

PACS numbers: 64.75.Bc, 64.75.Nx, 81.30.Kf, 81.30.Mh, 81.40.-z, 81.40.Cd, 87.85.jj

Вплив термомеханічного та термічного оброблення на структуру, фазовий склад і механічні властивості біосумісних стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si

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

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

Стопи Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si одержували електронно-променевим топленням; розміри зливків: $d = 60$ мм, $l = 650$ мм. Показано, що застосована метода витоплення забезпечує у литих стопів більш стабільний фазовий склад $\alpha + \beta + (\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$. Гаряче деформування здійснювали за $T \cong 1000^\circ\text{C}$ ротаційним куванням до $d = 20$ мм з наступним термомеханічним обробленням (ТМО — гвинтове вальцювання з охолодженням водою) до $d = 12$ мм; гартування у воду проводилося за 1050°C з витримкою у 30 хв. Структура після деформації є нерівноважною, складається з $\alpha(\alpha')$ -фази, залишкової метастабільної β -фази, невеликої кількості крупних (Ti, Nb)₃Si-силіцидів переважно на межах первинних β -зерен, а також дисперсних силіцидів на дефектах структури, що зумовлює високу міцність $\sigma_B = 1155$ МПа, але малу пластичність $\delta = 3,5\%$. Під час гартування деформованих стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)S за 1050°C утворюється орторомбічна α'' -фаза та збільшується кількість силіцидів. Міцність в результаті дещо знижується до $\sigma_B = 1135$ МПа із суттєвим підвищенням пластичності $\delta = 9\%$. Двостадійна деформація, що включає ТМО з остаточним гартуванням у воду за 1050°C , спричиняє виділення більшої кількості дис-

Corresponding author: Olga Mykhaylivna Shevchenko
E-mail: omshev@ukr.net

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

Citation: O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuzmenko, O. Yu. Koval, and S. O. Firstov, Influence of Thermomechanical and Heat Treatments on the Structure, Phase Composition and Mechanical Properties of Biocompatible Ti–(18–20)Nb–(1–1.2) Si Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 3: 329–342 (2023) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.45.03.0329](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0329)

персних силіцидів і внаслідок цього утворення збідненої легувальними елементами α'' -фази та залишкової β -фази. Одержана структура дає ліпше поєднання механічних властивостей ($\sigma_B = 1165$ МПа, $\delta = 12,5\%$) за рахунок дисперсійного зміцнення силіцидами та збільшення пластичності твердого розчину. Для деформованих дослідних стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si визначено також температуру гартування $T = 1080 \pm 10^\circ\text{C}$, яка уможливорює одержати максимальну міцність $\sigma_B = 1190$ МПа зі збереженням пластичності на рівні $\delta = 9,5\%$.

Ключові слова: біосумісні стопи Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si, термомеханічне оброблення, деформація, гартування, структура, механічні властивості.

The Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys are obtained by electron-beam melting; the sizes of the ingots are as follow: $d = 60$ mm, $l = 650$ mm. As shown, the applied smelting method provides a more stable phase composition of $\alpha + \beta + (\text{Ti}, \text{Nb})_3\text{Si}$ in the cast alloys. Hot deformation is carried out at $T \cong 1000^\circ\text{C}$ by means of the rotary forging up to $d = 20$ mm, followed by thermomechanical treatment (TMT—screw rolling with water cooling) up to $d = 12$ mm; quenching in water is carried out at 1050°C with a holding time of 30 min. The structure after deformation is non-equilibrium, consisting of the $\alpha(\alpha')$ -phase, the residual metastable β -phase, a small amount of large $(\text{Ti}, \text{Nb})_3\text{Si}$ silicides mainly on the boundaries of the primary β -grains, as well as dispersed silicides on structural defects, that causes the high strength $\sigma_B = 1155$ MPa, but low plasticity $\delta = 3.5\%$. During the quenching of the deformed Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys at 1050°C , the orthorhombic α'' -phase is formed, and the amount of silicides increases. Herewith, the strength is slightly reduced to $\sigma_B = 1135$ MPa with significant increase in plasticity $\delta = 9\%$. Two-stage deformation including TMT with final quenching in water at 1050°C causes the release of a larger amount of dispersed silicides and, as a result, the formation of the α'' -phase depleted with alloying elements and the residual β -phase. The resulting structure provides a better combination of mechanical properties ($\sigma_B = 1165$ MPa, $\delta = 12.5\%$) due to dispersion strengthening with silicides and increased plasticity of the solid solution. For deformed experimental Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys, the quenching temperature $T = 1080 \pm 10^\circ\text{C}$ is also determined that allows obtaining the maximum strength $\sigma_B = 1190$ MPa, while maintaining plasticity at the level of $\delta = 9.5\%$.

Key words: biocompatible Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys, thermomechanical treatment, deformation, quenching, structure, mechanical properties.

