

PACS numbers: 61.43.Gt, 62.23.Pq, 81.05.Rm, 81.10.Bk, 81.15.Gh, 81.40.Lm, 81.70.Bt

Масивні мікропористі композити, конденсовані з парової фази

М. І. Гречанюк¹, В. Г. Гречанюк², В. А. Шаповалов³, І. М. Гречанюк²,
О. В. Маценко², А. В. Козирев², В. І. Гоц²

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Омеляна Пріцака, 3,
03142 Київ, Україна

²Київський національний університет будівництва і архітектури,
просп. Повітрофлотський, 31,
03037 Київ, Україна

³Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича, 11,
03150 Київ, Україна

В даній статті розглядаються проблеми мікропористих конденсованих матеріалів, одержаних з парової фази. Показано вплив концентрації другої фази та температури осадження на розміри пор і умови їх регулювання. Встановлено, що створення матеріалів з регульованою відкритою пористістю можливе, якщо вміст тяжкотопких наночастинок не менше 4 мас.% і температура осадження не нижче 600°C. Концентрація тяжкотопкої фази має значний вплив на об'єм і розмір пор, оскільки збільшення концентрації тяжкотопкої фази за постійної температури підкладки збільшує ймовірність взаємочину сконденсованих атомів тяжкотопкої сполуки. Підвищення температури відпалу приводить до інтенсифікації процесів злиття пор. Із збільшенням часу відпалу у вакуумі значна частина пористості переходить у відкриту пористість у конденсатах, що містять 20–30 мас.% Al_2O_3 . Показано, що процеси коалесценції пор завершуються після 25 годин відпалу у вакуумі за температури у 1200°C. В якості другої фази можна використовувати такі включення, як оксиди, фториди, сульфідиди. Вміст солей у титановій матриці більше 45 мас.% небажаний, оскільки це значно порушує суцільність матеріалу. Досліджено залежність середнього розміру пор у конденсаті (Ni–20 мас.% Cr)– Al_2O_3 в залежності від температури підкладки 700–900°C. Середні розміри пор значно залежать від температури осадження та часу відпалу конденсатів у вакуумі. Відкриту пористість можна регулювати в межах до 50% від загальної пористості з середніми розмірами пор у 0,1–8 мкм. Доведено, що відкрита пористість переважає за вищих температур підкладки у відносному балан-

сі відкритої–закритої пористостей. Крім того, представлено фізико-механічні властивості конденсату після витримки у воді та після вакуумного відпалу. Концентрації тяжкотопких частинок понад 10 мас.% у пористому композиті приводять до значних погіршень показників пластичності та міцності. Вакуумний відпал значно збільшує міцність. Ущільнені мікропористі матеріали можуть бути нанесені у вигляді покриття на поверхню будь-якої форми або у вигляді відокремлених від підкладки матеріалів товщиною до 6 мм і діаметром до 1 м.

The problems of microporous condensed materials obtained from the vapour phase are discussed in this article. The influence of the secondary-phase amount on the pore sizes and the pore-sizes' dependence on the deposition temperature as well as on conditions, under which they are regulated, are shown. As established, the creation of materials with adjustable open porosity is possible with a content of refractory nanoparticles of not less than 4 wt.% and a deposition temperature of not less than 600°C. The concentration of the refractory phase has a significant effect on the volume and size of the pores; so, increasing the concentration of the refractory phase at a constant substrate temperature increases the probability of interaction of condensed atoms of the refractory compound. An increase of the annealing temperature leads to an intensification of pore fusion processes. With increasing annealing time in vacuum, a significant part of the porosity turns into open porosity in condensates containing 20–30 wt.% Al_2O_3 . As shown, the coalescence processes of the pores are completed after 25 hours of annealing in vacuum at a temperature of 1200°C. As a secondary phase, it can be used such inclusions as oxides, fluorides, sulphides. The salt content in the titanium matrix of more than 45 wt.% is undesirable, because it violates significantly the continuity of the material. Therefore, the average pore size depends significantly on the deposition temperature and the annealing time of the condensates in vacuum. Open porosity can be adjusted in the range 0–50% of the total porosity with average pore sizes from 0.1 to 8 μm . As proved, the open porosity prevails at higher substrate temperatures in the relative balance of open–closed porosities. In addition, the physical and mechanical properties of condensate after exposure in water and after vacuum annealing are presented. Concentrations of refractory particles over 10 wt.% in the porous composite leads to significant deterioration of plasticity and strength. Vacuum annealing increases significantly the strength. Compacted microporous materials can be applied as coatings on the surface of any shape or in the form of precursors up to 6 mm in thick and up to 1 m in diameter.

