

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 33, 2025, № 3-4 (342-343), 87-98

<https://doi.org/10.15407/steelcast2025.03-04.087>

УДК 620.17/18: 669. 018.4.672 : 621.762

М.В. Марич, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: myroslavmv@ukr.net,

<https://orcid.org/0000-0003-3560-8238>

М.П. Бродніковський, канд. фіз.-мат. наук, зав. відділу, e-mail: nbrodnik@gmail.com,

<https://orcid.org/0000-0001-7649-7373>

Г.А. Баглюк, чл.-кор. НАН України, д-р техн. наук, проф., директор, e-mail: gbag@ukr.net,

<https://orcid.org/0000-0002-2392-2687>

Т.Л. Кузнєцова, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: tlk5metal@gmail.com,

<https://orcid.org/0009-0004-3889-0333>

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України (Київ, Україна)

Фізико-хімічні особливості отримання жароміцних ніобієвих сплавів системи Nb-Ti-Al-Cr-Mo методами плавки та порошкової металургії

Ніобієві сплави системи Nb-Ti-Al є одними з найбільш перспективних сплавів ракетно-космічної сфери, особливо сплави з низькою питомою вагою ($\leq 7 \text{ г/см}^3$), що мають межу плинності при 1000°C не нижче 500 МПа . У наших дослідженнях була встановлена можливість створення перспективних литих жароміцних сплавів даної системи, а також був розроблений перспективний жароміцний сплав 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (ат. %), який відповідає вказаним вимогам. Проте великий інтервал кристалізації литих сплавів даної системи, теплофізичні особливості їх кристалізації спричиняють утворення дендритних структур, розвиток дендритної ліквідації та сегрегації, схильність до утворення кристалізаційних тріщин, що знижує експлуатаційні характеристики литих сплавів. У зв'язку з цим, виникла необхідність дослідити можливості отримання даних сплавів методом порошкової металургії. В статті наведено результати дослідження впливу технології отримання та основних технологічних параметрів на особливості структури та механічні властивості перспективного жароміцного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (%, ат.), отриманого методом плавки та по двох перспективних технологічних схемах порошкової металургії. Встановлено можливість одержання гомогенного дрібнокристалічного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (ат. %) з міцністю нарівні показників литого сплаву методом порошкової металургії з використанням як відкритого гарячого штампування заготовок із суміші порошків при температурі 1200°C з відпадом при 1600°C у вакуумі (перша технологічна схема), так і при другій вакуумно-технологічній схемі — після спікання при 1600°C заготовок із суміші порошків і термопластичної деформації на стиск у вакуумі. Застосування гарячої термомеханічної обробки спечених заготовок при відносно низьких температурах (1200°C) в діапазоні твердофазних реакцій забезпечує отримання матеріалів з високою дисперсністю структури та високим ступенем гомогенності. Показано можливість створення композиційного матеріалу, закономірності його розчинення в процесі відпалу, які дозволяють керувати процесами формування пористості та розмірами зерен сплаву (57Nb-21Ti-5Al-10Cr-7Mo) ат. % при отриманні його методом порошкової металургії.

Ключові слова: жароміцні сплави ніобію, дугова плавка в аргоні, порошкова металургія, гаряче штампування, відпал, вакуумне спікання, структура, жароміцність.

Вступ. Володіючи комплексом унікальних фізико-механічних та технологічних властивостей ніобієві сплави є одними з найбільш перспективних сплавів ракетно-космічної сфери, особливо сплави з низькою питомою вагою ($\leq 7 \text{ г/см}^3$), що мають межу плинності при 1000°C не нижче 400 МПа . Використання системи Nb-Ti-Al як основи сплавів дозволяє створювати

жароміцні сплави з питомою вагою менше 7 г/см^3 .

Високоентропійні сплави, які створюються на основі п'яти та більше компонентів та відрізняються високими експлуатаційними властивостями [1—7], розглядалися нами як підхід для отримання перспективних ніобієвих сплавів для зазначених технічних вимог.

Із застосуванням таких підходів [8—14] була

показана можливість створення перспективних жароміцних сплавів на основі системи Nb-Ti-Al, легованих Cr, Zr, Mo та Si з питомою вагою 6,3—7,4 г/см³. Одним із перспективних сплавів цієї серії, отриманий методом дугової плавки в аргоні, є сплав (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. %, який викликав інтерес у виробників авіаційної та космічної техніки [15—16].

Однак високоентропійні сплави даної системи, як правило, не технологічні, відрізняються широким інтервалом кристалізації, що призводить до утворення дендритної структури, розвитку дендритної ліквідації, схильністю до утворення кристалізаційних тріщин, а це негативно позначається на їх характеристиках і є причиною підвищеної дефектності литих передільних заготовок [17, 18]. Тому значною проблемою для сплавів системи Nb-Ti-Al-Cr-Mo-(X), є розробка технологій, що забезпечують отримання матеріалів з високою дисперсністю структури та високим ступенем гомогенності без ливарних дефектів. Автори [19—22] підкреслюють перспективність застосування методів порошкової металургії для отримання високотемпературних сплавів на основі ніобію. Використання технології порошкової металургії дозволяє отримати однорідність як хімічного складу, так і мікроструктури сплаву, та виготовляти високощільні заготовки близької до кінцевого виробу форми. Однак відомо, що однією з проблем, яка виникає при застосуванні методів порошкової металургії для отримання багатокомпонентних сплавів із суміші елементарних порошків, є необхідність забезпечення формування структури сплаву з необхідним ступенем гомогенності.

В процесі гомогенізації сплаву на межах контакту частинок компонентів проходять відповідні фазові перетворення, зміна розмірів зерен, в деяких випадках — створення каркасної структури по границях часток з міцних інтерметалідів з виникненням композитної структури.

Значна інтенсифікація міжзеренних дифузійних процесів досягається, зокрема, за рахунок підвищення активності вихідних порошків (яка характеризується помітним спотворенням кристалічної ґратки) шляхом механічного активування вихідних порошків [23] та використання при обробці порошкових пресовок інтенсивної пластичної деформації із застосуванням схем штампування зі збільшенням ступеня деформацій зсуву [24].

Оскільки основними критеріями отримання якісного лопаткового литва для газотурбінних двигунів (ГТД) ракетно-космічної сфери із сплавів системи Nb-Ti-Cr-Al-Mo-Zr-C є одержання гомогенних за хімічним складом, дрібнокристалічних та високочистих по домішкам втілення заготовок сплавів, необхідна спеціальна технологія, яка б максимально забезпечила ці вимоги.

Матеріали та методи дослідження. В наведеній роботі передбачається проведення паралельного дослідження впливу технології отримання та основних технологічних параметрів на особливості структури та механічні властивості перспективного жароміцного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo

(%, ат.), отриманого методом плавки та порошкової металургії. В рамках роботи передбачений аналіз литого сплаву, виплавленого методом дугової плавки в аргоні, а також дані дослідження сплавів, одержаних за двома оптимальними технологічними схемами порошкової металургії, які мають забезпечувати отримання гомогенних за хімічним складом та високочистих по домішкам втілення заготовок для розпилення.

Передбачається дослідження спеціальних методів порошкової металургії — вакуумного спікання та гарячої термомеханічної обробки спечених заготовок у вакуумі при відносно низьких температурах в діапазоні твердофазних реакцій, що забезпечують отримання матеріалів з високою дисперсністю структури, високим ступенем гомогенності та високочистих по домішкам втілення.

