

PACS numbers: 61.43.Gt, 61.66.Dk, 61.72.Ff, 61.72.Qq, 81.05.Bx, 81.05.Rm, 81.20.Ev

Пористі матеріали на основі титану та цирконію, одержані спіканням гідрогенізованих порошків

Д. Г. Саввакін, Д. В. Оришич, О. О. Стасюк, М. М. Гуменяк,
В. І. Бондарчук, П. Є. Марковський

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

Оцінено потенціал виготовлення високопористих технічно чистих титану, цирконію та двокомпонентного ступу Ti–10% Zr шляхом холодного компактування та вакуумного спікання порошків гідридів вказаних металів. Пористі структури одержано без використання пороутворювальних добавок, які можуть негативно вплинути на чистоту кінцевих матеріалів, в той час як використання гідридів металів у якості стартових порошків сприяє пониженню вмісту домішок. Встановлено основні закономірності формування мікроструктури й особливостей пористої структури цих матеріалів в залежності від розмірів гідрогенізованих порошків, тиску компактування їх і температур спікання. Одержано матеріали із загальним об'ємом пор близько 30% і значною часткою відкритих поруватих каналів діаметром від 20 мкм до 60–80 мкм. Такі пористі матеріали є перспективними для використання в системах фільтрації газів і рідин, а також в якості гетерів.

Ключові слова: гідриди Титану та Цирконію, спікання, пористі матеріали, мікроструктура.

Corresponding author: Dmytro Georhiyovych Savvakín
E-mail: savva@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: D. G. Savvakín, D. V. Oryshych, O. O. Stasiuk, M. M. Humeniak, V. I. Bondarchuk, and P. E. Markovsky, Titanium- and Zirconium-Based Porous Materials Manufactured by Sintering Hydrogenated Powders, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 1: 19–33 (2026) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.48.01.0019](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0019)

© Publisher PH 'Akademperiodyka' of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

The potential for the fabrication of highly porous commercially pure titanium, zirconium, and a binary Ti–10% Zr alloy by cold compaction and vacuum sintering of hydride TiH_2 and ZrH_2 powders is evaluated. Porous materials are obtained without the use of pore-forming additives, which can negatively affect the purity of the final materials, while the use of initial hydride powders contributes to a decrease in the impurity content. The main regularities of the microstructure formation and the features of the porous structure depending on the size of the hydride powders, compaction pressure and sintering temperatures are established. Materials with a total pore volume of about 30% and a significant proportion of open pore channels with a diameter of 20 μm to 60–80 μm are obtained. Such porous materials are promising for use in gas and liquid filtration systems, as well as getters.

Key words: titanium and zirconium hydrides, sintering, porous materials, microstructure.

(Отримано 22 грудня 2025 р.; остаточн. варіант — 25 грудня 2025 р.)

1. ВСТУП

Високопористі матеріали на основі титану та цирконію мають значний потенціал використання в якості гетерів у вакуумній техніці, в системах фільтрації газів і рідин, а також як демпферні матеріали. Особливості фізико-хімічної поведінки поверхонь титану та цирконію визначають в певних умовах їхню високу корозійну стійкість, але за зміни стану поверхні — значну активність по відношенню до багатьох газів і рідин [1–3]. За контакту з атмосферою відбувається швидке окиснення та насичення поверхні цих металів газами; водночас миттєво утворюються пасивувальні оксидні плівки. Товщина оксидної плівки для титану дорівнює від 50 ангстрем до декількох мікрметрів в залежності від умов витримки титану на повітрі; сама ж плівка складається переважно з оксиду TiO_2 та оксидів нижчого порядку TiO_x ($x < 2$) [1]. Подібна плівка оксиду ZrO_2 за контакту з атмосферою миттєво утворюється і на поверхні цирконію. Такі плівки гальмують або повністю зупиняють процес взаємочину металів з газами, одночасно ведучи до їхньої високої корозійної стійкості в кислотних і лужних середовищах. Саме завдяки тому, що в природніх умовах поверхня цих металів завжди вкрита оксидними плівками, титан і цирконій, будучи достатньо інертними, використовуються для виготовлення пористих фільтрувальних елементів для механічного очищення газів і рідин.

З іншого боку, із видаленням оксидних плівок (наприклад, шляхом нагрівання металів у вакуумі, що веде до дифузійного розчинення оксидних плівок вглибину матеріалу) очищена поверхня титану та цирконію знову стає надзвичайно активною, зокрема щодо атмосферних газів та Гідрогену. Ця особливість титану та цирконію зумовлює

їхнє широке використання в якості гетерних матеріалів [2, 3].

Для гетерних і фільтрувальних матеріалів надзвичайно важливим є формування не ізольованих пор, а відкритих поруватих каналів (відкрита пористість) для вільного проникнення газів і рідин всередину виробу, що зазвичай вимагає об'ємного вмісту пор більше 10%. Тому досягнення необхідних сорбційних характеристик гетерів і фільтраційних показників вимагає строгого контролю параметрів пористості, включаючи загальний об'ємний вміст пор, їхні розміри, ширину відкритих поруватих каналів. Контрольований рівень пористості поверхні також необхідний під час виготовлення медичних імплантів із біосумісних стопів на основі титану та цирконію, для ліпшого живлення імпланту в біологічні тканини.