Отримано 25 листопада 2022р.; остаточн. варіант—12 січня 2023р

1. ВСТУП

В сучасній медичній практиці найбільш поширеними металічними матеріалами, які використовуються для виготовлення імплантатів, є технічно чистий титан ВТ 1-0 і стоп Ti-6Al-4V (ВТ-6). ВТ 1-0 має невисокі механічні властивості, а до складу ВТ-6 входить токсич-

ний Ванадій. Пошук і розробка матеріалів для імплантології продовжується у напрямку виключення зі стопів шкідливих домішок, а також посилення їх остеоінтеграційних і механічних властивостей.

Вироби медичного призначення з титанових стопів повинні мати різні показники за міцністю та пружними властивостями в залежності від функцій, які вони виконують. Незважаючи на досягнуті за останні роки успіхи в розробці біосумісних титанових стопів з використанням β -стабілізаторів, що знижують модуль пружності [1–6], існує потреба у нових стопах з високою механічною міцністю і хорошою біосумісністю. На основі системи Ti–Nb–Si запропонована серія титанових стопів [7–13] для виготовлення кісткових імплантатів, які на відміну від традиційних біоінертних металічних стопів є біоактивними за рахунок легування остеотропним елементом Силіцієм та можуть сприяти остеоіндукції в ділянках контакту з кістковою тканиною. Визначено, що кращі механічні властивості демонструють стопи Ti– x Nb–1,25Si з 16–20% ваг. Nb [14], а на литих стопах Ti–18Nb– x Si показано, що необхідний для досягнення високих характеристик міцності і біосумісності вміст Силіцію є заевтектоїдним і складає 1–1,2% ваг. [11]. Метою даних наукових досліджень є оптимізація технології деформування та термообробки стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si (% ваг.).

2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Дослідні стопи Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si отримували електронно-променевим топленням [15]. Як шихтові матеріали використовувалися: Титан марки ВТ 1–0, Ніобій НБШ–1, Силіцій КР–00. Схема виплавки забезпечувала формування зливків діаметром 60 мм та довжиною 640–650 мм. Виливки обточували і розрізали на заготовки під прокатку прутків. Хімічну аналізу по довжині та діаметру заготовок проводили на мультиелементному експрес-аналізаторі складу стопів «EXPERT 3L» (енергодисперсійна рентгенофлюоресцентна аналіза ЕДРФА). Абсолютна похибка при визначенні вмісту (% ваг.) компонентів у даному типі стопів по Ніобію, Титану та Силіцію становила відповідно: $\pm 0,5$, $\pm 0,2$, $\pm 0,07$. Застосована метода виплавки дозволила отримувати виливки стопів системи Ti–Nb–Si досить однорідні за структурою і хімічним складом.

Гаряча деформація заготовок проводилась з нагрівом до температури 900–1000°C ротаційною ковкою на діаметер 20 мм та гвинтовим вальцюванням до \varnothing 12 мм з охолодженням водою (ТМО). Одержані прутки розрізалися на зразки, які піддавались гартуванню у воду. Випробування механічних властивостей на розтяг після всіх видів деформаційного та термічного оброблень проводилися на універсальній електромеханічній машині UTM-100 з максимальним

навантаженням 100 кН, швидкість навантаження — 2,5 мм/хв.

Шліфи для структурних досліджень були виготовлені механічним шліфуванням зразків абразивним папером різної зернистості й поліруванням абразивною пастою з наступним хемічним щавленням реактивом: H_2O — 80%, HNO_3 — 13%, HF — 7%. Структуру вивчали оптичною (Jenaphot-2000) та електронною сканувальною (Superprobe-733, Proton-21) і трансмісійною (JEOL JEM 100X) мікроскопією. Фазову аналізу виконували на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3М за пришивидшувальної напруги у 40 кВ і струму у 250 мА, у монохроматичному CuK_α -випромінненні, в кутовому діапазоні $2\Theta = 30\text{--}90^\circ$ із кроком у $0,05^\circ$ та часом підрахунку у 2 с/крок. Одержані дані обробляли у програмі PowderCell 2.4.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Витоплені дослідні стопи $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ мають достатньо високу твердість $\cong 32\text{--}33 \text{ HRC}$, що відповідає даним раніше проведених досліджень [11, 13]. За рентгенофазовою аналізою (рис. 1, а; для кращого відображення ліній низької інтенсивності застосовано логаритмічну шкалу) у литих стопах присутня α -фаза, зберігається значна кількість β -фази та виділяються дисперсні силіциди $(\text{Ti}, \text{Nb})_3\text{Si}$ (табл. 1), які мають складну тетрагональну ґратницю із симетрією $tP32 (P4_2/n)$ [16]. Найінтенсивніші лінії силіцидів збігаються з лініями основної фази, і про присутність їх свідчить лише посилення фону біля основних ліній і більша сумарна інтенсивність.

Стопи на основі титану мають низьку теплопровідність; тому вилитки більшого розміру охолоджуються значно повільніше, особливо у низькотемпературній області. За застосованої технології топлення [15] у твердому розчині ($\alpha + \beta$)-стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ з ізоморфним та евтектоїдним β -стабілізаторами відбувається дифузійний перерозподіл леґувальних елементів і розпад проміжних метастабільних фаз на кінцеві стабільні продукти $\alpha + \beta + (\text{Ti}, \text{Nb})_3\text{Si}$. В результаті на дифрактограмі литого стопу (рис. 1, а) маємо гострі піки α -фази, а також стабільну, насичену Ніобієм β -фазу з більшим параметром кристалічної ґратниці (табл. 1).