Мета роботи. Враховуючи вищенаведене, метою даної роботи було проведення паралельного дослідження впливу технології отримання та основних технологічних параметрів на гомогенність за хімічним складом, особливості структури та механічні властивості перспективного жароміцного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (%, ат.), отриманого методом плавки та порошкової металургії.

Базуючись на перевагах високоентропійних сплавів та подальшому їх удосконаленню з урахуванням фізико-хімічних та теплофізичних характеристик, які покращують умови кристалізації та технологічність сплавів, нами розроблений перспективний удосконалений сплав системи Nb-Ti-Al, легований Cr, Zr, Mo, який відповідає вимогам ефективного напряму робіт для підвищення робочих характеристик виробів, які входять в систему управління польотом ракети-носія космічного призначення.

Можливість створення перспективного литого жароміцного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (%, ат.) була встановлена в результаті наших попередніх досліджень [15, 16, 17]. Високоентропійний сплав (16Al-16Cr-16Ti-16Mo-(36-32)Nb-(0-4%) Si) ат. % з високою ентропією змішування компонентів, що відрізняється високими експлуатаційними властивостями, розглядався як прототип перспективного ніобієвого сплаву для вказаних технічних вимог. Були проведені дослідження технологічності як вихідного високоентропійного, так і перспективного багатокомпонентного сплавів на основі ніобію системи Nb-Ti-Al, легованих компонентами, які сприяли б оптимізації характеристик сплавів без погіршення експлуатаційних властивостей, що висувуються до даної системи сплавів. Такими науково обґрунтованими легуючими компонентами встановлені Al, Ti, Cr, Mo, які, згідно з діаграмами станів подвійних систем, підвищують як твердорозчинне (Ti, Mo), так і дисперсне зміцнення (Al, Cr), а в оптимальній кількості зберігають відносно високі жаро-корозійні властивості (Al, Ti, Cr). Використання системи Nb-Ti-Al в якості основи сплавів дозволило створити жароміцний сплав з щільністю менше 7 г/см³, який відповідає вимогам перспективних сплавів ракетно-космічної сфери.

Виходячи із фізико-хімічних особливостей сплаву,

експериментальні зразки даного сплаву виплавляли в вакуумно-дуговій плавильній установці МІФІ 9-3 в атмосфері аргону з використанням мідних лункових тиглів діаметром 50 мм з водяним охолодженням. Для забезпечення хімічної однорідності складу зразків заготовку переплавляли 4—5 разів, перевертаючи її в тиглі. Для досліджень виплавляли злитки 0,1—0,2 кг. Виплавку сплавів проводили із високочистих вихідних компонентів сплаву — високочистого ніобію марки Нb-1, йодованого цирконію та титану, електролітичного хрому марки ЕРХ, високочистого алюмінію А00. Оскільки до складу сплаву входять легко летучі компоненти — хром та алюміній, виплавку сплавів проводили з використанням для захисної атмосфери високочистого аргону при надмірному тиску аргону — $(2-4) \cdot 10^4$ Па. Внаслідок того, що підвищення чистоти сплавів за домішками втілення сприяє не тільки підвищенню механічних характеристик, жаростійкості, але й покращенню технологічних ливарних характеристик та зменшенню кількості

кристалізаційних і термічних тріщин, при виплавці сплаву були проведені комплексні засоби їх очистки від домішок втілення — О, N, С, Н. Для очистки аргону перед проведенням плавки проводили переплав гетеру — Ti-Zr, котрий поглинає з атмосфери печі домішки кисню, азоту, парів води та вуглецевих сполук. Комплексні засоби очистки плавильної установки з додатковим розкисленням розплаву ітрієм (0,1—0,3 %мас.) дозволили одержати залишкову концентрацію домішок втілення в злитках сплавів не вищу 0,1 %, які передбачають технічні умови.

Результати досліджень та їх обговорення. Характеристики розробленого технологічного сплаву (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) % ат. та вихідного ВЕСу наведено в табл. 1.

При дослідженні експериментальних зразків, отриманих методом дугової плавки в аргоні, нами було показано, що перспективний сплав (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. % при литті утворює однофазний ОЦК твердий розчин. Проте, як показали результати

Таблиця 1

Характеристики розробленого сплаву (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) % ат.

Сплав	Хімічний склад, ат. %						Механічні властивості (в литому стані)		Мікроструктура сплаву
	Ti	Cr	Al	Mo	Si	Nb	$\delta_{0,2}$, МПа, (при $T^{\circ}\text{C}$ 20/1000)	ε , % (при $T^{\circ}\text{C}$ 20/1000)	
Розроблений	21	10	5	7	—	решта	1250/500	45/65	Рівномірна дрібно-дендритна структура (<20 мкм)
Вихідний ВЕС	16	16	16	16	4	решта	1600/2000	0/20	грубо-дендритна структура сплаву (25—70 мкм)

експериментів, використання традиційної ливарної технології призводить до формування характерних для литих сплавів такого класу неоднорідності складу та мікроструктури по перерізу виливка внаслідок макросегрегації компонентів, грубих дендритних фаз та виникнення розсіяної пористості лиття, що значною мірою обмежує їх широке промислове використання.

Відпрацювання технології промислового отримання сплаву методами індукційної та електронно-променевої плавки викликало низку труднощів. Виникали складнощі з отримання заданого складу сплавів, гомогенності складу, що пов'язано з теплофізичними особливостями їх кристалізації, які визначають можливість утворення дендритних структур, розвиток дендритної ліквідації та сегрегації, схильність до утворення кристалізаційних тріщин та пористості литва.

У зв'язку з цим, виникла необхідність дослідити можливості отримання сплаву методом порошкової металургії, яка дозволяє підвищити однорідність сплаву як хімічного складу, так і мікроструктури.

Фізико-хімічні особливості розробленого пер-

спективного сплаву системи (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. % розглядалися як основа відпрацювання технологічних параметрів одержання сплаву методом порошкової металургії. Висока активність компонентів, зі значною різницею температур плавлення (від $T_{\text{пл. Mo}} - 2617^{\circ}\text{C}$ до $T_{\text{пл. Al}} - 660^{\circ}\text{C}$) та різною питомою вагою (від 10,2 г/см³ Мо до 2,7 г/см³ Al), вимагають дослідження та розробки спеціальних параметрів для його одержання методом порошкової металургії.

Більш того, одержання високоякісного сплаву потребує розробки технології, що забезпечує отримання гомогенних за хімічним складом та високочистих по домішкам втілення заготовок. Тому, технологія одержання жароміцних ніобієвих сплавів методом порошкової металургії повинна забезпечити:

— рівномірний хімічний склад сплаву у вузьких межах легування — до 5 %;

— сумарний вміст домішок втілення — вуглецю, кисню, азоту, водню <0,15 %;

Це потребує спеціальних досліджень і активного

впливу на технологічні етапи процесу порошкової металургії.

Фізико-хімічні характеристики подвійних сплавів у сплаві (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. % визначають температурні параметри методу порошкової металургії — температури спікання, термопластичної обробки, гомогенізаційного відпалу (табл. 2).

