

PACS numbers: 05.70.-a, 05.70.Ce, 06.60.Vz, 61.66.Dk, 64.75.Nx, 82.33.Pt

## Високоентропійний припій на основі системи NiCoCrPdGe для паяння ніклевих суперстопів

С. В. Максимова, В. В. Воронов, П. В. Ковальчук

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,  
вул. Казимира Малевича, 11,  
03150 Київ, Україна*

Під час паяння жароміцних ніклевих стопів (ЖНС) традиційними промисловими припоями на базі систем Ni–Cr–(B, Si) у паяних швах має місце утворення крихких інтерметалідних сполук — силіцидів і боридів. З метою запобігання утворенню таких небажаних крихких фаз у паяних з'єднаннях жароміцних ніклевих стопів проводяться дослідження з використанням в якості припоїв високоентропійних стопів. В даній роботі показано можливість створення багатокомпонентних високоентропійних припоїв на основі системи NiCoCrPdGe із застосуванням розрахункових методик, бінарних діаграм стану металевих систем і з урахуванням класичних критеріїв формування твердих розчинів за Юм-Розері. Розрахунковим шляхом визначено низку термодинамічних параметрів ( $\Delta S_m$ ,  $\Delta H_m$ ,  $\delta$ ,  $\Omega_m$ ,  $VEC_m$ ) і температуру ліквідусу та побудовано відповідні залежності від вмісту легувальних компонентів у стопах системи NiCoCrPdGe. Встановлено граничні межі легування експериментальних стопів, в яких значення даних термодинамічних величин відповідають параметрам, що висуваються до високоентропійних стопів і сприяють формуванню структури твердого розчину із ГЦК-ґратницею. На основі одержаних даних побудовано ділянку поверхні ліквідусу для стопів системи NiCoCrPdGe. За результатами проведених досліджень визначено граничні концентраційні межі депресорної присадки — Германію, що забезпечують прийнятну температуру топлення припою під час паяння жароміцних ніклевих стопів.

Corresponding author: Svitlana Vasylyivna Maksymova  
E-mail: maksymova@kiev.paton.ua

*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,  
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

Citation: S. V. Maksymova, V. V. Voronov, and P. V. Kovalchuk, High-Entropy Brazing Filler Metal Based on NiCoCrPdGe System for Brazing Nickel Superalloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 3: 387–401 (2023) (in Ukrainian).  
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0387](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0387)

За результатами експериментальних досліджень встановлено, що стоп системи  $\text{NiCoCrPdGe}_5$  характеризується двофазною дендритною структурою. Розрахунковою метою визначено, що об'ємна частка твердого розчину складає 72,54–75,47%.

**Ключові слова:** вискоентропійний стоп, припій, паяння, температура ліквідусу, ентропія змішання, ентальпія змішання, Германій.

When brazing of heat-resistant nickel alloys (HSN) with traditional industrial brazing filler metals of the Ni–Cr–(B, Si) systems, the formation of brittle intermetallic compounds, namely, silicides and borides, occurs in the brazed seams. In order to prevent the formation of such undesirable brittle phases in brazed joints of heat-resistant nickel alloys, investigation is conducted using high-entropy alloys as brazing filler metals. This work shows the possibility of creating multicomponent high-entropy brazing filler metals based on the NiCoCrPdGe system, using calculation methods, binary state diagrams of metal systems and taking into account the classic Hume-Rothery solid-solution formation criteria. A number of thermodynamic parameters ( $\Delta S_m$ ,  $\Delta H_m$ ,  $\delta$ ,  $\Omega_m$ ,  $VEC_m$ ) and the liquidus temperature are determined by calculation, and their corresponding dependences on the content of alloying components in the alloys of the NiCoCrPdGe system are constructed. The limiting range of alloying of experimental alloys is established, within which the values of these thermodynamic quantities correspond to the parameters applied to high-entropy alloys and contribute to the formation of a solid-solution structure with an f.c.c. lattice. Based on the obtained data, a section of the liquidus surface for the alloys of the NiCoCrPdGe system is plotted. According to the results of the conducted investigation, the limiting concentration limits of the depressant, namely, germanium, which ensure an acceptable melting temperature of the brazing filler metals when brazing heat-resistant nickel alloys, are determined. According to the results of experimental studies, it is established that the alloy of the NiCoCrPdGe<sub>5</sub> system is characterized by a two-phase dendritic structure. As determined by means of the calculation method, the volume fraction of the solid solution is of 72.54–75.47%.

**Key words:** high-entropy alloy, filler metal, brazing, liquidus temperature, entropy of mixing, enthalpy of mixing, germanium.

*(Отримано 30 грудня 2022 р.; остаточн. варіант — 12 січня 2023 р.)*

## 1. ВСТУП

Характеристики сучасних авіаційних газотурбінних двигунів багато в чому визначаються властивостями ніклевих жароміцних стопів (ЖНС), які є основним матеріалом для виготовлення турбінних лопаток. Дані стопи розробляються, переважно на основі системи нікель–хром (Ni–Cr) які додатково оптимізуються шляхом введення складного комплексу легувальних елементів, зокрема Хрому, Кобальту, Алюмінію, Вольфраму, Титану тощо [1, 2].