Деформовані стопи мають дисперсну голчасту структуру (рис. 2, а), що є характернішою для α' -фази. Застосована температура деформації $\cong 950^\circ\text{C}$ перевищує температуру $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення у стопах $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$, і за достатньо швидкого охолодження з β -області в них формується нерівноважна структура, яку можна вважати частково загартованою (рис. 1, б). Оскільки α' -мартенсит є стиснутою формою рівноважної $\alpha(\text{ГЦП})$ -структури [17], він має менші параметри кристалічної ґратниці (табл. 1).

Структура після ротаційного кування складається з $\alpha(\alpha')$ -фази, невеликої кількості залишкової метастабільної β -фази, збідненої

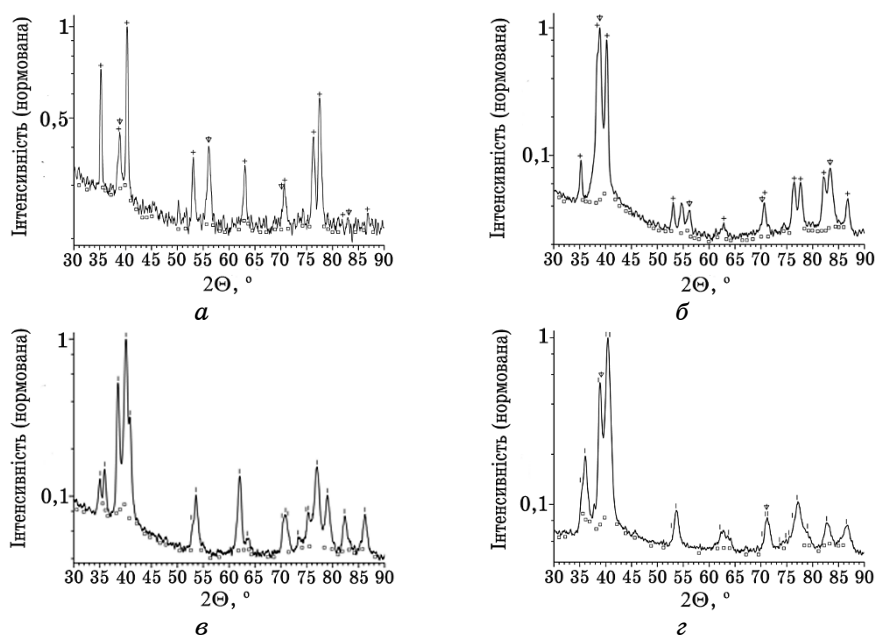


Рис. 1. Дифрактограми стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si: *a* — литий стоп; *б* — ротаційне кування; *в* — гартування у воду після витримки при 1050°C 30 хв; *з* — подвійна деформація (ротаційне кування і термомеханічне оброблення) та гартування у воду після витримки за 1050°C 30 хв; фази — α (+), α'' (|), β (↓), $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ (□).

Fig. 1. XRD-patterns of Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys: *a*—as-cast; *б*—rotational forging; *в*—quenching in water after exposure at 1050°C 30 min; *з*—double deformation (rotational forging and thermomechanical treatment) and quenching in water after exposure at 1050°C 30 min; phases— α (+), α'' (|), β (↓), $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ (□).

легувальними елементами (табл. 1), та крупних силіцидів переважно по границях первинних β -зерен і в середині зерна, а також дуже дисперсних силіцидів на дефектах структури (рис. 2, *a*). Це зумовлює високу міцність, але малу пластичність деформованого стопу (табл. 2).

Кількісна аналіза крупних силіцидів у структурі деформованого стопу показала, що записаний у вигляді хемічної формули їх склад в атомних відсотках виглядає як $(\text{Ti, Nb})_{76,5}\text{Si}_{23,5}$ і відповідає силіциду $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ (рис. 2, *a*, табл. 3). Співвідношення атомних часток Ti та Nb у металевій частині силіцидів складає $(\text{Ti}_{0,8}\text{Nb}_{0,2})_3\text{Si}$, тобто у силіцидах $\text{Ti}_3\text{Si} \cong 20\%$ атомів Ti заміщуються атомами Nb. Цей результат підтверджує дані, раніше одержані для литого стопу Ti-18Nb-1Si, загартованого у воду при 1100°C [7].

ТАБЛИЦЯ 1. Фазовий склад сплавів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si.
TABLE 1. Phase composition of Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si alloys.

