

Розробка та дослідження мікроструктури легких високоентропійних сплавів систем Al–Si–Cu–Ni–Zn та Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn

У роботі представлено результати дослідження структурно-фазових характеристик легких експериментальних високоентропійних сплавів систем Al–Si–Cu–Ni–Zn та Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn, отриманих найпростішим способом приготування розплаву — плавленням у печі опору з використанням покривного флюсу. Метою дослідження було встановлення можливості та особливостей одержання зазначених композицій за допомогою найбільш доступного технологічного способу виплавки сплавів без використання складних технологічних операцій. Описано розроблену і перевірену технологічну послідовність приготування розплаву, яка заключається у розплавленні лігатури Al50Cu і поступовому та почерговому додаванні до її розплаву усіх компонентів у чистому вигляді. Поступова зміна хімічного складу розплаву в даному випадку збільшує розчинність компонентів. Готовий розплав отримували та заливали у форму в межах температур 950–1000 °C. З метою запобігання вигорання цинку та магнію, особливо на останніх етапах приготування розплавів, застосовували покривний флюс, який складався із рівних частин хлориду і фториду літію. Одержані сплави мали низьку густину 5,20 та 4,95 г/см³ та відносились за своїм хімічним складом до високоентропійних. При цьому, вони мали багатофазну мікроструктуру з переважанням інтерметалідних сполук у ній. Сплав, що не містив магнію, містив головним чином β-CuZn та AlNi₂Si–Al. Після додавання магнію додатково утворилася фаза Mg₂Si, а домінуючою фазою став комплексний інтерметалід на основі Cu–Mg–Si. Вимірювання мікротвердості показали високі локальні значення від 744 та 904 HV для обох фаз сплаву системи Al–Si–Cu–Ni–Zn та від 730–780 HV для сплаву системи Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn.

Ключові слова: HEA, LWHEA, BEC, легкі високоентропійні сплави, приготування розплаву, мікроструктура, фазовий склад, мікротвердість.

Вступ. Високоентропійні сплави (BEC), також відомі як багатокомпонентні високолеговані сплави, або сплави з кількома основними елементами, були вперше запропоновані Jien-Wei Yeh та Brian Cantor в одному і тому ж 2004 році [1–3]. BEC спочатку визначалися як сплави, що складаються з п'яти і більше основних елементів в еквіатомному співвідношенні [1]. Завдяки високій ентропії змішування у BEC мають тенденцію утворюватися однофазні структури твердого розчину, включаючи фази ГЦК (гранецентрована кубічна), ОЦК (об'ємноцентрована кубічна) та ГЦУ (гексагональна щільноупакована) [4–9]. На сьогоднішній день, визначення BEC було розширено на сплави, в яких вміст кожного елемента становить від 5 до 35 атомних відсотків, а також BEC не обмежуються однофазними сплавами на основі твердих розчинів [6, 10]. Механічні властивості таких матеріалів в першу чергу визначаються їх фазовими складовими та мікроструктурою. Наприклад, BEC із ОЦК-структурою, як правило, мають високу міцність, але низьку пластичність, тоді як BEC з ГЦК-структурою демонструють високу пластичність при низькій міцності [11, 12].

Високоентропійних сплавів є твердофазні та рідкофазні технології. До твердофазних належать механічне легування та іскрове плазмове спікання, які забезпечують ефективну дифузію елементів, швидке ущільнення порошків і збереження високої ентропії [13]. Серед рідкофазних методів зазвичай застосовують вакуумно-дугову плавку, вакуумну індукційну плавку та плавку цими методами в атмосфері інертного газу, що також дозволяє отримати сплави високої чистоти [14]. Усі ці підходи забезпечують високу якість сплавів, але є технологічно й економічно затратними, що обмежує їхнє застосування поза науковими дослідженнями та високотехнологічним виробництвом.