Як відомо, забезпечення необхідного рівня жароміцності в стопах даного типу реалізується формуванням структури, яка містить окрім твердого розчину, дисперсні частинки  $\gamma'$ -фази  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ , об'ємна доля яких може сягати 60–70%. Поряд із зміцненням  $\gamma'$ -фазою відбувається дисперсійне зміцнення часточками карбідів  $\text{Me}_x\text{C}_y$  ( $\text{Me} = \text{Ti}, \text{Ta}, \text{Nb}$ ) та боридів різного типу [3]. Деталі з ливарних жароміцних стопів з високим вмістом  $\gamma'$ -фази (понад 50%) практично неможливо поєднувати методами зварювання топленням через підвищену схильність до утворення гарячих (кристалізаційних) тріщин [4, 5]. Таким чином, паяння є практично єдиною можливою методою з'єднання жароміцних стопів на ніклевій основі, що дисперсійно тверднуть [5–9].

Аналіза найбільш поширених промислових жароміцних ніклевих припоїв показує, що в якості елементів-депресорних присадок (melting point depressant, MPD) в них найчастіше використовується Бор і Силіцій [8, 10–13]. Паяні шви, що отримані з використанням припоїв такого типу, складаються з трьох фаз:  $\gamma$ -твердого розчину на основі ніклю, який кристалізується в периферійній зоні паяного шва (ближче до міжфазної межі паяний шов–основний метал), боридів Хрому і Ніклю, що кристалізуються по межах зерен основного металу та евтектики, яка складається з силіцидів та боридів Ніклю (Хрому) та інших елементів і формується в центральній зоні паяного шва. Саме наявність таких крихких фаз у паяному шві визначає крихкість з'єднання в цілому [6, 11, 12, 14–16].

З метою запобігання утворенню таких крихких сполук в паяних швах, в останні роки проводяться дослідження з використанням в якості припоїв високоентропійних стопів (ВЕС) [6, 17]. Пропонується використовувати при паянні жароміцних ніклевих суперстопів високоентропійний стоп системи  $\text{CrFeCoNiCu}$ , що додатково легований Ge, Sn, та Ga з метою пониження температури ліквідусу [17–19]. При цьому міцність паяних з'єднань на розтяг при кімнатній температурі складає близько 378 МПа.

При застосуванні ВЕС системи  $\text{CrFeCoNiCu}$  з еквіатомним співвідношенням компонентів, який додатково легований Титаном для лазерного паяння жароміцного нікелевого стопу Inconel 718 отримано міцність паяних з'єднань на зріз на рівні 218 МПа [20].

Як відомо, високоентропійні стопи (ВЕС) — це металеві стопи, які в своєму складі містять 5 чи більше хемічних компонентів, з концентрацією кожного елементу від 5 до 35 ат.%. Особливість таких стопів полягає у переважному формуванні неупорядкованих твердих розчинів, стабілізація яких забезпечується високою ентропією змішання [21].

Основними характеристиками високоентропійних стопів є [21–23]: висока ентропія змішання, спотворена кристалічна ґратниця, уповільнена дифузія, наявність ефекту перемішування. Ці

особливості створюють передумови для утворення твердих розчинів з простими кристалічними структурами та відмінною комбінацією властивостей, зокрема високою твердістю, стійкістю до окиснення, зносостійкістю, як за кімнатної, так і за підвищеної температури.

В даній роботі показана можливість застосування термодинамічних розрахунків при створенні багатокомпонентного високоентропійного припою на базі системи  $\text{NiCoCrPdGe}_x$  з різним співвідношенням складових компонентів і змінною концентрацією Германію від 5 до 20 ат.%, що характеризується прийнятною температурою топлення і придатний для використання в якості припою для паяння жароміцних ніклевих стопів.

## 2. МЕТОДИКА РОЗРАХУНКІВ

Систему легування при створенні припоїв для паяння жароміцних ніклевих стопів обрано із урахуванням наступних факторів: високоентропійний стоп має складатися не менше ніж з п'яти компонентів, з концентрацією кожного від 5 до 35 ат.%; компоненти стопу мають відповідати критеріям Юм-Розері, зокрема: відмінність в атомних радіусах не перевищує 15%, а електронегативність не перевищує 0,4 [24–25]; подвійні діаграми стану компонентів стопу мають бути необмеженими твердими розчинами, або мати великі області взаємної розчинності (рис. 1).

Таким чином, в якості основи для створення високоентропійного припою обрано систему  $\text{NiCoCrPdGe}$  з еквіатомним співвідношенням компонентів. Подальші зміни концентрації легувальних елементів проводили з урахуванням необхідності забезпечення прийнятної температури солідусу та ліквідусу.

Прогнозування властивостей та структури експериментальних стопів системи  $\text{NiCoCrPdGe}$  проводили з використанням критеріїв фазоутворення для високоентропійних стопів, заснованих на модифікованих правилах Юм-Розері та наступних термодинамічних параметрах [27–31]:

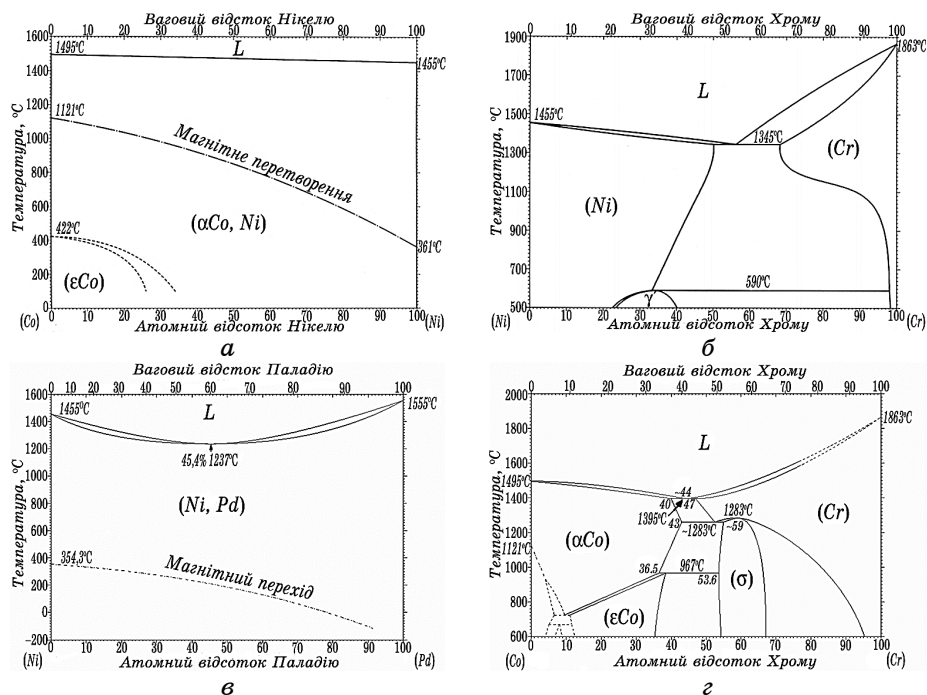
– ентальпія змішання ( $\Delta H_m$ )

$$\Delta H_m = \sum_{i=1}^n \sum_{j=i+1}^n 4\Delta H_{ij}^{AB} C_i C_j, \quad (1)$$

де  $\Delta H_{ij}$  — ентальпія змішання бінарного еквіатомного  $i$ – $j$ -стопу,  $C_i$  ( $C_j$ ) — частка  $i$ -го ( $j$ -го) компонента;

– ентропія змішання ( $\Delta S_m$ )

$$\Delta S_m = -R \sum_{i=1}^n C_i \ln C_i, \quad (2)$$



**Рис. 1.** Бінарні фазові діаграми стану металевих систем: Co–Ni (а), Ni–Cr (б), Ni–Pd (в), Co–Cr (г) [26].

**Fig. 1.** Binary phase diagrams of the state of metal systems: Co–Ni (а), Ni–Cr (б), Ni–Pd (в), Co–Cr (г) [26].

де  $R$  — універсальна газова константа;  
 – коефіцієнт незбігу атомних радіусів ( $\delta_m$ )

$$\delta_m = 100 \sqrt{\sum_{i=1}^n C_i \left( 1 - \frac{r_i}{\bar{r}} \right)}, \quad (3)$$

де  $r_i$  — атомний радіус  $i$ -го елемента,  $\bar{r}$  — середній атомний радіус:

$$\bar{r} = \sum_{i=1}^n C_i r_i; \quad (4)$$

– узагальнений термодинамічний параметер ( $\Omega_m$ ), що визначається як ентропійний параметер для середньої температури топлення елементів [7]:

$$\Omega_m = \frac{T_m S_m}{|\Delta H_m|}, \quad (5)$$

де  $T_m$  — середня температура топлення багатокомпонентної системи:

$$T_m = \sum_{i=1}^n C_i T_i; \quad (6)$$

— концентрація валентних електронів ( $VEC_m$ )

$$VEC_m = \sum_{i=1}^n C_i VEC_i, \quad (7)$$

де  $VEC_i$  — концентрація валентних електронів  $i$ -го елемента.

Для визначення температури ліквідусу стопів і впливу на неї легувальних елементів та їхньої концентрації використано вирази, які являють собою розвинення у Тейлорів ряд концентраційної залежності температур солідусу та ліквідусу відповідних багатовимірних поверхонь [32]:

$$T_L = T_L^{Ni} + \left( \frac{dT_{Ni}}{dC_{Co}} \right)^{liq} C_{Co} + \left( \frac{dT_{Ni}}{dC_{Cr}} \right)^{liq} C_{Cr} + \left( \frac{dT_{Ni}}{dC_{Pd}} \right)^{liq} C_{Pd} + \left( \frac{dT_{Ni}}{dC_{Ge}} \right)^{liq} C_{Ge}, \quad (8)$$

де  $\left( \frac{dT_{Ni}}{dC_{Co}} \right)^{liq}$  — тангенс кута нахилу дотичної до лінії солідусу, про-

веденої з точки топлення чистого нікелю на відповідних бінарних діаграмах стану у межах, як правило, розбавленого розчину, де відрізок кривих солідусу є близьким до прямої лінії [32].

Первинні дані, які використовували під час розрахунків наведені у табл. 1, 2. Для перевірки розрахункових даних витопили на водоохолоджуваній підкладинці обраний стоп на основі системи  $NiCoCrPdGe_x$  в захисному середовищі з застосуванням дугового нагріву.