Виходячи із даних таблиці, подвійні сплави даної системи відрізняються вузькими інтервалами кристалізації для твердих розчинів Ti-Nb (50 °C), Mo-Nb (10 °C), які кристалізуються при високих температурах (2490—2340) °C, а також для Al-Ti (20 °C), Al-Mo (30 °C), Ti-Cr (20 °C), які кристалізуються при температурах (1750—1440) °C. Крім того, в системі

Таблиця 2

Фізико-хімічні характеристики подвійних сплавів у сплаві (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. %

Подвійні сплави	Фізико-хімічні характеристики подвійних сплавів у сплаві (58Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. %			
	Інтервали кристалізації подвійних сплавів	Особливості діаграм стану подвійних сплавів	Атомні радіуси, А компонентів сплавів	
			I	II
Al-Ti	20° (при 19 %Al) (1700—1680) °C	безперервний твердий розчин, 1100 °C (β Ti) $\rightarrow$ (α Ti), 1000 °C (α Ti) $\rightarrow$ (α Ti)+ α_2 (Ti ₃ Al)	Al-1,431	Ti-1,45
Al-Mo	30° (при 41 %Al), (1720—1750) °C	твердий розчин, евтектика — (AlMo-AlMo ₃), 1720 °C; перитектика — 1467 °C (AlMo ₃ + Al ₃ Mo ₃)	Al-1,431	Mo-1,36
Ti-Mo	150° (при 75 %Ti), (2000—1850) °C	безперервний твердий розчин, фазові перетворення — 795 °C	Ti-1,45	Mo-1,36
Al-Nb	200° (при 8 %Al) (2350—2150) °C	твердий розчин до 2150 °C, при 1000 °C (Nb + AlNb ₃)	Al-1,431	Nb-1,426
Ti-Nb	50° (при 27 %Ti), (2280—2230) °C	безперервний твердий розчин, (β Ti,Nb)	Ti-1,45	Nb-1,426
Mo-Nb	10° (при 11 %Mo), (2490—2480) °C	безперервний твердий розчин	Mo-1,36	Nb-1,426
Cr-Nb	230° (при 15 %Cr), (1880—1650) °C	твердий розчин до 1650 °C, евтектика — 1650 °C, (при 50%Nb) Cr ₂ Nb(HT) + (Nb)	Cr-1,28	Nb-1,426
Al-Cr	130° (при 33 %Al), (1570—1700 °C), при 910 °C — (Cr ₂ Al)	безперервний твердий розчин, евтектоїд — (η Cr ₂ Al) 910 °C, при 33%Al	Al-1,431	Cr-1,28
Cr-Mo	100° (при 41 %Mo), (1950—1850) °C	безперервний твердий розчин	Cr-1,28	Mo-1,36
Ti-Cr	20° (при 32 %Cr), (1420—1440 °C), при 1150 °C — α TiCr ₂ + (β Ti Cr), 667 °C: α TiCr ₂ + α Ti	безперервний твердий розчин TiCr ₂ (1370 °C) + (β Ti Cr), евтектоїд 667 °C, (при 12%Cr) - фазові перетворення — 667 °C: α TiCr ₂ + α Ti	Ti-1,45	Cr-1,28

існують хроміти — Cr-Nb (230 °C), Al-Cr (130 °C), Cr-Mo (100 °C), які кристалізуються при порівняно високих температурах (1950—1570) °C, а також високотемпературний алюмінід AlNb₃ (2150 °C) з широким інтервалом кристалізації (200 °C).

Підвищений інтервал кристалізації литого сплаву визначає можливість утворення дендритних структур, розвиток дендритної ліквідації та сегрегації, схильність до утворення кристалізаційних тріщин, що знижує експлуатаційні характеристики литого сплаву.

Наведені фізико-хімічні характеристики подвійних сплавів сплаву (58Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. % визначають температурні параметри методу порошкової металургії — температури спікання, термопластичної обробки, гомогенізаційного відпалу. Найнижча температура плавлення безперервного твердого роз-

чину подвійного сплаву (Ti-Cr при 32%Cr) — 1420 °C обумовлює температурні параметри при спіканні або відпалі заготовок після гарячого штампування, за умови необхідності або обмеження утворення рідкої фази. Рідка фаза, з одного боку, впливатиме на дифузійні процеси взаємодії компонентів і гомогенність сплаву, а, з другого боку, сприятиме створенню каркасної структури на границях часток, що запобігає руйнуванню зразків при подальшій пластичній деформації. В системі також існує евтектика Cr₂Nb+(Nb) ($T_{пл}$ — 1650 °C, при 50 %Nb), яка також обмежує температурні параметри методу порошкової металургії. Більш того, висока пружність парів алюмінію (табл. 2) при температурах спікання, термопластичної обробки та гомогенізаційного відпалу ускладнює технологічні параметри методів

порошкової металургії, особливо процесів, які проводяться в вакуумі. Враховуючи те, що до складу сплаву входять високоактивні компоненти з різними температурами плавлення як тугоплавкі (Mo, Nb), так і високореактивні (Ti, Cr, Al), фізико-хімічні умови одержання сплаву методами порошкової металургії вимагають захисту порошкових компонентів від окислення, утворення нітридів, карбідів при проведенні технологічних операцій при температурах вище 200 °С. Більш того, наявність у складі порошкової шихти алюмінію з низькою питомою вагою (2,7 г/м³) і набагато нижчою температурою плавлення (660 °С) та високою пружністю парів в порівнянні з рештою компонентів сплаву, вимагає створення спеціальної технології введення в сплав алюмінію у вигляді порошоків тугоплавких лігатур алюмінію з компонентами сплаву. Термодинамічно обумовлено, що найбільш перспективними можуть бути лігатури складу 50Al-50Nb, яка відповідає інтерметаліду Al₃Nb з температурою плавлення 1605 °С, або лігатура складу Al-78 Mo, яка відповідає інтерметаліду AlMo з температурою плавлення 1757 °С. Для максимального забезпечення рівномірного хімічного складу сплаву у вузьких межах легування доцільно використовувати порошки лігатур компонентів зі значною різницею питомої ваги, наприклад: (Al-78 %Mo), $T_{пл.}$ 1757 °С; (Cr-50 %Nb) — евтектика, $T_{пл.}$ 1650 °С; (Mo-75 %Ti), $T_{пл.}$ 1850 °С.

Виходячи з того, що основними критеріями отримання якісного лопаткового литва із сплавів системи Nb-Ti-Cr-Al-Mo-Zr-C є одержання гомогенних за хімічним складом та високочистих по домішкам втілення заготовок сплавів, дослідження методики отримання сплавів методом порошкової металургії, проводили при порівнянні 2-ох технологічних схем:

— стандартний спосіб отримання гомогенних з мінімальною пористістю сплавів методом порошкової металургії при використанні відкритого гарячого штампування;

— спосіб отримання високочистих сплавів методом порошкової металургії при використанні вакуумних технологій на кожному етапі розробки параметрів технології.

Кожний варіант передбачав однакову оптимальну технологічну схему підготовки і пресування порошкових сумішей, які піддавалися механоактивації у планетарному млині. Технологічна схема отримання пресованого матеріалу при двох варіантах включала пресування порошкових сумішей під тиском 700 МПа з отриманням заготовок Ø40 мм та висотою 16 мм.

