

стандартам сучасних технологій та здатні витримувати екстремальні умови експлуатації.

Література

1. Тренъов М.С. Підвищення механічних та фізичних властивостей алюмінієвих сплавів за допомогою використання нанодисперсних матеріалів. / М.С.Тренъов, О.І. Пономаренко // Матеріали XXXI Міжнародної науково-практичної конференція «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я (MicroCAD-2023)». – Харків. <https://web.kpi.kharkov.ua/microcad> - 2023.
2. Тренъов М.С. Аналіз способів вводу наночасток в сплави на основі алюмінію / М.С. Тренъов, О.І. Пономаренко, С.А. Князєв // Науково-технічний журнал «Метал та лиття України». – 2025. – Т. 33, №1. – С. 25–34. – DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2025.01.025>.

Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А.
(Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ)
ДІАГРАМА СТАНУ СИСТЕМИ ТИТАН–ЦИРКОНІЙ–ГАФНІЙ ЗА
РЕЗУЛЬТАТАМИ МОДЕЛЮВАННЯ В РАМКАХ CALPHAD-МЕТОДУ
E-mail: pagraval68@gmail.com

Система Ti–Zr–Hf є базовою для розробки жароміцних ливарних сплавів, тугоплавких високоентропійні сплавів і високоентропійних карбідних фаз, а також багатокомпонентних об'ємних аморфних сплавів, вироби з яких можуть бути одержані ливарними методами. Разом з тим, високі температури плавлення і хімічна активність компонентів утруднюють дослідження фазових рівноваг в цій системі, а її діаграма стану на теперішній час залишається невивченою. Тому окремі ділянки діаграми стану стали об'єктами термодинамічного моделювання в роботах [1, 2]. В даній роботі діаграма стану системи Ti–Zr–Hf у вигляді поверхні ліквідуса і набору ізотермічних і політермічних перерізів розрахована в рамках CALPHAD-методу виходячи з термодинамічних описів граничних

двокомпонентних систем Ti–Zr [3], Ti–Hf [4] і Zr–Hf [5]. Саме використаний набір термодинамічних параметрів, які містяться в цих описах і відповідають найбільш повній інформації про термодинамічні властивості фаз та фазові рівноваги в двокомпонентних системах, визначає різницю одержаних в дані роботі результатів розрахунків від [1, 2].

В конденсованому стані діаграми стану системи Ti–Zr–Hf утворена рідкою фазою L, (β)-фазою – твердим розчином з ОЦК-ґраткою, який відповідає високотемпературній модифікації металів, і (α)-фазою – твердим розчином з ГПУ-ґраткою, який відповідає низькотемпературній модифікації металів. Кожна з фаз в певних температурних інтервалах утворює безперервні розчини.

Розрахунки в рамках CALPHAD-методу потребують на параметризацію енергії Гіббса для кожної з фаз, які утворюють систему. Набір параметрів моделей термодинамічних властивостей фаз системи Ti–Zr–Hf базується на даних про граничні двокомпонентні системи. Температурно-концентраційна залежність енергії Гіббса розчину φ була описана виразом

$$G^{\phi}(x_{\text{Ti}}, x_{\text{Zr}}, x_{\text{Hf}}, T) = \sum_{i=\text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf}} x_i ({}^{\circ}G_i^{\phi}(T) - H_i^{\text{SER}}) + RT \sum_{i=\text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf}} x_i \ln(x_i) + \Delta_m G^{\text{ex}, \phi}(x_{\text{Ti}}, x_{\text{Zr}}, x_{\text{Hf}}, T),$$

де перший доданок є адитивною складовою енергії Гіббса компонентів розчину у відповідному фазовому стані [6], другий доданок є внеском ідеальної складової в енергію Гіббса змішування розчину, а третій – відповідає внеску надлишкової складової в енергію Гіббса змішування. Цей внесок був описаний виразом:

$$\Delta_m G^{\text{ex}, \phi}(x_{\text{Ti}}, x_{\text{Zr}}, x_{\text{Hf}}, T) = \sum_i \sum_{j>i} x_i x_j L_{i-j}^{\phi},$$

де L_{i-j}^{ϕ} – параметри моделей надлишкової енергії Гіббса змішування фази φ для двокомпонентної системи i–j. В табл. 1 представлені параметри моделей, які описують $\Delta_m G^{\text{ex}}$ рідкої, (α) та (β) фаз відповідно до [3–5] і були використані для

проведення всіх подальших розрахунків. Розрахунки проводились з використанням програмного забезпечення Thermo-Calc [7].