З вищесказаного випливає актуальність дослідження перспективних методів створення пористих структур на основі цих металів із визначенням характеристик пористості. Пористі структури зазвичай одержують з порошкових матеріалів; водночас значна кількість підходів використовує додавання до порошоків відповідних металів спеціальних пороутворювачів. Пороутворювачі видаляються в процесі спікання порошоків, що дає змогу створити високопористі системи із регульованим розміром пор, але з іншого боку, цей підхід несе ризик забруднення металів залишками пороутворювачів, в першу чергу, Карбоном та Оксигеном. З іншого боку, перспективним методом створення пористих металевих структур із низьким вмістом сторонніх домішок є операції пресування та спікання порошоків металів без додавання пороутворювачів. В цьому аспекті викликає інтерес використання гідрогенізованих порошоків титану та цирконію (порошків відповідних гідридів) як стартових матеріалів для створення пористих структур. Такий вибір стартових порошоків зумовлений тим, що Гідроґен є тимчасовою леґувальною домішкою до вказаних металів і повністю видаляється з порошкових частинок під час вакуумного спікання [4–7]; в той же час Гідроґен має корисний вплив на метали, збільшуючи дефектність їхньої кристалічної структури, що активує дифузію у твердій фазі та процеси спікання порошоків. Крім того, атомарний Гідроґен, що виходить з кристалічної ґратниці на поверхню частинок, має очищувальний вплив на метали, понижуючи кінцевий вміст домішок у них [4–7]. Тому гідрогенізовані порошки титану та цирконію мають ліпшу здатність до спікання, а спечені з них стопи — менший вміст домішок і ліпші механічні характеристики у порівнянні зі стопами, одержаними спіканням традиційних негідрогенізованих порошоків.

Зважаючи на вищевикладене, метою роботи є дослідження потенціалу одержання пористих титанових і цирконійових матеріалів шляхом компактування та спікання порошоків відповідних гідридів і визначення перспективних технологічних параметрів для досягнення бажаної структури пористих матеріалів.

2. МАТЕРІЯЛИ І МЕТОДИКИ

У даній роботі досліджували створення як однокомпонентних титанових і цирконійових пористих матеріалів, так і пористого бінарного ступу Ti–10% Zr (% мас.). В якості стартових матеріалів використано титанову губку марки ТГ-110 і йодидний цирконій (ТУ 95.46-97). Порошки заданого розміру виготовлено шляхом насичення воднем вказаних металів у лабораторних умовах до стану гідридів (TiH₂ та ZrH₂) та наступного їхнього диспергування.

Гідриди Титану та Цирконію подрібнювали в планетарному млині RETSCH PM100 в порошок, частинки заданої дисперсності (різні розмірні фракції в межах від 40 до 200 мкм) відділяли за допомогою сит. Одержані порошки гідридів використано для оцінки впливу їхніх розмірів на кінцеву мікроструктуру та пористість технічно чистого титану та технічно чистого цирконію. Для двокомпонентного ступу Ti–10% Zr використовували суміші частинок гідридів у відповідній пропорції. Компактування порошоків або їхніх сумішей відбувалося за методом холодного пресування у прес-формах з криці циліндричної форми (діаметер пресованих зразків — 10 мм, висота — до 10–15 мм). Тиски пресування складали 100–460 МПа. Спресовані зразки нагрівали для спікання у вакуумній печі зі швидкістю у 10°C/хв. до температур у 900°C та 1000°C із подальшою витримкою у 2 години, після чого охолоджували разом із піччю.

Такий режим нагрівання забезпечував десорбцію Гідрогену з гідрогенізованих порошоків, їхнє спікання, а для гетерогенних систем порошоків частинок TiH₂ + ZrH₂ — їхню гомогенізацію із метою одержання однорідного пористого ступу Ti–Zr.

Мікроструктурні дослідження проводили методом оптичної мікроскопії (мікроскоп Olympus IX-70) та сканівної електронної мікроскопії (TESCAN VEGA 3) за режимами вторинних та зворотно розсіяних електронів. Електронний мікроскоп Tescan VEGA III обладнано системою EDX (energy dispersive x-ray) мікроаналізи Brucker, яку використано для визначення локального хемічного складу матеріалів і побудови «карт» розподілу хемічних елементів. Пористість спечених зразків визначали, вимірюючи їхню густину (за оцінками маси на аналітичних вагах і геометричних розмірів) із порівнянням одержаної величини з теоретичною густиною відповідних матеріалів, а також контролюючи зображення пористих поверхонь металографічних шліфів.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Одержання пористих титану та цирконію

Пористість спечених порошоків матеріалів визначається такими

основними чинниками як розміри порошкових частинок, тиск компактування їх, температура та час спікання. Відомо, що досягнення більшої пористості спечених порошкових систем досягається за мінімальних тисків компактування, мінімальних температур і часу ізотермічних витримок під час спікання. З іншого боку, тиски компактування мають бути достатньо високими, щоб забезпечити достатню силу зчеплення між частинками та запобігти руйнуванню зразків, а температура та час за подальшого спікання їх мають забезпечити досягнення мінімально необхідних характеристик міцності кінцевого пористого матеріялу. Також добре відомо, що в однакових умовах компактування та спікання порошкові частинки меншого розміру завдяки більшій поверхневій енергії активніше спікаються, ведучи до меншої пористості кінцевих матеріялів, аніж за використання порошкових частинок більшого розміру.