Хімічний аналіз пресовок із шихти після різного часу розмелу показав (табл. 3), що при встановленому оптимальному часі розмелу кількість легуючих компонентів коливається в межах хімічного складу шихти. Це свідчить про те, що суттєвого розшарування шихти внаслідок різної щільності компонентів при

Таблиця 3

Хімічний склад зразків сплаву (58Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. % після гарячого штампування (при різному часі розмелу вихідних порошків)

Хімічний склад зразків сплаву (58Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. % після гарячого штампування (при різному часі розмелу вихідних порошків)							
№ п/п	час розмелу, хв	Хімічний склад зразків сплаву № 9-53ПМ					
		Nb	Cr	Ti	Mo	Al	Fe
1	0	68,88	9,38	24,06	7,44	—	0,230
2	15	65,68	8,48	18,48	7,096	—	0,261
3	30	69,7	7,3	14,2	7,7	—	1,09
4	60	62,3	9,9	19,4	7,0	—	1,32
стандарт.		69,4	6,8	13,2	8,8	1,8	—

розмелі та пресуванні порошоків не відбулося [23].

В той же час, результати хімічного аналізу шихти після розмелювання у барабані з використанням розмельних тіл, що виготовлені із підшипникової сталі, показали, що процес розмелу супроводжується появою в складі шихти домішок заліза та збільшення його концентрації із збільшенням тривалості процесу. Проте, виходячи із діаграм стану взаємодії компонентів сплаву із залізом, встановлено, що ця кількість заліза входить в твердий розчин компонентів і практично не впливає на параметри сплаву.

Проблемою є, як і передбачалось, одержання гомогенного складу сплаву по алюмінію. Для цього передбачені додаткові дослідження з розробки способу введення алюмінію у вигляді порошоків більш тугоплавких лігатур.

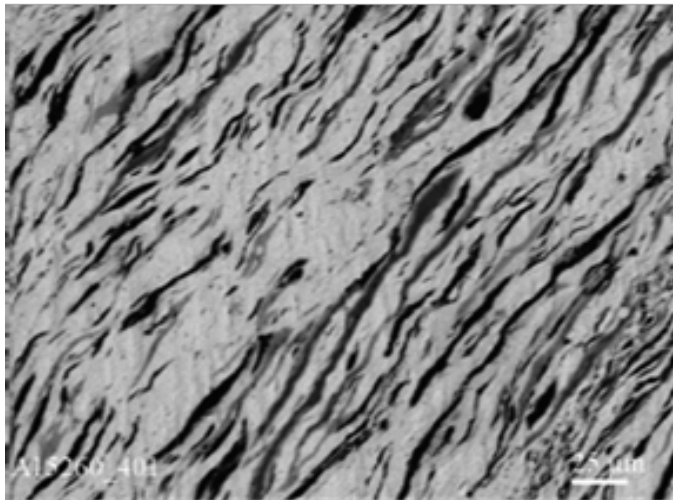
При першому варіанті технології пресовані заготовки піддавалися гарячому штампуванню на механічному дугостаторному пресі ФБ1732 у

відкритому штампі. Нагрів заготовок під штампування проводився в електропечі опору при температурі 1200 °С в середовищі аргону. Частина гарячештампованих заготовок піддавалася відпалу у вакуумній печі при температурі 1600 °С протягом 2-х годин.

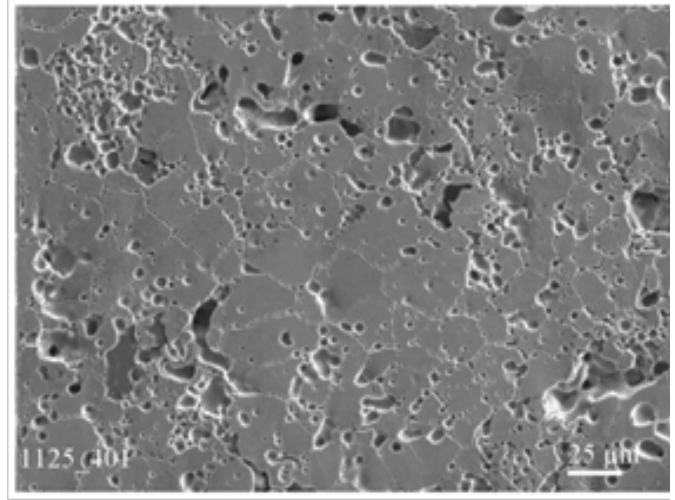
При другому варіанті — спресовані заготовки піддавалися вакуумному (10⁻³ мм рт. ст.) спіканню при температурі 1600 °С. При цій температурі існує ймовірність утворення рідкої фази розчину Ti-Cr при 32 %Cr з температурою плавлення — (1420–1440 °С). Одержані після вакуумного спікання спресовані заготовки піддавалися термопластичній деформації на стиск у вакуумі 10⁻³ мм рт. ст. при температурі 1200 °С. Дослідження гарячештампованих зразків показали, що їх структура має суттєво гетерогенний характер та відрізняється наявністю помітно вираженої анізотропії, характерної для гарячештампованих порошкових матеріалів [23] — вихідні зерна структурних складових шихти після штампування помітно

втягуються в напрямку, ортогональному до напрямку штампування, створюючи близьку до ламельної структуру (рис. 1, а). Результати рентгенофазового аналізу досліджуваних матеріалів свідчать, що основою фазового складу матеріалу після гарячого штампування залишаються лінії елементарних порошків. В той же час, у фазовому складі сплаву з'являються чіткі лінії інтерметаліду Ti_2AlNb . Дослідження фазово-

го складу матеріалу після гарячого штампування при температурі 1200 °С показали, що для даного сплаву при цих параметрах термопластичної обробки не вдалося отримати взаємного розчинення частинок порошків компонентів сплаву дифузійним шляхом зі створенням хімічно однорідного розчину [24]. Тому, виходячи із фізико-хімічних особливостей і даних диференційно-термічного аналізу сплаву 57Nb-10Cr-



а



б

Рис. 1. Структура сплаву після гарячого штампування заготовок із розмеленої протягом 30 хв шихти (а) та після їх наступного відпалу при $T = 1600$ °С (б)

5Al-21Ti-7Mo (ат. %) [17, 18], обумовлений відпал зразків після гарячого штампування при температурі 1600 °С.

Відпрацьований технологічний режим передбачав відпал зразків при температурі 1600 °С після гарячого штампування у лабораторній вакуумній електропечі при вакуумі 10^{-3} мм рт. ст. протягом 2-х годин. Лише після цього відпалу відбувається принципова зміна фазового складу після гарячого штампування матеріалу.

Формується однофазний сплав з ОЦК структурою, що свідчить про досягнення гомогенізації матеріалу. Принципово змінюється і характер мікроструктури, яка складається із зерен відносно рівновісної форми з розміром 10—30 мкм (рис. 1, б). Така зміна структури після високотемпературного відпалу свідчить про проходження процесів перекристалізації при зародженні та рості зерен гомогенного сплаву.

Оцінка впливу технологічних режимів виготовлення сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (ат. %) на механічні властивості останнього показали, що інтенсивний розмел вихідної шихти та збільшення його тривалості призводить до суттєвого підвищення твердості матеріалу від HRC 30 для гарячештампованих зразків із вихідної шихти (без розмелу) до HRC (42—45) — для зразків, отриманих із шихти, що піддавалась розмелу протягом 30—60 хв. Твердість сплаву, отриманого електродуговою плавкою, складає близько HRC 42.

