

УДК 669.01:621.791.92:620.18:539.2

DOI <https://doi.org/10.32782/3041-2080/2026-7-11>

CALPHAD-АНАЛІЗ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВУ FeCoAlNiTa, ВИГОТОВЛЕНОГО МЕТОДОМ АВДЗ

Чжуньвень Цзі,

аспірант

Національного технічного університету України

«Київський політехнічний інститут»

ORCID ID: 0000-0001-7959-753X

Копилов В'ячеслав Іванович,

доктор технічних наук, професор

Національного технічного університету України

«Київський політехнічний інститут»

ORCID ID: 0000-0003-2811-0765

Завдовсєв Анатолій Вікторович,

кандидат технічних наук,

провідної науковий співробітник,

Інституту електрозварювання імені Є.О. Патона

Національної академії наук України

ORCID ID: 0000-0001-7102-1544

Пашинська Олена Генріхівна,

доктор технічних наук, старший науковий співробітник,

професор кафедри матеріалознавства, механіки та природничих наук

ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»

ORCID ID: 0000-0002-1789-3226

За допомогою програмного забезпечення Thermo-Calc (база даних TCHEA3) виконано CALPHAD-розрахунки для системи високоентропійного сплаву FeCoAlNiTa, виготовленого методом адитивного виробництва дуговим зварюванням (АВДЗ). Основна увага в роботі приділена термодинамічному опису систем, що дозволяє детально відстежити послідовність виділення фаз, зміну їхнього хімічного складу та температурні інтервали кристалізації. У статті проаналізовано вплив легуючих елементів на стабільність твердих розчинів та формування інтерметалідних сполук. Завдяки використанню сучасного програмного забезпечення та актуальних термодинамічних баз даних, робота ілюструє високу точність співпадіння розрахункових моделей із експериментальними даними мікроструктурного аналізу. Моделювання кристалізації за Шейлом–Гуллівером показує, що збагачення танталу у залишковій рідкій фазі на завершальній стадії кристалізації сприяє евтектичному утворенню фази C14_Laves, у міждендритних областях. Результати моделювання узгоджуються з експериментально спостереженим розподілом збагаченої Ta- фази вздовж меж дендритних гілок. Рівноважні термодинамічні розрахунки (що відображають стан матеріалу при досягненні повної термодинамічної рівноваги) при температурі 1000 °C показують мольну частку фази Laves близько 2,1%. Це значно нижче за нерівноважний рівень, зафіксований у стані після наплавлення, що створює термодинамічну рушійну силу для часткового розчинення фази Лавеса при подальшій термічній обробці. Псевдобінарні перерізи показують, що збільшення вмісту Ta викликає стабілізацію C14_Laves, тоді як Al сильно сприяє утворенню впорядкованої фази BCC_B2. Отримані результати надають термодинамічну основу для розуміння фазового відбору під час кристалізації, оцінки умов термообробки та оптимізації складу цього сплаву. Результати CALPHAD-аналізу, наведені у статті, дозволяють не лише пояснити існуючі фазові перетворення, а й цілеспрямовано оптимізувати хімічний склад сплавів для досягнення заданих механічних та експлуатаційних характеристик.

Ключові слова: CALPHAD; фазова рівновага; високоентропійний сплав; дугове адитивне виробництво; кристалізація за Шейлом; фаза Laves; фазова стабільність.

Junwen Ji, Kopylov Viacheslav, Zavadoveev Anatoliy, Pashinska Elena. Calphad analysis of the crystallization of the FeCoAlNiTa alloy produced by the WAAM method

