

MEDICAL METALS SCIENCE

PACS numbers: 64.75.Nx, 81.30.Kf, 81.30.Mh, 81.40.Cd, 81.40.Ef, 87.85.jj

Формування структури литих біосумісних стопів системи Ti–Nb–Si

О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, С. О. Фірстов

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

Проведено дослідження литих стопів системи Ti–Nb–Si з вмістом ніобію 18% ваг. і кремнію від 0,6 до 1,2% ваг. Вивчався вплив легуючих елементів на структуру та твердість. Показано, що у стопах даного складу при кристалізації не відбувається розпаду з виділенням первинних силіцидів, а при охолодженні проходять процеси гартування і виділення вторинних силіцидів (Ti, Nb)₃Si. Вплив ніобію проявляється у посиленні виділення силіцидів. Встановлено, що максимальний рівень механічних властивостей у стопах системи Ti–18Nb–xSi можна одержати при вмісті кремнію 1% ваг. за рахунок твердорозчинного та дисперсійного зміцнення.

Ключові слова: стопи Ti–Nb–Si, структура, розпад, зміцнення, силіциди.

The investigation of as cast alloys of the Ti–Nb–Si system with niobium content 18% wt. and silicon content from 0.6 to 1.2% wt. is carried out. The influence of alloying elements at the structure and hardness is studied. As shown, in the alloys of these compositions, during crystallization, there is no eutectic decomposition with the release of primary silicides, while cooling processes the quenching and secondary silicide (Ti, Nb)₃Si separation undergo. The influence of niobium shows up in the enhancement of the release of silicides. As determined, the maximum level of mechanical properties in the

Corresponding author: Ol'ha Mykhaylivna Shevchenko
E-mail: omshev@ukr.net

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

Citation: O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuzmenko, and S. O. Firstov,
Structure Formation of as Cast Biocompatible Alloys of the Ti–Nb–Si System,
Metallofiz. Noveishie Tekhnol., **41**, No. 3: 363–374 (2019),
DOI: [10.15407/mfint.41.03.0363](https://doi.org/10.15407/mfint.41.03.0363).

alloys of Ti–18Nb– x Si system can be obtained at 1% wt. Si content by solid solution strengthening and dispersion hardening.

Key words: Ti–Nb–Si alloys, structure, decomposition, strengthening, silicides.

Проведено дослідження литих сплавів системи Ti–Nb–Si з содержанием ніобію 18% мас. і кремнію від 0,6 до 1,2% мас. Вивчалися впливи легуючих елементів на структуру і твердість. Показано, що в сплавах даних складів при кристалізації не відбувається евтектичного розпаду з виділенням первинних силіцидів, а при охолодженні проходять процеси загарду і виділення вторинних силіцидів (Ti, Nb)₃Si. Вплив ніобію проявляється в посиленні виділення силіцидів. Встановлено, що максимальний рівень механічних властивостей в сплавах системи Ti–Nb–Si можна отримати при содержанию кремнію 1% мас. за рахунок твердорастворного і дисперсійного упрочнення.

Ключевые слова: сплавы Ti–Nb–Si, структура, распад, упрочнение, силитиды.

(Отримано 25 жовтня 2018 р.)

1. ВСТУП

Велика увага останнім часом приділяється дослідженню біосумісних стопів на основі Ti–Si [1, 2], оскільки кремній є найбільш фізіологічним елементом для кісткової тканини і підсилює остеогенні властивості імплантатів. Аналіз діаграм фазових рівноваг виявив схожість систем Ti–Si та Fe–C, що дозволяє формувати в титанових стопах структури, подібні сталям та чавунам [3, 4]. Але дослідження литих стопів Ti– x Si показало, що при вмісті кремнію 0,5–1% ваг. їх твердість досить низька — менше 200 НВ, а при 2% Si вона складала 230 НВ. Збільшення вмісту кремнію $\geq 2\%$ ваг. призводить до різкого зниження пластичності, пов'язаного з утворенням суцільного каркасу силіцидів по границях зерен [5, 6].

Легування значно підвищує механічні властивості доевтектичних стопів на основі Ti–Si. При легуванні біосумісним ніобієм залежно від складу стопів та їх обробки можливо досягти високих характеристик міцності [7–9]. Залишаються нез'ясованими питання структуроутворення у даних стопах, такі як розподіл легуючих елементів і, як наслідок, формування фазового та силіцидного складу, особливо за різних умов кристалізації при переході від дослідних до промислових технологій плавок, оскільки в процесі одержання стопів основи структури і, відповідно, властивостей закладаються ще на стадії їх виплавки. Тому дана робота спрямована на поглиблене вивчення структури, фазового складу, а також їх впливу на механічні характеристики литих стопів системи Ti–Nb–Si.