Мікроструктура та властивості високоентропійних сплавів визначаються дією чотирьох ключових ефектів. Високоентропійний ефект знижує вільну енергію змішування завдяки значному внеску конфігураційної ентропії, що сприяє утворенню стабільних твердих розчинів із відносно простою мікроструктурою. Ефект сильного спотворення ґратки, зумовлений різницею в атомних радіусах складових елементів, забезпечує суттєве твердорозчинне зміцнення, підвищуючи твердість та міцність матеріалу. Уповільнена дифузія виникає внаслідок

Основними методами виготовлення

складності переміщення атомів у випадковій багатокомпонентній матриці, що гальмує фазові перетворення та стабілізує структуру. Додатково, так званий ефект коктейлю підсилює експлуатаційні характеристики завдяки синергетичному поєднанню властивостей багатьох елементів, результат якого перевищує просту суму характеристик окремих компонентів. Сукупна дія цих ефектів зумовлює унікальні структурні особливості та механічні властивості високоентропійних сплавів [15].

Низька густина є однією з ключових вимог до сучасних конструкційних матеріалів, що зумовлює зростання інтересу до нового класу сплавів — легких високоентропійних сплавів (LWHEA — Lightweight High-Entropy Alloys). До елементів, що найчастіше застосовуються для розроблення легких високоентропійних сплавів, належать Al, Mg, Ti, Li, Fe, Mn, Co та Ni. Критерії щільності, за якими сплав може бути віднесений до категорії легких, залишаються предметом дискусій. У більшості наукових публікацій до переліку легких зараховують сплави з щільністю $\leq 7 \text{ г/см}^3$ [16, 17]. Водночас окремі дослідники пропонують більш жорсткий поріг ($3\text{—}5 \text{ г/см}^3$), однак на сьогодні відсутні вичерпні дослідження у цьому діапазоні, оскільки кількість отриманих сплавів із щільністю $3\text{—}5 \text{ г/см}^3$ є вкрай обмеженою [18].

Постановка проблеми. Легкі високоентропійні сплави характеризуються низькою теоретичних ускладнень, пов'язаних із їх багатокомпонентною природою, випадковим формуванням фаз та нестандартними мікроструктурами. Такі обмеження впливають на всі етапи виробництва, що значно ускладнює їх практичне застосування. Питанню масового використання легких ВЕС присвячено порівняно небагато робіт, хоча їхні унікальні функціональні властивості відкривають перспективи як для використання за високотемпературних умов, так і для криогенних середовищ. Сучасні обчислювальні підходи, зокрема методи DFT, MD, ML та CALPHAD, забезпечують точне моделювання, однак часто ігнорують реальні умови виготовлення [19—21]. Подолання цього розриву можливе лише за умови активного розвитку прикладних досліджень у цій галузі. При цьому слід враховувати, що легкі ВЕС містять високореакційні елементи, що потребує ретельного контролю температури, атмосфери та умов захисту сплаву під час синтезу, додатково ускладнюючи процес їх виготовлення.

Мета роботи. Подолання розриву між теоретичними обчисленнями та практичними умовами виготовлення легких ВЕС шляхом активного розвитку прикладних досліджень у цій галузі шляхом одночасного створення нових сплавів та простих технологічних рішень для їх одержання. Ключем до повної реалізації потенціалу вказаних матеріалів є пошук та вдосконалення методів їх масового виробництва, зокрема — створення рішень на основі ливарних технологій та легкоплавких систем, які мають у своєму складі легкоплавкі елементи і компоненти, які утворюють між собою евтектичні реакції та мають помітну розчинність один в одному.

Матеріали та методи. Високоентропійні сплави

систем Al–Si–Cu–Ni–Zn та Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn було розроблено з урахуванням підходів, викладених в меті роботи. Компоненти було обрано таким чином, щоб забезпечити їхню максимальну розчинність один в одному в певних подвійних та потрійних комбінаціях. Також більшість із них між собою мали діаграми стану або з евтектичним перетворенням, або з необмеженою, або високою розчинністю один в одному в твердому стані.