CALPHAD calculations were performed using Thermo-Calc software (TCHEA3 database) for the FeCoAlNiTa high-entropy alloy system produced by wire arc additive manufacturing (WAAM). The primary focus of this work is

the thermodynamic description of the systems, allowing for a detailed tracking of the phase precipitation sequence, changes in their chemical composition, and solidification temperature ranges. The article analyzes the influence of alloying elements on the stability of solid solutions and the formation of intermetallic compounds. By utilizing modern software and up-to-date thermodynamic databases, the work illustrates a high degree of correlation between the computational models and experimental microstructural analysis data. Scheil–Gulliver solidification modeling demonstrates that tantalum enrichment in the residual liquid phase during the final stages of solidification promotes the eutectic formation of the C14_Laves phase in the interdendritic regions. The simulation results are consistent with the experimentally observed distribution of the Ta-enriched phase along the boundaries of dendritic branches. Equilibrium thermodynamic calculations (reflecting the state of the material upon reaching full thermodynamic equilibrium) at a temperature of 1000 °C show a molar fraction of the Laves phase of approximately 2.1%. This is significantly lower than the non-equilibrium level recorded in the as-deposited state, creating a thermodynamic driving force for the partial dissolution of the Laves phase during subsequent heat treatment. Pseudo-binary sections indicate that an increase in Ta content stabilizes the C14_Laves phase, while Al strongly promotes the formation of the ordered BCC_B2 phase. The obtained results provide a thermodynamic basis for understanding phase selection during solidification, evaluating heat treatment conditions, and optimizing the composition of this alloy. The CALPHAD analysis results presented in the article not only explain existing phase transformations but also enable the purposeful optimization of the chemical composition of alloys to achieve specified mechanical and operational characteristics.

Key words: CALPHAD, phase equilibrium, high-entropy alloy, wire arc additive manufacturing, Scheil crystallization, Laves phase, phase stability.

Вступ. Високоентропійні сплави (HEAs), що відрізняються багатоконпонентною структурою твердого розчину, демонструють високу твердість, зносостійкість та високотемпературну міцність, що робить їх перспективним напрямком у галузі конструкційних матеріалів [1; 2; 3; 4]. Дугове адитивне виробництво (WAAM) завдяки високій продуктивності та економічності вважається ефективним методом виготовлення великогабаритних компонентів з HEA [5; 6]. Автори [7, с. 1251–1252] за допомогою спеціально розробленого порошкового дроту (MPCW) виготовили методом WAAM евтектичний сплав FeCoAlNiTa. Структура після АВДЗ складається з матриці FCC та збагаченої танталом (Ta) фази C14_Laves вздовж меж дендритних гілок. Твердість становила близько 450 HV при дуже низькому видовженні; після витримки при 1000 °C на протязі 1 години та гартування у воді пластичність покращилася, а твердість зросла до близько 500 HV. Однак термодинамічні умови виділення C14_Laves під час кристалізації, рівноважні частки фаз та кількісний вплив компонентів на фазову стабільність залишалися невивченими.

Метод CALPHAD широко застосовується для оцінки фазової стабільності та проектування сплавів [8; 9; 10; 11] у поєднанні з термодинамічними базами даних для HEA (TCHEA). У цій роботі означений метод застосовано до системи FeCoAlNiTa для відповіді на три питання: за яких умов утворюється C14_Laves під час нерівноважної кристалізації; який рівноважний фазовий склад та рушійна сила розчинення C14_Laves при 1000°C; як зміни вмісту Ta та Al впливають на області стабільності фаз C14_Laves та BCC_B2.

Методика розрахунків. Термодинамічні розрахунки виконано за допомогою Thermo-Calc

2018a та бази даних TCHEA3 [8; 9]. У розрахунках активовано всі доступні фази бази даних без штучного виключення будь-яких фаз. Були виконані рівноважні розрахунки, які передбачають нескінченне час витримки, у якому система сягає мінімуму енергії Гіббса. На відміну від моделі Шейла вони описують стан матеріалу після тривалого відпалу. Обрано два склади, зразків отриманих АВДЗ (табл. 1). Склад А (Ta 4,29 ат.%) обрано з локальної області з підвищеною сегрегацією Ta для представлення характеристик міждендритної рідини; склад В (Ta 1,58 ат.%) наближений до макроскладу і більш придатний для оцінки фазової рівноваги при термообробці. Склад А імітує склад останніх порцій рідини, що кристалізується. Склад В – це середній склад сплаву, яким оцінюють поведінку матеріалу під час експлуатації чи відпалі. Виконано точкові рівноважні розрахунки для складу В у діапазоні 200–1400 °C з кроком 100 °C для вилучення рівноважних фазових часток.