2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Електродуговою плавкою в середовищі аргону на водоохолоджуваній подині з вольфрамовим електродом, що не витрачається, були отримані злитки стопів системи Ti–18Nb– x Si ($x = 0,6–1,2\%$ ваг.) вагою 25–50 г та подвійних стопів Ti–18Nb і Ti–1Si (для порівняння). Як шихтові матеріали використовувалися: титан марки ВТ1-0, листовий ніобій та напівпровідниковий кремній (99,99%). Для досягнення хімічної однорідності стопи переплавляли не менше 6 разів. Після виплавки злитки зважувались, зміни ваги порівняно з шихтою незначні. Був проведений також спектральний аналіз виплавлених стопів (табл. 1). Як бачимо, цей метод виплавки забезпечує досить точний хімічний склад.

Одержані злитки довжиною ~ 40 мм та діаметром ~ 15 мм розрізались на зразки $d \sim 15$ мм, $h \sim 10$ мм, які були піддані структурним дослідженням, вимірюванню твердості HRC та мікротвердості $H_{\mu 100}$. Структуру стопів досліджували методами оптичної (Jenaphot-2000), електронної сканувальної (Superprobe-733) і трансмісійної (JEOL JEM 100X) мікроскопії. Дослідження фазового складу виконували методом рентгенівської дифракції із застосуванням CuK_{α} -випромінювання.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

В процесі кристалізації має місце дендритна ліквідація, коли перші кристали твердого розчину виділяються з більш високою концентрацією тугоплавкого компоненту (Nb), ніж наступні. У рівноважних умовах (якщо кристалізація проходить з малою швидкістю), одночасно з процесом виділення кристалів протікають дифузійні процеси вирівнювання складу рідкої фази та раніш виділених кристалів до концентрацій, відповідних діаграмі стану. За швидкої

ТАБЛИЦЯ 1. Спектральний аналіз литих стопів системи Ti–18Nb– x Si.

TABLE 1. Spectral analysis of as cast alloys of the Ti–18Nb– x Si system.

№ стопу	Склад, % ваг.		
	за шихтою	Nb	Si
1	Ti–18Nb–0,6Si	17,5	0,61
2	Ti–18Nb–0,8Si	18,0	0,80
3	Ti–18Nb–1Si	18,2	0,99
4	Ti–18Nb–1,1Si	17,9	1,1
5	Ti–18Nb–1,2Si	18,5	1,16

зміни температур, в умовах переохолодження дифузія не встигає пройти, і реальна структура стопів суттєво відрізняється від рівноважної, вона досить неоднорідна (рис. 1). У легованих ($\alpha + \beta$)-стопах, до яких належать дослідні Ti-18Nb- x Si стопи, при охолодженні від температури плавлення до кімнатної не вся β -фаза перетворюється на α -фазу, і зберігається чітко виражена дендритна структура.

У системі Ti-Nb-Si ніобій стабілізує силіцид Ti_3Si , розчиняючись у ньому і підвищуючи температуру його існування. Утворюються складні силіциди $(Ti, Nb)_3Si$, і при повільній кристалізації вони можуть виділятися як первинні [10–12]. Кристалізація дослідних

