

PACS numbers: 07.20.Ka, 47.80.Fg, 61.05.C-, 61.82.Bg, 62.20.Qr, 62.20.-x

Температура солідусу та гаряча твердість стопів Ti–Nb–Mo

О. М. Мисливченко, А. А. Бондар, В. М. Вобліков, Н. І. Циганенко,
Т. А. Сілінська, О. П. Гапонова*

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Академіка Кржижановського, 3,
03142 Київ, Україна*

**Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2,
40007 Суми, Україна*

Методом дугового перетопу одержано 8 стопів системи Ti–Nb–Mo. Показано, що вони мають типові для лиття дендритні мікроструктури. Визначено фазовий склад та встановлено періоди ґратниць утворених фаз. Використовуючи методу диференціальної термічної аналізи (ДТА) досліджено фазові перетворення у твердому стані, а також визначено температури початку топлення та кристалізації. Для стопів температура солідусу яких вище 2000°C разом з ДТА була також використана пірометрична метода Пірані–Альтермума. На основі експериментальних даних побудовані температурні залежності твердості стопів та розраховано енергії активації деформування матеріялу під індентором. Проведено аналізу кривих залежності твердості стопів та визначена температура різкого зменшення матеріялу. Показано, що $\alpha \rightarrow \beta$ -перехід в стопах системи Ti–Nb–Mo з нестабільною бета фазою не призводить до суттєвої зміни твердості за даної температури переходу.

Ключові слова: температура солідусу, гаряча твердість, жароміцність,

Corresponding author: Oleksandr Myslyvchenko
E-mail: zvyagina47@gmail.com

*I. M. Frantsevich Institute for Problem of Materials Sciences, N.A.S. of Ukraine,
3 Academician Krzhyzhanovsky Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

**Sumy State University,
2 Rymsky-Korsakov Str., UA-40007 Sumy, Ukraine*

Citation: O. M. Myslyvchenko, A. A. Bondar, V. M. Voblikov, N. I. Tsyganenko, T. A. Silinska, and O. P. Gaponova, Solidus Temperatures and Hot Hardness of Ti–Nb–Mo Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 4: 459–469 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.04.0459](https://doi.org/10.15407/mfint.44.04.0459)

титанові стопи, кристалічна структура.

Eight alloys of the Ti–Nb–Mo system are synthesized by the arc remelting method. As shown, they have dendritic microstructures typical of casting. The phase composition and lattice periods of the formed phases are determined. Using the method of differential thermal analysis (DTA), phase transformations in the solid state are investigated, and the temperatures of the onset of melting and crystallization are determined. For alloys, the solidus temperature of which is above 2000°C, together with DTA, the Pirani–Althermum pyrometric method is also used. Based on the experimental data, the temperature dependences of the hardness of the alloys are constructed and the activation energies of deformation of the material under the indenter are calculated. The analysis of the curves of the dependence of the hardness of the alloys is carried out and the temperature of the sharp softening of the material is determined. As shown, that the $\alpha \rightarrow \beta$ transition in titanium alloys with an unstable β -phase does not lead to a significant change in hardness.

Key words: solidus temperature, hot hardness, high-temperature strength, titanium alloys, crystal structure.

(Отримано 2 жовтня 2021 р.; остаточн. варіант — 18 січня 2022 р.)

1. ВСТУП

Титанові стопи знаходять широке застосування, зокрема, як конструкційний матеріал в аерокосмічній техніці та інших транспортних засобах, у хемічній промисловості та в медицині. Відомо, що значно розширити галузі застосовування титанових стопів можна шляхом керованого легування та подальшої термічної обробки, що забезпечують зміну структури та властивостей у заданому напрямку. Хоча Ніобій та Молибден часто вживані легувальні добавки до титанових стопів, на даний момент фазові рівноваги і фазові перетворення у системі Ti–Nb–Mo вивчені недостатньо [1, 2]. Досліджені експериментально та представлені в літературі фазові рівноваги за низьких температур 500 і 1100°C [3] в області твердофазних рівноваг. В роботі [4] представлений термодинамічний опис системи Ti–Nb–Mo на основі першопринципних розрахунків і побудовано ізотермічний переріз за температури 600°C. Ізотермічні перерізи за температури 500°C [3] і за температури 600°C [4] суттєво відрізняються за протяжністю ОЦК-твердого розчину (Ti, Nb, Mo). Діаграми стану обмежувальних подвійних систем Ti–Nb, Ti–Mo та Nb–Mo побудовані надійно і представлені в роботах [5–7] відповідно.