Стан	Фазовий склад													
	α (α')				α''					β			$(\text{Ti,Nb})_3\text{Si}$, % мас.	
	a , Å	c , Å	c/a	% мас.	a , Å	b , Å	c , Å	$b/a\sqrt{3}$	c/a	% мас.	a , Å	% мас.		
литий	2,9491	4,6931	1,591	78,7	–	–	–	–	–	–	–	3,2818	18,7	2,58
ротаційне кування	2,9404	4,6762	1,590	96,7	–	–	–	–	–	–	–	3,2673	1,2	2,06
ротаційне кування + гартування у воду за 1050°C, 30 хв	–	–	–	–	2,9965	5,0165	4,6779	0,967	1,561	94,5	–	–	–	5,55
ротаційне кування + ТМО + гартування у воду 1050°C, 30 хв	–	–	–	–	2,9871	5,0645	4,6705	0,979	1,564	89,3	3,2672	2,8	–	7,88

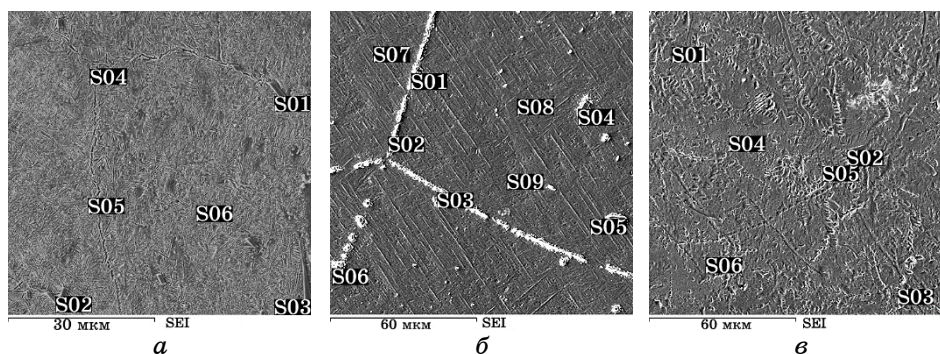


Рис. 2. Растрова електронна мікроскопія сплавів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$: *a* — ротаційне кування; *б* — гартування у воду після витримки при 1050°C 30 хв; *в* — подвійна деформація (ротаційне кування і термомеханічне оброблення) та гартування у воду після витримки при 1050°C 30 хв.

Fig. 2. Scanning electron microscopy of $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1.2)\text{Si}$ alloys: *a*—rotational forging; *б*—quenching in water after exposure at 1050°C 30 min; *в*—double deformation (rotational forging and thermomechanical treatment) and quenching in water after exposure at 1050°C 30 min.

Гартування сплавів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ при 1050°C приводить до утворення у них орторомбічної α'' -фази, яка має дисперсну тонкопластинчасту структуру (рис. 2, *б*) і, відповідно, розщеплення ліній пересиченого α -твердого розчину на дифрактограмі (рис. 1, *в*). Міцність у порівнянні з деформованим станом дещо знижується при значному підвищенні пластичності (табл. 2). Аналіза силіцидів у загартованій структурі сплавів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ показує, що їх середній склад в атомних відсотках $(\text{Ti}, \text{Nb})_{76,4}\text{Si}_{23,6}$ практично

ТАБЛИЦЯ 2. Механічні властивості сплавів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ після деформації і термооброблення.

TABLE 2. Mechanical properties of $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1.2)\text{Si}$ alloys after deformation and heat treatment.

Оброблення	Механічні властивості на розтяг		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
ротаційне кування	1035	1155	3,5
ротаційне кування + гартування у воду при 1050°C , 30 хв	875	1135	9
ротаційне кування + ТМО + гартування у воду 1050°C , 30 хв	975	1165	12,5

ТАБЛИЦЯ 3. Локальна мікроаналіза стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,15)Si.**TABLE 3.** Local microanalysis of Ti–(18–20)Nb–(1–1.15)Si alloys.

Оброблення	Місце аналізу	Результати в ат. %			Результати в мас. %		
		Si	Ti	Nb	Si	Ti	Nb
ротаційне кування	S01	24,2	68,1	7,7	14,6	70,1	15,3
	S02	22,1	69,7	8,2	13,2	70,7	16,2
	S03	23,5	68,8	7,7	14,1	70,5	15,3
	S04	1,7	88,5	9,8	0,9	81,6	17,5
	S05	1,8	88,3	9,9	1,0	81,4	17,6
	S06	1,6	88,5	9,9	0,8	81,4	17,7
ротаційне кування + гартування у воду при 1050°C, 30 хв	S01	23,3	69,2	7,5	14,0	71,0	14,9
	S02	22,4	70,0	7,6	13,4	71,5	15,1
	S03	24,2	67,8	8,0	14,6	69,5	15,9
	S04	23,4	69,0	7,6	14,1	70,9	15,1
	S05	23,4	68,9	7,7	14,0	70,6	15,3
	S06	23,6	68,7	7,7	14,2	70,5	15,3
	S07	1,7	88,8	9,5	0,9	82,1	17,1
	S08	1,6	89,0	9,4	0,9	82,3	16,8
	S09	1,7	89,0	9,3	0,9	82,4	16,7
ротаційне кування + ТМО + гартування у воду при 1050°C, 30 хв	S01	24,2	68,1	7,7	14,6	70,1	15,3
	S02	22,1	69,7	8,2	13,2	70,7	16,2
	S03	23,5	68,8	7,7	14,1	70,5	15,3
	S04	1,7	88,5	9,8	0,9	81,6	17,5
	S05	1,8	88,3	9,9	1,0	81,4	17,6
	S06	1,6	88,5	9,9	0,8	81,4	17,7

такий самий, як і після деформації, а вміст Ніобію у металевій частині силіцидів складає $(\text{Ti}_{0,82}\text{Nb}_{0,18})_3\text{Si}$ (рис. 2, б, табл. 3). За рахунок збільшення кількості силіцидів в результаті гартування (табл. 1) вміст Ніобію і Силіцію у твердому розчині понижений.