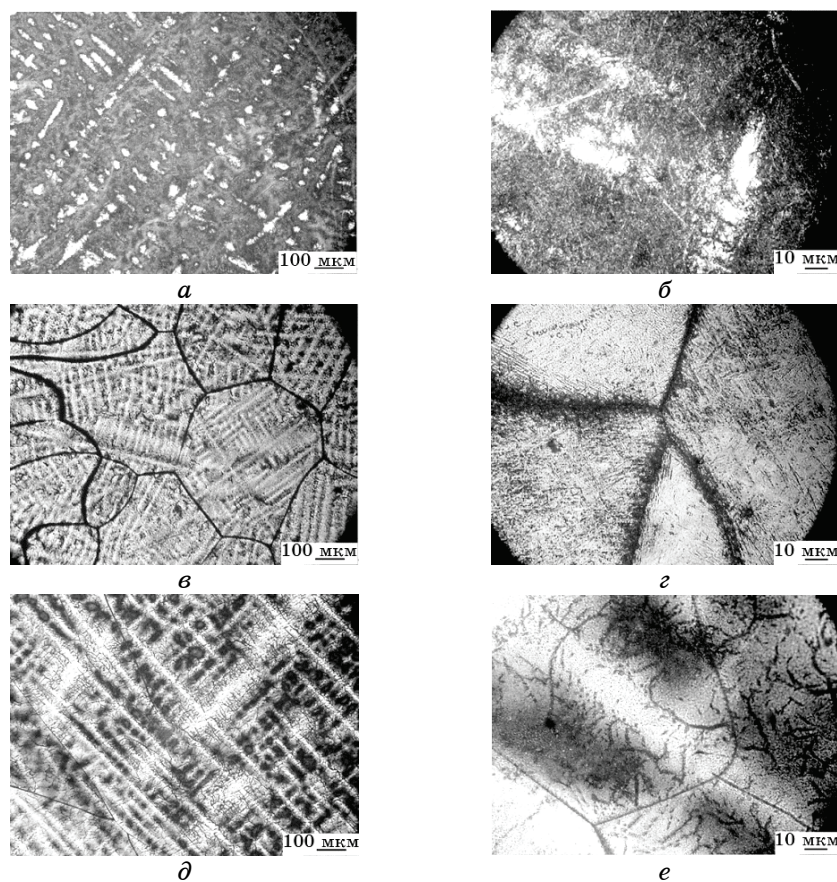


Рис. 1. Структура литих стопів Ti-18Nb- x Si: 0% ваг. Si (*a, б*), 0,6% ваг. Si (*в, г*), 1,2% ваг. Si (*д, е*).

Fig. 1. Structure of as-cast Ti-18Nb- x Si alloys: 0% wt. Si (*a, б*), 0.6% wt. Si (*в, г*), 1.2% wt. Si (*д, е*).

стопів закінчується з переохолодженням при температурах $< 1600^{\circ}\text{C}$. При цьому пригнічується розпад з виділенням первинних силіцидів, формується пересичений твердий розчин, і при подальшому охолодженні вже у твердій фазі відбуваються процеси часткового гартування. Для литих стопів за високих швидкостей охолодження характерна можливість утворення метастабільних фаз, що є продуктами незавершеного $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення, аналогічних тим, які реалізуються при мартенситних перетвореннях [13]. Різке охолодження (зі швидкістю $> 25^{\circ}\text{C/s}$) з достатньо високих температур сприяє фіксації у стопах при кімнатній температурі метастабільних фаз α' , α'' або β . Дані рентгенофазового аналізу дослідних литих стопів Ti-18Nb- x Si (рис. 2) були оброблені за допомогою програми PowderCell2.4 (табл. 2).

Із збільшенням вмісту легуючих елементів відбувається безперервний перехід від α' до α'' -структури [14]. Раніше вже було показано, що в стопах Ti-(24-30)Nb-(0,5-1,5)Si кремній сприяє стабілізації β -фази і пригнічує утворення ω -фази [15, 16]. Збільшення кількості β -стабілізаторів (до яких відноситься і кремній, як евтектичний β -стабілізатор) знижує температуру $\beta \rightarrow \alpha$ - та мартенситних перетворень і приводить до зростання кількості α'' -та β -фаз, а також більшого розщеплення ліній α'' -фази на дифрактограмах. У литому

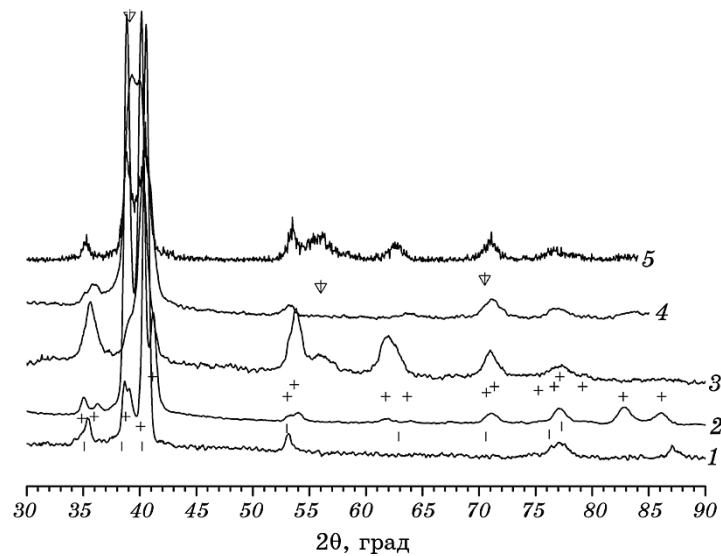


Рис. 2. Дифрактограми литих стопів Ti-18Nb- x Si, де x (% ваг.): 1 — 0; 2 — 0,6; 3 — 0,8; 4 — 1; 5 — 1,2; фази — α (|), α'' (+), β (↓).

