub> [25], 5: Sn [18], 6: Cu [20]

Fig. 4. Dependence of viscosity on the temperature of melts 1: Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub>, 2: Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub>, 3: Cu<sub>50</sub>Sn<sub>50</sub> [12], 4: Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub> [25], 5: Sn [18], 6: Cu [20]

На рис. 3 наведено також значення в'язкості за температури 1373 К з праці [22]. Автор порівнював результати цих досліджень із розрахунками за методом

псевдопотенціалів та напівемпіричною моделлю Iida (модель трьох параметрів) [23]. Розбіжності між кривими  $\eta(T)$  помітно зростали зі збільшенням вмісту Cu. Припускається, що такі розбіжності зумовлені великим розкидом у значеннях в'язкості міді, а саме: 2.89 мПа·с, 3.50 мПа·с, 4.23 мПа·с, 4.31 мПа·с. Додаткові вимірювання допоможуть уточнити це припущення.

З усіх досліджених у роботі систем фазова діаграма системи Cu–Sn найскладніша, а завдяки своїм характеристикам інтерметалічних сполук сплави Cu–Sn демонструють відмінні фізико-хімічні, механічні та електричні властивості. Автори аналізували кореляції між в'язкістю та фазовою діаграмою сплавів Cu–Sn, акцентуючи увагу на ділянці, збагаченій Cu. Експериментальні криві  $\eta(T)$ , зображені на рис. 4, описують поведінку в'язкості розплавів Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub>, Cu<sub>50</sub>Sn<sub>50</sub>, Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub> під час охолодження. З рисунка видно, що в'язкість розплаву Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub> узгоджується з результатами [25] у межах похибки експерименту.

За температури 1200 К різниця між в'язкістю розплавів Cu<sub>40</sub>Pb<sub>60</sub> та Cu<sub>50</sub>Sn<sub>50</sub> становить 0.71 мПа·с, а між в'язкістю розплавів Cu<sub>50</sub>Sn<sub>50</sub> та Cu<sub>60</sub>Pb<sub>40</sub> — 1.3 мПа·с. Криві  $\eta(T)$ , крутизна яких зростає зі збільшенням вмісту міді, добре описуються виразом (1) з параметрами, зведеними в Табл. 1. Суцільними лініями позначено криві апроксимації  $\eta(T)$ , які характеризуються слабо вираженою нелінійністю.

За експериментальними даними  $\eta_0$ , розраховано ентропію змішування розплаву  $\Delta S$  за формулою [12]:

$$\eta_0 = \frac{\hbar N_A}{\mu} \exp\left(-\frac{\Delta S}{R}\right), \quad (2)$$

де  $\hbar$  — стала Планка,  $N_A$  — число Авогадро,  $\mu$  — молярна маса. Результати наведено в Табл. 1. Отримані від'ємні значення ентропії змішування свідчать про структурне впорядкування в розплаві.

#### IV. ВИСНОВКИ

Досліджено вплив відхилення хімічного складу від еквіатомних пропорцій у розплавах бінарних систем Cu–Bi, Cu–Ga, Cu–Pb, Cu–Sn, які є складниками багатоконпонентних високоентропійних сплавів Bi–Cu–Ga–Sn–Pb, на поведінку динамічної в'язкості. Показано, за однакових (на 10 ат. %) відхилень концентрації в обидва боки щодо еквіатомної в'язкість суттєво змінюється, зокрема, помітно зростає з додаванням міді. Отримана інформація про залежність в'язкості від температури та від'ємні значення ентропії змішування, що свідчить про структурне впорядкування в системі, є важливою для дослідження характеристик високоентропійних сплавів на основі цих металів, а також для їх промислового виготовлення.

Робота виконана за підтримки Міністерства освіти і науки України в межах НДР № 0122U001521.