Структура стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si після подвійної деформації (ротаційного кування + ТМО) та гартування у воду при 1050°C складається з α'' -фази і невеликої кількості залишкової β -фази (табл. 1). Зростає кількість силіцидів, як крупних, так і дуже дисперсних (рис. 3, рис. 4). Крупні силіциди розташовуються здебільшого вздовж границь деформованих зерен, дисперсні — досить щільно в середині зерен. Склад силіцидів після подвійної деформації з ТМО і наступним гартуванням мало змінюється — $(\text{Ti}, \text{Nb})_{76,7}\text{Si}_{23,3}$, а вміст Ніобію у металевій частині силіцидів залишається тим же самим $(\text{Ti}_{0,82}\text{Nb}_{0,18})_3\text{Si}$ (рис. 2, в, табл. 3).

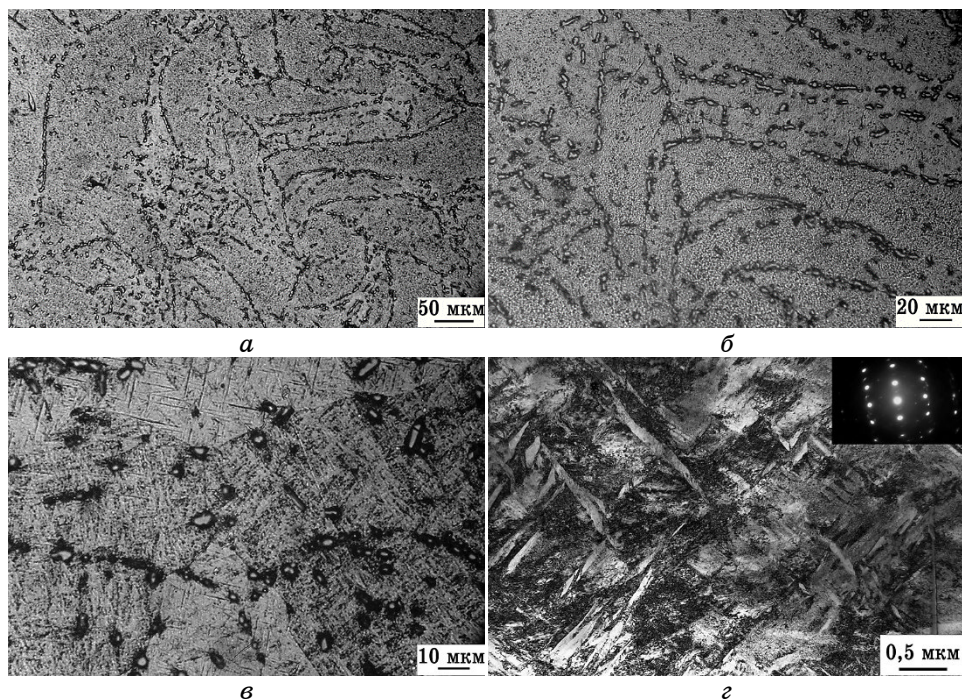


Рис. 3. Мікроструктура стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si після подвійної деформації (ротаційного кування та термомеханічного оброблення) та гартування при 1050°C у воду: *a, б, в* — світлове зображення; *г* — трансмісійна електронна мікроскопія.

Fig. 3. Microstructure of Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si alloys after double deformation (rotational forging and thermomechanical treatment) and quenching in water after exposure at 1050°C 30 min: *a, б, в*—optical micrograph; *г*—transmission electron microscopy.

При збільшенні кількості силіцидів вміст Nb і Si у твердому розчині знижується (табл. 3), підтвердженням чого є розподіл Si (рис. 4, *г, р*). За меншої легуваності α'' -фази її лінії на дифрактограмі стопу після подвійної деформації з ТМО та гартуванням знаходяться на більш близькій віддалі одна від одної та частково зливаються між собою (рис. 1, *г*). Вихід Si та Nb з твердого розчину α'' -фази можна простежити і за зміною її параметрів [18]: з пониженням вмісту β -стабілізаторів спостерігаємо зменшення параметра a , зростання b і, як наслідок, вищу орторомбічність $b/a\sqrt{3}$ α'' -фази (табл. 1). Вплив силіцидів, що є у стопах Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si, на механічні властивості проявляється як у вигляді дисперсійного зміцнення, так і через зміну хемічного складу твердого розчину, що можна чітко простежити після подвійної деформації з ТМО і гартування цих стопів.