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of the series of as-cast alloys Ti-18Nb- x Si, where x (% wt.): 1—0, 2—0.6, 3—0.8, 4—1, 5—1.2; phases— α (|), α'' (+), β (↓).

ТАБЛИЦЯ 2. Твердість і фазовий склад литих стопів Ti–18Nb–xSi.**TABLE 2.** Hardness and phase composition of as-cast Ti–18Nb–xSi alloys.

Si, % вар.	HRC	Фазовий склад									
		α (α')				α''				β	
		a, Å	c, Å	c/a	%	a, Å	b, Å	c, Å	%	a, Å	%
0	27,5	2,9554	4,7046	1,592	94	3,1039	5,0369	4,8175	4	3,2937	2
0,6	31,5	2,9768	4,6621	1,566	57	3,0474	4,9894	4,6937	35	3,2662	8
0,8	33	2,9795	4,6609	1,564	47,5	3,0158	5,0883	4,6957	46	3,2680	6,5
1	36,5	2,9783	4,6532	1,562	13,5	3,0588	5,0547	4,6874	62	3,2742	24,5
1,2	36,5	2,9809	4,6561	1,562	31,5	3,0581	5,0785	4,7047	47	3,2864	21,5

подвійному стопі Ti–18Nb була зафіксована поява незначної кількості α'' - та β -фаз. Слід зауважити, що у стопах Ti–18Nb–xSi тільки при 0,6% Si є чітке розщеплення ліній на дифрактограмі, рис. 2. Зростання концентрації кремнію призводить до збільшення неоднорідності твердого розчину і, як наслідок, посилення внутрішніх напружень. В результаті відбувається уширення і злиття ліній на дифрактограмах. У мікроструктурі виникнення напружень між різними концентраційними і структурними ділянками (осями дендритів і міждендритними проміжками) генерує сітки дислокацій, які металографічно виявляються завдяки їх декоруванню виділеннями (рис. 1, *д*, *е*).

Мікроструктура дослідних литих стопів складається з первинних β -зерен (середній розмір близько 300 мкм). Границі первинних литих кристалів, що обмежують дендритні комірки, як правило, проходять по міждендритних проміжках, збіднених тугоплавким компонентом (Nb), і біля них формується тонкопластинчаста α (α')-фаза підвищеної травимості (рис. 1, *з*). У ділянках литих дослідних стопів з більшим вмістом легуючих елементів проходить мартенситне $\beta \rightarrow \alpha''$ -перетворення, і частина зерна може бути зайнята більш світлою та дисперсною α'' -фазою і залишковою метастабільною β -фазою. При великому збільшенні та зйомці у режимі «сopro» на растровому мікроаналізаторі біля границь зерен і на дефектах структури можна помітити виділення вторинних силіцидів, розміри яких менше мікрону (рис. 3).

Литий стоп з максимальною кількістю кремнію Ti–18Nb–1,2Si був досліджений також методом трансмісійної електронної мікроскопії. При цьому вирізалось декілька фольг з сусідніх ділянок зразка для того, щоб можна було простежити зміни структури (рис. 4). Структура литого стопу дуже дисперсна. На тлі β -фази присутня тонкопластинчаста голкоподібна мартенситна фаза (рис. 4, *б*, *в*),

товщина пластин $\sim 50\text{--}100$ нм при середній довжині $0,5$ мкм. Між пластинами та по їх краях добре помітні скупчення і поодинокі виділення розміром $< 0,1$ мкм. На рисунку 4, *г* видно границю β -зерна, на якій, як і в самій β -фазі, також є окремі силіцидні виділення.

Вплив кремнію на властивості доволі складний, оскільки його загальний вміст розподіляється у твердому розчині між фазами, а також дисперсними силіцидами. На рисунку 5 приведені зміни мікротвердості у литих стопах Ti-18Nb- x Si, які корелюють із фазовим складом. Неоднорідність у потрійних стопах посилюється в порівнянні з подвійним Ti-18Nb. Можна бачити, що світлі області (осі дендритів) мають високу твердість, яка змінюється відповідно до вмісту мартенситної α'' -фази у стопах; темні ділянки (міждендритні проміжки) складаються в основному з більш м'якої α -фази; β -фаза розподілена між ними.