Основні закономірності формування пористих структур під дією вказаних технологічних параметрів було перевірено на прикладі порошкового гідриду Титану (табл. 1). Щодо вибору тисків компактування, то попередні експерименти показали, що тиски компактування до 100 МПа є недостатніми для забезпечення цілісності пресованої системи гідридних частинок. З іншого боку, тиск пресування на рівні 460 МПа (табл. 1, п. 1) гарантовано забезпечує щільні контакти між частинками, але виявився занадто високим для збереження високої пористості, яка склала лише близько 15%; водночас значна об'ємна доля пор мала ізольований (закритий) характер. Оскільки такі характеристики пористості є не завжди достатніми для високих гетерних і фільтрувальних показників, в роботі для дослідження було обрано тиски компактування порошоків в межах від 125 МПа до 200 МПа (табл. 1).

ТАБЛИЦЯ 1. Вплив основних технологічних параметрів виготовлення порошкових заготовок на пористість технічно чистого титану.

TABLE 1. Influence of main technological parameters of manufacturing process on porosity of commercially pure titanium.

№	Розмір порошку TiH ₂ , мкм	Тиск пресування, МПа	Режим спікання	Густина, г/см ³	Пористість, %
1	40–125	460	1000°C, 2 год.	3,81	15
2	63–125	200	900°C, 2 год.	3,23	28
3	63–200	200	900°C, 2 год.	3,17	30
4	63–200	125	1000°C, 2 год.	3,20	29
5	менше 63	150	900°C, 2 год.	2,94	35
6	менше 63	125	1000°C, 2 год.	3,70	18
7	менше 100	125	900°C, 2 год.	2,75	39
8	менше 100	125	1000°C, 2 год.	3,52	22

Обидва гідриди є крихкими матеріялами, які мають практично нульову пластичність під час стискання та низьку міцність. Зокрема, міцність гідриду Цирконію є на рівні від 150 до 500 МПа в залежності від вмісту Гідрогену та легувальних елементів [8, 9], а міцність гідриду Титану TiH_2 — 150–250 МПа [1, 10]. Це свідчить, що за вказаних тисків компактування гідридних частинок (125–200 МПа) є значна вірогідність їхнього крихкого руйнування, особливо в місцях контактів між частинками, де локальні стискальні напруження можуть істотно перевищувати межу міцности гідридів Титану та Цирконію. Частинки гідридів, маючи неправильну осколкову форму (рис. 1, а), зчіплюються між собою нерівностями поверхонь, забезпечуючи достатню міцність контактів. Процеси десорбції Гідрогену за нагрівання у вакуумі починаються близько 300°C для обох гідридів, а завершуються за 600–700°C для гідриду Титану, та за дещо вищих температур (до 750–800°C) для гідриду Цирконію [6]. Спінання практично дегідрогенізованих частинок достатньо активно розвивається за температур, вищих за 700°C (рис. 1, б, в), що є наслідком активувальної ролі Гідрогену, який покинув матеріял.

З метою одержання достатньо високої пористости спечених титанового та цирконійового матеріялів їх було порівняльно досліджено за однакових розмірних параметрів частинок, тисків компактування та температур спікання. Так, за однакових розмірів частинок (менше 100 мкм) і тиску компактування у 125 МПа вплив температури спікання добре ілюструється рис. 2. За температури спікання у 900°C із ізотермічною витримкою впродовж двох годин обидві досліджені порошкові системи зберігають достатньо високу об'ємну частку пор із чітко видимими стартовими частинками та сіткою відкритих поруватих каналів між ними шириною до 10–20 мкм. Водночас пористість титану істотно вища (38–40%), ніж для цирконію (близько 20%). Така різниця пояснюється тим, що стартові порошкові частинки виготовляли із пористої титанової губки та масивного (малопористого) йодидного цирконію. Вказані високі значення пористости є наслідком, в тому числі, недостатнього розвитку процесів спікання за температури у 900°C, що також веде до низької міцности зразків, які руйнуються навіть у процесі шліфування й обточування їх. Температура спікання у 1000°C (рис. 2, в, з) істотно активує спікання, що забезпечує перетворення системи окремих частинок у практично масивний матеріял із залишковими порами, значна частина яких стає ізольованими, а їхня морфологія наближається до рівновісної із розмірами до 30–40 мкм для титану та до 15 мкм для цирконію. Відповідно до формування масивних матеріялів із пониженою пористістю (22% для титану і 8% для цирконію), їхня міцність стає достатньою для виготовлення виробів необхідної геометричної конфігурації.