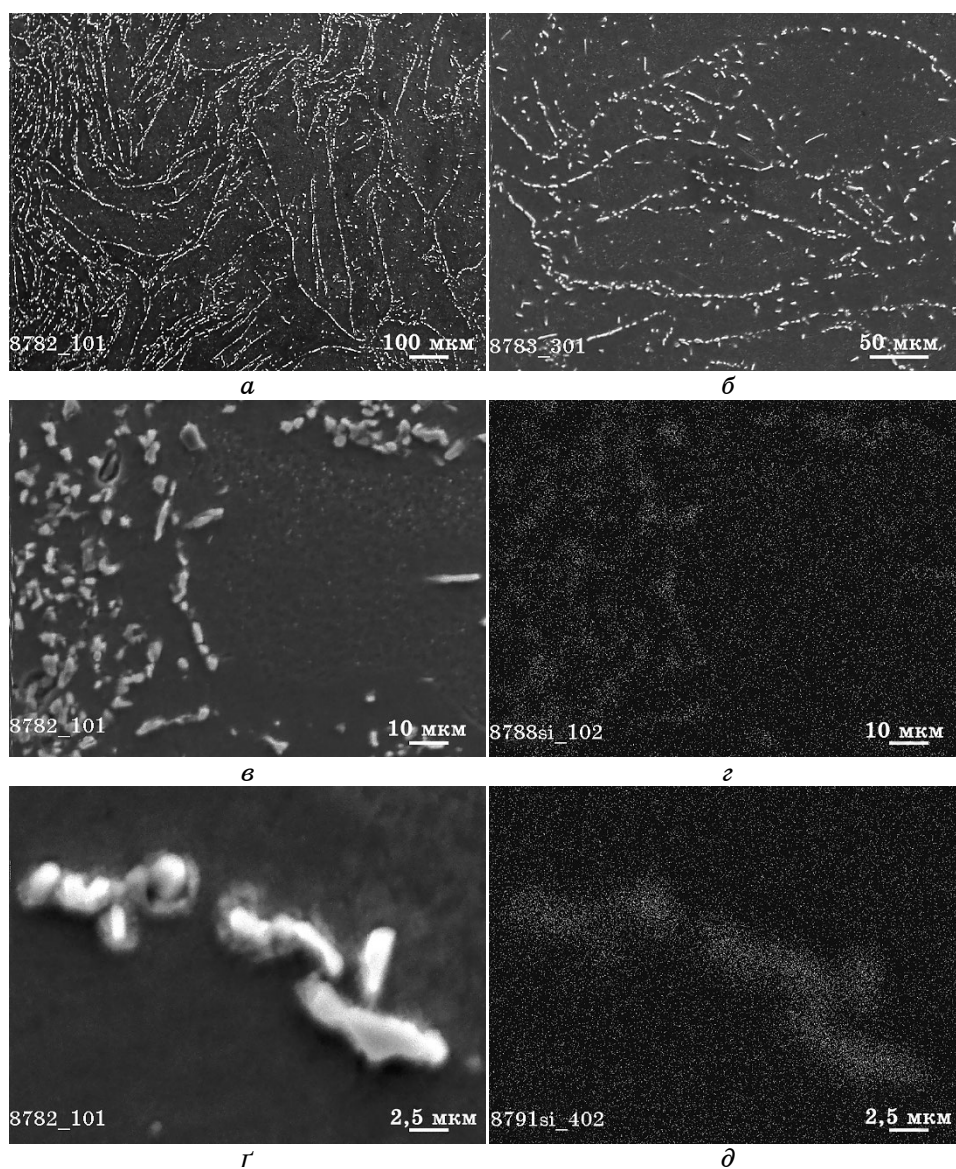


Рис. 4. Растрове електронно-мікроскопічне зображення мікроструктури сплавів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ після подвійної деформації (ротаційного кування та термомеханічного оброблення) та гартування при 1050°C у воді (z — розподіл Силіцію на ϵ , r — розподіл Силіцію на ∂).

Fig. 4. Scanning electron microscopy image of the $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1.2)\text{Si}$ alloys microstructure after double deformation (rotational forging and thermomechanical treatment) and quenching in water after exposure at 1050°C 30 min (z —silicon distribution at ϵ , r —silicon distribution at ∂).

Одержана таким способом структура дає краще поєднання високої міцності і суттєвого збільшення пластичності (табл. 2).

У раніше проведених дослідженнях на литих Ti-18Nb- x Si стопах [11] було показано, що їх твердість (рис. 5, б) сильно залежить від температури гартування і отриманої при цьому структури. Для визначення оптимального режиму термооброблення деформованих стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si проводилось також їх гартування через 20° в інтервалі 1000–1100°C, після чого вимірювались механічні властивості на розтяг. На рисунку 5, а приведені залежності σ_B , $\sigma_{0,02}$, δ від температури гартування. Штрих-пунктирними лініями нанесені, як вихідні, значення механічних властивостей дослідних стопів у деформованому стані. Стрілками показані зміни рівня σ_B , $\sigma_{0,02}$, δ при гартуванні, виділена також область температур гартування, які забезпечують одержання оптимального комплексу механічних властивостей.

Стопи Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si після деформації у β -області мають нерівноважну, частково загартовану голчасту $\alpha(\alpha')$ структуру з незначною кількістю залишкової β -фази (рис. 1, б, табл. 1), тому пластичність їх низька $\delta = 3\%$, а міцність досягає ~ 1150 МПа (табл. 2). Нагрів і витримка з наступним гартуванням дослідних стопів приводять до силіцидних перетворень і утворення α'' -мартенситу різного ступеню легованості [9–13].