Окрім того, розрахунки включають нерівноважну кристалізацію по моделі Шейла (без зворотної дифузії в твердій фазі) та псевдобінарні перерізи на основі складу А зі зміною мольної частки кожного елемента (решта нормалізується до 100 ат.%). У TCHEA3 фаза FCC описується моделлю FCC_L12, яка використовує єдину криву енергії Гіббса для невпорядкованої FCC_A1 та впорядкованої L12 структур [8, с. 355–360]. Фазові частки в табл. 2 наведено як мольні частки фаз (mole fraction of phases). Зазначимо, що у системі Fe–Co–Ni–Al–Ta для розглянутих складів формується багатофазна структура, що включає твердорозчинну фазу FCC (γ) та інтерметалідні фази BCC_B2 і C14_Laves. Основною фазою є FCC-твердий розчин, тоді як фази BCC_B2 та C14_Laves можуть бути

Розрахункові склади та експериментальні дані (ат.%)

Область / Склад	Fe	Co	Ni	Al	Ta
Склад А (розр.)	61.27	15.23	15.12	4.09	4.29
Склад В (розр.)	56.49	16.11	17.07	8.75	1.58
Макрообласть	57.22	16.08	16.97	8.48	1.25
Твердий розчин	56.14	16.18	17.65	9.22	0.80
Ta-rich Laves	37.53	9.55	9.84	2.98	40.09

присутні у вигляді другої та третьої фаз залежно від складу та температури. Таким чином, характерною є реалізація трифазної системи FCC + BCC_V2 + C14_Laves із домінуванням FCC-матриці.

3. Результати та дискусія.

3.1 Шлях кристалізації за Шейлом–Гуллівером

Моделювання кристалізації виконано за схемою Шейла–Гуллівера, яка передбачає відсутність дифузії в твердій фазі та повне перемішування рідкої фази. У цих припущеннях склад залишкової рідини еволюціонує в процесі затвердіння, що дозволяє описати послідовність утворення фаз і розвиток мікросегрегації при нерівноважній кристалізації. Аналіз показує, що для складу А (Таблиця 1) ліквідус знаходиться близько 1410 °С, первинна фаза – FCC_L12. Через обмежену розчинність у FCC матриці Та витісняється в залишкову рідину. При частці твердої фази розплаву ~75% запускається евтектична реакція Liquid + FCC_L12 + C14_Laves, кристалізація завершується при ~1275 °С, інтервал кристалізації $\Delta T \approx 135$ °С.

У табл. 1 вміст Та у зоні твердого розчину становить лише 0,80 ат.%, тоді як у фазі Laves сягає 40,09 ат.% – ця різниця майже на два порядки не узгоджується з прогнозованою моделлю Шейла

накопичувальною сегрегацією Та. Фаза Laves утворюється лише після досягнення частки твердої фази розплаву >75%, що відповідає експериментальним спостереженням розподілу фази Laves вздовж меж дендритних гілок [7, с. 1253–1256]. Слід зазначити, що модель Шейла нехтує зворотною дифузиею в твердій фазі і може переоцінювати сегрегацію в умовах АВДЗ.

Для складу В ліквідус дорівнює ~1407 °С, первинна фаза FCC_L12. На відміну від складу А, при частці твердої фази розплаву $\geq 80\%$ спочатку з'являється BCC_V2, а C14_Laves лише при частці твердої фази розплаву >90%. BCC_V2 присутній у дуже малій кількості; його утворення в умовах АВДЗ потребує підтвердження іншими методами дослідження. Але це непроста задача, так як електронна мікроскопія в режимі обернено-розсіяних електронів (Back-Scattered Electrons) може дати помилку, так як Та важчий за інші елементи, тому фаза Лавеса виглядає світлою на знімках. При виконанні рентгеноструктурного аналізу (X-Ray Diffraction) фаза B2 не була виявлена, можливо, через її малу кількість (нижче порога чутливості методу в 3–5%).