Ключові слова: електронно-променеве обладнання, метод випаровування–конденсації, топлення металів і сплавів, пароконденсовані композиційні матеріали, відкрита пористість, тіньові зони.

Key words: electron-beam equipment, evaporation–condensation method, melting of metals and alloys, vapour-condensed composite materials, open porosity, shadow zones.

(Отримано 9 лютого 2022 р.)

1. ВСТУП

Нині є кілька технологій одержання пористих матеріалів методами порошкової металургії. По-перше, деталі виготовляють без добавок чи наповнювачів шляхом: а) пресування у прес-формах; б) гідростатичного пресування в еластичних контейнерах; в) вібраційного пресування або ущільнення; г) вальцювання смужок або стрічок; д) спікання вільно насипних порошків.

По-друге, виготовлення деталей відбувається із введенням добавок або наповнювачів, що застосовуються для збереження пор, які повністю видаляються через спікання, тобто не беруть участь в ущільненні матеріалів, або використовуються для збереження пористості й активації спікання, особливо якщо вироби одержують спіканням вільно насипних порошків, у яких завдяки дії наповнювачів досягається певна міцність виробів, або наявність добавок сприяє одержанню міцних матеріалів лише за рахунок зміцнення внутрішніх контактів між частинками у випадку виникнення рідкої фази.

Є й інші методи одержання пористих матеріалів з волокон, металевих стрижнів і сіток. Нові перспективи одержання матеріалів із заданим об'ємом пористості та розміром пор відкриває парофазна технологія [1, 2].

Процес випаровування з подальшою конденсацією металів і неметалів з парової фази у вакуумі приводить до реалізації двох підходів у рамках одержання пористих (мікропористих) матеріалів з додатковим запровадженням нанодисперсних включень, які дають можливість, з одного боку, одержати пористість у процесі осадження матеріалу та повністю зберігатися їй у ньому, з іншого боку, повністю видалятися з нього в процесі подальшого термооброблення.

За термічного оброблення дисперсні нановключення можуть брати або не брати участь у формуванні пор.

У статті [3] показано, що міжфазна взаємодія на межі частинка–розтоплений метал може характеризуватися кутом змочування Θ між нанодисперсною частинкою та розтопленим металом. Таким чином, певні значення кута змочування Θ будуть характеризувати наявність або відсутність взаємодії на міжфазній межі. У роботах [4] і [5] пояснюється відсутність міжфазних взаємодій у вибраних конденсованих системах, у разі якщо кут змочування тяжкотопких частинок металевим розтопом знаходиться в межах $\Theta = 60\text{--}180^\circ$. Відсутність у таких системах міжфазної взаємодії та, як наслідок, дифузії атомів металевої фази приводить до утворення тінювих зон (пор), що виникають у процесі конденсації (рис. 1).

Одержані матеріали знайшли застосування як покриття на

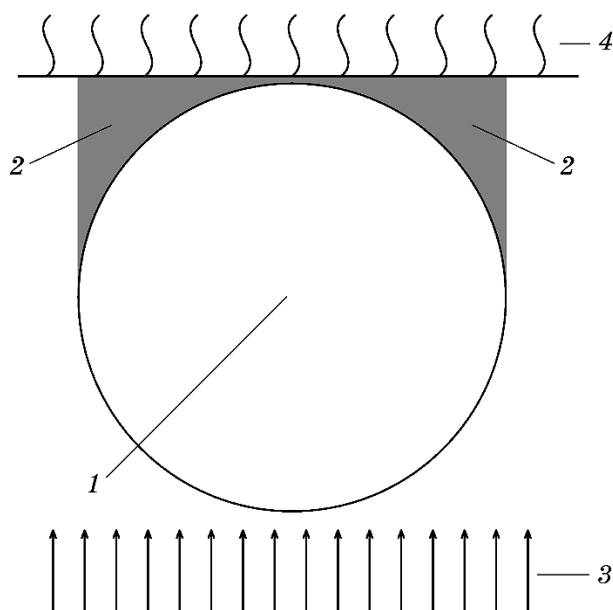


Рис. 1. Схема механізму утворення пористості в конденсаті, одержаному методом випаровування-конденсації у вакуумі: 1 — тяжкотопка наночастинка; 2 — тіньові зони; 3 — паровий потік; 4 — поверхня конденсації.¹