При гартуванні стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si з більш низьких температур $\leq 1000^\circ\text{C}$, як було показано на литому стані [11], у них відбувається евтектоїдний розпад $\beta \rightarrow \alpha'' + (\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ з утворенням великої кількості силіцидів, як дрібних $< 0,1$ мкм, так і досить кру-

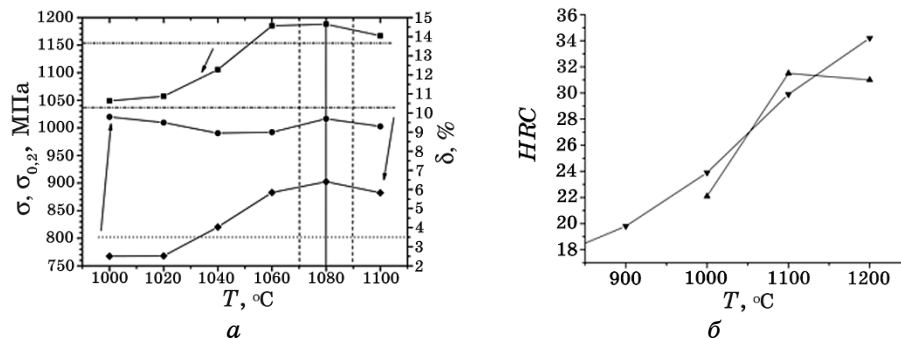


Рис. 5. Механічні властивості Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si стопів після гартування: а — деформованих (■ — σ , ♦ — $\sigma_{0,2}$, ● — δ); б — литих [11] (▲ — Ti-18Nb-1Si, ▼ — Ti-18Nb-1,2Si).

Fig. 5. Mechanical properties of Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si alloys after quenching: а — deformed (■ — σ , ♦ — $\sigma_{0,2}$, ● — δ); б — as-cast [11] (▲ — Ti-18Nb-1Si, ▼ — Ti-18Nb-1,2Si).

пних з розмірами в декілька мкм. Силіцій виводиться з твердого розчину α'' -фази, зменшується також вміст Ніобію. При цьому твердість знижується (рис. 5, б), що корелює зі зміною механічних властивостей деформованих стопів при гартуванні з температур $< 1050^\circ\text{C}$ (рис. 5, а).

Вищі температури гартування дають виділення більш дисперсних силіцидів та поступову зміну їх типу [11] і зменшення кількості завдяки розчиненню $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ внаслідок перитектоїдного перетворення $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si} \rightarrow \beta + (\text{Ti, Nb})_5\text{Si}_3$, в результаті чого можна одержати міцність більшу за деформований стан з високою пластичністю. Для дослідних деформованих стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ визначено оптимальну температуру $T = 1080 \pm 10^\circ\text{C}$, гартування від якої уможливорює одержати високі механічні властивості: $\sigma_B = 1190 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,02} = 900 \text{ МПа}$, $\delta = 9,5\%$.

4. ВИСНОВКИ

Застосована технологія електронно-променевого витоплення зливків великого розміру уможливорює отримати практично однорідні стопи системи Ti-Nb-Si із стабільною структурою, що складається з $(\alpha + \beta)$ фаз і $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ силіцидів.

Стопи $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ після деформації у β -області мають нерівноважну, частково загартовану голчасту $\alpha(\alpha')$ структуру з незначною кількістю залишкової метастабільної β -фази та крупними силіцидами переважно по межах первинних β -зерен, а також дисперсними силіцидами на дефектах структури. Це обумовлює високу міцність $\sigma_B = 1155 \text{ МПа}$, але малу пластичність $\delta = 3,5\%$ деформованого стопу.

Гартування стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ при 1050°C приводить до утворення у них орторомбічної α'' -фази, яка має дисперсну тонкопластинчасту структуру. За рахунок збільшення кількості силіцидів після гартування вміст Ніобію і Силіцію у твердому розчині знижений. Міцність дещо зменшується $\sigma_B = 1135 \text{ МПа}$ при значному підвищенні пластичності $\delta = 9\%$.

Структура стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ після подвійної деформації (ротаційного кування + ТМО) та гартування у воду при 1050°C складається з α'' -фази і невеликої кількості залишкової β -фази. Зростає кількість силіцидів, як крупних, так і дуже дисперсних, останні досить щільно і рівномірно розподілені по зерну. Одержана структура дає краще поєднання міцності і пластичності $\sigma_B = 1135 \text{ МПа}$, $\delta = 12,5\%$ за рахунок дисперсійного зміцнення силіцидами і суттєвого збільшення пластичності твердого розчину.

Для дослідних деформованих стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ визначено оптимальну температуру $T = 1080 \pm 10^\circ\text{C}$, гартування від якої уможливорює одержати високі механічні властивості:

$\sigma_B = 1190$ МПа, $\sigma_{0,02} = 900$ МПа, $\delta = 9,5\%$.