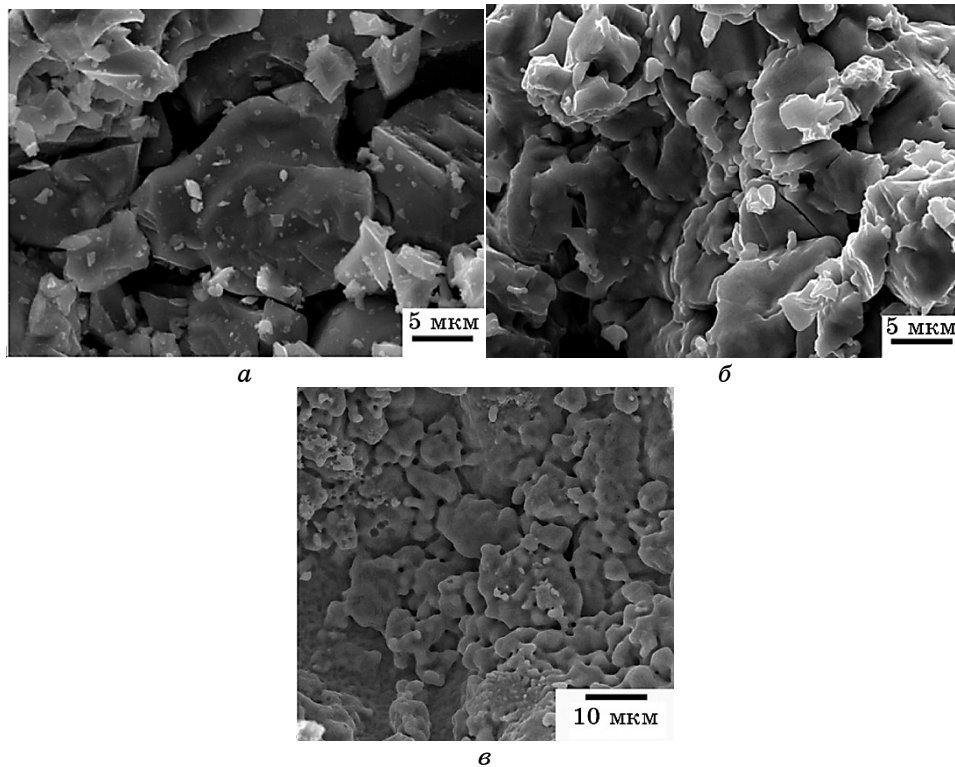


Рис. 1. Порошкові частинки гідриду Титану (*a*), початок формування шийок спікання між частинками дегідрогенізованого Титану за 710°C (*б*) та сформовані шийки спікання між частинками дегідрогенізованого Цирконію після нагрівання до 1000°C (*в*).

Fig. 1. Titanium-hydride powder particles (*a*), start of sintering-necks' formation between dehydrogenated titanium at 710°C (*b*), sintering necks between dehydrogenated zirconium particles after heating to 1000°C (*c*).

Крім різниці в кількості та морфології залишкових пор, слід зазначити істотну різницю в мікроструктурі спечених зразків (рис. 2, *в*, *г*). Титан, спечений за 1000°C, складається із кристалітів α -фази, які мають морфологію, достатньо близьку до рівноважної, в той час як цирконій характеризується переважно дрібною пластинчастою структурою α -фази із присутністю рівноважних складових.

Такі морфологічні особливості пояснюються наступним. Температура спікання у 1000°C відповідає однофазній β -області для обох чистих металів. В процесі повільного охолодження в печі після спікання відбувається $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення із формуванням α -фази пластинчастої морфології. Товщина α -пластин в нелегованому (технічно чистому) титані швидко зростає, перетворюючи пластини на