Сплави було виплавлено в лабораторній печі опору в алундовому тиглі. Застосування даної технології обумовлене її простотою та низькою собівартістю порівняно з іншими методами одержання високоентропійних сплавів. В той же час використання плавки у печі опору має низку специфічних обмежень. Зокрема, воно ускладнює точне відтворення заданого хімічного складу та висуває підвищені вимоги як до вибору шихтових матеріалів, так і до послідовності їх введення у розплав. Відповідно, в обраній системі, всі компоненти повинні розчинятись при відносно низьких як для високоентропійних сплавів температурах порядку $850\text{—}1000 \text{ }^\circ\text{C}$. Також, для запобігання окисненню і випаровуванню елементів з високим парціальним тиском і високою схильністю до інтенсивного окиснення при контакті з повітрям необхідним є використання захисної атмосфери, або покривного флюсу. У представлений роботі з цією метою використовувався флюс складу $\text{LiCl} + \text{LiF}$ у співвідношенні 1:1. Для виготовлення експериментальних сплавів використовували шихтові матеріали у вигляді чистих металів із вмістом основного елемента не менше 99,5 %, а також концентровану лігатуру власного виробництва — Al50Cu.

На початковому етапі в алундовий тигель завантажували лігатуру Al50Cu, яку доводили до повного розплавлення. Після цього в розплав вводили частину Si, Cu та невелику кількість Ni. Поки температура була помірною, додавали цинк невеликими шматками з метою мінімізації його інтенсивного окиснення. Подальше легування проводили шляхом послідовного введення решти Si, Cu та Ni. Завершальним етапом було внесення залишків Zn (а у випадку другого сплаву також Mg) під шар флюсу при температурі розплаву $920\text{—}950 \text{ }^\circ\text{C}$, що забезпечувало зниження втрат легколетких елементів. Після досягнення однорідності розплаву його заливали з температури $950 \text{ }^\circ\text{C}$ у циліндр та спіральну форму для визначення рідкоплинності; отримані значення становили 80 мм для сплаву Al–Si–Cu–Ni–Zn та 70 мм для сплаву Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn. Зображення отриманих виливків наведено на рис. 1.

В табл. 1 наведено склад шихти і готових сплавів. Концентрація компонентів у закристалізованому сплаві, згідно з результатами хімічного аналізу, відрізняється від номінального складу шихти насамперед за вмістом нікелю та магнію. Таке відхилення можна пояснити як особливостями термодинаміки розчинності цих елементів у багатокомпонентних системах, так і їхньою різною схильністю до випаровування та окиснення під час процесу приготування розплаву. Отриману відмінність хімічного складу дру-