Аналіза крупних силіцидів у структурі стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si після деформування та гартування показала, що їхній склад відповідає (Ti, Nb)₃Si-силіциду, у якому 20% атомів Ti заміщуються атомами Nb.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. H. Matsuno, A. Yokoyama, F. Watari, M. Uo, and T. Kawasaki, *Biomaterials*, **22**, No. 11: 1253 (2001).
2. E. Eisenbarth, D. Velten, M. Müller, R. Thull, and J. Breme, *Biomaterials*, **25**, No. 26: 5705 (2004).
3. J. Fu, A. Yamamoto, H. Y. Kim, H. Hosoda, and Sh. Miyazaki, *Acta Biomater.*, **17**: 56 (2015).
4. P. Afzali, R. Ghomashchi, and R. H. Oskouei, *Metals*, **9**: 878 (2019).
5. S. Bahl, S. Suwas, and K. Chatterjee, *Int. Mater. Rev.*, **66**, No. 2: 114 (2021).
6. Y. Zhang, D. Sun, J. Cheng, J. K. H. Tsoi, and J. Chen, *Regen. Biomater.*, **7**, No. 1: 119 (2020).
7. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, А. В. Котко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 6: 823 (2017).
8. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 3: 363 (2019).
9. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, and S. O. Firstov, *Materials Science*, **55**, No. 4: 577 (2020).
10. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 2: 237 (2020).
11. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, О. Ю. Коваль, А. В. Котко, Н. В. Ульянович, О. О. Півень, Т. П. Рубан, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 7: 887 (2021).
12. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, А. В. Котко, С. О. Фірстов, *Фіз.-хім. механіка матеріалів*, **2**: 33 (2022).
13. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, А. В. Котко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **44**, № 8: 1059 (2022).
14. Л. Д. Кулак, Н. А. Крапивка, Г. Е. Хоменко, В. Ю. Пучкова, Т. П. Терещенко, *Электронная микроскопия и прочность материалов*, **21**: 38 (Киев: Ин-т пробл. материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ: 2015).
15. Н. И. Гречанюк, Л. Д. Кулак, Н. Н. Кузьменко, Ю. А. Смашнюк, А. В. Демчишин, А. Э. Фиск, *Современная электрометаллургия*, **2**: 17 (2017).
16. *The Materials Project*, mp-980420: Ti₃Si (2021).
17. F. R. Kaschel, R. K. Vijayaraghavan, P. J. McNally, D. P. Dowling, and M. Celikin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **819** (2021).
18. A. V. Dobromyslov and V. A. Elkin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **438**: 324 (2006).

REFERENCES

1. H. Matsuno, A. Yokoyama, F. Watari, M. Uo, and T. [Kawasaki](#), *Biomaterials*,

- 22, No. 11: 1253 (2001).
2. E. Eisenbarth, D. Velten, M. Müller, R. Thull, and J. Breme, *Biomaterials*, **25**, No. 26: 5705 (2004).
3. J. Fu, A. Yamamoto, H. Y. Kim, H. Hosoda, and Sh. Miyazaki, *Acta Biomater.*, **17**: 56 (2015).
4. P. Afzali, R. Ghomashchi, and R. H. Oskouei, *Metals*, **9**: 878 (2019).
5. S. Bahl, S. Suwas, and K. Chatterjee, *Int. Mater. Rev.*, **66**, No. 2: 114 (2021).
6. Y. Zhang, D. Sun, J. Cheng, J. K. H. Tsoi, and J. Chen, *Regen. Biomater.*, **7**, No. 1: 119 (2020).
7. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, A. V. Kotko, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 6: 823 (2017) (in Ukrainian).
8. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 3: 363 (2019) (in Ukrainian).
9. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, and S. O. Firstov, *Materials Science*, **55**, No. 4: 577 (2020).
10. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 2: 237 (2020) (in Ukrainian).
11. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, O. Yu. Koval', A. V. Kotko, N. V. Ul'yanchich, O. O. Piven', T. P. Ruban, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 887 (2021) (in Ukrainian).
12. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, A. V. Kotko, and S. O. Firstov, *Physicochemical Mechanics of Materials*, **2**: 33 (2022) (in Ukrainian).
13. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, O. Yu. Koval', and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 8: 1059 (2022) (in Ukrainian).
14. L. D. Kulak, N. A. Krapivka, G. E. Khomenko, V. U. Puchkova, and T. P. Tereschenko, *Elektronnaya Mikroskopiya i Prochnost' Materialov* [Electron Microscopy and Strength of Materials] (Kyiv: I. M. Frantsevykh Institute for Problems of Materials Science, N.A.S.U.: 2006), Iss. **21**: 38 (in Russian).
15. N. I. Grechanyuk, L. D. Kulak, N. N. Kuz'menko, Yu. O. Smashnyuk, A. V. Demchishin, and A. E. Fisk, *Electrometallurgy Today*, **2**: 17 (2017) (in Russian).
16. *The Materials Project*, mp-980420: Ti₃Si, (2021).
17. F. R. Kaschel, R. K. Vijayaraghavan, P. J. McNally, D. P. Dowling, and M. Celikin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **819** (2021).
18. A. V. Dobromyslov and V. A. Elkin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **438**: 324 (2006).