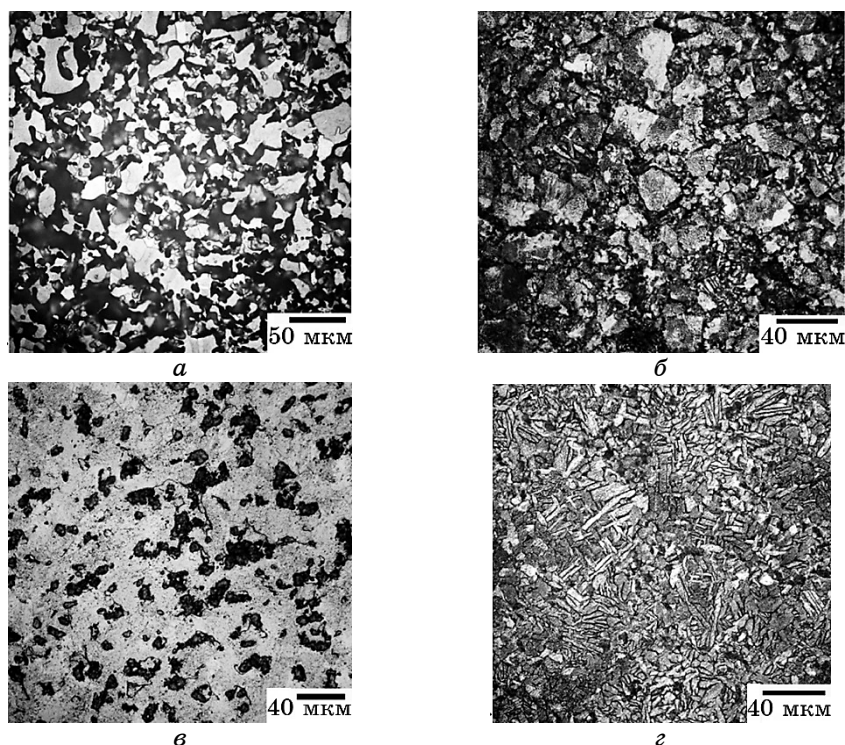


Рис. 2. Особливості мікроструктури титанового (*а, в*) й цирконійового (*б, г*) пористих матеріалів за тиску пресування у 125 МПа і температур спікання у 900°C (*а, б*) та 1000°C (*в, г*) з ізотермічною витримкою у 2 години.

Fig. 2. Microstructure peculiarities of titanium (*a, в*) and zirconium (*б, г*) porous materials produced with 125 MPa compaction pressure and sintering temperatures of 900°C (*a, б*) and 1000°C (*в, г*) with 2 h isothermal exposure.

близькі до глобулярних кристаліти. В той же час, цирконій, який має більшу хемічну активність, активно накопичує атмосферні домішки (Оксиген, Нітроген) як в процесі підготовки порошку, так і сорбуючи залишкові гази у вакуумованій камері під час спікання. Оскільки Оксиген і Нітроген є домішками, які стабілізують α -фазу, підвищуючи температуру $\alpha \rightarrow \beta$ -перетворення, то в окремих найбільш забруднених зонах частинок цирконію α -фаза зберігається навіть за температури спікання у 1000°C.

Саме такі зони характеризуються глобулярною морфологією кристалітів, в той час як інший об'єм матеріалу, який за нагрівання до 1000°C перейшов у β -область, за охолодження формує дрібну пластинчасту структуру α -фази цирконію.

Більш детально особливості пористих структур титану та цирконію, одержаних спіканням за 1000°C, та вплив на них розмірів ста-

ртових порошкових частинок можна проаналізувати з рис. 3. Відносно дрібні частинки гідриду Титану (до 100 мкм) ведуть до збереження під час спікання пор, морфологія яких наближається до сферичної, та поруватих каналів, які мають відкритий характер, а їхня форма наслідує форму пустот між скомпактованими порошковими частинками. Поперечні розміри й окремих пор, і каналів сягають до 30 мкм (рис. 3, *a*). Крупні частинки гідриду Титану (63–200 мкм), між якими зберігаються відповідні крупніші пустоти ще на стадії компактування частинок, ведуть до формування достатньо крупних каналів і пор неправильної морфології, шириною до 60–80 мкм (рис. 3, *в*).

Спечені системи порошкових частинок Цирконію характеризуються не лише меншою загальною пористістю (в межах 4–15% із зміною вказаних параметрів), але й іншими розмірами пор (рис. 3, *б, з*).

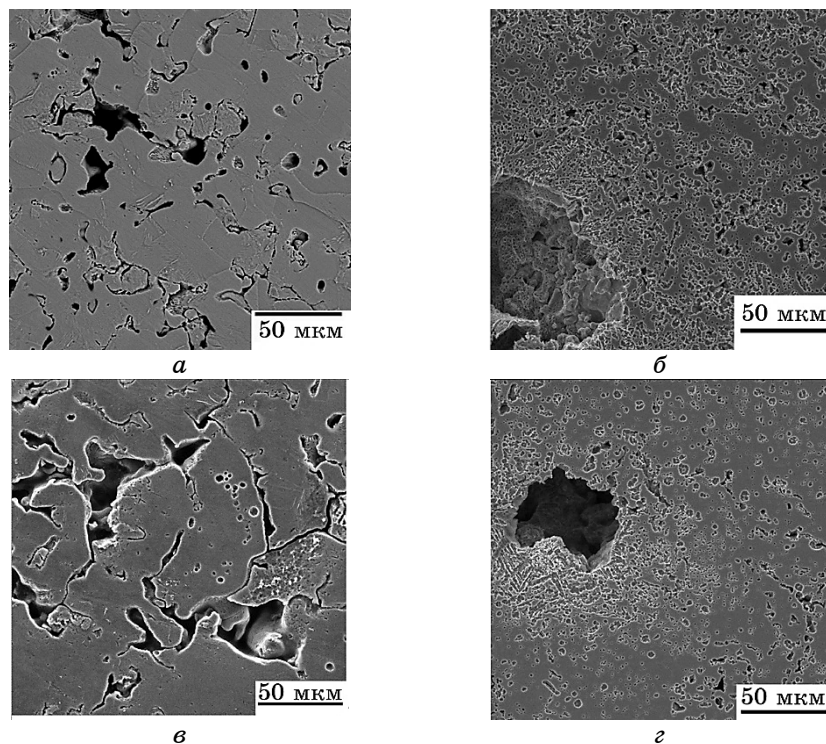


Рис. 3. Типові мікроструктури пористих титанових (*a, в*) та цирконійових (*б, з*) матеріалів. Розміри стартових частинок — менше 100 мкм (*a, б*) та 63–200 мкм (*в, з*).