Таблиця 1 – Параметри моделей надлишкової енергії Гіббса змішування $\Delta_m G^{\text{ex},\phi}$ (Дж/моль) фаз системи Ti–Zr–Hf

Система	L_{i-j}^L	$L_{i-j}^{(\alpha)}$	$L_{i-j}^{(\beta)}$	Посилання
Ti–Zr	$-21700 + 14,7 \cdot T$	$3459,9 + 3,319 \cdot T$	$-9320,9 + 11,85 \cdot T$	[3]
Ti–Hf	$-4993,5 - 7,103 \cdot T$	$13644 - 10,638 \cdot T$	$3003,24 - 7,411 \cdot T$	[4]
Zr–Hf	$8749,64 - 4,913 \cdot T$	0	-838,621	[5]

Поверхня ліквідуса системи Ti–Zr–Hf показана на рис. 1. Вона повністю утворена поверхнею первинної кристалізації (β Ti,Zr,Hf)-фази, яка знижується від температури плавлення чистого гафнію (2506 K) в бік системи Ti–Zr, де досягає мінімальної температури існування рідкої фази 1810 K, яка відповідає точці мінімуму c_2 , рис. 1, пов'язаній з конгруентним перетворенням $L(\text{Ti,Zr}) \rightarrow (\beta\text{Ti,Zr})$. Наявність точок мінімуму c_2 в системі Ti–Zr і c_1 в системі Ti–Hf призводить до виникнення на поверхні ліквідуса певних топологічних особливостей в титановому куті концентраційного трикутника. Розрахунки показують, що зазначені двокомпонентні нонваріантні перетворення не проникають в трикомпонентну область з утворенням моноваріантної лінії $L(\text{Ti,Zr,Hf}) \rightarrow (\beta\text{Ti,Zr,Hf})$ на поверхні ліквідуса, як це могло би очікуватися. Разом з тим, їхня наявність в двокомпонентних системах призводить до формування на поверхні ліквідуса локального пониження, яке проходить між точками c_1 і c_2 , і проєкція відповідних складів якого показана на поверхні ліквідуса штриховою лінією c_1 – c_2 .