- [1] J.-W. Yeh *et al.*, *Adv. Eng. Mater.* **6**, 299 (2004); <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>.
- [2] D. B. Miracle, O. N. Senkov, *Acta Mater.* **122**, 448 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>.
- [3] M. H. Tsai, J. W. Yeh, *Mater. Res. Lett.* **2**, 107 (2014); <https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>.
- [4] Y. P. Wang, B. Sh. Li, Zh. F. Heng, *Adv. Eng. Mater.* **11**, 641 (2009); <https://doi.org/10.1002/adem.200900057>.
- [5] Yu. Plevachuk, J. Brillo, A. Yakymovych, *Metal. Mater. Trans. A*, **49**, 6544 (2018); <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4925-4>.
- [6] O.N. Senkov, G.B. Wilks, J.M. Scott, D.B. Miracle, *Intermetallics*, **11**, 698 (2011); <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.01.004>.
- [7] M. C. Gao, J.-W. Yeh, P. K. Liaw, Y. Zhang, *High-Entropy Alloys. Fundamentals and Applications* (Springer International Publishing Switzerland, 2016); <https://doi.org/10.1007/978-3-319-27013-5>.
- [8] Y. F. Kao *et al.*, *Int. J. Hydrog. Energy* **35**, 9046 (2010); <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2010.06.012>.
- [9] J. Ponsoni, V. Aranda, T. da Silva Nascimento, R. Belli-Strozi, W. J. Botta, G. Zepon, *Acta Materialia* **240**, 118317 (2022); <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118317>.
- [10] H.-P. Chou, Y.-Sh. Chang, S.-K. Chen, J.-W. Yeh, *Mater. Sci. Eng. B* **163**, 184 (2009); <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2009.05.024>.
- [11] S. Ma *et al.*, *J. Alloys Compd.* **604**, 331 (2014); <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.03.050>.
- [12] М. В. Дуфанець, В. М. Склярчук, Ю. О. Плевачук, *Укр. фіз. журн.* **65**, 1082 (2020); <https://doi.org/10.15407/ujpe65.12.1089>.
- [13] S. Mudry, Yu. Plevachuk, V. Sklyarchuk, A. Yakymovych, *J. Non-Cryst. Solids* **354**, 4415 (2008); <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrystol.2008.06.061>.
- [14] Yu. Plevachuk, V. Sklyarchuk, A. Yakymovych, G. Gerbeth, *J. Non-Cryst. Solids* **354**, 4443 (2008); <https://doi.org/10.15407/ujpe65.12.1089>.
- [15] S. Seetharaman, Du Sichen, *Metal. Mater. Trans. B* **25B**, 589 (1994); <https://doi.org/10.1007/BF02650079>.
- [16] M. G. Frohberg, K. Özbagi, *Z. Metallkd.* **72**, 630 (1981); <https://doi.org/10.1515/ijmr-1981-720907>.
- [17] M. Hirai, *Iron Steel Inst. Jpn. Int.* **33**, 251 (1993); <https://doi.org/10.2355/isijinternational.33.251>.
- [18] Yu. Plevachuk, V. Sklyarchuk, G. Gerbeth, S. Eckert, *Int. J. Mater. Research* **101**, 839 (2010); <https://doi.org/10.3139/146.110357>.
- [19] Ю. О. Плевачук, В. М. Склярчук, О. Д. Альохін, Л. А. Булавін, *Журн. фіз. досл.* **9**, 333 (2005); <https://doi.org/10.30970/jps.09.333>.
- [20] J. Brillo *et al.*, *High Temp. High Press.* **47**, 417 (2018); <https://www.oldcitypublishing.com/journals/hthp-home/hthp-issue-contents/hthp-volume-47-number-5-2018/hthp-47-5-p-417-441/>.
- [21] P. Terzoeff, *J. Alloys Compd.* **473**, 195 (2009); <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.11.074>.
- [22] Л.І. Гвоздева, А.П. Любімов, *Укр. фіз. журн.* **12**, 207 (1967).
- [23] T. Iida, R. I. L. Guthrie, *The Physical Properties of Liquid Metals* (Clarendon Press, Oxford, 1993); <https://www.abebooks.com/9780198563945/Physical-Properties-Liquid-Metals-Iida-0198563949/plp.>
- [24] E. Gebhardt, M. Becker, S. Schaefer, *Z. Metallkd.* **43**, 292 (1952); <https://doi.org/10.1515/ijmr-1952-430803>.
- [25] M. Tan, B. Xiufang, X. Xianying, Z. Yanning, G. Jing, S. Baoan, *Physica B*, **387**, 1 (2007); <https://doi.org/10.1016/j.physb.2005.10.140>.

## VISCOSITY OF Cu-BASED BINARY ALLOYS

Yu. Plevachuk, L. Romaka  
*Ivan Franko National University of Lviv*  
 8, Kyrylo & Mefodiy St., Lviv, UA-79005, Ukraine

High-entropy alloys are alloys containing at least five main metallic elements in equiatomic proportions from 5 to 35 at. %. The main feature of high-entropy alloys is the formation of a single-phase thermodynamically stable solid solution mainly with bcc and fcc lattices. Stabilization of the solid solution and prevention of the intermetallic phases formation during the solidification is ensured by the high entropy of mixing of the components. The highest value of entropy is achieved with an equiatomic ratio of components, and, according to the Boltzmann hypothesis, the configurational entropy increases with an increase in the number of elements.

Along with the characteristics typical of metal alloys, such materials have unique and unusual properties inherent, for example, in metal ceramics: high hardness and resistance at high temperatures, positive temperature hardening coefficient, resistance to corrosion and oxidation, good wear resistance and a number of other properties. The continuous expansion of practical applications of high-entropy alloys shows that the deviation of one or more elements from equiatomic proportions can even improve some specific properties.

The main experimental difficulties in extreme thermodynamic conditions of the liquid state are related to the high melting temperatures of the elements. Therefore, it is helpful to study similar multicomponent alloys with lower melting points of the elements. Information about the properties of such low-temperature systems, as well as their subsystems with a smaller number of components, which can be considered as

model systems, is necessary for further study of the high-temperature alloys' characteristics and for their industrial production.

In this work, temperature dependence of viscosity for Cu–Bi, Cu–Ga, Cu–Pb and Cu–Sn binary alloys with chemical compositions deviating from equiatomic ones was investigated. These alloys are subsystems of the high-entropy five-component Bi–Cu–Ga–Sn–Pb system. Based on the obtained results, the activation energy of the viscous flow and the configurational entropy of mixing were calculated. The obtained negative values of entropy of mixing indicate structural ordering in the system.

**Key words:** metals, high-entropy alloys, entropy, viscosity.