Теоретично поверхня солідуса потрійної системи Ti–Nb–Mo описана в [8] за допомогою методи симплексних ґратниць. Поліном четвертого ступеня для системи Ti–V–Nb–Mo одержали на основі опорних вимірів температур початку топлення за методом Пірані–Альтертума, використовуючи пірометр ОП-48. Поміряно три стопи

потрійної системи Ti–Nb–Mo (склад у % за масою): 50% Ti–25% Nb–25% Mo (1940°C); 25% Ti–50% Nb–25% Mo (2180°C) і 25% Ti–25% Nb–50% Mo (2075°C).

Оскільки стопи системи Ti–Nb–Mo мають здебільшого високі температури топлення, то ймовірно, що рівень високої міцності вони можуть зберігати до високих температур і варто провести оцінку їх жароміцності. Одною із методів вивчення температурної залежності міцнісних характеристик матеріалів є визначення їх гарячої твердості [9, 10]. Твердість добре відображає рівень такої характеристики як міцність [11–14], а аналіз залежності твердості від температури дає температуру початку різкого зменшення металу, яка мало відрізняється від верхньої температурної межі можливого використання [15].

Враховуючи, що фазові рівноваги та температури початку топлення є важливими характеристиками при розробці нових жароміцних стопів, а також метод їх одержання та термічної обробки, за мету даної роботи взято одержання експериментальних даних по визначенню температур поверхні солідуса стопів системи Ti–Nb–Mo, а також оцінку жароміцності досліджених стопів за результатами вимірювання гарячої твердості.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

Стопи витоплювали із чистих компонентів (із їх вмістом не менше 99,90%) в електродуговій печі у захисному середовищі аргону, очищеного топкою титанового гетера тривалістю не менше 5 хв. Зразки перетоплювали не менше 6 разів для забезпечення їх однорідності. Як визначено хроматографічно, зразки містили 0,04–0,07% мас. Оксигену, а вміст Нітрогену і Гідрогену не перевищував межі чутливості методи — $1 \cdot 10^{-3}$ % мас.

Дифрактограми одержано за допомогою дифрактометру Proto AXRD, використовуючи $\text{CuK}\alpha$ -випромінювання та широкополосний кремнієвий детектор DECTRIS. Крок сканування складав $0,02^\circ$, множник кроку 4, при експозиції в точці 0,5. Дослідження мікроструктури та локальна хемічна аналіз проведена на растровому електронному мікроскопі Superprobe 8200 методом хвиледисперсійної мікроаналізи (WDX).

Температуру початку топлення стопів визначали методом Пірані–Альтермума за допомогою оптичного пірометра ЭОП-66 [16, 17] та методом високотемпературної диференційної термічної аналізи (метода Кочержинського та співавторів [18]) із струнною термопарою вольфрам/ВР20). При використанні методи Пірані–Альтермума були зроблені поправки на поглинання випромінювання віконечком і недосконалість моделі чорного тіла (глухого отвору) [17].

Густина досліджуваних матеріалів визначали гідростатичною методою. Вимірювання твердості в інтервалі температур від кімнатної до 800°C проводили на ексклюзивному обладнанні при навантаженні 9,8 Н і витримці під корундовим індентором (піраміда Віккерса) 1 хв. Для запобігання окисненню зразка експеримент проводили у вакуумі близько $4 \cdot 10^{-3}$ Па. Температуру робочого простору контролювали за допомогою термопари, гарячий спай якої поміщали безпосередньо на зворотну поверхню випробовуваного зразка.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Витоплені та досліджені нами стопи 8-ми складів можна розбити на дві групи згідно прийнятої класифікації титанових стопів [19, 20]: 1) стабільні бета і 2) стопи із нестабільною бета-фазою. Склад досліджених стопів, їх густина та температура солідусу представлено в табл. 1.