спеціальні металеві фільтри, одержані методами порошкової металургії, з формуванням градієнту розмірів пор по товщині покриття, що осаджується.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Композиційні матеріали одержували на електронно-променевої установці УЕ-159 методом високошвидкісного випаровування-конденсації відповідних зливків. Для одержання конденсованих матеріалів використовували вихідні (випаровувані) матеріали чистотою не нижче 99,5%. Застосування як джерел енергії потужних електронно-променевих гармат (у 60 кВт кожна) дає можливість випаровувати практично будь-які матеріали і з'єднання та одержувати масивні конденсовані матеріали, які важко одержувати традиційними металургійними методами. Випаровування матеріалу матриці здійснювали з водоохолоджуваного мідного тигля діаметром у 70 мм. Оксиди випаровували з мідного водоохолоджуваного тигля з робочою поверхнею 315×60×40 мм у формі човника, який у процесі випаровування оксиду здійснював зворотньо поступний рух для забезпечення швидкості рівномір-

ного випаровування другої фази. Конденсація змішаних парових потоків здійснювалася на підкладинку з криці марки СтЗ, попередньо оброблену до шерсткості $R_e = 0,63$ (ГОСТ 2759-73). Для легкого відділення конденсату від підкладинки на неї попередньо наносили підшар CaF_2 товщиною у 10–20 мкм.

Масивні конденсати формували за трьох температур підкладинки: 500, 700, $900 \pm 25^\circ\text{C}$. Для одержання конденсату із вмістом другої фази, що змінюється по довжині підкладинки, її розташовували вздовж лінії тиглів. Віддаль між центрами тиглів з матеріалом матриці та другої фази складала 150 мм.

Одержані конденсати розділяли на пластини розміром 20×220 мм по ширині підкладинки, з яких готували зразки для дослідження структури, хемічного та фазового складів, визначення густини та відкритої пористості, а також механічних властивостей. Кількісне визначення компонентів у композитах проводили за методиками, описаними у роботі [6]. Вивчення тонкої структури проводили на електронному мікроскопі JSEM-200 з пришвидшувальною напругою у 75 кВт із прямим спостереженням тонких фольг на просвіт. Елементи структури також досліджували за допомогою сканувального електронного мікроскопа PEM-200. Фазовий склад вивчали за двома методиками [7, 8].

3. РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

Виходячи з викладеного вище механізму утворення пор, для одержання матеріалів із заданою відкритою пористістю необхідно виконати певні умови. Для цього потрібно скоригувати кут змочування між тяжкотопкою частинкою та розтопленим металом. Ці дані найповніше викладено у роботах [9, 10] і одержано експериментальні результати для складних систем.

Експериментальний підхід заснований на вивченні розмірів пор і розподілу їх по поверхні та в об'ємі конденсату з двома змінними — температурою підкладинки та кількістю тяжкотопкого матеріалу, який вводиться й утворює пористість. Процес осадження досліджуваного матеріалу на підкладинку відбувався за температури від 500°C до 900°C . Кількість тяжкотопких частинок з нижньою межею концентрації сприяє утворенню достатньої кількості тінювих зон, які ростуть і формують відкриту пористість. Верхня межа концентрації тяжкотопкої фази визначається фізико-механічними властивостями матеріалу (міцністю та твердістю).

Для проведення дослідження в якості другої фази було обрано дві сполуки — Al_2O_3 та NaCl . Ці матеріали або видаляються з матриці осадженого композиту в процесі подальшого вакуумного відпалу (NaCl), або залишаються в конденсаті, утворюючи тінюві ділянки (Al_2O_3).