Дослідження мікроструктури і визначення локального розподілу елементів в окремих фазах проводили із застосуванням сканувального електронного растрового мікроскопу TescanMira 3 LMU, який оснащений енергодисперсійним спектрометром 'Oxford Instruments X-max 80 mm<sup>2</sup>' та програмним пакетом INCA. Об'ємну частку твердого розчину в стопі розраховували за допомогою програмної платформи аналізу СЕМ-зображень 'Image-Pro 6.5'.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

В процесі проведення досліджень розраховано низку термодинамічних параметрів стопів системи  $NiCoCrPdGe_x$  з різним співвідношенням компонентів, в тому числі вмістом Германію, що варіював-

ТАБЛИЦЯ 1. Фізичні властивості компонентів стопів.

TABLE 1. Physical properties of the alloy components.

Елемент	Атомний радіус $r$ , Å [33]	Електронегативність [34]	Температура топлення $T_L$ , К [26]	Концентрація валентних електронів $VEC$ , ел./ат. [35, 36]
Ni	1,25	1,9	1728	10
Co	1,25	1,88	1768	9
Pd	1,38	2,2	1828	10
Cr	1,25	1,66	2136	6
Ge	1,23	2,01	1211,45	4

ТАБЛИЦЯ 2. Ентальпія змішання бінарних систем, кДж/моль [37].

TABLE 2. Enthalpy of mixing of binary systems, kJ/mole [37].

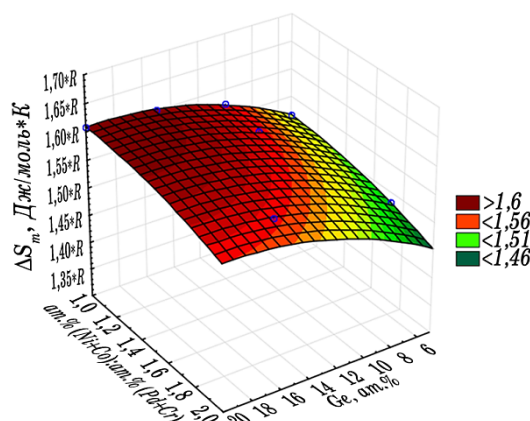
Елемент	Ni	Co	Cr	Pd	Ge
Ni	–	0	–7	0	–23,5
Co	0	–	–4	–1	–21,5
Cr	–7	–4	–	–15	–18,5
Pd	0	–1	–15	–	–43,5
Ge	–23,5	–21,5	–18,5	–43,5	–

ся в межах від 5 до 20 ат. %.

Згідно літературним даним для п'ятикомпонентного високоентропійного стопу ентропія змішання  $\Delta S_m$  має знаходитись в межах від  $1,39R$  до  $1,61R$ , де  $R$  — універсальна газова константа [25]. Результати статистичної обробки отриманих значень ентропії змішання  $\Delta S_m$  показують, що для всієї області концентрацій (яка досліджувалася)  $\Delta S_m$  знаходиться в межах  $1,482R$ – $1,609R$  (рис. 2). В свою чергу розрахункове значення відхилення атомних радіусів ( $\delta$ ) для усіх стопів не перевищувало 3,8–4,4%. Слід зауважити, що згідно літературним даним для одержання структури твердого розчину у ВЕС дане значення не має перевищувати 6,6% [27–30], за іншими даними 8,5–12% [38].

Під час подальших розрахунків встановлено, що стопи з підвищеним вмістом Германію (більше 10 ат. %) та еквіатомним співвідношенням інших компонентів мають низьке значення ентальпії змішання (–18–22 кДж/моль) (рис. 3 а), яке виходить за нижню допустиму границю для ВЕС (–15 кДж/моль) [25].

При цьому узагальнений термодинамічний параметер  $\Omega_m$  для даних стопів знаходиться на нижній допустимій границі  $\Omega_m = 1,1$ – $1,5$ , що разом із низьким значенням параметру  $\Delta H_m$  може свідчити про можливість утворення змішаної структури — твердого розчину та



**Рис. 2.** Результати розрахунків ентропії змішання ( $\Delta S_m$ ) стопів системи NiCoCrPdGe.

**Fig. 2.** The results of the calculations of mixing entropy ( $\Delta S_m$ ) of NiCoCrPdGe alloys.

інтерметалідної фази, очевидно збагаченої Германієм [39].

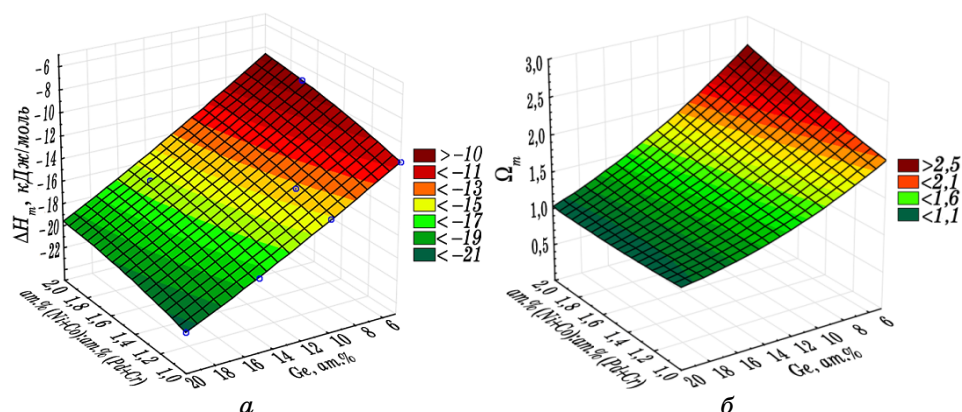
Для стопів системи NiCoCrPd з вмістом Германію 5–10 ат. % (які характеризуються параметрами: ентальпія змішання  $\Delta H_m$  складає  $-5$ – $-15$  кДж/моль, термодинамічний параметр  $\Omega_m = 1,5$ – $2,5$  (рис. 3, б),  $\delta \leq 6,6\%$ ) існує висока ймовірність утворення гомогенної структури твердого розчину [39, 40].