Fig. 3. Typical microstructures of porous titanium (*a, v*) and zirconium (*б, з*) materials. Sizes of starting powder particles are less than 100 μm (*a, б*) and 63–200 μm (*в, з*).

В спечених матеріялах, незалежно від розмірів порошку, співіснують незначна кількість крупних пор розмірами до 50–100 мкм і велика кількість дрібних (до 10–15 мкм) пор, велика частина яких сполучена між собою у вигляді поруватих ланцюжків. Дрібні пори дають основний внесок у загальну залишкову пористість спеченого цирконію.

Внутрішні поверхні відкритих поруватих каналів характеризує рис. 4 на прикладі спеченого титану. Наявність таких каналів, через які гази та рідини проникають всередину пористого матеріялу, істотно підвищує активну сорбувальну поверхню для гетерних матеріялів та є необхідною умовою для проникнення газів і рідин за їхньої фільтрації.

Враховуючи, що гідрогенізовані частинки масивного йодидного цирконію ведуть до істотно нижчої пористости, ніж гідрогенізовані частинки пористої титанової губки, зокрема, до практично повної відсутности відкритих поруватих каналів у спеченому цирконії, було визнано перспективність подальшої роботи з титановим матеріялом.

З метою одержання достатньо високої пористости (не менше 20%) спечених титанових заготовок було перевірено вплив зміни таких параметрів, як розміри порошкових частинок гідриду Титану, тиск їхнього пресування та температура спікання (900–1000°C); результати узагальнено в табл. 1. З даних таблиці 1 було зроблено наступні висновки. Спікання за температури у 900°C (п. 2, 3, 5, 7) визнано недоцільним, оскільки, хоча і зберігаються найбільші рівні пористости (28–39%), процеси спікання порошку розвиваються

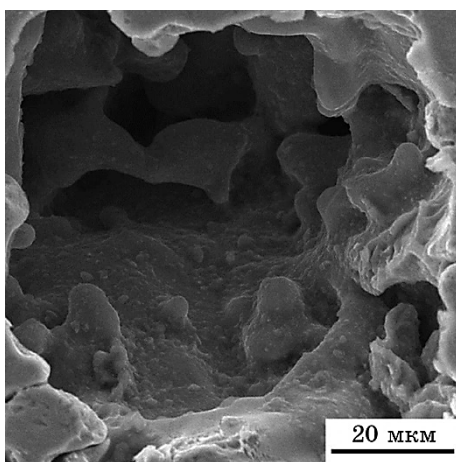


Рис. 4. Електронно-мікроскопічне зображення внутрішньої поверхні поруватого каналу.

Fig. 4. SEM image of inner surface of porous channel.

недостатньо, не забезпечуючи бажану міцність спечених заготовок. Рекомендовано використовувати температуру спікання у 1000°C , яка, з одного боку, забезпечує достатню міцність систем спечених частинок, а з іншого, ще уможлиблює зберегти в них достатньо високу пористість. Розміри частинок бажано використовувати не менше 63 мкм , оскільки дисперсна порошкова система, характеризуючись високою поверхневою енергією, спікається занадто активно за 1000°C (п. 6, табл. 1), ведучи до небажаного пониження загального об'єму пор (до 18%) і до істотно менших розмірів окремих пор ($10\text{--}30\text{ мкм}$). Враховуючи очевидний вплив розмірів стартових частинок на розміри пор між ними у скомпактованому порошковому ансамблі та, відповідно, на розміри й загальний об'єм пор у спечених матеріялах, розміри частинок в межах $63\text{--}200\text{ мкм}$ можна оцінити як найбільш перспективні з досліджених варіантів (табл. 1). Водночас, в кожному окремому випадку можна підбирати оптимальні розміри частинок, зважаючи на необхідні характеристики пор. Тиск пресування порошкових систем для збереження значної пористості та відкритих поруватих каналів має бути мінімальним, в той же час забезпечуючи достатню міцність спресованих порошкових систем. Зважаючи на це, тиски у $125\text{--}150\text{ МПа}$ є найбільш перспективними. Беручи до уваги вищенаведене, оптимальними технологічними параметрами виготовлення та характеристиками одержаних титанових пористих систем було визначено ті, яких наведено в п. 4 табл. 1.

3.2. Двокомпонентні стопи Ti–Zr

Цирконій, знаходячись із Титаном в одній групі Періодичної таблиці елементів і маючи той самий тип кристалічної ґратниці, що і титан, є зміцнювальним леґувальним елементом для титану, формуючи в системі Ti–Zr неперервний ряд твердих розчинів з α -ґратницею. Додавання Цирконію до титану та формування пористих стопів Ti–Zr викликає інтерес з точки зору досягнення вищих рівнів міцності та більшої активності поверхні гетерних матеріялів.