Процес утворення композиту супроводжувався одночасним випаровуванням основного матеріалу (матриці) та тяжкотопкої фази з двох тиглів, розташованих у технологічній камері.

За високих температур підкладинки, на яку здійснюється конденсація парового потоку, відбувається злиття дисперсних частинок (коалесценція). Ступінь злиття частинок регулює збільшення обсягу одиничних тіньових зон. Паралельно також відбувається коагуляція наявних наскрізних і відкриття окремих пор.

Формування матеріалів з регульованою відкритою пористістю за низької температури підкладинки ($< 500^{\circ}\text{C}$) важко забезпечити, оскільки в результаті поганого контакту межових кристалів металевої матриці спостерігається додаткове відкриття каналів по межах між кристалітами, що погіршує оптимальні фізико-механічні властивості.

В результаті численних експериментів встановлено, що створення матеріалів з регульованою відкритою пористістю можливе за вмісту тяжкотопких наночастинок не менше 4 мас.% та температури осадження не нижче 600°C . Враховуючи закономірності формування пористих композитів, регулювання обсягу та розмірів наскрізних пор можна здійснити трьома способами:

- 1) змінюючи температуру підкладинки за заданої концентрації тяжкотопкої сполуки;
- 2) змінюючи склад тяжкотопкої фази за постійної температури підкладинки;
- 3) змінюючи як концентрацію тяжкотопкої фази, так і температуру підкладинки.

У першому варіанті поряд з підвищенням температури підкладинки збільшується рухливість атомів конденсованої тяжкотопкої фази і відповідно розмір тяжкотопких частинок. Залежно від ступеня збільшення розміру частинок здійснюється коагуляція дрібних наскрізних пор і додаткове відкриття відокремлених пор, які у свою чергу з'єднуються з наявними збільшеними наскрізними порами. Таким чином, в одиниці об'єму матеріалу із загальним підвищенням відкритої пористості спостерігається зменшення кількості пор і збільшення їхніх розмірів.

Істотний вплив на об'єм і розмір пор має концентрація тяжкотопкої фази. Зі збільшенням концентрації тяжкотопкої фази за постійної температури підкладинки ймовірність взаємодії сконденсованих атомів тяжкотопкої сполуки зростає. З інтенсифікацією процесу коагуляції частинок розміри пор збільшуються, а із зростанням концентрації тяжкотопкої фази, що вводиться, збільшується в одиниці об'єму матеріалу наскрізна пористість.

Зміни концентрації тяжкотопкої фази та температури підкладинки використовуються в тому випадку, коли потрібне створення спеціальних пористих матеріалів із особливими фізико-

механічними властивостями або матеріялів з градієнтом за розмірами та кількістю пор.

Розглянуті технологічні варіанти формування та регулювання відкритої пористості свідчать про можливість одержання безлічі пористих матеріялів зі складнолегованою металевою матрицею, в якій як дисперсні включення використовують тяжкотопкі оксиди або їхні суміші, що погано змочуються металевими розтопами [5]. Вивчення структури та властивостей осаджених пористих матеріялів із парової фази на основі ніклю ($\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$, $\text{NiCr-Al}_2\text{O}_3$, $\text{NiCrY-Al}_2\text{O}_3$, $\text{NiCrAlTi-Al}_2\text{O}_3$, $\text{NiCrAl-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$, NiCrAl-ZrO_2) і хрому ($\text{Cr-Al}_2\text{O}_3$, $\text{Cr-MgO-Al}_2\text{O}_3$) було представлено у публікаціях [11].

Залежно від багатьох чинників, таких як: вибір металевої матриці та дисперсних частинок, температура осадження, концентрація вхідної тяжкотопкої фази, час і температура наступного термічного оброблення, можна регулювати об'єм пористості від 0% до 50% та середній розмір пор у діапазоні від 0 мкм до 8 мкм.

Як приклад можемо розглянути систему $(\text{Ni-20\% Cr})\text{-Al}_2\text{O}_3$. Відкрита пористість вивчалася під час одержання конденсатів з температурою підкладинки у 700°C і 900°C та наступного після осадження вакуумного термооброблення за 1200°C протягом 100 годин. Характер зміни пористості в конденсатах за вказаних температур є подібним. Підвищення температури осадження та часу термооброблення у вакуумі після конденсації сприяє збільшенню об'єму відкритих пор у всіх системах.