Встановлено, що найбільший внесок в показники  $\Delta H_m$  і  $\Omega_m$  вносять значення ентальпії змішання для пар Ni–Ge, Co–Ge, Pd–Cr, Cr–Ge і Pd–Ge (див табл. 2). Таким чином, на основі одержаних результатів розрахунків встановлено, що існує можливість впливати на значення ентальпії змішання, і, як наслідок на структуру стопу, шляхом зміни концентрації не лише Германію, але й Паладію та Хрому.

Тип ґратниці твердого розчину для високоентропійних стопів можна попередньо визначити за допомогою параметра  $VEC_m$  — концентрації валентних електронів. Згідно з правилом Юм-Розері саме концентрація валентних електронів  $VEC$  передбачає тип кристалічної ґратниці [37, 38]. Так, при  $VEC_m \geq 8,0$  має формуватися однофазна ГЦК-структура, в той час як при  $6,87 \leq VEC_m < 8,0$  дві ґратниці (ОЦК і ГЦК) співіснують одночасно, при  $VEC_m < 6,87$  має місце однофазна ОЦК-структура [37, 39].

На основі аналізу результатів розрахунків визначено, що за концентрації Германію в межах 5–10 ат. % в стопах системи NiCoCrPdGe значення  $VEC_m$  знаходиться в межах 8,0–8,7, що свідчить про утворення твердого розчину з гранецентрованою кубічною ґратницею.



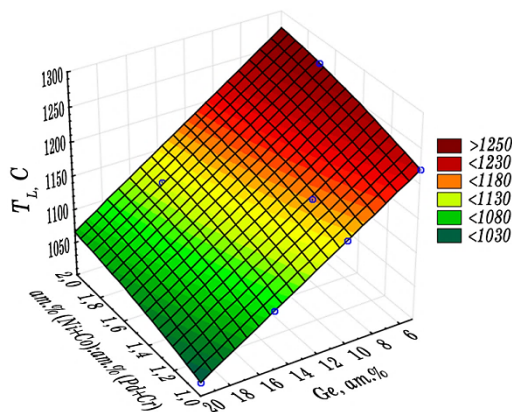


**Рис. 3.** Результати розрахунків ентальпії змішання  $\Delta H_m$  (а) та узагальненого термодинамічного параметру  $\Omega_m$  (б) в залежності від концентрації компонентів в стопах системи NiCoCrPdGe.

**Fig. 3.** Calculation results of the enthalpy of mixing  $\Delta H_m$  (a) and the generalized thermodynamic parameter  $\Omega_m$  (b) depending on the content of NiCoCrPdGe alloy components.

Моделювання температури ліквідусу стопів системи NiCoCrPdGe за допомогою рядів Тейлора дозволило визначити, що введення в дані стопи понад 15 ат.% Германію приводить до значного пониження їх температури ліквідусу (до рівня  $\leq 1020\text{--}1050^\circ\text{C}$ ) (рис. 4).

Відповідно, для забезпечення прийнятної температури топлення (на рівні  $1150\text{--}1220^\circ\text{C}$ ) вміст Германію в стопах даної системи не має перевищувати 5–10 ат.% (рис. 4).



**Рис. 4.** Розрахункова поверхня ліквідусу стопів системи NiCoCrPdGe.

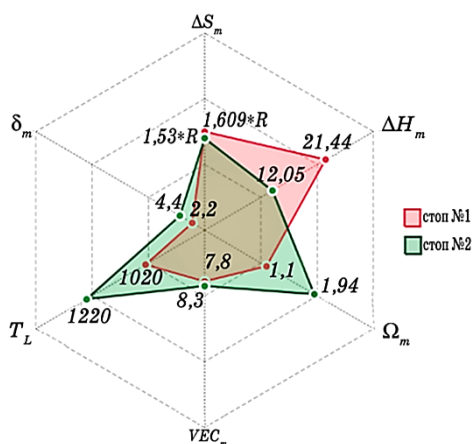
**Fig. 4.** Calculated liquidus surface of the NiCoCrPdGe alloys.

Таким чином, в ході проведення даної роботи проаналізовано потенційно перспективну базову систему NiCoCrPdGe для створення високоентропійних припоїв для паяння жароміцних ніклевих стопів. За результатами досліджень згідно з критеріями відповідності визначено низку стопів для проведення подальших експериментальних досліджень.

Розраховані параметри ВЕС для стопів системи NiCoCrPdGe з еквіатомним вмістом елементів (стоп № 1, рис. 5) і з пониженою концентрацією Германію до 5 ат. % (стоп № 2, рис. 5) показують, що вони характеризуються необхідною величиною ентропії змішання, яка може забезпечити формування структури твердого розчину з ГЦК-ґратницею.