3.1. Стабільні бета титанові стопи

Мікроструктура перших трьох литих стопів однакова і представляє собою типові для литого матеріалу дендрити округлої форми (рис. 1, а). У литому стопі № 4 дендрити мають іншу форму з голкоподібними гілками (рис. 1, б). Осі дендриту третього порядку не спостерігаються. Хоча мікроструктури даних стопів виглядають як двофазні, згідно даних рентгеноструктурної аналізи (рис. 2) вони однофазні і

ТАБЛИЦЯ 1. Густина та температура солідусу визначена методом Пірані–Альтертума (№ 1–4) та ДТА (№ 5–8) досліджених стопів.

TABLE 1. The density and temperature of the solidus were determined by the Pirani–Alterthum method (Nos. 1–4) and DTA (Nos. 5–8) of the studied alloys.

№	Склад стопу, ат. %	Густина, г/см ³	Температура солідуса, °C
1	Ti ₃₁ Nb ₂₃ Mo ₄₆	8,393	2300 ± 15
2	Ti ₆₁ Nb ₁₃ Mo ₂₆	7,097	1927 ± 8
3	Ti ₃₁ Nb ₄₆ Mo ₂₃	7,944	2215 ± 17
4	Ti ₆₁ Nb ₂₆ Mo ₁₃	6,785	1907 ± 11
5	Ti ₉₄ Nb ₄ Mo ₂	5,018	1726 ± 2
6	Ti _{95,5} Nb _{1,5} Mo ₃	4,946	1683 ± 2
7	Ti _{92,5} Nb ₅ Mo _{2,5}	5,093	1725 ± 2
8	Ti ₉₄ Nb ₂ Mo ₄	5,084	1718 ± 2

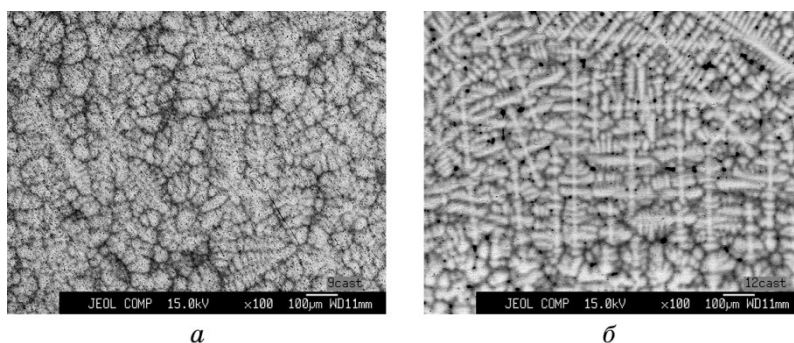


Рис. 1. СЕМ-мікроструктура стопів № 1 $Ti_{31}Nb_{23}Mo_{46}$ (а); № 4 $Ti_{61}Nb_{26}Mo_{13}$ (б).

Fig. 1. Microstructures of No. 1 $Ti_{31}Nb_{23}Mo_{46}$ (a); No. 4 $Ti_{61}Nb_{26}Mo_{13}$ alloys by SEM (b).

представляють собою твердий розчин заміщення з ОЦК-кристалічною ґратницею. Результати локальної рентґеноспектральної аналізи, вказують на те, що дендрити збагачені Ніобієм та Молібденом (більш тугоплавкими елементами), а міждендритна область — Титаном. Оскільки рентґеноструктурна аналіза є інтегральною, а не локальною методом (площа аналізу складала від 5 до 10 мм² в залежності від кута дифракції), то варто звернути увагу на те, що дендрити та міждендритна область кожного стопу, не дивлячись на помітну різницю в хемічному складі, утворюють ОЦК-ґратницю. Період даної ОЦК-ґратниці зростає зі збільшенням номеру стопу. Таке зростання періодів ґратниці можна пояснити тим, що Титан має найбільший атомний радіус 146,2 пм, Ніобій — близький до 142,9 пм, а Молібден суттєво менший — 136,3 пм [21]. Тому зміна вмісту молібдену і є основною причиною зміни періоду ґратниці.