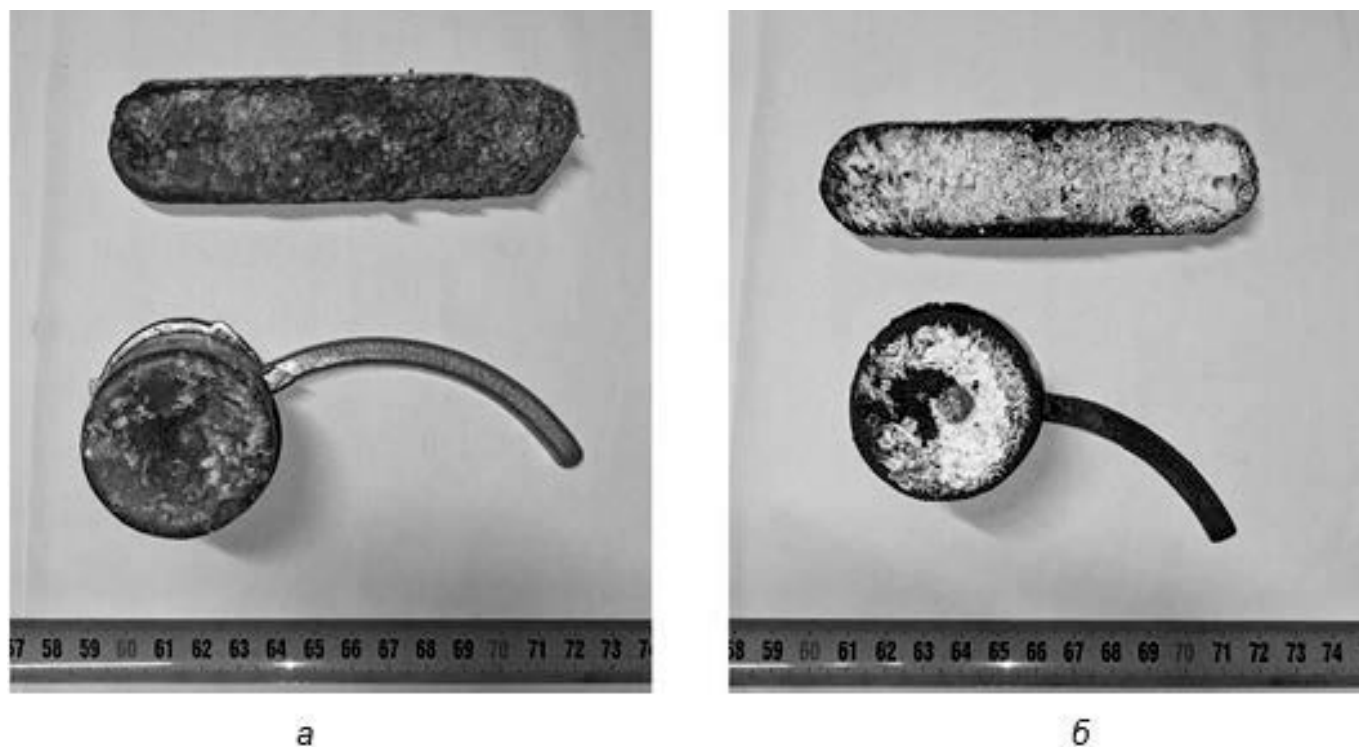


Рис. 1. Зовнішній вигляд досліджуваних зразків: а — сплав системи Al–Si–Cu–Ni–Zn; б — сплав системи Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn

Таблиця 1

Склад досліджуваних сплавів у атомних відсотках

Al–Si–Cu–Ni–Zn (перший)			Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn (другий)		
Елемент	Хім. склад, % ат.		Елемент	Хім. склад, % ат.	
	шихти	зразка		шихти	зразка
Al	20	22,82	Al	20	20,52
Si	20	25,26	Si	20	18,48
Cu	20	19,69	Cu	20	22,84
Ni	20	14,14	Ni	20	13,77
Mg	20	17,99	Mg	5	3,38
Zn	0	0	Zn	15	21

гого сплаву можна пояснити похибкою визначення легких елементів (Mg, Al) методом рентгенофлуорисцентного аналізу. Для цих елементів характерна низька енергія характеристичного випромінювання, тому їхній сигнал часто перекривається або частково

поглинається, що призводить до завищення вмісту магнію та зниження часток інших компонентів.

Було проведено визначення мікротвердості окремих фаз отриманих сплавів. Дослідження мікроструктури виконано із застосуванням скануючого електронного мікроскопа TESCAN VEGA3, що дозволило здійснити якісний аналіз морфології та хімічного складу фазових складових.

Результати і обговорення. В табл. 2 показано загальні характеристики компонентів експериментальних сплавів, серед яких також показано ті, що впливають на формування типу кристалічної структури і фазоутворення.

Відповідно до складу сплавів, що наведено в табл. 1, такий розподіл компонентів забезпечує середню умовну густину близько 5,20 г/см³ (перший) та 4,95 г/см³ (другий сплав), що відповідає найбільш жорстким вимогам до густини для легких ВЕС.