Натомість, високотемпературна міцність гарячештампованого порошкового матеріалу, відпаленого

при 1600 °С, значно підвищується у порівнянні із невідпаленими аналогами і знаходиться на рівні показників литого сплаву (рис. 2).

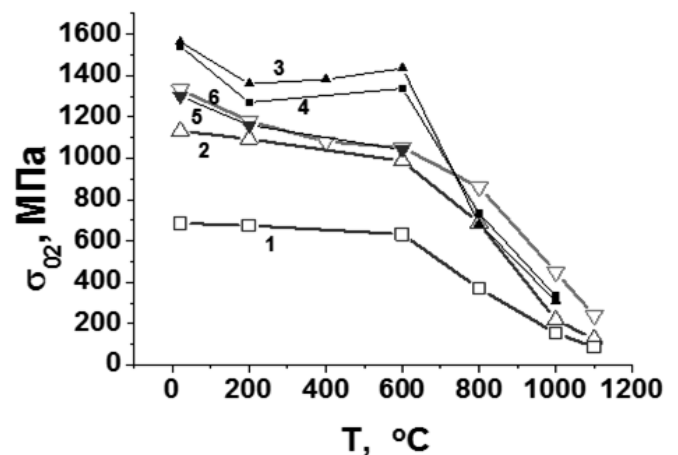


Рис. 2. Температурна залежність міцності на стиск матеріалу сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (% ат.) залежно від методики його отримання методом порошкової металургії: 1 — ГШ шихти без розмелу; 2 — ГШ шихти з розмелом 15 хв; 3 — ГШ шихти з розмелом 30 хв; 4 — ГШ шихти з розмелом 60 хв; 5 — ГШ шихти з розмелом 15 хв + ТО 1600 °С, 2 години; 6 — литий

Виявлений ефект обумовлений принциповою перебудовою мікроструктури (рис. 1) та фазового складу гарячештампованого матеріалу в процесі відпалу, який супроводжується розчиненням сформованих при гарячому штампуванні інтерметалідів та легкоплавких компонентів сплаву, і практично по-

вною гомогенізацією сплаву із утворенням хімічно-однорідної твердорозчинної ОЦК структури.

Таким чином, при першій технологічній схемі отримання матеріалу встановлені технологічні параметри, створення гомогенного дрібнокристалічного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (ат. %) з міцністю, нарівні показників литого сплаву, методом порошкової металургії з використанням відкритого гарячого штампування. Показано можливість створення композиційного матеріалу, закономірності його розчинення в ході встановленого явища перекристалізації матеріалу при створенні гомогенного сплаву в процесі відпалу [23].

Однак, необхідність максимального зниження в сплавах домішок втілення (кисню, вуглецю, азоту, водню), що є одним з найбільш ефективних методів попередження окрихнення та підвищення корозійної стійкості ніобієвих сплавів, спонукала проведення паралельного дослідження технологічних вакуумних параметрів порошкової металургії, які б максимально забезпечували ці вимоги.

При проведенні другого варіанту досліджень технологічних параметрів, які передбачають захист порошкових компонентів і пресованих зразків від окислення, утворення нітридів, карбідів, при проведенні технологічних операцій при температурах вище 200 °C було передбачено ряд заходів. Замість спікання порошкових пресованих зразків при температурі 1200 °C під аргонію і гарячого відкритого штампування зразків при 1200 °C, був відпрацьований оптимальний режим вакуумного спікання при 1600 °C із застосуванням наступної гарячої термомеханічної обробки спечених заготовок в вакуумі при відносно низьких температурах (1200 °C) в діапазоні твердофазних реакцій, що забезпечує отримання матеріалів з високою дисперсністю структури та високим ступенем гомогенності.

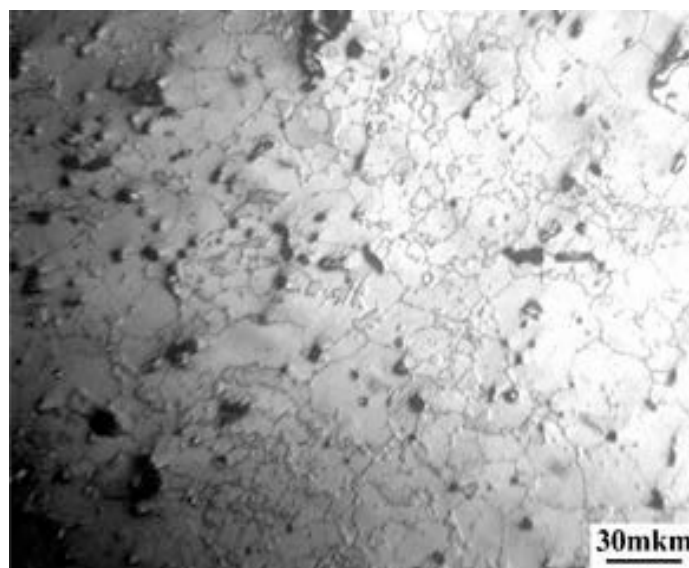
При температурі 1600 °C існує ймовірність утво-

рення рідкої фази розчину Ti-Cr (при 32% Cr) з температурою плавлення — (1420–1440 °C). Рідка фаза, з одного боку, впливатиме на дифузійні процеси взаємодії компонентів і гомогенність сплаву, але, з другого боку, сприятиме створенню каркасної структури по границях часток, що запобігає руйнуванню зразків при подальшій пластичній деформації.

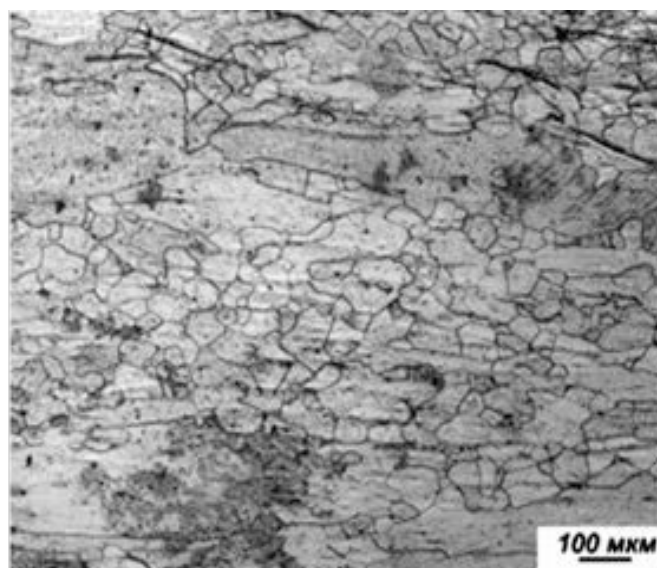
Спікання пресованих порошкових сумішей для одержання особливо високочистих заготовок, проводили у вакуумній печі (10^{-3} мм рт. ст.) при температурі 1600 °C протягом 2 годин. Враховуючи те, що спіканням нерозмеленої шихти не вдалося отримати матеріал відносно високої щільності, в подальших дослідженнях розглядався лише сплав, отриманий із шихти, що піддавалася оптимальному розмелу протягом 30 хв. Більш того, як показали попередні дослідження [23, 24], найбільш дрібні зерна у сплаві після спікання створюються при максимальній механічній активації частинок при розмелі. Це пояснюється посиленням дифузійних процесів при максимальній активації часток, що призводить до виникнення більшої кількості зародків нової фази. Встановлено, що формування нової фази в умовах високотемпературного вакуумного спікання відбувається зародженням і зростанням її зародків. Має місце перекристалізація, а не просто дифузійне перемішування компонентів.