Металографічні дослідження показали, що об'єм відкритих пор переважає в конденсатах, одержаних за більш високих температур з відносною рівновагою між відкритою та закритою пористостями (рис. 2, а).

Підвищення температури відпалу приводить до інтенсифікації процесів злиття пор. Після 100 годин відпалу у вакуумі значна частина пористості переходить у відкриту пористість у конденсатах, що містять 20–30 мас.% Al_2O_3 . Однак процеси коалесценції пор у більшості завершуються після 25 годин відпалу у вакуумі за температури у 1200°C .

Аналіза структури конденсату $(\text{Ni-20 мас.\% Cr})\text{-30 мас.\% Al}_2\text{O}_3$ також підтверджує висновок про те, що процес коалесценції пор є активнішим у перші 25 годин відпалення, та за тривалішої витримки значно уповільнюється.

На рисунку 2, б показано залежність середнього розміру пор у конденсаті $(\text{Ni-20 мас.\% Cr})\text{-Al}_2\text{O}_3$ в залежності від температури підкладинки ($700\text{--}900^\circ\text{C}$). Середні розміри пор значно залежать від температури осадження та часу відпалу конденсатів у вакуумі. Однак такий підхід щодо одержання пористих конденсатів має деякі недоліки. За концентрації тяжкотопких частинок понад 10 мас.% у пористому композиті спостерігається практично

нульова пластичність і низька міцність.

Найбільш перспективним є метод одержання конденсованих з парової фази пористих матеріалів, з матриці яких в процесі відпалу або розчинення видаляються дисперсні частинки. Найбільш прийнятними для цих цілей є фториди та хлориди *S* та *P* підгруп періодичної системи.

Перші експериментальні результати у цьому напрямі були одержані у роботі [12]. У тій роботі досліджували конденсати титану, що містять NaCl, одержані за температури підкладки у 600°C у вигляді листів діаметром у 800 мм та товщиною у 1–2 мм.

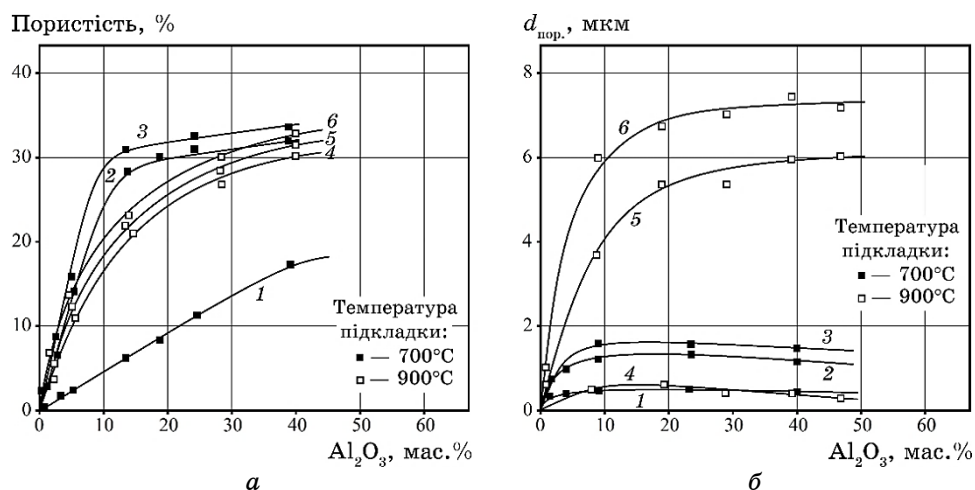


Рис. 2. Залежності від концентрації Al_2O_3 (а) відкритої пористості для конденсату $\text{Ni}-\text{Al}_2\text{O}_3$ (1, 4 — вихідні, 2, 5 — відпалені, 1200°C, 25 год., 3, 6 — відпалені 1200°C, 100 год.) і (б) розміру пор для конденсату $(\text{Ni}-20\%\text{Cr})-\text{Al}_2\text{O}_3$ (1, 4 — вихідні, 2, 5 — відпалені, 1200°C, 25 год., 3, 6 — відпалені 1200°C, 100 год.).²