Серед компонентів досліджуваних сплавів переважають метали з гранецентрованою кубічною (ГЦК) ґраткою — Al, Cu та Ni, що може сприяти формуван-

Таблиця 2

Характеристики компонентів досліджуваних сплавів

Елемент	Кристалічна ґратка	Температура плавлення (°C)	Густина (г/см ³)	Атомний радіус (Å)
Al	ГЦК	660	2,7	1,432
Si	Структура алмазу	1410	2,33	1,176
Cu	ГЦК	1084	8,96	1,278
Ni	ГЦК	1453	8,9	1,243
Mg	Гексагональна	650	1,74	1,6
Zn	Гексагональна	420	7,14	1,39

ню в сплаві однофазного твердого розчину завдяки їхній структурній сумісності.

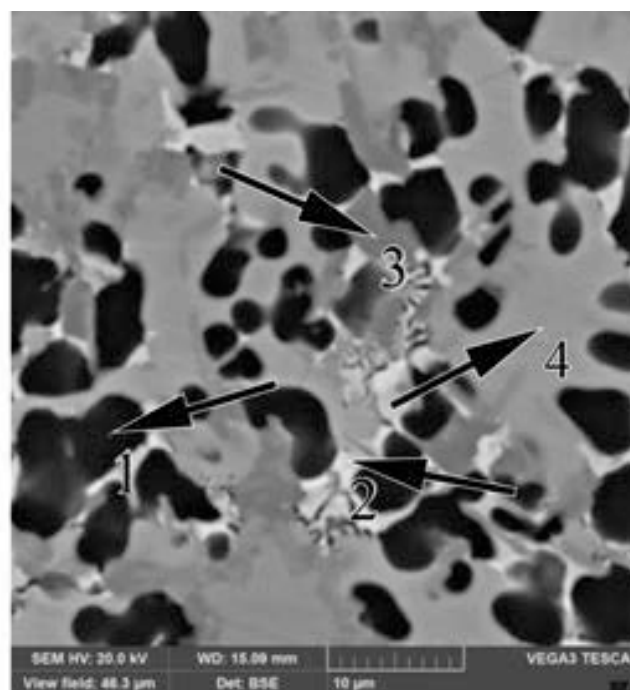
Параметр δ є одним із ключових критеріїв, що характеризують ступінь невідповідності атомних радіусів у багатокомпонентних системах та визначають їхню здатність утворювати однофазні тверді розчини. Він відображає міру відхилення індивідуальних атомних розмірів від середнього значення для даного сплаву. Низькі значення δ свідчать про незначну різницю між атомними радіусами складових елементів, що сприяє стабілізації однофазної структури з твердим розчином заміщення. Встановлено, що для формування однофазних твердих розчинів

значення δ , як правило, не перевищує 6,6 %, тоді як вищі значення цього параметра призводять до посилення кристалічних спотворень і підвищують імовірність утворення багатофазних структур.

В наших випадках значення $\delta \sim 7,2$ % для першого сплаву та $\sim 10,4$ % для другого сплаву. Вони перевищують типові літературні пороги 6—6,5 %, і це вказує на те, що, незважаючи на високу ентропію сплавів, може збільшитись ймовірність формування багатофазних структур. Власне, на рис. 2 показано мікроструктуру досліджуваних сплавів в литому стані. Дані локального хімічного аналізу фаз, показаних на рис. 2, наведено в табл. 3.