До $0,8\%$ кремнію проходить в основному перерозподіл його у

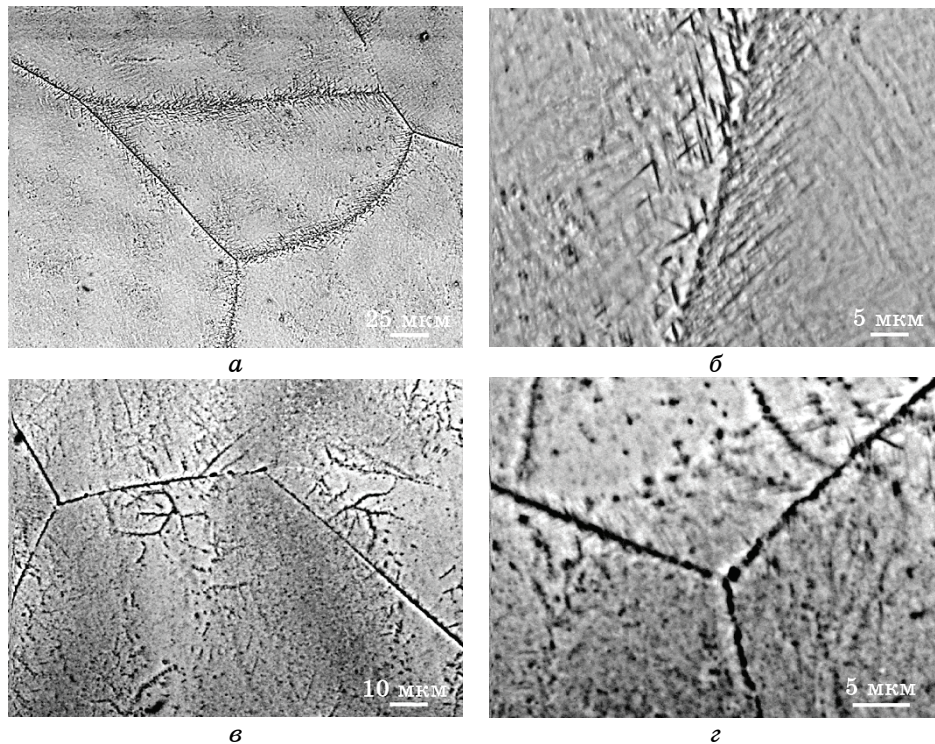


Рис. 3. Структура литих стопів Ti-18Nb- x Si у відображених електронах (схро): $0,6\%$ ваг. Si (*а, б*), $1,2\%$ ваг. Si (*в, г*).

Fig. 3. Structure of as-cast Ti-18Nb- x Si alloys in reflected electrons (схро): 0.6% wt. Si (*a, б*), 1.2% wt. Si (*в, г*).

твердому розчині між фазами, що утворилися при охолодженні; перенасичення метастабільних фаз у збагачених ділянках (осі дендритів) досягає максимальної величини, виділених силіцидів небагато. При вмісті кремнію $\geq 1\%$, вочевидь, відбувається більш значне їх виділення; збагаченими кремнієм також стають міждендритні проміжки, що приводить до виділення силіцидів і у цих ділянках, але проходить також перерозподіл кремнію між твердим розчином і силіцидами. Загальна твердість литих стопів Ti-18Nb- x Si зростає до 1% кремнію, а при збільшенні до 1,2% не змінюється (табл. 2).

Одержані дані узгоджуються із змінами параметрів кристалічних ґратниць фаз (рис. 6). До 0,6% внаслідок перерозподілу кремнію між фазами його кількість у α -фазі зменшується (параметр a_α зростає, а далі не змінюється), рис. 6, a . У той же час $a_{\alpha''}$ і a_β знижуються, але після 1% Si відбувається їх невелике зростання, що свідчить про вихід кремнію з твердого розчину. Найбільш аномальні зміни параметрів a і b α'' -фази спостерігаються в проміжному інтер-