ТАБЛИЦЯ 1. Залежність властивостей конденсатів, осаджених за температури у 600°C \pm 10°C, від вмісту NaCl.³

№ зразка	Склад конденсату, мас. %		Густина, $\text{кг}/\text{м}^3 \cdot 10^{-3}$		Пористість, %		Розмір пор, мкм	Механічні властивості		
	Ti	NaCl	теор.	експ.	загальна	відкрита		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	100	—	4,5	4,49	—	—	—	430	540	22
2	96,3	3,7	4,41	4,19	5,7	—	—	430	540	22
3	88,2	11,8	4,22	3,87	8,3	—	—	190	210	1,5
4	80,8	19,2	3,57	2,82	21,1	10,8	0,2	148	150	0,5

У таблиці 1 наведено три типи конденсатів з різним відсотковим вмістом NaCl і конденсат чистого титану. Експериментально доведено, що вміст солей у титановій матриці понад 45 мас.% — небажаний, оскільки це значно порушує суцільність матеріалу. Такі конденсати є слабкими конгломератами з практично нульовими значеннями міцності та пластичності.

З одержаних конденсатів готували зразки для дослідження міцності та пластичності у вихідному стані (табл. 1), після витримки у дистильованій воді за температури у 20°C протягом 4 годин (табл. 2), а також після відпалу у вакуумі за температури у 850°C з різною швидкістю нагрівання від 600°C до 850°C (табл. 3). Вибір максимальної температури нагрівання зумовлений тим, що за температури вище 850°C відбувається алотропне перетворення титану з низькотемпературної α - на високотемпературну β -модифікацію, що істотно впливає на фізико-механічні властивості титану [13]. Зберігати високотемпературну модифікацію чистого титану за кімнатної температури не вдається навіть за найшвидшого термооброблення в результаті проходження зворотнього β -перетворення. Крім того, тиск насиченої пари NaCl за температури у 850°C досягає 1 Па, тобто за даної температури забезпечується дуже висока швидкість видалення солі (вибухове випаровування солі), що сприяє спученню титанової матриці. Змінюючи швидкість видалення NaCl, можна регулювати розмір та об'єм пор у конденсаті.

Як видно з таблиці 1, механічні властивості конденсатів у вихідному стані істотно залежать від концентрації солі; з підвищенням останньої характеристики міцності понижуються.

У таблицях 2, 3 наведено фізико-механічні властивості конденсатів після оброблення у воді та після вакуумного відпалу. Механічні властивості конденсату залежать від концентрації солі та з підвищенням концентрації NaCl вони понижуються. Механічні властивості чистого конденсату титану близькі до механічних

ТАБЛИЦЯ 2. Залежність фізико-механічних властивостей конденсату від вмісту NaCl після витримки у дистильованій воді за 20°C протягом чотирьох годин.⁴

№ зразка	Густина, кг/м ³ ·10 ⁻³		Пористість, %		Розмір пор, мкм	Механічні властивості		
	теор.	експ.	загальна	відкрита		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
2	4,41	4,07	7,8	2,8	0,25–0,30	270	30	2,46
3	4,22	3,62	14,3	5,5	0,26–0,32	190	210	1,5
4	3,57	2,43	32	26	0,3–0,4	148	150	0,5

ТАБЛИЦЯ 3. Залежність властивостей конденсату від вмісту NaCl після вакуумного відпалу ($2 \cdot 10^{-2}$ Па) за 850°C і з різною швидкістю нагріву від 600°C до 850°C .⁵

№ зразка	Густина, $\text{кг}/\text{м}^3 \cdot 10^{-3}$		Пористість, %		Розмір пор, мкм	Механічні властивості		
	теор.	експ.	загальна	відкрита		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Швидкість зростання температури — 10 град/сек								
2	4,41	3,90	11,6	4,2	0,3–0,35	810	920	6,7
3	4,22	3,41	19,2	9,6	0,40–0,50	740	840	4,8
4	3,57	2,38	33,4	32,8	0,60–0,70	650	690	2,8
Швидкість зростання температури — 20 град/сек								
2	4,41	3,89	11,8	5,3	0,35–0,40	760	870	5,3
3	4,22	3,40	19,5	12,7	0,45–0,70	720	830	4,5
4	3,57	2,38	33,4	33,0	0,45–0,70	630	650	2,4

властивостей титану, одержаного традиційними металургійними методами. Введення хлористого натрію призводить до різкого пониження міцності у конденсатів Ti–NaCl у вихідному стані.