В таблиці 1 наведено результати пірометричного вимірювання температур початку топлення. Стопи № 2 та № 4 мають температуру топлення менше 2000°C і були додатково досліджені методом високотемпературної диференційної термічної аналізи (рис. 3). Згідно цих даних ніяких термічних ефектів в твердому стані не спостерігається. Температури початку топлення визначені методом ДТА всього на 11 та 6°C вище від встановлених пірометрично, тобто, виміри узгоджуються в рамках похибки експериментів. Кінець топлення складає 2028 та 1990°C для стопів № 2 та 4, відповідно. Варто звернути увагу, що процес кристалізації даних стопів (рис. 3) іде в 2 етапи: 1) кристалізація центральної частини дендритів (гострий пік на кривій ДТА охолодження); 2) кристалізація периферії дендриту (полога крива).

Температурні залежності твердості стопів у звичайних коорди-

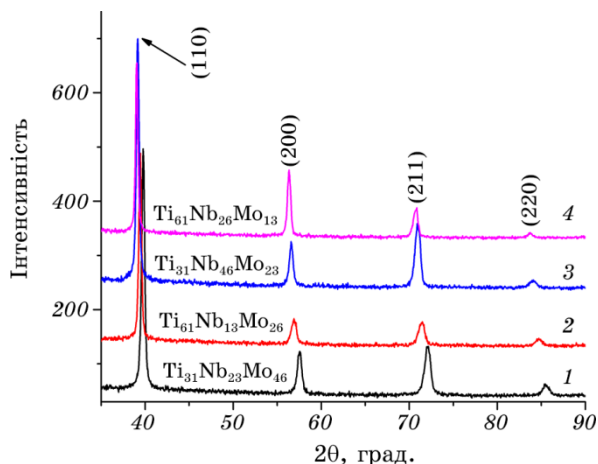


Рис. 2. Дифрактограми литих стопів системи Ti–Nb–Mo.

Fig. 2. XRD patterns of as-cast Ti–Nb–Mo stable beta titanium alloys.

натах і в координатах Арреніуса $\ln(HV) - (-1/T)$ [12, 22], представлені на рис. 4.

Найвищу твердість за кімнатної температури мають стопи з високим вмістом ніобію та молібдену (№ 1 та № 3). В координатах Арреніуса одержані залежності для стопів № 1, № 2 та № 4 складаються з трьох лінійних ділянок, які відповідають трьом рівням ефективних енергій активації деформування матеріялу під індентором і, очевидно, різним механізмам. Фізична природа процесів в кожній області розглянута в роботах [15, 22]. В інтервалі низьких температур, від кімнатної до 270–475°C, енергія активації становить від 1,5 до 4,7 кДж/моль. Це вказує на те, що механізм деформації контролюється впливом далекодіючих полів пружності дислокацій. За середніх температур від 270–475°C до 580–725°C ця енергія становить близько 9–13 кДж/моль, що відповідає взаємодії дислокацій з атомами проникнення (Карбон, Оксиген). За вищих температур (понад 580–725°C) енергія активації становить від 35 до 64 кДж/моль. Для стопу № 3 логарифмічна залежність від температури не описується ламаною лінією, а має складний характер. Ділянка різкого знеміцнення (стрімке падіння твердості за високої температури) чітко прослідковується у всіх досліджених стопах (на рис. 4 позначена штрих-пунктирною лінією). Найбільш тугоплавкий стоп (№ 1) має найнижчу температуру знеміцнення (580°C), а найвищу — стоп № 3 — 725°C. У стопах № 2 та № 4 температура різкого знеміцнення становить 675°C. Також варто звернути увагу, що в стопі № 4 перший перелом прямої настає за найвищої температури (450°C).