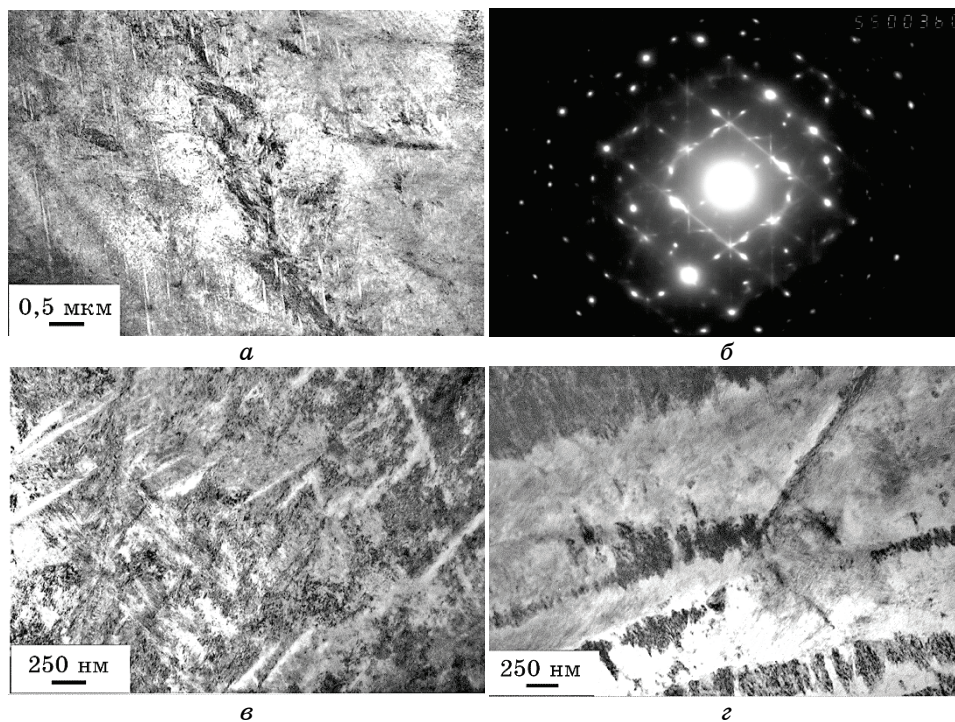


Рис. 4. Електронно-мікроскопічне зображення структури литого стопу Ti-18Nb-1,2Si (на b — дифракція від a).

Fig. 4. Electron transmission image of the structure of as-cast Ti-18Nb-1.2Si alloy (on b —diffraction from a).

валі концентрацій кремнію. До 0,8% Si можемо бачити більш різке падіння $a_{\alpha''}$, та, навпаки, збільшення $b_{\alpha''}$, за рахунок чого викривлення ґратниці b/a і c/a , тобто перенасичення твердого розчину досягає максимальних значень (рис. 6, б). З 1% кремнію ці параметри повертаються до «нормальних». Таким чином можна стверджувати, що при вмісті кремнію $> 0,8\%$ у литих стопах Ti-18Nb- x Si при охолодженні після кристалізації відбувається виділення його надлишку з пересиченого α'' -твердого розчину ($\alpha'' \rightarrow \alpha + \text{Ti}_3\text{Si}$). Проходить і гетерогенний розпад метастабільної β -фази ($\beta \rightarrow \alpha + \text{Ti}_3\text{Si}$), параметр її ґратниці при 1,2% кремнію збільшується. Підтвердженням цих процесів є також зміна фазового складу: у литому стопі Ti-18Nb-1,2Si (див. табл. 2) менша кількість α'' - та β -фази, і більше α -фази, порівняно зі стопом Ti-18Nb-1Si.

Додаткове легування стопів Ti- x Si ніобієм приводить до утворення метастабільних α'' - і β -фаз у литих стопах, знижує розчинність кремнію у титані, тим самим посилюючи виділення силіцидів, що в результаті значно підвищує твердість. При цьому проходить частковий розпад мартенситу $\alpha'' \rightarrow \alpha + \text{Ti}_3\text{Si}$ та метастабільної $\beta \rightarrow \alpha + \text{Ti}_3\text{Si}$, тому можна вважати, що при охолодженні литих сто-