3.2 Рівноважні фазові частки та термодинамічний аналіз термообробки при 1000 °С

Табл. 2 містить рівноважні мольні частки фаз для складу В у діапазоні 800–1400 °С. Аналіз

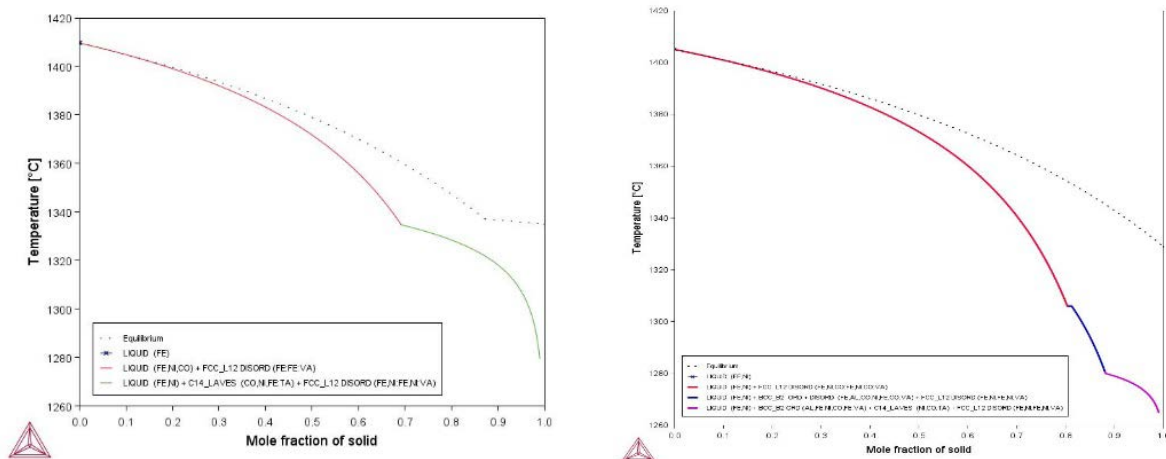


Рис. 1. Шляхи кристалізації за Шейлом–Гуллівером: (а) склад А; (б) склад В

даних показує, що при 1200 °C і вище реалізується однофазний стан FCC_L12. Нижче 1100 °C з'являються BCC_B2 та C14_Laves. FCC зменшується від 92,8% (1100 °C) до 66,3% (800 °C), BCC_B2 зростає від 7% до 29%, C14_Laves – від 0,3% до 4,7%.

При термообробці за температури 1000 °C на протязі 1 години при подальшому гартуванні [7, с. 1256–1258] рівноважна мольна частка C14_Laves ~2,1%. У стані після АВДЗ Laves утворюється нерівноважно і її кількість значно перевищує рівноважну, створюючи рушійну силу для розчинення. Спостережене зниження зв'язності другої фази узгоджується з цим прогнозом. Вивільнений Ta може змінити стан матриці FCC, однак зв'язок зі зміною твердості (450 → 500 HV) потребує підтвердження додатковими дослідженнями. Варто додати, що зростання твердості з 450 до 500 HV після відпалу (попри часткове розчинення зміцнюючої фази Лавеса) може бути пов'язане з виділенням нанорозмірних включень фази B2, яку передбачає розрахунок (14%), але яка не видно на звичайному XRD.

Наші розрахунки прогнозують ~14% BCC_B2 при 1000 °C, однак у [7, с. 1256–1258] цю фазу не виявлено з допомогою рентгенівської

дифракції. Розбіжність може бути пов'язана з кінетичними обмеженнями, відхиленнями складу тощо. Для вирішення питання треба проводити додаткові дослідження. З термодинамічної точки зору, 1000 °C відповідає діапазону, де є рушійна сила для часткового розчинення Laves, але однофазна область FCC ще не досягнута. Чи є ця температура оптимальною – потребує подальшої оцінки.