Структура спечених зразків відзначається високим ступенем гомогенності та складається із зерен головним чином рівновісної форми. Переважний розмір зерен сплаву складає від 25 до 50 мкм (рис. 3).

Зерна у сплаві (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. % (рис. 3, а), отриманому методом порошкової металургії, значно менші, ніж у випадку лиття (рис. 3, б), навіть після деформації литого сплаву прокаткою. Високий ступінь гомогенності спечених сплавів підтверджується також результатами рентгенофазового аналізу досліджуваних матеріалів.



а



б

Рис. 3. Структура зразків спечених при 1600 °C 2 години із шихти, яка піддавалась розмелу 30 хвилин (а); (б) — структура литого сплаву (57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo) ат. % після прокатки

Якщо фазовий склад вихідної порошкової суміші очікувано включає лише лінії елементарних хімічних елементів — складових шихти, після спікання при 1600 °С формується однофазний сплав з ОЦК структурою, що свідчить про досягнення практично повної гомогенізації матеріалу.

Оцінка рівня механічних властивостей спеченого сплаву при 1600 °С у вакуумі показала, що при температурах випробувань до 600 °С сплав відзначається досить високим рівнем значень межі текучості $\sigma_{0,2}$, що перевищує 1000 МПа.

При температурі випробувань 800 °С значення $\sigma_{0,2}$ складає близько 700 МПа, однак при подальшому підвищенні температури до 1000—1100 °С різко зменшується до 200—120 МПа [24]. Наведені дані по рівню механічних характеристик сплаву (рис. 4) дозволили обґрунтовано припустити, що в разі застосування додаткової гарячої пластичної деформації спечених заготовок, які дозволяють підвищити відносну густину матеріалу, можливо забезпечити отримання конкурентоздатного за рівнем механічних властивостей спеченого жароміцного сплаву.

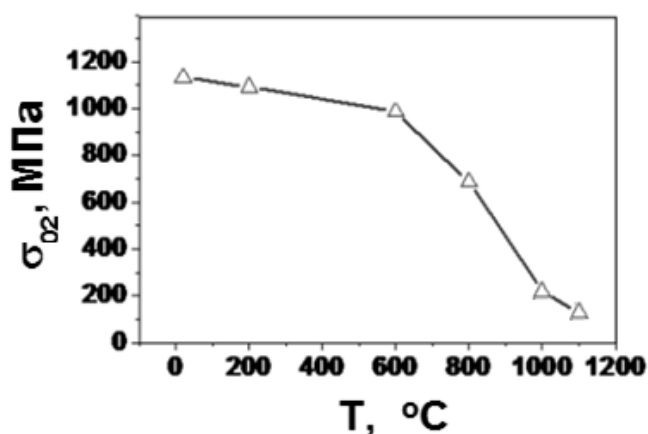


Рис. 4. Механічні властивості сплаву, отриманого із шихти, що піддавалася розмелу протягом 30 хв та спеченого в вакуумі при температурі 1600 °С

Оцінка впливу технологічних схем при варіанті виготовлення зразків високочистого сплаву на механічні властивості останнього показали, що міцність зразків порошкового матеріалу суттєво залежить від наявності операції механоактивації, яка здійснюється шляхом високоенергетичного розмелу шихти у планетарному млині, а також від тривалості розмелу. В загальному, міцність порошкового сплаву (з попереднім розмелом шихти) до температури приблизно 700 °С перевищує міцність литого сплаву (рис. 2), однак при вищих температурах випробування міцність порошкового сплаву поступається литому, що можна пояснити впливом поруватості.

Висновки

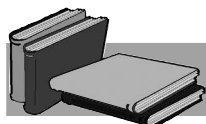
1. Показано, що гомогенність за хімічним складом і чистоті по домішкам втілення, а також передбачені механічні властивості перспективного жароміцного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (% ат.), можливо отримати методом виплавки при використанні вакуумно-дугової та вакуумно-індукційної плавки у середовищі аргону. Проте, виходячи із технологічних і теплофізичних особливостей сплаву при формуванні литої структури можливе утворення дендритних структур, розвиток дендритної ліквідації та сегрегації, схильність до утворення кристалізаційних тріщин і пористості, що негативно позначається на його характеристиках і обмежує його широке промислове використання.

2. Встановлена гомогенність за хімічним складом перспективного жароміцного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (% ат.), одержаного методом порошкової металургії при двох перспективних технологічних схемах, яка визначається оптимальними параметрами розмелу порошоків для кожного сплаву по методиці, наведеній в нашому дослідженні [23]. Для максимального підвищення гомогенності сплаву по молібдену і алюмінію рекомендовано використовувати порошки лігатури цих компонентів, яка відповідає інтерметаліду AlMo з температурою плавлення 1757 °С.

3. Встановлена можливість створення гомогенного дрібнокристалічного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (ат. %) з міцністю, нарівні показників литого сплаву методом порошкової металургії як з використанням відкритого гарячого штампування заготовок із суміші порошоків при температурі 1200 °С з відпалом при 1600 °С у вакуумі, так і при вакуумно-технологічній схемі — спікання при 1600 °С і термопластичної деформації на стиск у вакуумі.

4. Проведені дослідження показали, що одержання ВЕСів методом порошкової металургії має переваги перед методом виплавки, оскільки встановлена можливість створення композиційного матеріалу необхідного складу, закономірності його розчинення в процесі відпалу, які дозволяють керувати процесами формування складів ВЕСів, та їх стабільністю без надвисокого охолодження при виплавці.

5. Аналіз паралельного дослідження впливу технології отримання та основних технологічних параметрів на гомогенність за хімічним складом, особливості структури та механічні властивості перспективного жароміцного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (% ат.), отриманого методом плавки та порошкової металургії, показав, що технологія порошкової металургії має переваги при одержанні гомогенних за хімічним складом та рівномірної дрібнодисперсної структури сплаву.