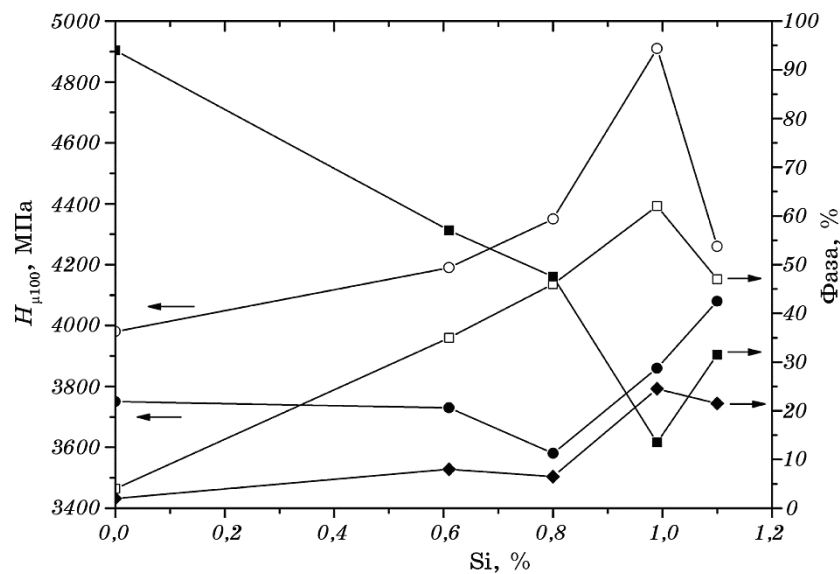


Рис. 5. Мікротвердість і фазовий склад литих стопів Ti-18Nb- x Si: \circ — світла фаза (осі дендритів), \bullet — темна фаза (міждендритні проміжки), фази — α (\blacksquare), α'' (\square), β (\blacklozenge).

Fig. 5. Microhardness and phase compositions of as cast Ti-18Nb- x Si alloys: \circ —light phase (axis of dendrites), \bullet —dark phase (areas between dendrites), phases— α (\blacksquare), α'' (\square), β (\blacklozenge).

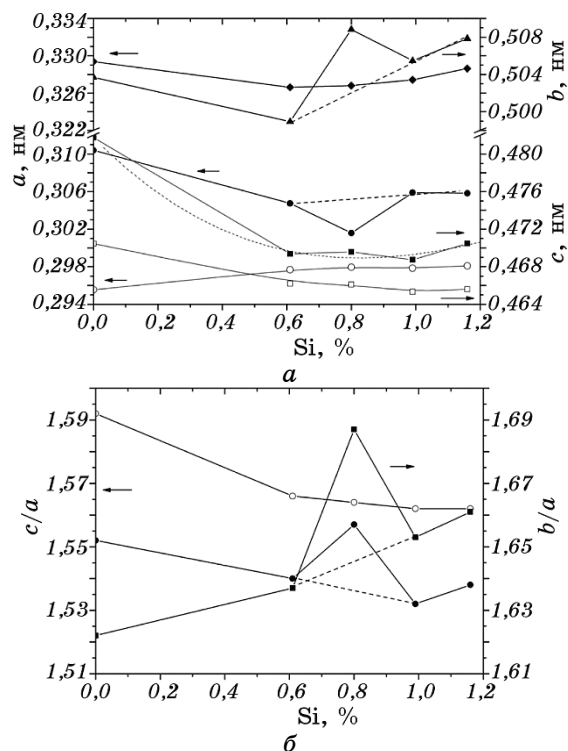


Рис. 6. Зміни параметрів ґратниць литих стопів Ti-18Nb-xSi: a_α (\circ), c_α (\square); $a_{\alpha''}$ (\bullet), $b_{\alpha''}$ (\blacktriangle), $c_{\alpha''}$ (\blacksquare); a_β (\blacklozenge) (a); c/a_α (\circ), $c/a_{\alpha''}$ (\bullet), $b/a_{\alpha''}$ (\blacksquare) (б).

Fig. 6. Changing the lattice parameters of as-cast Ti-18Nb-xSi alloys: a_α (\circ), c_α (\square); $a_{\alpha''}$ (\bullet), $b_{\alpha''}$ (\blacktriangle), $c_{\alpha''}$ (\blacksquare); a_β (\blacklozenge) (a); c/a_α (\circ), $c/a_{\alpha''}$ (\bullet), $b/a_{\alpha''}$ (\blacksquare) (b).

пів системи Ti-18Nb-xSi відбувається також природне старіння з виділенням дисперсних силіцидів.

4. ВИСНОВКИ

Завдяки сумісному впливу легуючих ніобію та кремнію у литих стопах системи Ti-Nb-Si реалізуються механізми як твердорозчинного, так і дисперсійного зміцнення. При швидкій кристалізації пригнічується розпад з виділенням первинних силіцидів. У пересиченому твердому розчині відбуваються процеси гартування, а також виділення вторинних силіцидів внаслідок гетерогенного розпаду метастабільних фаз. Ніобій зменшує розчинність кремнію у титані і посилює розпад. Зміни твердості та мікротвердості литих стопів Ti-18Nb-xSi показують, що задля досягнення кращих показників механічних властивостей у стопах цього складу немає сенсу