3.3 Псевдобінарні перерізи та композиційна чутливість

На основі складу А розраховано псевдобінарні перерізи зі зміною мольної частки кожного елемента та нормалізацією решти. Вплив Ta на стабільність C14_Laves показано на рис. 2. При низькому вмісті Ta Laves присутня лише при низьких температурах; зі зростанням Ta область стабільності розширюється. При поточному складі (Ta ≈ 4,29 ат.%) Laves співіснує з FCC у діапазоні 750–900 °C. Збільшення Ta розширює область C14_Laves; надмірний Ta може збільшити ризик окрихчення металу.

Збільшення вмісту Al сприяє стабілізації впорядкованої фази BCC_B2 (рис. 3). При концентрації Al нижче ~6 ат.% фаза B2 реалізується лише в області низьких температур, тоді як зі зростанням вмісту Al її область стабільності

Таблиця 2

Рівноважні мольні частки фаз для складу В (800–1400 °C)

T (°C)	FCC_L12	BCC_B2	C14_Laves	Liquid
1400	0.120	–	–	0.880
1300	1.000	–	–	–
1200	1.000	–	–	–
1100	0.928	0.069	0.003	–
1000	0.839	0.140	0.021	–
900	0.751	0.213	0.036	–
800	0.663	0.290	0.047	–

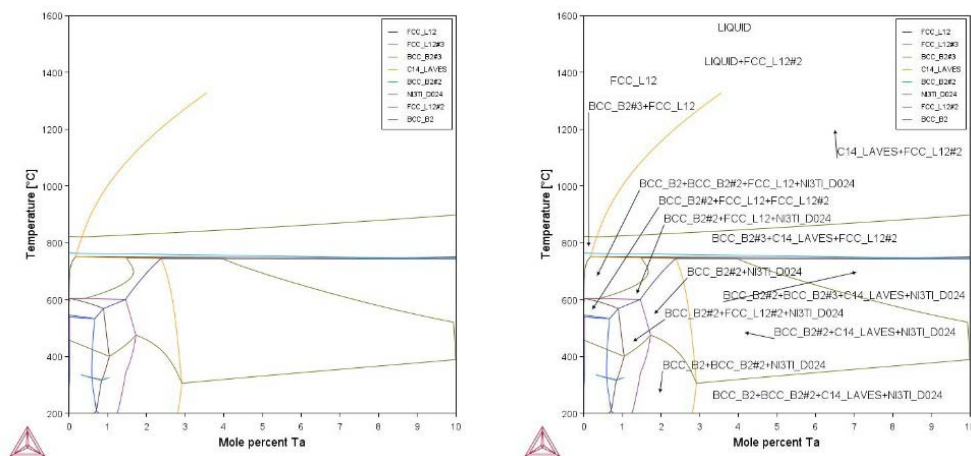


Рис. 2. Псевдобінарні перерізи зі зміною вмісту Ta (ліворуч: частки фаз–температура; праворуч: фазові області)