За нагрівання сумішей обох гідридів, десорбція Гідрогену з обох металів підвищує дефектність кристалічної структури дегідрогенованих частинок, активуючи дифузійні процеси в твердій фазі. Завдяки цьому вже в процесі нагрівання до $800\text{--}900^{\circ}\text{C}$ з'являються ознаки поступового розвитку процесів спікання частинок, а взаємна дифузія Титану та Цирконію веде до утворення стопів системи Ti–Zr з двокомпонентних сумішей. Проте, процес утворення повністю хемічно однорідного стопу вимагає витримок упродовж декількох годин і залежить від таких чинників як розміри стартових порошкових частинок і температури.

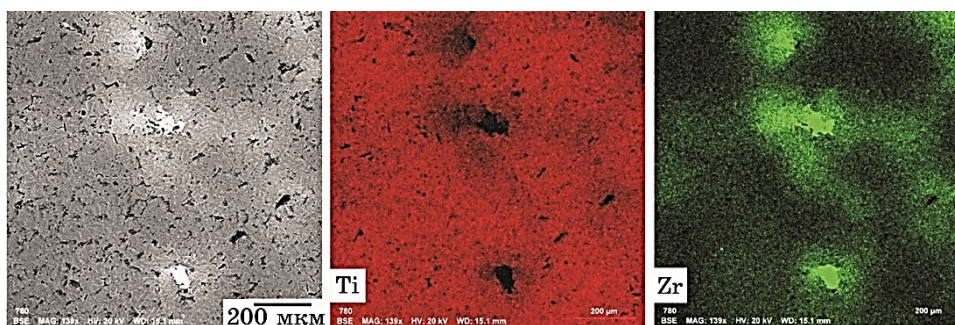


Рис. 5. Мікроструктура та карти розподілу елементів на проміжних стадіях гомогенізації системи Ti–Zr за 1000°C. Видно залишки відносно крупних частинок цирконію та градієнт концентрацій навколо них.

Fig. 5. Microstructure and element distribution maps at intermediate homogenization stages of Ti–Zr system at 1000°C. The remnants of relative coarse zirconium particles and concentrations' gradient around them are visible.

На рисунку 5 показано типову картину розподілу леґувальних елементів у двокомпонентній системі на проміжних стадіях хемічної гомогенізації в ході ізотермічних витримок за 1000°C. Завдяки взаємній дифузії Титану та Цирконію, цирконійові частинки поступово розчиняються в титановій матриці, створюючи зони градієнтів концентрацій навколо себе. Відносно дисперсні частинки (розмірами менше 80–100 мкм) за час близько 2 годин практично повністю розчиняються, завдяки чому локальна концентрація Цирконію в титановій матриці стає практично однорідною та близькою до заданої (9–10%). Але крупніші частинки цирконію розмірами у 125–150 мкм, а також ті, що мають поганий контакт з титановою матрицею, який є бар'єром для дифузії, ще значною мірою зберігаються під час достатньо повільного процесу їхнього розчинення. В центрі нерозчинених цирконійових частинок вміст Титану ще достатньо низький (локальний склад — близько 77% Zr–23% Ti), в той час як у матриці навколо них концентрація Цирконію не перевищує 4%, тобто склад таких зон є достатньо далеким від досягнення однорідного складу Ti–10% Zr.

Поліпшенню однорідності матеріялу сприяють як зменшення розмірів стартових частинок гідриду Цирконію, так і збільшення температури спікання чи часу високотемпературної витримки. Найбільш перспективним для досягнення хемічної однорідності бачиться оптимізація розмірів частинок, оскільки підвищення температурно-часових показників сприяє помітному пониженню кінцевої пористості матеріялу.

З використанням частинок цирконію розмірами до 63 мкм було одержано достатньо однорідний пористий матеріял Ti–10% Zr,

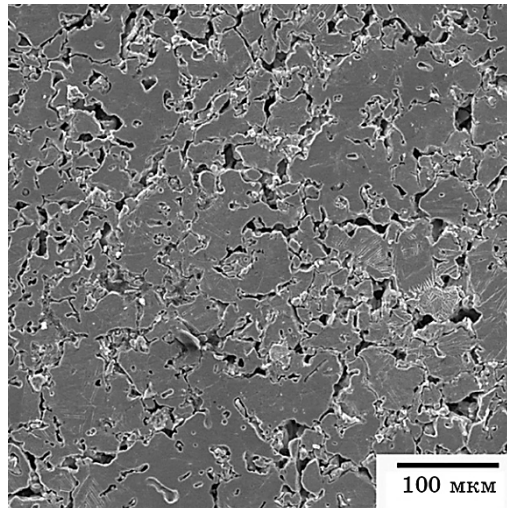


Рис. 6. Пориста структура сплаву Ti–10% Zr, одержаного спіканням за 1000°C з ізотермічною витримкою у 2 години.

Fig. 6. Porous microstructure of Ti–10% Zr alloy sintered at 1000°C for 2 hours.