підвищувати вміст кремнію більше 1% ваг.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. R. L. Saha, T. K. Nandy, and R. D. Mistra, *J. Mater. Sci.*, **26**: 2637 (1991).
2. K. Anselme, B. Noël, and P. Hardouin, *J. Mater. Sci.: Mater. Med.*, **10**, No. 12: 815 (1999).
3. С. О. Фірстов, *Нове покоління матеріалів на базі титану. Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій* (Ред. В. В. Панасюк) (Львів: ФМІ НАН України: 2004).
4. С. А. Фирстов, С. В. Ткаченко, Н. Н. Кузьменко, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 1: 14 (2009).
5. M. M. Kuz'menko, *Materials Science*, **44**, No. 1: 49 (2008).
6. М. М. Кузьменко, *Современные проблемы физического материаловедения*, **16**: 118 (2007).
7. Han-Sol Kim, Won-Yong Kim, and Sung-Hwan Lim, *Scripta Materialia*, **54**, No. 5: 887 (2006).
8. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, О. В. Дацкевич, М. М. Кузьменко, Г. Є. Хоменко, С. О. Фірстов, *Доповіді Національної академії наук України*, № 2: 63 (2016).
9. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, А. В. Котко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 6: 823 (2017).
10. B. P. Bewlay and M. R. Jackson, *J. Phase Equilib.*, **18**, No. 3: 264 (1997).
11. B. P. Bewlay, M. R. Jackson, and R. R. Bishop, *J. Phase Equilib.*, **19**, No. 6: 577 (1998).
12. J.-C. Zhao, M. R. Jackson, and L. A. Peluso, *Mater. Sci. Eng. A*, **372**, Nos. 1–2: 21 (2004).
13. *Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов* (Ред. Н. Ф. Аношкин) (Москва: Металлургия: 1980).
14. Г. И. Носова, *Фазовые превращения в сплавах титана* (Москва: Металлургия: 1968).
15. H. S. Kim, S. H. Lim, I. D. Yeo, and W. Y. Kim, *Mater. Sci. Eng. A*, **449–451**: 322 (2007).
16. W. Y. Kim, *Mater. Sci. Forum*, **546–549**, No. 4: 2151 (2007).

REFERENCES

1. R. L. Saha, T. K. Nandy, and R. D. Mistra, *J. Mater. Sci.*, **26**: 2637 (1991).
2. K. Anselme, B. Noël, and P. Hardouin, *J. Mater. Sci.: Mater. Med.*, **10**, No. 12: 815 (1999).
3. S. O. Firstov, *Nove Pokolinnya Materialiv na Bazi Tytanu. Mekhanika Ruynuvannya Materialiv i Mitsnist' Konstruktsiy* [A New Generation of Materials on the Titanium Base. Fracture Mechanics of Materials and Strength of Constructions] (Ed. V. V. Panasiuk) (Lviv: FMI NAS of Ukraine: 2004) (in Ukrainian).
4. S. A. Firstov, S. V. Tkachenko, and N. N. Kuz'menko, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 1: 14 (2009) (in Russian).
5. M. M. Kuz'menko, *Materials Science*, **44**, No. 1: 49 (2008).

6. M. M. Kuz'menko, *Sovremennye Problemy Fizicheskogo Materialovedeniya*, **16**: 118 (2007) (in Ukrainian).
7. Han-Sol Kim, Won-Yong Kim, and Sung-Hwan Lim, *Scripta Materialia*, **54**, No. 5: 887 (2006).
8. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, O. V. Datskevich, N. N. Kuzmenko, G. E. Khomenko, and S. O. Firstov, *Dopov. Nac. Akad. Nauk Ukr.*, No. 2: 63 (2016) (in Ukrainian).
9. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuzmenko, A. V. Kotko, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 6: 823 (2017) (in Ukrainian).
10. B. P. Bewlay and M. R. Jackson, *J. Phase Equilib.*, **18**, No. 3: 264 (1997).
11. B. P. Bewlay, M. R. Jackson, and R. R. Bishop, *J. Phase Equilib.*, **19**, No. 6: 577 (1998).
12. J.-C. Zhao, M. R. Jackson, and L. A. Peluso, *Mater. Sci. Eng. A*, **372**, Nos. 1–2: 21 (2004).
13. *Titanovye Splavy. Metallografiya Titanovykh Splavov* [Titanium Alloys. Metallography of Titanium Alloys] (Ed. N. F. Anoshkin) (Moscow: Metallurgiya: 1980) (in Russian).
14. G. I. Nosova, *Fazovye Prevrashcheniya v Splavakh Titana* [Phase Transformations in Titanium Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1968) (in Russian).
15. H. S. Kim, S. H. Lim, I. D. Yeo, and W. Y. Kim, *Mater. Sci. Eng. A*, **449–451**: 322 (2007).
16. W. Y. Kim, *Mater. Sci. Forum*, **546–549**, No. 4: 2151 (2007).