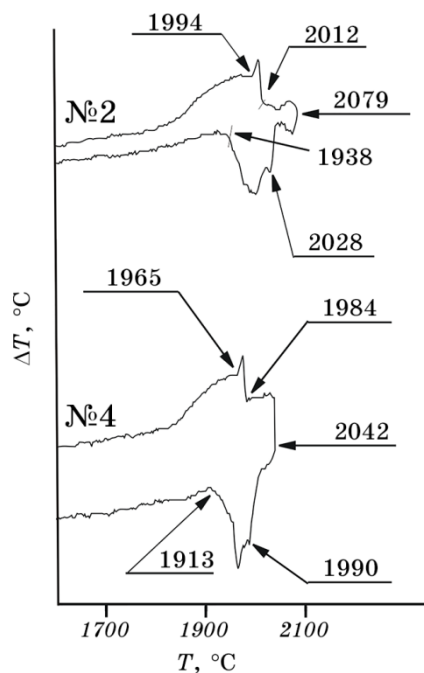


Рис. 3. ДТА криві сплавів № 2 $\text{Ti}_{61}\text{Nb}_{13}\text{Mo}_{26}$ і № 4 $\text{Ti}_{61}\text{Nb}_{26}\text{Mo}_{13}$ зняті зі швидкістю $20^\circ\text{C}/\text{хв}$ в тиглях з Sc_2O_3 (криві зсунуті вертикально).

Fig. 3. DTA curves of alloys No. 2 $\text{Ti}_{61}\text{Nb}_{13}\text{Mo}_{26}$ and No. 4 $\text{Ti}_{61}\text{Nb}_{26}\text{Mo}_{13}$, taken at a rate of $20^\circ\text{C}/\text{min}$ in crucibles with Sc_2O_3 (curves are shifted vertically).

3.2. Стопи із нестабільною бета-фазою

Мікроструктура, розподіл елементів між структурними складовими, фазовий склад, температуру фазових перетворень, твердість та модуль пружності даних сплавів досліджено нами раніше [23, 24].

Температурні залежності твердості сплавів із нестабільною бета-фазою представлені на рис. 5. Вони мають схожий між собою хід кривих, які в координатах $\ln(HV)-(-1/T)$ чітко проявляють три лінійних ділянки. В цих же координатах явно виражені температури початку різкого зменшення. В інтервалі низьких температур від кімнатної до $300\text{--}325^\circ\text{C}$ ефективна енергія активації становить від 1,3 до 2,6 кДж/моль. За середніх температур від $300\text{--}325^\circ\text{C}$ до $525\text{--}570^\circ\text{C}$ ця енергія становить близько 16–31 кДж/моль. За вищих температур (вище $525\text{--}570^\circ\text{C}$) енергія активації становить в середньому 185 кДж/моль (від 170 до 210 кДж/моль), що близько до енергії активації самодифузії у чистому титані (160 кДж/моль) [15]. Отже, температура початку різкого зменшення сплавів із нестабільною бета-фазою відповідає початку превалювання процесів