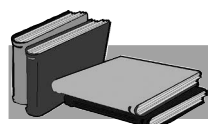


ЛІТЕРАТУРА

1. Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Якущенко И.В., Береснев В.М. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и нитридных покрытий на их основе. *Успехи химии*. 2014. Т. 83. № 11. С. 1027—1061. <https://doi.org/10.1070/rcr4407>
2. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. Elsevier inc. 2019. P. 61—67. <https://doi.org/10.1016/C2017-0-03317-7>
3. Ye Y.F., Wang Q., Lu J., Liu C.T., Yang Y. High-entropy alloy: challenges and prospects. *Materials Today*. 2016. Vol. 19. Iss. 6. P. 349—362. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2015.11.026>
4. Древал Л.А., Агравал П.Г., Турчанин М.А. Высокоэнтропийные сплавы как материалы, имеющие в основе множество базовых элементов. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2014. № 1(32). С. 58—64.
5. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.H. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 61. P. 1—93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
6. Zhao J.C., Westbrook J.H. Ultrahigh-Temperature Materials for Jet Engines. *MRS Bulletin*. 2003. Vol. 28. P. 622—630. <https://doi.org/10.1557/mrs2003.189>
7. Zhang Y., Zhou Y.J., Lin J.P., Chen G.L., Liaw P.K. Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys. *Advanced engineering materials*. 2008. Vol. 10. Iss. 6. P. 534—538. <https://doi.org/10.1002/adem.200700240>
8. Graham S.J., Gallagher E., Baxter G.J., et al. Powder production, FAST processing and properties of a Nb-silicide based alloy for high temperature aerospace applications. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024. Vol. 28. P. 3217—3224. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.12.190>
9. Grammenos I., Tsakiroopoulos P. Study of the role of Al, Cr and Ti additions in the microstructure of Nb—18Si—5Hf base alloys. *Intermetallics*. 2010. Vol. 18. Iss. 2. P. 242—253. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2009.07.020>
10. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Даниленко Н.И., Карпец М.В. Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах. *Современные проблемы физического материаловедения*. 2009. № 18. С. 140—147.
11. Солнцев В.П., Скороход В.В., Фролов Г.А. Разработка жаропрочного сплава на основе ниобия для тепловой защиты изделий ракетно-космической техники. *Вестник двигателестроения*. 2016. № 2. С. 198—206.
12. Senkov O.N., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C. Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr—Nb—Ti—V—Zr system. *Materials Science and Engineering: A*. 2013. Vol. 565. P. 51—62. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.12.018>
13. Zelenitsas K., Tsakiroopoulos P. Study of the role of Al and Cr additions in the microstructure of Nb—Ti—Si in situ composites. *Intermetallics*. 2005. Vol. 13. Iss. 10. P. 1079—1095. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.02.002>
14. Kang Y., Qu S., Song J., Huang Q., Han Ya. Microstructure and mechanical properties of Nb—Ti—Si—Al—Hf—xCr—yV multi-element in situ composite. *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 534. P. 323—328. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.076>
15. Кузнецова Т.Л., Бродниковський М.П., Рокицька О.А., Зубець Ю.Ю. Вибір складу багатоконцентного ніобієвого сплаву системи Nb—Ti—Al—X підвищеної питомої жароміцності, жаростійкості та технологічності. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2020. № 1. С. 27—32.
16. Жароміцний сплав на основі ніобію: *патент на винахід № 126255*, Україна, № заявки а202006291; заявл. 29.09.2020; опубл. 07.09.2022, Бюл. № 36. 4 с.
17. Бродниковський М.П., Кузнецова Т.Л., Рокицька О.А., Крапівка М.О. Особливості формування литої структури багатоконцентних ніобієвих сплавів системи Nb—Ti—Al. *Металознавство та обробка металів*. 2018. Т. 24. № 3. С. 56—61. <https://doi.org/10.15407/mom2018.03.056>
18. Кузнецова Т.Л., Бродниковський Н.П., Крапівко Н.О. Повышение технологичности перспективных многокомпонентных сплавов системы Nb—Ti—Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si. *Процеси лиття*. 2018. № 5(131). С. 72—78. URL: <https://plit-periodical.org.ua/index.php/plit/article/view/169> (дата звернення: 20.09.2025).
19. Bagliuk G.A., Bezimyanniy Yu.G., Stasiuk O.O. Influence of Hot Forging on the Elastic Properties and Character of Anisotropy of Powder Composites with Titanium Matrix. *Materials Science*. 2021. Vol. 57. P. 35—42. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00511-8>
20. Buckingham R.C., Argyrakis C., Hardy M.C., Biroscas S. The effect of strain distribution on microstructural developments during forging in a newly developed nickel base superalloy. *Materials Science and Engineering A*. 2016. Vol. 654. P. 317—328. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.042>
21. Drawin S., Monchoux J.P., Raviart J.L., Couret A. Microstructural Properties of Nb—Si Based Alloys Manufactured by Powder Metallurgy. *Advanced Materials Research*. 2011. Vol. 278. P. 533—538. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.278.533>
22. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*. 2001. Vol. 46. P. 1—184. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00010-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00010-9)

23. Бродніковський М.П., Баглюк Г.А., Марич М.В., Кузнєцова Т.Л., Рокицька О.А., Кулаков С.А. Отримання жароміцного гомогенного сплаву методом пресування та спікання суміші порошків (Nb-21Ti-5Al-10Cr-7Mo) ат. %. *Металознавство та обробка металів*. 2024. Т. 30. № 3 (111). С. 58—68. <https://doi.org/10.15407/mom2024.03.058>
24. Баглюк Г.А., Марич М.В., Бродніковський М.П., Кузнєцова Т.Л., Рокицька О.А., Кулаков С.А.. Вплив технологічних параметрів виготовлення на особливості структури та механічні властивості полікомпонентного жароміцного сплаву на основі ніобію. *Порошкова металургія*. 2024. № 7/8. С. 28—40. URL: <http://www.materials.kiev.ua/issue/235/article/3757> (дата звернення: 20.09.2025).

Надійшла 06.10.2025



REFERENCES

1. Pogrebnjak, A. D., Bagdasaryan, A. A., Yakushchenko, I. V., & Beresnev V. M. (2014). The structure and properties of high-entropy alloys and nitride coatings based on them. *Advances in chemistry*, 83(11), 1027-1061. <https://doi.org/10.1070/rcr4407> [in Russian].
2. Murty, B. S., Yeh, J. W., Ranganathan, S., & Bhattacharjee, P. P. (2019). High-Entropy Alloys. *Elsevier inc.*, 61-67. <https://doi.org/10.1016/C2017-0-03317-7>
3. Ye, Y. F., Wang, Q., Lu, J., Liu, C. T., & Yang, Y. (2016). High-entropy alloy: challenges and prospects. *Materials Today*, 19 (6), 349-362. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2015.11.026>
4. Dreval, L. A., Agraval, P. G., & Turchanin, M. A. (2014). Visokoentropiinie splavi kak materiali, imeyushchie v osnove mnozhestvo bazovikh elementov. [High-entropy alloys are materials based on many basic elements]. *Visnyk Donbaskoi derzhavnoi mashynobudivnoi akademii*, 1(32), 58-64 [in Russian].
5. Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao, M. C., Dahmen, K. A., Liaw, P. K., & Lu, Zh. P. (2014). Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 61, 1-93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
6. Zhao, J. C., & Westbrook, J. H. (2003). Ultrahigh-Temperature Materials for Jet Engines. *MRS Bulletin*, 28, 622-630. <https://doi.org/10.1557/mrs2003.189>
7. Zhang, Y., Zhou, Y. J., Lin, J. P., Chen, G. L., & Liaw, P. K. (2008). Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys. *Advanced engineering materials*, 10 (6), 534-538. <https://doi.org/10.1002/adem.200700240>
8. Graham, S. J., Gallagher, E., Baxter, G. J., et al. (2024). Powder production, FAST processing and properties of a Nb-silicide based alloy for high temperature aerospace applications. *Journal of Materials Research and Technology*, 28, 3217-3224. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.12.190>
9. Grammenos, I., & Tsakiroopoulos, P. (2010). Study of the role of Al, Cr and Ti additions in the microstructure of Nb-18Si-5Hf base alloys. *Intermetallics*, 18(2), 242-253. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2009.07.020>
10. Firstov, S. A., Gorban, V. F., Krapivka, N. A., Pechkovskiy, E. P., Danilenko, N. I., & Karpets, M. V. (2009). Mekhanicheskie svoystva litikh mnogokomponentnykh splavov pri vysokikh temperaturakh. [Mechanical properties of cast multicomponent alloys at high temperatures]. *Sovremennye problemy fizicheskogo materialovedeniya*, (18), 140-147 [in Russian].
11. Solntsev, V. P., Skorokhod, V. V., & Frolov, G. A. (2016). Razrabotka zharoprochnogo splava na osnove niobiya dlya teplovoi zashchiti izdelii raketno-kosmicheskoi tekhniki [Development of a heat-resistant niobium-based alloy for thermal protection of rocket and space technology products]. *Vestnik dvigatelestroeniya*, (2), 198-206 [in Russian].
12. Senkov, O. N., Senkova, S. V., Miracle, D. B., & Woodward, C. (2013). Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr-Nb-Ti-V-Zr system. *Materials Science and Engineering: A*, 565, 51-62. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.12.018>
13. Zelenitsas, K., & Tsakiroopoulos, P. (2005). Study of the role of Al and Cr additions in the microstructure of Nb-Ti-Si in situ composites. *Intermetallics*, 13(10), 1079-1095. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.02.002>
14. Kang, Y., Qu, S., Song, J., Huang, Q., & Han, Ya. (2012). Microstructure and mechanical properties of Nb-Ti-Si-Al-Hf-xCr-yV multi-element in situ composite. *Materials Science and Engineering: A*, 534, 323-328. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.076>
15. Kuznetsova, T. L., Brodnikovskiy, M. P., Rokytska, O. A., & Zubets, Y. Y. (2020). Vybir skladu bahatokomponentnoho niobiievroho splavu systemy Nb-Ti-Al-X pidvyshchenoi pytomoi zharomitsnosti, zharostijkosti ta tekhnolohichnosti [Selection of the composition of a multicomponent niobium alloy of the Nb-Ti-Al-X system with increased specific heat strength, heat resistance, and processability]. *Fizyko-khimichna mekhanika materialiv*, (1), 27-32 [in Ukrainian].
16. Zharomitsnyi splav na osnovi niobiiu [Niobium-based heat-resistant alloy]. (2022). *Patent № 126255*, Ukraine. Application No. a202006291; filed 09/29/2020; published 09/07/2022. Bulletin No. 36, 4 p. [in Ukrainian].
17. Kuznetsova, T. L., Brodnikovskiy, M. P., Rokytska, O. A., & Krapivka, M. O. (2018). Particularity of formation the cast structure of multicomponent niobium alloys Nb-Ti-Al. *Metal Science and Treatment of Metals*, 24(3), 56-61. <https://doi.org/10.15407/mom2018.03.056> [in Ukrainian].