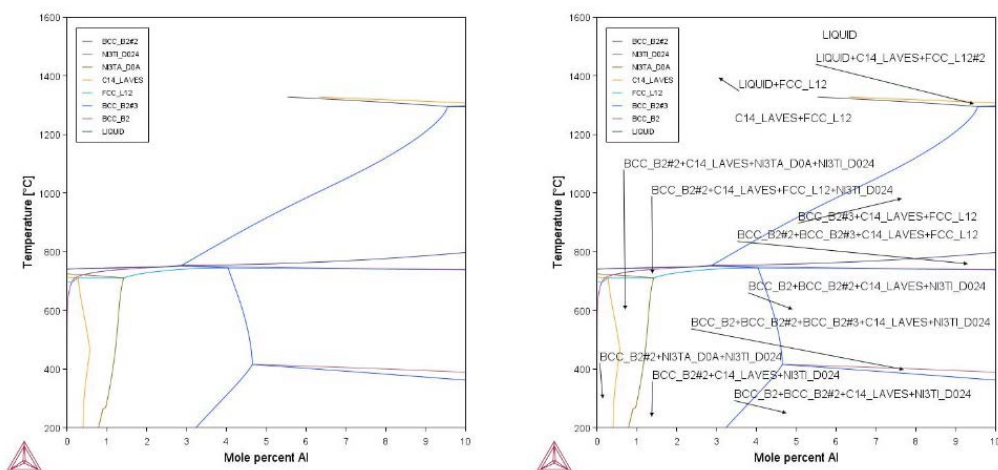


Рис. 3. Псевдобінарні перерізи зі зміною вмісту Al

істотно розширюється. Склад В (Al 8,75 ат.%) знаходиться в області фазової конкуренції між FCC та BCC_V2. Таким чином, вміст Al необхідно контролювати для збереження стабільності FCC-матриці, оскільки його підвищення призводить до зростання частки BCC_V2 та відповідного зниження частки FCC-фази.

Висновки

1. Встановлено, що розрахунки CALPHAD для системи високоентропійного сплаву FeCoAlNiTa мають обмеження. По-перше, моделювання кристалізації за схемою Шейла–Гулівера нехтує зворотньою дифузією, можливо переоцінюючи сегрегацію. По-друге, рівноважні розрахунки не включають кінетику, тому прогнозовані частки BCC_V2 – термодинамічні тенденції. Окрім того, BCC_V2 при 1000 °C ще не підтверджена експериментально. Таким чином, на наш погляд результати розрахунків можуть

слугувати термодинамічною основою для інтерпретації мікроструктури, а не бути повним описом шляху перетворень.

2. Моделювання по Шейлу–Гуліверу показує: спочатку формується FCC, потім збагачення Ta в залишковій рідині сприяє утворенню евтектики C14_Laves. Цей результат узгоджується з експериментально спостереженим розподілом збагаченої Ta другої фази у міждендритних областях.

3. При 1000 °C мольна частка C14_Laves значно нижча за нерівноважний рівень, надаючи термодинамічне обґрунтування часткового розчинення фази Laves. Розрахунки показали, що тантал Ta є найефективнішим елементом для стабілізації C14_Laves, а алюміній Al сильно розширює область стабільності BCC_V2, що надає орієнтири для коригування складу сплавів FeCoAlNiTa при АВДЗ.

ЛІТЕРАТУРА:

- George E. P., Raabe D., Ritchie R. O. et al. High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*. 2019. Vol. 4. P. 515–534. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0121-4>.
- Ai C., Wang G., Liu L. et al. Effect of Ta addition on solidification characteristics of CoCrFeNiTa eutectic high entropy alloys. *Intermetallics*. 2020. Vol. 120. Art. 106769. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106769>.
- Zhang Y., Chen X., Jayalakshmi S. et al. Factors determining solid solution phase formation and stability in CoCrFeNiX_{0.4} (X= Al, Nb, Ta) high entropy alloys fabricated by powder plasma arc additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 857. Art. 157625. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157625>.
- Fujieda T., Shiratori H., Kuwabara K. et al. CoCrFeNiTi-based high-entropy alloy with superior tensile strength and corrosion resistance achieved by a combination of additive manufacturing using selective electron beam melting and solution treatment. *Materials Letters*. 2017. Vol. 189. P. 148–151. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.11.054>.
- Pan Z., Ding D., Wu B. Arc Welding Processes for Additive Manufacturing: A Review. *Transactions on Intelligent Welding Manufacturing*. Springer, 2018. P. 3–24. DOI: https://doi.org/10.1007/978-981-10-8330-3_1