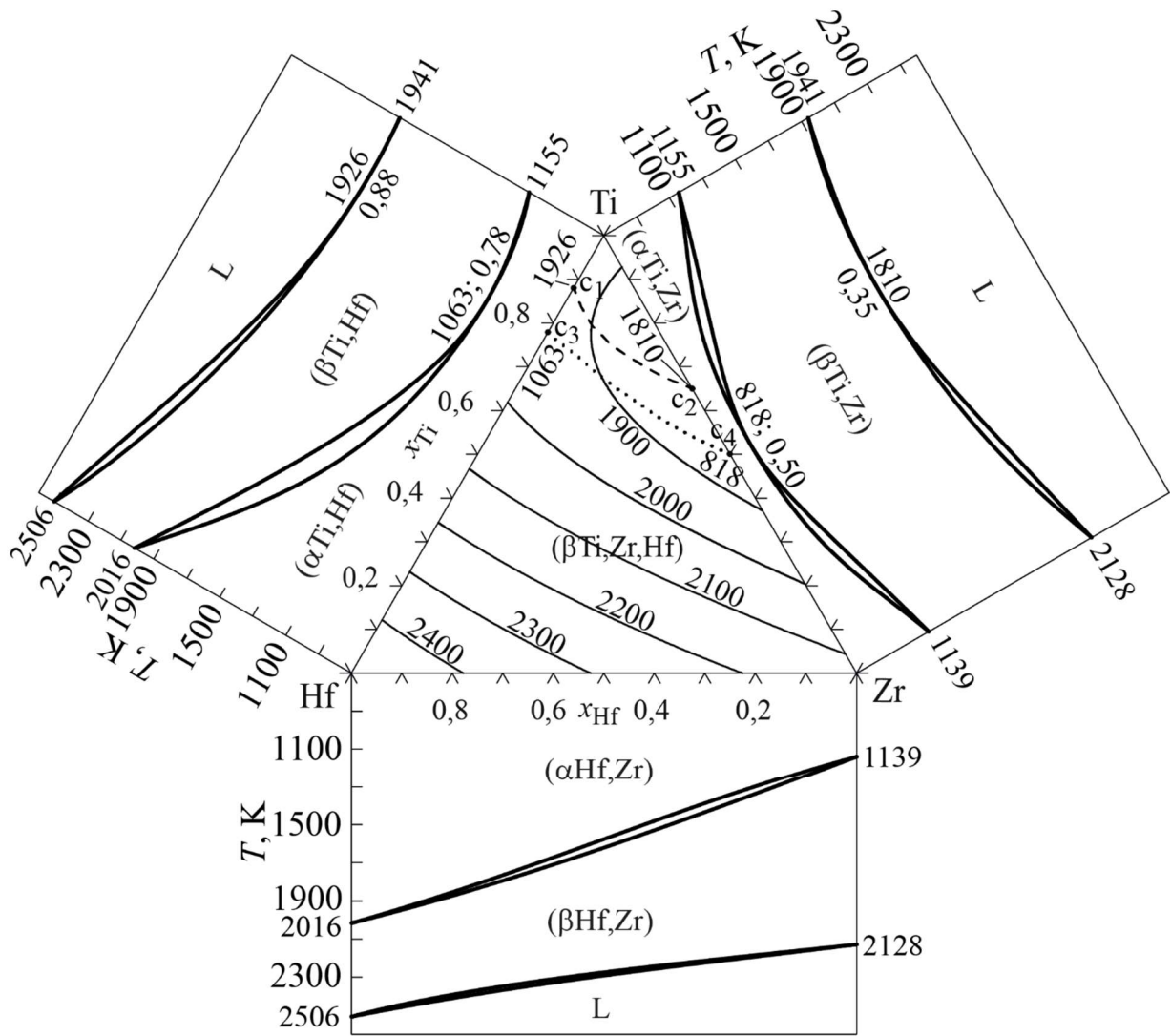


Рис. 1. Проекція поверхні ліквідуса системи Ti–Zr–Hf і діаграми стану граничних двокомпонентних систем

Особливості фазових рівноваг в даній концентраційній області ілюструють політермічні перерізи системи, представлені на рис. 2, з яких видно, що на поверхнях ліквідуса і солідуса в обговорюваній концентраційній області наявні локальні мінімуми, а температурний інтервал кристалізації для сплавів відповідних складів не перевищує 10 К. Такі особливості фазових рівноваг мають враховуватись при моделюванні шляхів кристалізації і прогнозуванні мікроструктури металу виливків з β -сплавів на основі титану, що містять цирконій і гафній. Також з рис. 2 видно, що на солвусі (β Ti, Zr, Hf)-фази спостерігається аналогічне локальне пониження, пов'язане з наявністю нонваріантних мінімумів c_3

і c_4 в системах Ti–Hf і Ti–Zr. Проекція складів, які відповідають максимальному пониженню температури, на концентраційний трикутник показана на рис. 1 пунктирною лінією c_3 – c_4 .

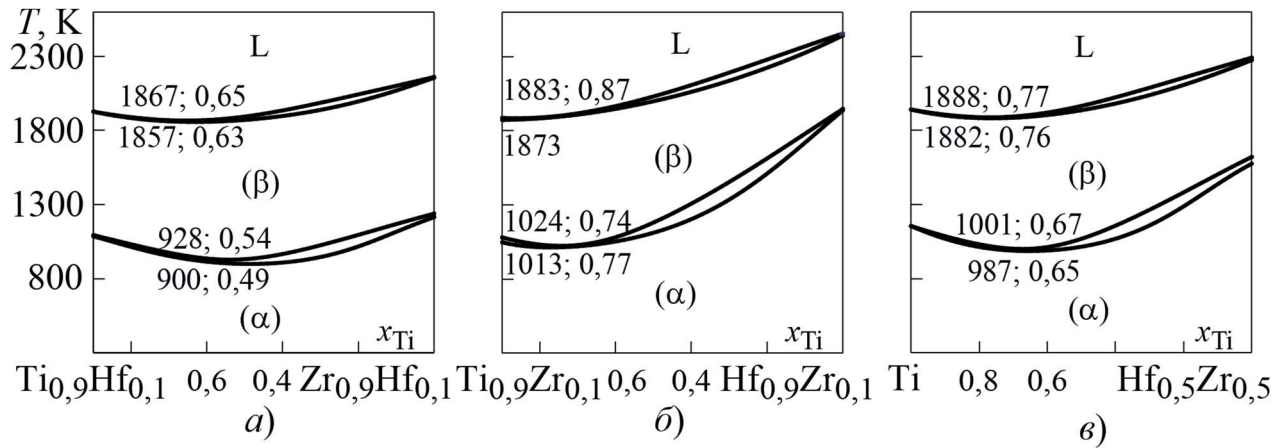


Рис. 2. Політермічні перерізи системи Ti–Zr–Hf при $x_{\text{Hf}} = 0,1$ (а), $x_{\text{Zr}} = 0,1$ (б), $x_{\text{Hf}}/x_{\text{Zr}} = 1$ (в)