Слід зауважити, що ентропія змішання стопу № 2 дещо менша за аналогічний параметр для стопу № 1, який характеризується еквіатомним вмістом складових елементів. Окрім того, отримано значне підвищення температури ліквідусу за рахунок зменшення вмісту Германію в стопі. Мікрорентгеноспектральною аналізою підтверджено, що даний стоп в литому стані характеризується двофазною структурою з об'ємною часткою твердого розчину 72,54–75,47 об. % (рис. 6).

Емпіричним шляхом встановлено, що структура стопу № 2 складається з дендритів твердого розчину на основі системи Ni–Co–Cr,



**Рис. 5.** Розраховані термодинамічні параметри ВЕС системи NiCoCrPdGe з еквіатомним вмістом елементів (стоп № 1) та з пониженою концентрацією Германію (5 ат. %, стоп № 2).

**Fig. 5.** Calculated thermodynamical parameters of HEA assessment for the NiCoCrPdGe alloys with equiatomic content of elements (alloy No. 1) and with a reduced concentration of germanium (5 at. %, alloy No. 2).

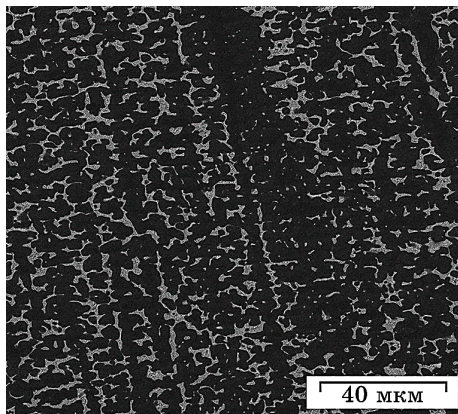


Рис. 6. Дендритна мікроструктура стопу № 2, що містить 5 ат.% Германію.

Fig. 6. Dendritic microstructure of alloy No. 2 containing 5 at.% germanium.

які містять (в ат.%) Паладій 9,29–12,25, Германій 3,47–4,42% та інші складові елементи. В міждендритних проміжках кристалізується евтектика, що утворена сполуками на основі паладію, які збагачені Германієм (до 21,92 ат.%). Відповідно до бінарних діаграм стану дані сполуки утворюються за евтектичною реакцією під час кристалізації рідкого стопу [26].

#### 4. ВИСНОВКИ

Результати розрахунків і аналіза діаграм стану металевих систем показали, що система NiCoCrPdGe є потенційно перспективною для створення високоентропійних припоїв для паяння жароміцних ніклевих стопів. Розрахунковою методою встановлено, що ентропія змішання ( $\Delta S_m$ ) стопів даної системи знаходиться в межах  $1,53R$ – $1,609R$ . Значення ентальпії ( $\Delta H_m$ ) та відхилення атомних радіусів ( $\delta$ ) для стопів даної системи відповідають критеріям, які висуваються до ВЕС. Розрахунковий узагальнений термодинамічний параметр  $\Omega_m$  для всіх експериментальних стопів системи NiCoCrPdGe становить 1,1–1,94, тобто  $\Omega_m \geq 1,1$ , що в сукупності із низьким значенням параметру  $\delta$  ( $\leq 6,6$ ) свідчить про утворення твердих розчинів.

З метою одержання відповідного температурного інтервалу топлення припою концентрацію Германію в стопі системи NiCoCrPdGe знижено до 5%. Результатами мікрорентгеноспектральних досліджень встановлено, що стоп системи NiCoCrPdGe<sub>5</sub> характеризується двофазною структурою з об'ємною часткою твердого розчину, що складає 72,54–75,47 об.%, який кристалізується у вигляді дендри-

тив. В міждендритних проміжках утворюється евтектична складова.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. B. Geddes and H. Leon, *Superalloys. Alloying and Performance* (ASM International: 2010).
2. С. Б. Беліков, А. Д. Коваль, *Металознавство та обробка металів*, **2**: 20 (1995).
3. Ч. Т. Симс, *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* (Москва: Металлургия: 1995) (пер. з англ.).
4. O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi, *J. Scr. Mater.*, **50**, No. 10: 641 (2004).
5. A. Ghasemi and M. Pouranvari, *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **24**, No. 4: 342 (2019).
6. L. Hardwick, P. Rodgers, E. Pickering, and R. Goodall, *Metall. Mater. Trans. A*, **52**: 2534 (2021).
7. D. Kay, *Industrial Heating*, **70**, No. 11: 33 (2003).
8. A. Rabinkin, *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **9**, No. 3: 181 (2004).
9. V. V. Kurenkova, L. K. Doroshenko, and I. S. Malashenko, *Paton Welding J.*, **6**: 14 (2009).
10. X. Huang, *Weld. J.*, **93**, No. 7: 232 (2014).
11. V. F. Khorunov, S. V. Maksymova, and V. G. Ivanchenko, *Paton Welding J.*, **9**: 26 (2004).
12. Г. В. Єрмолаєв, В. В. Квасницький, В. Ф. Квасницький, С. В. Максимова, В. Ф. Хорунов, В. В. Чигарьов, *Паяння матеріалів* (Миколаїв: НУК: 2015).
13. S. Maksymova, V. Voronov, and P. Kovalchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1539 (2019).
14. M. Salmaliyan and M. Shamanian, *Heat Mass Transf.*, **55**, No. 8: 2083 (2019).
15. X. J. Yuan, M. B. Kim, and C. Y. Kang, *Mater. Sci. Technol.*, **27**, No. 7: 1191 (2011).
16. M. Abdelfatah and O. A. Ojo, *Mater. Sci. Technol.*, **25**, No. 1: 61 (2009).
17. D. Luo, Y. Xiao, L. Hardwick, R. Snell, M. Way, X. Sanuy Morell, F. Livera, N. Ludford, C. Panwisawas, H. Dong, and R. Goodall, *Entropy*, **23**: 78 (2021).
18. W. Tillmann, T. Ulitzka, L. Wojarski, M. Manka, and D. Wagstyl, *Weld. World*, **64**, No. 1: 201 (2020).
19. W. Tillmann, T. Wojarski, D. Stangier, M. Manka, and C. Timmer, *Weld. World*, **64**, No. 9: 1597 (2020).
20. D. Bridges, S. Zhang, S. Lang, M. Gao, Z. Yu, Z. Feng, and A. Hu, *Mater. Lett.*, **215**, No. 12: 11 (2018).
21. J. Yeh, *Annales De Chimie – Science des Materiaux*, **31**: 633 (2006).
22. W. Tang and J. Yeh, *Metall. Mater. Trans. A*, **40**, No. 6: 1479 (2009).
23. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, and Z. P. Lu, *Prog. Mater. Sci.*, **61**, No. 4: 1 (2014).
24. A. Li and X. Zhang, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, **22**, No. 3: 219 (2009).
25. A. E. Shapiro, *Proc. Int. Conf. Brazing and Soldering (Oct. 3–6, 2021, Miami)*.
26. T. B. Massalski, *Binary Alloy Phase Diagrams* (Metals Park, Ohio: ASM Inter-