6. Shen Q., Kong X., Chen X. Fabrication of bulk Al-Co-Cr-Fe-Ni high-entropy alloy using combined cable wire arc additive manufacturing (CCW-AAM): Microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021. Vol. 74. P. 136–142. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.09.034>
7. Zavdoveev A., Baudin T., Brisset F. et al. High hardness Ta doped eutectic high entropy alloy by wire arc additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2025. Vol. 138. P. 1251–1258. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-025-15384-3>
8. Mao H., Chen H.-L., Chen Q. TCHEA1: A Thermodynamic Database Not Limited for “High Entropy” Alloys. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2017. Vol. 38. P. 353–368. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11669-017-0542-z>
9. Chen H.-L., Mao H., Chen Q. Database development and Calphad calculations for high entropy alloys: Challenges, strategies, and tips. *Materials Chemistry and Physics*. 2018. Vol. 210. P. 279–290. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.07.082>
10. Mao H., Selleby M. Evaluation of Calphad Approach and Empirical Rules on the Phase Stability of Multi-principal Element Alloys. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2017. Vol. 38. P. 382–396. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11669-017-0543-y>
11. Wang X., Liu W., Huang C. et al. Effective design of Cr-Co-Ni-Ta eutectic medium entropy alloys with high compressive properties using combined CALPHAD and experimental approaches. *Applied Sciences*. 2021. Vol. 11, No. 13. Art. 6102. DOI: <https://doi.org/10.3390/app11136102>
12. Zavdoveev A., Klapatyuk A., Baudin T. et al. Non-equimolar Cantor high entropy alloy fabrication using metal powder cored wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing Letters*. 2023. Vol. 5. Art. 100124. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2023.100124>
13. Zavdoveev A., Kim H. S., Heo Y.-U. et al. Microstructure and properties of HEA fabricated through metal powder wire arc additive manufacturing. *Materials Letters*. 2024. Vol. 357. Art. 135726. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.135726>
14. Keil B., Golisch M., Witusiewicz V. T. et al. Phase equilibria in the Al–Co–Cr–Fe–Ni high entropy alloy system: thermodynamic description and experimental study. *Frontiers in Materials*. 2020. Vol. 7. Art. 270. DOI: <https://doi.org/10.3389/fmats.2020.00270>
15. Zhang F., Zhang C., Chen S. L. et al. An understanding of high entropy alloys from phase diagram calculations. *Calphad*. 2014. Vol. 45. P. 1–10. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2013.10.006>

REFERENCES:

1. George, E. P., Raabe, D., & Ritchie, R. O. (2019). High-entropy alloys [High-entropy alloys]. *Nature Reviews Materials – Nature Reviews Materials*, 4, 515–534. <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0121-4>
2. Ai, C., Wang, G., Liu, L., et al. (2020). Effect of Ta addition on solidification characteristics of CoCrFeNiTa eutectic high entropy alloys [Effect of Ta addition on solidification characteristics of CoCrFeNiTa eutectic high entropy alloys]. *Intermetallics – Intermetallics*, 120, 106769. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106769>
3. Zhang, Y., Chen, X., Jayalakshmi, S., et al. (2021). Factors determining solid solution phase formation and stability in CoCrFeNiX_{0.4} (X= Al, Nb, Ta) high entropy alloys fabricated by powder plasma arc additive manufacturing [Factors determining solid solution phase formation and stability in CoCrFeNiX_{0.4} (X= Al, Nb, Ta) high entropy alloys fabricated by powder plasma arc additive manufacturing]. *Journal of Alloys and Compounds – Journal of Alloys and Compounds*, 857, 157625. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157625>
4. Fujieda, T., Shiratori, H., Kuwabara, K., et al. (2017). CoCrFeNiTi-based high-entropy alloy with superior tensile strength and corrosion resistance achieved by a combination of additive manufacturing using selective electron beam melting and solution treatment [CoCrFeNiTi-based high-entropy alloy with superior tensile strength and corrosion resistance achieved by a combination of additive manufacturing using selective electron beam melting and solution treatment]. *Materials Letters – Materials Letters*, 189, 148–151. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.11.054>
5. Pan, Z., Ding, D., Wu, B., et al. (2018). Arc Welding Processes for Additive Manufacturing: A Review [Arc Welding Processes for Additive Manufacturing: A Review]. *Transactions on Intelligent Welding Manufacturing – Transactions on Intelligent Welding Manufacturing*, 3–24. https://doi.org/10.1007/978-981-10-8330-3_1
6. Shen, Q., Kong, X., & Chen, X. (2021). Fabrication of bulk Al-Co-Cr-Fe-Ni high-entropy alloy using combined cable wire arc additive manufacturing (CCW-AAM): Microstructure and mechanical properties [Fabrication of bulk Al-Co-Cr-Fe-Ni high-entropy alloy using combined cable wire arc additive manufacturing (CCW-AAM): Microstructure and mechanical properties]. *Journal of Materials Science & Technology – Journal of Materials Science & Technology*, 74, 136–142. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.09.034>