18. Kuznetsova, T. L., Brodnikovskiy, N. P., & Krapivko, N. O. (2018). Increase of manufacturability of perspective multicomponent alloys of system Nb-Ti-Al, alloyed with Cr, Zr, Mo, Si. *Casting processes*, 5(131), 72-78. <https://plit-periodical.org.ua/index.php/plit/article/view/169> [in Russian].
19. Bagliuk, G. A., Bezimyanniy, Yu. G., & Stasiuk, O. O. (2021). Influence of Hot Forging on the Elastic Properties and Character of Anisotropy of Powder Composites with Titanium Matrix. *Materials Science*, 57, 35-42. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00511-8>
20. Buckingham, R. C., Argyrakis, C., Hardy, M. C., & Biroscas, S. (2016). The effect of strain distribution on microstructural developments during forging in a newly developed nickel base superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 654, 317-328. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.042>
21. Drawin, S., Monchoux, J. P., Raviart, J. L., & Couret, A. (2011). Microstructural Properties of Nb-Si Based Alloys Manufactured by Powder Metallurgy. *Advanced Materials Research*, 278, 533-538. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.278.533>
22. Suryanarayana, C. (2001). Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, 46, 1-184. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00010-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00010-9)
23. Brodnikovskiy, M. P., Bagliuk, G. A., Marych, M. V., Kuznetsova, T. L., Rokytska, O. A., & Kulakov, S. A. (2024). Obtaining a homogeneous high-temperature strength alloy (Nb-21Ti-5Al-10Cr-7Mo) at. % by pressing and sintering a mixture of powders. *Metal Science and Treatment of Metals*, 30(3(111)), 58-68. <https://doi.org/10.15407/mom2024.03.058> [in Ukrainian].
24. Bagliuk, G. A., Marych, M. V., Brodnikovskiy, M. P., Kuznetsova, T. L., Rokytska, O. A., & Kulakov, S. A. (2024). Effect of the technological parameters on the features of structure and mechanical properties of multi-component high-temperature niobium based alloy. *Powder Metallurgy*, (7/8). 28-40. <http://www.materials.kiev.ua/issue/235/article/3757> [in Ukrainian].

Received 06.10.2025

Summary

M.V. Marych, PhD (Engin.), Senior Research Scientist,
e-mail: myroslavmv@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0003-3560-8238>
M.P. Brodnikovsky, PhD (Phys. & Math.), Head of the Department,
e-mail: nbrodnik@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0001-7649-7373>
G.A. Bagliuk, Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Dr. Sci.
(Engin.), Professor, Director,
e-mail: gbag@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-2392-2687>
T.L. Kuznetsova, PhD (Engin.), Senior Research Scientist,
e-mail: tlk5metal@gmail.com, <https://orcid.org/0009-0004-3889-0333>

*Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of
Ukraine (Kyiv, Ukraine)*

Physico-Chemical Features of Producing High-Temperature Strength Niobium Nb-Ti-Al-Cr-Mo System Alloys by Melting and the Powder Metallurgy Method

Niobium alloys of the Nb-Ti-Al system are one of the most promising alloys in the rocket and space industry, especially alloys with a low specific gravity ($\leq 7\text{g/cm}^3$), which have a yield strength at 1000 °C of not less than 500 MPa. Our studies have established the possibility of creating promising cast heat-resistant alloys of this system, and a promising heat-resistant alloy 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (at. %), which meets the specified requirements, was also developed. However, the large crystallization interval of cast alloys of this system, the thermophysical features of their crystallization cause the possibility of the formation of dendritic structures, the development of dendritic liquation and segregation, and the tendency to the formation of crystallization cracks, which reduces the operational characteristics of cast alloys. In this regard, there was a need to investigate the possibilities of obtaining these alloys by the powder metallurgy method. The article presents the results of a study of the influence of the production technology and the main technological parameters on the structural features and mechanical properties of the promising heat-resistant alloy 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (% at.), obtained by the melting method and by two promising powder metallurgy technological schemes. The possibility of obtaining a homogeneous fine-crystalline alloy 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (at. %) with strength equal to that of the cast alloy by the powder metallurgy method using both open hot forging of billets from a mixture of powders at a temperature of 1200 °C with annealing at 1600 °C in vacuum (the first technological scheme), and the second vacuum-technological scheme – after sintering at 1600 °C of billets from a mixture of powders and thermoplastic compression deformation in vacuum has been established. The use of hot thermomechanical processing of sintered blanks at relatively low temperatures (1200 °C) in the range of solid-phase reactions provides materials with high dispersion of the structure and a high degree of homogeneity. The possibility of creating a composite material, the regularities of its dissolution during the annealing process, which allow controlling the processes of porosity formation and grain sizes of the alloy (57Nb-21Ti-5Al-10Cr-7Mo) at. % when obtained by the powder metallurgy method, is shown.

Keywords

Heat-resistant niobium alloys, argon arc melting, powder metallurgy, hot forging, annealing, vacuum sintering, structure, heat resistance.