- national: 1990) (in CD).
27. B. Vishwanadh, N. Sarkar, S. Gangil, S. Singh, R. Tewari, G.K. Dey, and S. Banerjee, *Scr. Mater.*, **124**, No. 11: 146 (2016).
  28. X. Sun, H. Zhang, S. Lu, X. Ding, Y. Wang, and L. Vitos, *Acta Mater.*, **140**, No. 5: 366 (2017).
  29. Y. Zhang, Z.P. Lu, S. G. Ma, P. K. Liaw, Z. Tang, Y. Q. Cheng, and M. C. Gao, *MRS Commun.*, **4**, No. 2: 57 (2014).
  30. M. C. Gao, J. W. Yeh, P. K. Liaw, and Y. Zhang, *High-Entropy Alloys* (Switzerland: Springer Int. Publ.: 2016).
  31. X. S. Morell, R. Goodall, E. Pickering, P. Webb, P. Rodgers, E. S. De Cambra, and L. T. Marguez, *Proc. Int. Conf. Brazing and Soldering (Oct. 3–6, 2021, Miami)*.
  32. V. G. Ivanchenko, S. P. Oshkad'orov, and S. M. Severina, *Metalozn. Obrobka Met.*, **1**: 21 (2014).
  33. Л. Н. Мишенина, В. В. Шелковников, *Справочные материалы по химии* (Томск: 2007).
  34. *Periodic Table with Element Names and Electronegativity*; <http://surl.li/dkhxg>
  35. *Guide–Scientific.com. Educational Portal*; <https://guide-scientific.com/>
  36. *Interactive Periodic Table of Elements*; <https://periodictable.me/palladium-electron-configuration/>
  37. A. Takeuchi and A. Inoue, *Mater. Trans.*, **46**, No. 12: 2817 (2005).
  38. J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau, and S. Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**, No. 5: 299 (2004).
  39. A. K. Singh, K. Kumar, A. Dwivedi, and A. Subramaniam. *Intermetallics*, **53**, No. 10: 112 (2014).
  40. X. Yang, Y. Zhang, and P. K. Liaw, *Procedia Eng.*, **36**, No. 3: 292 (2012).
  41. S. Guo and C. Liu, *Prog. Nat. Sci.: Mater. Int.*, **21**, No. 6: 433 (2011).
  42. L. Jiang, Y. P. Lu, H. Jiang, T. M. Wang, B. N. Wei, Z. Q. Cao, and T. J. Li, *Mater. Sci. Technol.*, **32**, No. 6: 588 (2016).
  43. S. Guo, C. Ng, J. Lu, and C. T. Liu, *J. Appl. Phys.*, **109**, 103505 (2011).

## REFERENCES

1. B. Geddes and H. Leon, *Superalloys. Alloying and Performance* (ASM International: 2010).
2. S. B. Belikov and A. D. Koval, *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, **2**: 20 (1995) (in Ukrainian).
3. Ch. T. Sims, *Supersplavy II: Zharoprochnyye Materialy dlya Aerokosmicheskikh i Promyshlennykh Energoustanovok* [Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power Applications] (Moskva: Metallurgiya: 1995) (Russian translation).
4. O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi, *J. Scr. Mater.*, **50**, No. 10: 641 (2004).
5. A. Ghasemi and M. Pouranvari, *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **24**, No. 4: 342 (2019).
6. L. Hardwick, P. Rodgers, E. Pickering, and R. Goodall, *Metall. Mater. Trans. A*, **52**: 2534 (2021).