7. Zavdoveev, A., Baudin, T., Brisset, F., et al. (2025). High hardness Ta doped eutectic high entropy alloy by wire arc additive manufacturing [High hardness Ta doped eutectic high entropy alloy by wire arc additive manufacturing]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology – The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 138, 1251–1258. <https://doi.org/10.1007/s00170-025-15384-3>
8. Mao, H., Chen, H.-L., & Chen, Q. (2017). TCHEA1: A Thermodynamic Database Not Limited for “High Entropy” Alloys [TCHEA1: A Thermodynamic Database Not Limited for “High Entropy” Alloys]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion – Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 38, 353–368. <https://doi.org/10.1007/s11669-017-0542-z>
9. Chen, H.-L., Mao, H., & Chen, Q. (2018). Database development and Calphad calculations for high entropy alloys: Challenges, strategies, and tips [Database development and Calphad calculations for high entropy alloys: Challenges, strategies, and tips]. *Materials Chemistry and Physics – Materials Chemistry and Physics*, 210, 279–290. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.07.082>
10. Mao, H., & Selleby, M. (2017). Evaluation of Calphad Approach and Empirical Rules on the Phase Stability of Multi-principal Element Alloys [Evaluation of Calphad Approach and Empirical Rules on the Phase Stability of Multi-principal Element Alloys]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion – Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 38, 382–396. <https://doi.org/10.1007/s11669-017-0543-y>
11. Wang, X., Liu, W., Huang, C., et al. (2021). Effective design of Cr-Co-Ni-Ta eutectic medium entropy alloys with high compressive properties using combined CALPHAD and experimental approaches [Effective design of Cr-Co-Ni-Ta eutectic medium entropy alloys with high compressive properties using combined CALPHAD and experimental approaches]. *Applied Sciences – Applied Sciences*, 11(13), 6102. <https://doi.org/10.3390/app11136102>
12. Zavdoveev, A., Klapatyuk, A., Baudin, T., et al. (2023). Non-equimolar Cantor high entropy alloy fabrication using metal powder cored wire arc additive manufacturing [Non-equimolar Cantor high entropy alloy fabrication using metal powder cored wire arc additive manufacturing]. *Additive Manufacturing Letters – Additive Manufacturing Letters*, 5, 100124. <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2023.100124>
13. Zavdoveev, A., Kim, H. S., Heo, Y.-U., et al. (2024). Microstructure and properties of HEA fabricated through metal powder wire arc additive manufacturing [Microstructure and properties of HEA fabricated through metal powder wire arc additive manufacturing]. *Materials Letters – Materials Letters*, 357, 135726. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.135726>
14. Keil, B., Golisch, M., Witusiewicz, V. T., et al. (2020). Phase equilibria in the Al–Co–Cr–Fe–Ni high entropy alloy system: thermodynamic description and experimental study [Phase equilibria in the Al–Co–Cr–Fe–Ni high entropy alloy system: thermodynamic description and experimental study]. *Frontiers in Materials – Frontiers in Materials*, 7, 270. <https://doi.org/10.3389/fmats.2020.00270>
15. Zhang, F., Zhang, C., Chen, S. L., et al. (2014). An understanding of high entropy alloys from phase diagram calculations [An understanding of high entropy alloys from phase diagram calculations]. *Calphad – Calphad*, 45, 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2013.10.006>



Стаття поширюється на умовах
ліцензії відкритого доступу
CC BY 4.0

Дата першого надходження статті до видання: 06.04.2026
Дата прийняття статті до друку після рецензування: 29.04.2026
Дата публікації (оприлюднення) статті: 30.05.2026