а



б

Рис. 2. Мікроструктура досліджуваних зразків: а — Al-Si-Cu-Ni-Zn; б — Al-Si-Cu-Ni-Mg-Zn

Таблиця 3

Хімічний склад точок фазових складових досліджуваних сплавів

Сплав Al-Si-Cu-Ni-Zn						
Хім. склад в точці, % ат.	Al	Si	Cu	Ni	Zn	Mg
1	17,34	0,14	44,88	1,49	36,16	—
2	26,87	35,93	1,15	34,99	1,06	—
Сплав Al-Si-Cu-Ni-Mg-Zn						
1	1,10	28,09	2,35	0,94	1,10	66,42
2	20,34	4,50	43,29	2,38	20,88	8,68
3	32,20	34,70	1,74	30,04	0,04	0,07
4	4,84	15,88	37,78	3,91	5,33	32,26

На основі одержаних даних (рис. 2а, табл. 3) встановлено утворення двофазних областей у сплаві системи Al-Si-Cu-Ni-Zn. Світла зона (точка 1) мала мікротвердість 744 HV та представляла собою інтерметалід, який відповідає β -фазі CuZn із розчиненням в ній алюмінієм та невеликою кількістю

нікелю. Темна зона (точка 2) має вищу мікротвердість 904 HV і представлена інтерметалідною фазою Ni-Si-Al, яка за співвідношенням компонентів може мати формулу AlNi_2Si [22]. Таким чином, сплав являв собою суміш двох інтерметалідів з високою різницею мікротвердості. Не дивлячись на відносно високу

ентропію змішування ($\Delta S_{\text{conf}} = 1,59 R$ для першого сплаву та $1,72 R$ для другого), фактор невідповідності атомних радіусів δ і безпосередньо високий вміст кремнію сприяли умовам, за яких не утворилася жодна фаза типу твердого розчину. Натомість, можна відзначити, що β -CuZn має ОЦК-ґратку, а алюмосиліцид нікелю — ґратку тригонального типу [23].

Енергодисперсійний рентгенівський аналіз окремих структурних складових (рис. 2б, табл. 3) сплаву, що містив магній, показав наявність кількох областей із різним елементним складом. У точці 1 показано формування інтерметаліду Mg_2Si з частковим розчиненням алюмінію. Точка 2 характеризується високим вмістом міді та цинку, типових для β -фази CuZn з домішками Al. У точці 3 спостерігається підвищена концентрація нікелю та кремнію, що відповідає формуванню інтерметалідної фази AlNi_2Si всередині фази, якій відповідає точка 4. Вона містить мідь, магній і кремній у великій кількості та має ознаки дендритної будови, що вказує на її первинний характер утворення та імовірне відношення до інтерметалідів.

Важливо відзначити, що мікротвердість структурно-фазових складових експериментального сплаву системи Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn становила 780 HV у світлих ділянках (імовірно комплексний інтерметалід (точка 4) і 730 HV у темних, яким відповідає силіцид магнію. Він має кубічну кристалічну ґратку, і порівняння його мікротвердості з основною структурно-фазовою складовою сплаву може вказувати на близький типи ґратки останньої — кубічний або тетрагональний. Такі показники також є більш сприятливими з точки зору механічних та експлуатаційних властивостей сплаву.

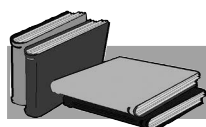
Висновки

1. Доведено можливість отримання легких високоентропійних сплавів способом плавлення у печі опору під покривним флюсом LiCl–LiF. Для цього застосовано найбільш простий та доступний спосіб виплавки в печі опору. Отримані сплави систем Al–Si–Cu–Ni–Zn та Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn характеризуються хімічним складом, що забезпечив високі показники ентропії змішування, і низькою густиною — $5,20 \text{ г/см}^3$ та $4,95 \text{ г/см}^3$, що відповідає вимогам до легких високоентропійних матеріалів.

2. Сплав системи Al–Si–Cu–Ni–Zn має багатофазну структуру з домінуванням інтерметалідних сполук типу CuZn (β -фаза) та AlNi_2Si . Ці фази характеризуються показниками мікротвердості 744–904 HV відповідно, що має забезпечувати матеріалу значну жорсткість, але одночасно обумовлює його крихкість.