7. D. Kay, *Industrial Heating*, **70**, No. 11: 33 (2003).
8. A. Rabinkin, *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **9**, No. 3: 181 (2004).
9. V. V. Kurenkova, L. K. Doroshenko, and I. S. Malashenko, *Paton Welding J.*, **6**: 14 (2009).
10. X. Huang, *Weld. J.*, **93**, No. 7: 232 (2014).
11. V. F. Khorunov, S. V. Maksymova, and V. G. Ivanchenko, *Paton Welding J.*, **9**: 26 (2004).
12. H. V. Yermolayev, V. V. Kvasnyts'kyi, V. F. Kvasnyts'kyi, S. V. Maksymova, V. F. Khorunov, and V. V. Chyhar'ov, *Payannya Materialiv* (Mykolayiv: NUK: 2015) (in Ukrainian).
13. S. Maksymova, V. Voronov, and P. Kovalchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41** No. 11: 1539 (2019) (in Russian).
14. M. Salmaliyan and M. Shamanian, *Heat Mass Transf.*, **55**, No. 8: 2083 (2019).
15. X. J. Yuan, M. B. Kim, and C. Y. Kang, *Mater. Sci. Technol.*, **27** No. 7: 1191 (2011).
16. M. Abdelfatah and O. A. Ojo, *Mater. Sci. Technol.*, **25** No. 1: 61 (2009).
17. D. Luo, Y. Xiao, L. Hardwick, R. Snell, M. Way, X. Sanuy Morell, F. Livera, N. Ludford, C. Panwisawas, H. Dong, and R. Goodall, *Entropy*, **23**, No. 1: 78 (2021).
18. W. Tillmann, T. Ulitzka, L. Wojarski, M. Manka, and D. Wagstyl, *Weld. World*, **64**, No. 1: 201 (2020).
19. W. Tillmann, T. Wojarski, D. Stangier, M. Manka, and C. Timmer, *Weld. World*, **64**, No. 9: 1597 (2020).
20. D. Bridges, S. Zhang, S. Lang, M. Gao, Z. Yu, Z. Feng, and A. Hu, *Mater. Lett.*, **215**, No. 12: 11 (2018).
21. J. Yeh, *Annales De Chimie – Science des Materiaux*, No. 31: 633 (2006).
22. W. Tang and J. Yeh, *Metall. Mater. Trans. A*, **40**, No. 6: 1479 (2009).
23. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, and Z. P. Lu, *Prog. Mater. Sci.*, **61**, No. 4: 1 (2014).
24. A. Li and X. Zhang, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, **22**, No. 3: 219 (2009).
25. A. E. Shapiro, *Proc. Int. Conf. Brazing and Soldering (Oct. 3–6, 2021, Miami)*.
26. T. B. Massalski, *Binary Alloy Phase Diagrams* (Metals Park, Ohio: ASM International: 1990) (in CD).
27. B. Vishwanadh, N. Sarkar, S. Gangil, S. Singh, R. Tewari, G. K. Dey, and S. Banerjee, *Scr. Mater.*, **124**, No. 11: 146 (2016).
28. X. Sun, H. Zhang, S. Lu, X. Ding, Y. Wang, and L. Vitos, *Acta Mater.*, **140**, No. 5: 366 (2017).
29. Y. Zhang, Z. P. Lu, S. G. Ma, P. K. Liaw, Z. Tang, Y. Q. Cheng, and M. C. Gao, *MRS Commun.*, **4**, No. 2: 57 (2014).
30. M. C. Gao, J. W. Yeh, P. K. Liaw, and Y. Zhang, *High-Entropy Alloys*, (Switzerland: Springer Int. Publ.: 2016).
31. X. S. Morell, R. Goodall, E. Pickering, P. Webb, P. Rodgers, E. S. De Cambra, and L. T. Marguez, *Proc. Int. Conf. Brazing and Soldering (Oct. 3–6, 2021, Miami)*.
32. V. G. Ivanchenko, S. P. Oshkad'orov., and S. M. Severina, *Metalozn. Obrobka Met.*, **1**: 21 (2014).
33. L. N. Myshenina and V. V. Shelkovnikov, *Spravochnyye Materialy po Khimii* (Tomsk: 2007).
34. *Periodic Table with Element Names and Electronegativity*;

- <http://surl.li/dkhxg>
- 35. *Guide-Scientific.com. Educational Portal*; <https://guide-scientific.com/>
  - 36. *Interactive Periodic Table of Elements*; <https://periodictable.me/palladium-electron-configuration/>
  - 37. A. Takeuchi and A. Inoue, *Mater. Trans.*, **46**, No. 12: 2817 (2005).
  - 38. J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau, and S. Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**, No. 5: 299 (2004).
  - 39. A. K. Singh, K. Kumar, A. Dwivedi, and A. Subramaniam, *Intermetallics*, **53**, No. 10: 112 (2014).
  - 40. X. Yang, Y. Zhang, and P. K. Liaw, *Procedia Eng.*, **36**, No. 3: 292 (2012).
  - 41. S. Guo and C. Liu, *Prog. Nat. Sci.: Mater. Int.*, **21**, No. 6: 433 (2011).
  - 42. L. Jiang, Y. P. Lu, H. Jiang, T. M. Wang, B. N. Wei, Z. Q. Cao, and T. J. Li, *Mater. Sci. Technol.*, **32**, No. 6: 588 (2016).
  - 43. S. Guo, C. Ng, J. Lu, and C. T. Liu, *J. Appl. Phys.*, **109**, 103505 (2011).