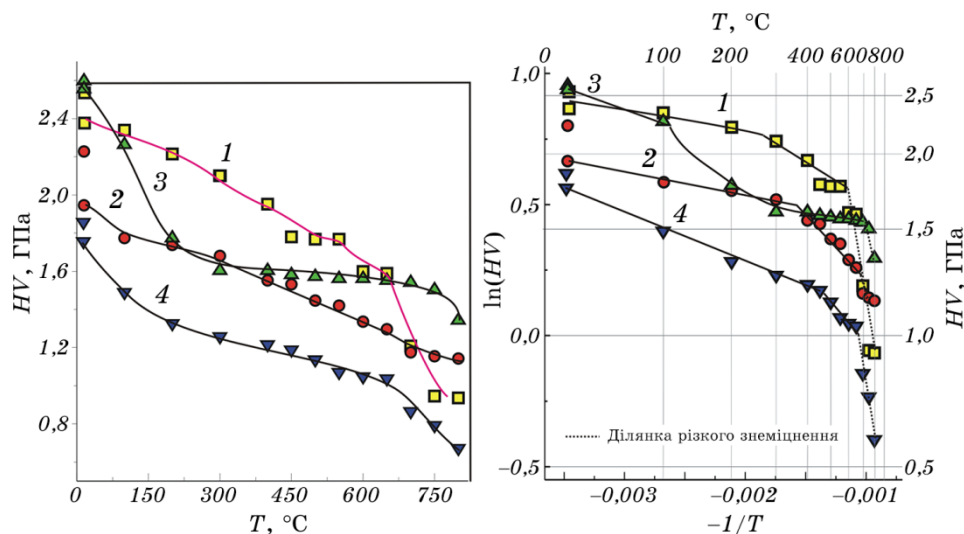


Рис. 4. Температурна залежність твердості литих стабільних бета-стопів системи Ti-Nb-Mo в координатах $HV-T$ та $\ln(HV)-(-1/T)$.

Fig. 4. Temperature dependence of the hardness of cast stable beta alloys of the Ti-Nb-Mo system in the coordinates $HV-T$ and $\ln(HV)-(-1/T)$.

дифузії над іншими механізмами деформації.

Складний характер залежності для стопів № 3 та № 8 може бути обумовлений фазовими перетвореннями, які відбуваються під впливом деформації матеріалу під індентором в певному температурному інтервалі (~150–300°C). Різниця між ефективними енергіями активації альфа та бета модифікацій (температури фазового переходу вказано в роботах [23, 24]) практично не проявляється на одержаних нами залежностях для стопів із нестабільною бета-фазою.

4. ВИСНОВКИ

На основі досліджень стопів потрійної системи титан-ніобій-молібден методами сканувальної електронної мікроскопії, рентгеноструктурної аналізи, пірометрії, диференційної термічної аналізи та виміру твердості за температур вище кімнатної було встановлено:

1. При кристалізації у досліджених стопах утворюються дендрити збагачені Ніобієм і Молібденом та міждендридна область, яка має підвищений вміст Титану. Дані структурні складові мають однако-ву кристалічну ґратницю, хоч і відрізняються за хемічним складом.

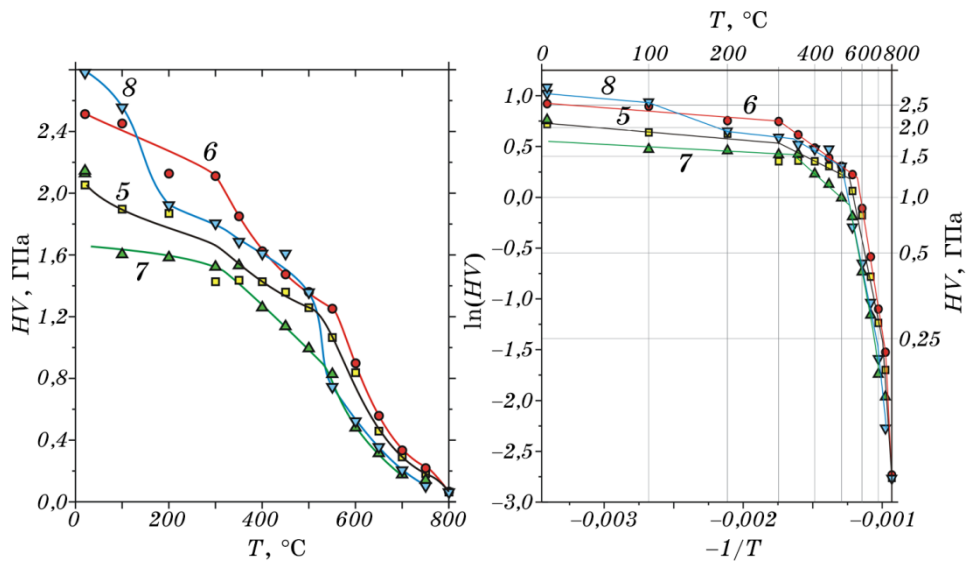


Рис. 5. Температурна залежність твердості литих нестабільних бета-стопів системи Ti–Nb–Mo в координатах $HV-T$ та $\ln(HV)-(-1/T)$.