Теоретична густина конденсатів Ti–NaCl у всіх випадках вища за експериментальну, що свідчить про утворення пористості в процесі осадження.

У вихідних конденсатах загальна пористість коливається в діапазоні 5,7–21,1% (табл. 1); після вакуумного відпалу цей діапазон збільшується від 11,6 до 33,4% в результаті злиття дрібних пор (табл. 3).

Подальша витримка зразків у дистильованій воді призводить до пониження міцності через утворення мікропустот під час розчинення солі. Крім того, хемічна аналіза показала, що у зразках не відбувається повного розчинення солей. Ефективність видалення солі підвищується за більш високих її концентрацій у конденсаті, а неповне видалення солі пояснюється її розташуванням у закритих порах конденсату. Спроба розчинення солі в окропі не дала позитивних результатів.

Значні результати одержано після вакуумного відпалу конденсату. Вакуумний відпал значно збільшує міцність. Межа міцності σ_B досягає 650–920 МПа, межа плинності $\sigma_{0,2} = 630$ –810 МПа, а відносне подовження становить 2,4–6,7%. Необхідно відзначити, що одержаний пористий конденсат за механічною міцністю перевершує майже вдвічі литий і конденсований титан і досягає рівня міцності, характерного для складнолегованих титанових стопів [13]. Можливим поясненням такого явища може бути різ-

ка активація процесу дифузії в титановій матриці одночасно з виділенням хлориду Натрію.

Збільшення контактної поверхні у процесі спікання пояснюється дифузійним переміщенням вакансій у зонах контакту Ti–NaCl від місць з більш високою концентрацією до місць з нижчою концентрацією NaCl. Додаткове підвищення міцності може бути зумовлене взаємодією хлориду Натрію з титаном. Проте рентгенівська аналіза відпалених зразків методом енергетичної дисперсії показала відсутність слідів Хлору та Натрію.

3. ВИСНОВКИ

Наведені результати показують можливість одержання конденсованих з парової фази металокерамічних і металевих матеріалів з регульованими механічними властивостями, об'ємом і розміром пор. Встановлено, що об'єм пор і середній розмір пор у конденсатах (Ni–20 мас.% Cr)–Al₂O₃ залежать від температури осадження, концентрації тяжкотопкої фази та часу відпалу одержаних конденсатів. Зміна зазначених технологічних параметрів уможливило одержувати пористі композити з регульованим об'ємом пористості від 0 до 50% і середнім розміром пор від 0 до 8 мкм.

Фізико-механічні властивості композитів Ti–NaCl з наночастинками NaCl, що видаляються, залежать від концентрації фази, яка вводиться, і методу її видалення — розчинення в дистильованій воді або випаровування у вакуумі. Одержаний пористий конденсат за механічною міцністю перевершує майже вдвічі литий і конденсований титан і досягає рівня міцності, характерного для складнолегованих титанових стопів.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. A. M. Manulyk, N. I. Grechanyuk, P. P. Kucherenko, A. G. Melnik, I. N. Grechanyuk, Y. A. Smashnyuk, and V. G. Grechanyuk, *Proc. of 20th World Congress 'Materials Science and Engineering' (June 24–26, 2019, Vienna, Austria)*, vol. 8, p. 29–30.
2. N. I. Grechanyuk and V. G. Grechanyuk, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 56, Nos. 11–12: 633 (2018); <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9938-4>
3. N. I. Grechnuyk and E. B. Dabiga, *Problems of Special Electrical Metallurgy*, 6: 56 (1977) (in Russian).
4. N. I. Grechanyuk, *Izuchenie Svoistv Metallokeramicheskikh i Keramicheskikh Pokrytiy, Poluchennykh Metodami Ehlektronno-Luchevogo Ispareniya* [Studying of the Properties of Metal-Ceramic and Ceramic Coatings Obtained by Methods of Electron-Beam Evaporation] (Abstract of a Thesis for Ph.D. Tech. Sci.) (Kyiv: E. O. Paton Electric Welding Institute: 1979) (in Russian).
5. B. E. Paton, B. A. Movchan, N. I. Grechanyuk, and A. V. Demchishin, *Sposob*