3. Сплав системи Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn, що додатково містить магній, утворює мікроструктуру з наявністю фаз β -CuZn, AlNi_2Si , Mg_2Si та комплексної фази імовірно інтерметалідного типу. Мікротвердість фаз такого сплаву знаходиться в межах 730–780 HV, що додає однорідності механічним властивостям, проте не знижує його крихкість. Введення магнію не забезпечило формування твердого розчину, натомість спричинило утворення більшої кількості фаз через взаємодію Mg із Si та Cu.

4. Формування багатофазних структур у досліджених сплавах зумовлено поєднанням ряду чинників. Вирішальну роль відіграють значні відмінності у властивостях елементів і найбільше — різниця в атомних радіусах, що сприяє утворенню інтерметалідних сполук замість твердих розчинів.



REFERENCES

1. Yeh, J. W., Chen, S. K., Lin, S. J., Gan, J. Y., Chin, T. S., Shun, T. T., Tsau, C. H., & Chang, S. Y. (2004). Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 6(5), 299-303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
2. Cantor, B., Chang, I. T. H., Knight, P., & Vincent, A. J. B. (2004). Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 375-377, 213-218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
3. Huang, P. K., Yeh, J. W., Shun, T. T., & Chen, S. K. (2004). Multi-Principal-Element Alloys with Improved Oxidation and Wear Resistance for Thermal Spray Coating. *Advanced Engineering Materials*, 6(1-2), 74-78. <https://doi.org/10.1002/adem.200300507>
4. Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K., & Lu, Z. P. (2014). Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 61, 1-93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
5. Ye, Y. F., Wang, Q., Lu, J., Liu, C. T., & Yang, Y. (2016). High-entropy alloy: challenges and prospects. *Materials Today*, 19(6), 349-362. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2015.11.026>
6. Miracle, D. B., & Senkov, O. N. (2017). A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 122, 448-511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
7. Chen, J., Zhou, X., Wang, W., Liu, B., Lv, Y., Yang, W., Xu, D., & Liu, Y. (2018). A review on fundamental of high entropy alloys with promising high-temperature properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 760, 15-30. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.067>
8. George, E. P., Raabe, D., & Ritchie, R. O. (2019). High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*, 4(8), 515-534. <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0121-4>
9. George, E. P., Curtin, W. A., & Tسان, C. C. (2020). High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms. *Acta Materialia*, 188, 435-474. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.12.015>
10. Yeh, J. W. (2006). Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie: Science des Matériaux*, 31(6), 633-648. <https://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
11. Yin, Y., Zhang, J., Tan, Q., Zhuang, W., Mo, N., Bermingham, M., & Zhang, M.-X. (2019). Novel cost-effective Fe-based high entropy alloys with balanced strength and ductility. *Materials & Design*, 162, 24-33. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.11.033>
12. Yin, Y., Ren, W., Tan, Q., Chen, H., Huang, H., & Zhang, M.-X. (2023). A cost-effective cryogenic high-entropy alloy with high strength-ductility synergy and strain hardenability. *Materials Science and Engineering: A*, 865, 144607. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144607>
13. Sharma, A. S., Yadav, S., Biswas, K., & Basu, B. (2018). High-entropy alloys and metallic nanocomposites: Processing challenges, microstructure development and property enhancement. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 131, 1-42. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2018.04.003>
14. Salifu, S., & Olubambi, P. A. (2024). Effects of fabrication techniques on the mechanical properties of high entropy alloys: A review. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 7(1), 97-121. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2023.08.001>
15. Yang, Y.-F., Hu, F., Xia, T., Li, R.-H., Bai, J.-Y., Zhu, J.-Q., Xu, J.-Y., & Zhang, G.-F. (2025). High entropy alloys: A review of preparation techniques, properties and industry applications. *Journal of Alloys and Compounds*, 1010, 177691. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.177691>
16. Cai, Z., Guo, Y., Liu, J., Liu, J., Guo, J., Du, X., & Huang, S. (2021). Progress in Light-weight High Entropy Alloys. *Journal of Wuhan University of Technology, Materials Science Edition*, 36, 737-753. <https://doi.org/10.1007/s11595-021-2467-x>
17. Kishan, S. N., Sree, R. A., Akhil, U. V., & Radhika, N. (2024). Electrochemical and hot corrosion analysis of novel AlBeSiTiV light weight HEA coating on SS316. *Physica Scripta*, 99, 025979. <https://doi.org/10.1088/1402-4896/AD1F18>
18. Kumar, A., & Gupta, M. (2016). An insight into evolution of light weight high entropy alloys: A review. *Metals*, 6(9), 199. <https://doi.org/10.3390/met6090199>
19. Gabriel, J. J., Paulson, N. H., Duong, T. C., Tavazza, F., Becker, C. A., Chaudhuri, S., & Stan, M. (2021). Uncertainty Quantification in Atomistic Modeling of Metals and Its Effect on Mesoscale and Continuum Modeling: A Review. *JOM*, 73, 149-163. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04436-6>
20. Golbabaie, M. H., Zohrevand, M., & Zhang, N. (2025). Applications of machine learning in high-entropy alloys: a review of recent advances in design, discovery, and characterization. *Nanoscale*, 17(36), 20548-20605. <https://doi.org/10.1039/D5NR01562F>
21. Ghassemali, E., & Conway, P. L. J. (2022). High-Throughput CALPHAD: A Powerful Tool Towards Accelerated Metallurgy. *Frontiers in Materials*, 9, 889771. <https://doi.org/10.3389/fmats.2022.889771>
22. Richter, K. W., Chandrasekaran, K., & Ipser, H. (2004). The Al-Ni-Si phase diagram. Part II: phase equilibria between 33.3 and 66.7 at. % Ni. *Intermetallics*, 12(5), 545-554. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.01.009>