Fig. 5. Temperature dependence of the hardness of cast near-beta Ti alloy of the Ti–Nb–Mo system in the coordinates $HV-T$ and $\ln(HV)-(-1/T)$.

2. У титанових стопах зі стабільною бета-фазою період гратниці суттєво залежить від вмісту Молібдену, а процес їх кристалізації йде в два етапи.

3. Залежності між температурами солідусу та різкого зменшення не спостерігається.

4. Титанові стопи з нестабільною бета-фазою за температур різкого зменшення мають енергію активації близьку до чистого титану, в стабільних бета-стопах за цих температур енергія активації має значно менші значення.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. Н. Еременко, Л. А. Третьяченко, *Тройные системы титана с переходными металлами IV–VI групп* (Киев: Наукова думка: 1987).
2. V. Cheverikin, G. Ghosh, A. Makudera, and J. C. Tedenac, *Mo–Nb–Ti Ternary Phase Diagram Evaluation* (Stuttgart: Materials Science International: 2015), Document ID 10.21856.1.1.
3. I. I. Корнілов, П. С. Полякова, *Журнал неорганической химии*, **3**, № 4: 879 (1958).
4. C. Marker, S. L. Shang, J. C. Zhao, and Z. K. Liu, *Calphad*, **61**: 72 (2018).
5. A. K. Thakur, V. K. Pandey, and V. Jindal, *J. Phase Equil. Diffusion*, **41**, No. 6: 846 (2020).

6. J. H. Shim, C. S. Oh, and D. N. Lee, *Metall. Mater. Trans. B*, **27**, No. 6: 955 (1996).
7. W. Xiong, Y. Du, Y. Liu, B. Y. Huang, H. H. Xu, H. L. Chen, and Z. Pan, *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, **28**: 133 (2004).
8. Н. Н. Соболев, В. И. Леваков, О. П. Елютин, В. С. Михеев, *Известия АН СССР: Металлы*, **2**: 217 (1974).
9. H. D. Merchant, G. S. Murty, S. N. Bahadur, L. T. Dwivedi, and Y. Mehrotra, *J. Mater. Sci.*, **8**, No. 3: 437 (1973).
10. G. A. Geach, *International Metall. Rev.*, **19**, No. 1: 255 (1974).
11. R. Hill, *The Mathematical Theory of Plasticity* (Oxford: Clarendon Press: 1950).
12. D. Tabor, *Rev. Phys. Technol.*, **1**, No. 3: 145 (1970).
13. M. O. Lai and K. B. Lim, *J. Mater. Sci.*, **26**: 2031 (1991).
14. D. Tabor, *Philos. Magazine A*, **74**, No. 5: 1207 (1996).
15. O. M. Ivasishin, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, P. M. Okrainets, and V. K. Pishchak, *Metal Phys. Advanced Technol.*, **19**, No. 2: 397 (2001).
16. M. Pirani and H. Alterthum, *Z. Elektrochem. Bd.* **29**, No. 1/2: 5 (1923).
17. T. Ya. Velikanova, A. A. Bondar, and A. V. Grytsiv, *J. Phase Equil. Diffusion*, **20**, No. 2: 125 (1999).
18. Ju. A. Kocherzhinsky, *Proc. Third ICTA* (Basel: Birkhäuser Verlag: 1971), vol. 1.
19. C. Leyens and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications* (John Wiley and Sons: 2003).
20. H. A. Kishawy and A. Hosseini, *Materials Forming, Machining and Tribology* (Springer: 2019), p. 55.
21. W. B. Pearson, *The Crystal Chemistry and Physics of Metals and Alloys* (Wiley-Inter-Science: 1972).
22. H. D. Merchant, G. S. Murty, S. N. Bahadur, L. T. Dwivedi, and Y. Mehrotra, *J. Mater. Sci.*, **8**: 437 (1973).
23. O. M. Myslyvchenko, A. A. Bondar, V. F. Horban, Yu. F. Luhovskyi, V. B. Sobolev, and I. B. Tikhonova, *Mater. Sci.*, **56**, No. 2: 224 (2020).
24. O. M. Myslyvchenko, A. A. Bondar, N. I. Tsyganenko, V. M. Petyukh, Yu. F. Lugovskyi, and V. F. Gorban, *Mater. Sci.*, **56**, No. 4: 481 (2021).