В інтервалі 2016...2506 К в системі Ti–Zr–Hf в рівновазі перебувають тільки (L) і (β) фази, рис. 3, а, а в інтервалі 1810...2016 К існують (L), (β) і (α) фази, рис. 3, б–г, що, однак, не призводить до утворення трифазних областей. Концентраційна область існування (β)-фази розширюється при зниженні температури від 2506 К і, наприклад при 1900 К, рис. 3, г, охоплює більшу частину концентраційного трикутника.

Нижче 1810 К в рівновазі перебувають тільки (β) і (α) тверді розчини, рис. 3, д–є. Найнижча температура існування (β)-фази є пов'язаною з системою Ti–Zr і становить 818 К при еквіатомному складі (точка c_4). При більш низьких температурах рівноважна (α)-фаза охоплює весь концентраційний трикутник. Термодинамічний розрахунок вказує на те, що при зниженні температури нижче 400 К (α)-фаза зазнає бінодальний розпад, в результаті якого утворюються дві ГЩУ-фази, одна з яких збагачена на титан, а інша – на цирконій і гафній.

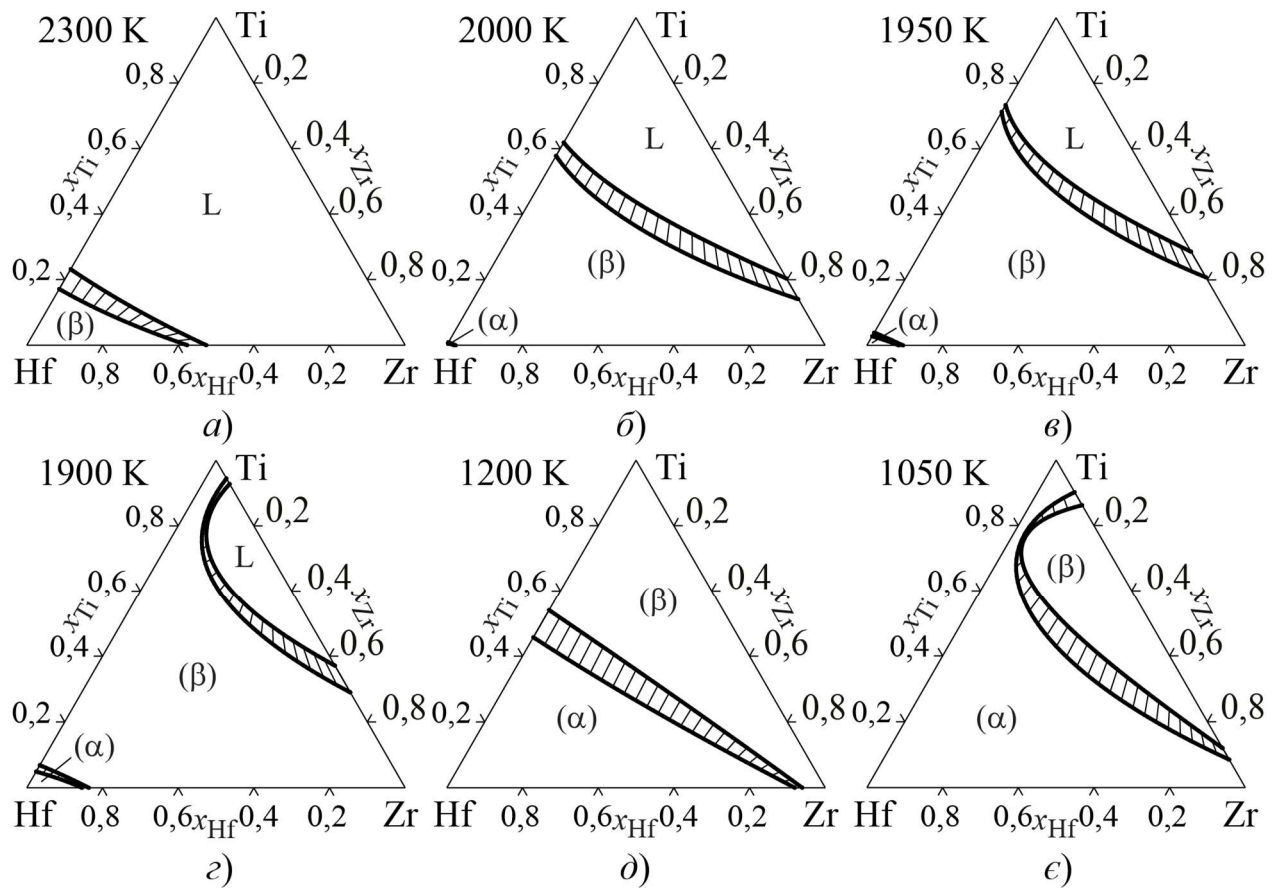


Рис. 3. Ізотермічні перерізи системи Ti–Zr–Hf при 2300 К (а), 2000 К (б), 1950 К (в), 1900 К (г), 1200 К (д) і 1050 К (є)

Таким чином, розрахована діаграма стану системи Ti–Zr–Hf вказує на утворення безперервних рідкого і твердих трикомпонентних розчинів, що узгоджується з експериментальними результатами, відомими для граничних двокомпонентних систем. Фазові рівноваги в системі визначаються наявністю двофазних областей $L + (\beta)$ і $(\beta) + (\alpha)$. На поверхні ліквідуса і солвуса (β) -фази наявні локальні пониження температури, пов'язані з точками мінімуму на відповідних лініях діаграм стану граничних двокомпонентних систем. Температурний інтервал кристалізації в зоні пониження температури не перевищує 10 К. Така особливість діаграми стану системи, встановлена за результатами термодинамічних розрахунків, може суттєво впливати на характер кристалізації і структуру металу в виливках з β -сплавів на основі титану, тому вона потребує на експериментальну перевірку.