- Polucheniya Kompozitsionnykh Pokrytiy* [The Method of Composite Coatings' Obtaining]: Patent 762452 USSR, publ. May 16 (1980) (in Russian).
6. G. Sharlo, *Metody Analiticheskoy Khimii. Kolichestvennyy Analiz Neorganicheskikh Soedineniy* [Methods of Analytical Chemistry. Quantitative Analysis of Inorganic Compounds] (Moscow: Khimiya: 1970) (in Russian).
 7. S. S. Gorelik, A. N. Rastorguev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenograficheskiy i Ehlektronnoopticheskiy Analizy* [X-Ray and Electron-Optical Analyses] (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
 8. K. W. Andrews, D. J. Dyson, and S. R. Keown, *Ehlektronogrammy i Ikh Interpretatsiya* [Electron-Diffraction Patterns and Their Interpretation] (Moscow: Mir: 1970) (in Russian).
 9. Yu. V. Naidich, *Kontaktnyye Yavleniya v Metallicheskiykh Rasplavakh* [Contact Phenomena in Metallic Melts] (Kyiv: Naukova Dumka: 1972) (in Russian).
 10. G. V. Samsonov, *Fiziko-Khimicheskie Svoystva Okislov* [Physicochemical Properties of Oxides] (Moscow: Metallurgy: 1978) (in Russian).
 11. N. I. Grechanyuk, *Novyye Konstruktsionnyye Materialy, Poluchennyye v Vakuume iz Parovoy Fazy dlya Novykh Tekhnicheskikh Detaley* [New Construction Materials Obtained in a Vacuum from the Vapour Phase for New Technical Parts] (Abstract of a Thesis for Dr. Tech. Sci.) (Kyiv: E. O. Paton Electric Welding Institute: 1988) (in Russian).
 12. N. I. Grechanyuk, V. O. Osokin, I. B. Afanasiev, and I. M. Grechanyuk, *Metod Otrymannya Porystykh Materialiv* [The Method of Porous Materials' Obtaining]: Piuk Patent EL. 46855 of Ukraine, BI 2002, N6 NP (in Ukrainian).
 13. N. P. Lyakishev, Yu. L. Pliner, and S. I. Lapko, *Splavy i Stali s Titanom* [Alloys and Steels with Titanium] (Moscow: Metallurgiya: 1985) (in Russian).

¹*I. M. Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, N.A.S. of Ukraine, 3, Omeljan Pritsak Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

²*Kyiv National University of Construction and Architecture, 31, Povitroflotsky Ave., UA-03037 Kyiv, Ukraine*

³*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine, 11, Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

¹ **Fig. 1.** Scheme of the mechanism of porosity formation in the condensate obtained by the method of evaporation–condensation in vacuum: 1—refractory nanoparticle; 2—shadow areas; 3—steam flow; 4—condensation surface.

² **Fig. 2.** Al₂O₃-concentration-dependent (a) open porosity for Ni–Al₂O₃ condensate (1, 4—initial, 2, 5—annealed, 1200°C, 25 h, 3, 6—annealed 1200°C, 100 h) and (б) pore size for (Ni–20%Cr)–Al₂O₃ condensate (1, 4—initial, 2, 5—annealed, 1200°C, 25 h, 3, 6—annealed 1200°C, 100 h).

³ **TABLE 1.** The dependences of properties of condensates precipitated at a temperature of 600°C ± 10°C on the NaCl content.

⁴ **TABLE 2.** The dependence of the physical and mechanical properties of the condensate on the NaCl content after exposure in distilled water at 20°C for four hours.

⁵ **TABLE 3.** The dependence of the condensate properties on the NaCl content after vacuum annealing (2·10⁻² Pa) at 850°C and different rates of heating from 600°C to 850°C.