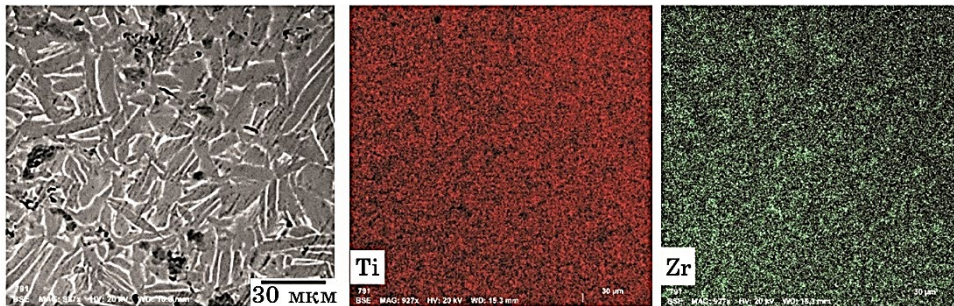


Рис. 7. Однорідна пластинчаста α -структура сплаву Ti–10% Zr та карти розподілу елементів.

Fig. 7. Uniform lamellar α -structure and element distribution maps of Ti–10% Zr alloy.

який мав близько 28% пор (рис. 6). Пориста структура складалася з відкритих поруватих каналів та окремих пор діаметром до 20–40 мкм.

Спечений матеріал характеризується пластинчастою α -структурою; водночас, краї пластин збагачено Цирконієм (рис. 7). Цей результат можна пояснити розшаруванням твердого розчину Ti–Zr в процесі зародження та росту α -пластин під час охолодження

від температур однофазної β -області. Вочевидь, під час $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення відбувається деяке збагачення залишків β -фази Цирконієм, внаслідок чого Цирконій концентрується на поверхнях утворених α -пластин.

Підсумовуючи, можна зазначити, що структура одержаних пористих технічно чистого титану та стопів системи Ti–Zr (на прикладі складу Ti–10% Zr) є перспективною для використання в системах фільтрації газів і рідин, а також, за умови активації їхніх поверхонь, у вакуумних приладах в якості гетерних матеріалів.

4. ВИСНОВКИ

1. Оцінено потенціал виготовлення пористих матеріалів на основі титану та цирконію шляхом холодного пресування та вакуумного спікання гідрогенізованих порошкових частинок (гідридів) вказаних металів.

2. Встановлено основні закономірності формування мікроструктури й особливостей пористої структури титану, цирконію та стопу Ti–10% Zr в залежності від таких технологічних параметрів їхнього виготовлення як розміри гідрогенізованих порошкових частинок, тиск компактування їх та температура спікання.

3. Визначено технологічні параметри, що забезпечують формування високопористих матеріалів із загальним об'ємом пор близько 30% та значною часткою відкритих поруватих каналів діаметром від 20 мкм до 60–80 мкм. Такі пористі матеріали є перспективними для використання в системах фільтрації газів і рідин, а також в якості гетерів.

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

D. G. Savvakın developed the general strategy for the investigation, critically analysed the experimental results and wrote the manuscript with input from all authors. D. V. Oryshych and O. O. Stasiuk performed experiments on powder preparation, treatment and sintering; M. M. Humeniak reviewed the literature and collected data on transformations of powder systems into porous materials. V. I. Bondarchuk and P. E. Markovsky performed microstructure investigations. All authors approved the final version of the manuscript.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. G. Lutjering and J. C. Williams, *Titanium* (Berlin: Springer: 2007).
2. H. P. Tang, J. Wang, and Ma Qian, *Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications* (Eds. Ma Qian and F. H. Froes) (Elsevier: 2015), ch. 28, p. 533.

3. F. Habashi, *Encyclopedia of Metalloproteins* (Eds. R. H. Kretsinger, V. N. Uversky, and E. A. Permyakov) (New York: Springer: 2013), p. 2572.
4. O. Ivasishin and V. Moxson, *Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications* (Eds. Ma Qian and F. H. Froes) (Elsevier: 2015), ch. 28, p. 117.
5. D. G. Savvakın, M. M. Humenyak, M. B. Matvyuchuk, and O. H. Molyar, *Physicochemical Mechanics of Materials*, **47**, No. 5: 72 (2011) (in Ukrainian); Д. Г. Саввакін, М. М. Гуменяк, М. В. Матвийчук, О. Г. Моляр, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **47**, № 5: 72 (2011).
6. O. M. Ivasishin and D. G. Savvakın, *Physicochemical Mechanics of Materials*, **51**, No. 4: 27 (2015) (in Ukrainian); О. М. Івасишин, Д. Г. Саввакін, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **51**, № 4: 27 (2015).
7. O. M. Ivasishin, D. G. Savvakın, M. M. Gumenyak, and O. B. Bondarchuk, *Key Eng. Mater.*, **520**: 121 (2012).
8. M. P. Puls, San-Qiang Shi, and J. Rabier, *J. Nuclear Mater.*, **336**: 73 (2005).
9. S. Yamanaka, K. Yoshioka, M. Uno, M. Katsura, H. Anada, T. Matsuda, and S. Kobayashi, *J. Alloys Compd.*, **293–295**: 23 (1999).
10. D. Setoyama, J. Matsunaga, H. Muta, M. Uno, and S. Yamanaka, *J. Alloys Compd.*, **381**: 215 (2004).