Література

1. Lin, L. Calculation of isothermal sections of three ternary Ti–Zr–X systems / L. Lin, L. Delaey, O. Van der Biest, e.a. // *Scr. Mater.* – 1996. – Vol. 34, No. 9. – P. 1411–1416.
2. Cacciamani, G. Equilibrium between MB₂ (M = Ti, Zr, Hf) UHTC and Ni: a thermodynamic database for the B–Hf–Ni–Ti–Zr system / G. Cacciamani, P. Riani, & F. Valenza // *CALPHAD.* – 2011. – Vol. 35, No. 4. – P. 601–619.
3. Turchanin, M. A. Thermodynamic Assessment of the Cu–Ti–Zr System. II. Cu–Zr and Ti–Zr Systems / M. Turchanin, P. Agraval, A. Abdulov // *Powder Metall. Met. Ceram.* – 2008. – Vol. 47, No.7-8. – P. 428–446.
4. Bittermann, H. Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system boron–hafnium–titanium (B–Hf–Ti) / H. Bittermann, P. Rogl // *J. Phase Equilib.* – 1997. – Vol. 18, No.1. – P. 24–47.
5. Bittermann, H. Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system C–Hf–Zr (Carbon–Zirconium–Hafnium) / H. Bittermann, P. Rogl // *J. Phase Equilib.* – 2002. – Vol. 23, No. 3. – P. 218–235.
6. Dinsdale, A. T. SGTE data for pure elements / A. T. Dinsdale // *CALPHAD.* – 1991. – Vol. 15, No. 4. – P. 317–425.
7. Andersson, J.-O. Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science / J.-O. Andersson, T. Helander, L. Höglund, e.a. // *CALPHAD.* – 2002. – Vol. 26, No. 2. – P. 273–312.

Тьомкін Д. О.¹, Наумик В. В.²

(¹ Запорізький машинобудівний завод ім. В. І. Омельченко;

²Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

**УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ
ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ
ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ
РОБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИНИ НИЗЬКОГО ТИСКУ**

E-mail: vnaumyk@gmail.com

Вивчено вплив металургійних технологічних процесів та хімічних елементів на механічні властивості, довготривалу міцність і структуру ливарних жароміцних нікелевих сплавах (ЖНС).