23. Chandrasekaran, K., Richter, K. W., & Ipser, H. (2006). The Al–Ni–Si phase diagram. Part III: Phase equilibria in the nickel rich part. *Intermetallics*, 14(5), 491-497. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.08.012>

Надійшла 16.10.2025

Received 16.10.2025

Summary

I.F. Likhatskyi, PhD student, e-mail: likhatskyi8@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-2069-5255>

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

Development and Microstructural Study of Lightweight High-Entropy Alloys of Al–Si–Cu–Ni–Zn and Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn Systems

The study presents the results of the structural and phase characteristics of lightweight experimental Al–Si–Cu–Ni–Zn and Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn systems high-entropy alloys, obtained by the simplest method of melt preparation – melting in a resistance furnace using a covering flux. The purpose of the study was to establish the possibility and features of obtaining the specified compositions using the most accessible technological method of alloys preparation without the use of complex technological operations. The developed and tested technological sequence of melt preparation is described, which consists in melting the Al50Cu master-alloy and gradually and alternately adding all components to its melt in pure form. A gradual change in the chemical composition of the melt in this case increases the solubility of the components. The finished melt was obtained and poured into a mold within the temperature range of 950-1000 °C. In order to prevent the burning out of zinc and magnesium, especially at the last stages of the preparation of melts, a covering flux was used, which consisted of equal parts of lithium chloride and fluoride. The obtained alloys had a low density of 5.20 and 4.95 g/cm³ and were classified as high-entropy alloys in terms of their chemical composition. At the same time, they had a multiphase microstructure with a predominance of intermetallic compounds in it. The alloy that did not contain magnesium contained mainly β -CuZn and AlNi₂Si–Al. After the addition of magnesium, an additional Mg₂Si phase was formed, and the dominant phase was a complex intermetallic based on Cu–Mg–Si. Microhardness measurements showed high local values of 744 and 904 HV for both phases of the Al–Si–Cu–Ni–Zn system alloy and 730-780 HV for the Al–Si–Cu–Ni–Mg–Zn system alloy.

Keywords

HEA, light high-entropy alloys, melt preparation, microstructure, phase composition, microhardness.