REFERENCES

1. V. N. Yeremenko and L. A. Tret'yachenko, *Troynnye Sistemy Titana s Perekhodnymi Metallami IV–VI Grupp* (Kyiv: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
2. V. Cheverikin, G. Ghosh, A. Makudera, and J. C. Tedenac, *Mo–Nb–Ti Ternary Phase Diagram Evaluation* (Stuttgart: Materials Science International: 2015), Document ID 10.21856.1.1.
3. I. I. Kornilov and P. S. Polyakova, *Zhurnal Neorganicheskoy Khimii*, **3**, No. 4: 879 (1958) (in Ukrainian).
4. C. Marker, S. L. Shang, J. C. Zhao, and Z. K. Liu, *Calphad*, **61**: 72 (2018).
5. A. K. Thakur, V. K. Pandey, and V. Jindal, *J. Phase Equil. Diffusion*, **41**, No. 6: 846 (2020).
6. J. H. Shim, C. S. Oh, and D. N. Lee, *Metall. Mater. Trans. B*, **27**, No. 6: 955

- (1996).
7. W. Xiong, Y. Du, Y. Liu, B. Y. Huang, H. H. Xu, H. L. Chen, and Z. Pan, *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, **28**: 133 (2004).
 8. N. N. Sobolev, V. I. Levakov, O. P. Yelyutin, and V. S. Mikheyev, *Izvestiya AN SSSR: Metall*, **2**: 217 (1974) (in Russian).
 9. H. D. Merchant, G. S. Murty, S. N. Bahadur, L. T. Dwivedi, and Y. Mehrotra, *J. Mater. Sci.*, **8**, No. 3: 437 (1973).
 10. G. A. Geach, *International Metall. Rev.*, **19**, No. 1: 255 (1974).
 11. R. Hill, *The Mathematical Theory of Plasticity* (Oxford: Clarendon Press: 1950).
 12. D. Tabor, *Rev. Phys. Technol.*, **1**, No. 3: 145 (1970).
 13. M. O. Lai and K. B. Lim, *J. Mater. Sci.*, **26**: 2031 (1991).
 14. D. Tabor, *Philos. Magazine A*, **74**, No. 5: 1207 (1996).
 15. O. M. Ivasishin, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, P. M. Okrainets, and V. K. Pishchak, *Metal Phys. Advanced Technol.*, **19**, No. 2: 397 (2001).
 16. M. Pirani and H. Alterthum, *Z. Elektrochem. Bd.* **29**, No. 1/2: 5 (1923) (in German).
 17. T. Ya. Velikanova, A. A. Bondar, and A. V. Grytsiv, *J. Phase Equil. Diffusion*, **20**, No. 2: 125 (1999).
 18. Ju. A. Kocherzhinsky, *Proc. Third ICTA* (Basel: Birkhäuser Verlag: 1971), vol. 1.
 19. C. Leyens and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications* (John Wiley and Sons: 2003).
 20. H. A. Kishawy and A. Hosseini, *Materials Forming, Machining and Tribology* (Springer: 2019), p. 55.
 21. W. B. Pearson, *The Crystal Chemistry and Physics of Metals and Alloys* (Wiley-Inter-Science: 1972).
 22. H. D. Merchant, G. S. Murty, S. N. Bahadur, L. T. Dwivedi, and Y. Mehrotra, *J. Mater. Sci.*, **8**: 437 (1973).
 23. O. M. Myslyvchenko, A. A. Bondar, V. F. Horban, Yu. F. Luhovskyi, V. B. Sobolev, and I. B. Tikhonova, *Mater. Sci.*, **56**, No. 2: 224 (2020).
 24. O. M. Myslyvchenko, A. A. Bondar, N. I. Tsyganenko, V. M. Petyukh, Yu. F. Lugovskyi, and V. F. Gorban, *Mater. Sci.*, **56**, No. 4: 481 (2021).