

PACS numbers: 52.77.Dq, 68.47.De, 68.47.Gh, 81.05.Rm, 81.15.Cd, 82.47.Aa

Отримання та структурно-морфологічні характеристики поруватих наносистем Zn/ZnO та Zn/ZnO/NiO

Г. С. Корнющенко, С. Т. Шевченко, В. В. Наталіч, В. І. Перекрестов

*Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2,
40007 Суми, Україна*

У роботі викладено технологічні умови формування двошарових і тришарових поруватих систем Zn/ZnO і Zn/ZnO/NiO. На першому етапі розглянуто структуроутворення базових поруватих систем Zn в процесі близькорівноважної стаціонарної конденсації, а також розглянуто деякі аспекти управління цим процесом за допомогою самоорганізації незмінних в часі малих пересичень парів, що конденсуються. При отриманні поруватих систем Zn спочатку на підкладки з лабораторного скла за допомогою двох магнетронних розпорощувачів наносилися двошарові контактні площинки на основі Cr і Au. Загальна товщина контактних площинок становила 0,8 мкм. Необхідність попереднього нанесення контактних площинок обумовлена тим, що механізм зародження поруватих структур Zn і подальшого їх нарощування залежать від природи поверхні підкладки. На наступному етапі на контактних площинках були отримані поруваті шари Zn трьох типів. При реалізації гранично слабких пересичень утворюються поруваті структури Zn у вигляді пов'язаних нанониток, а за поступового підвищення пересичення спостерігається перехід до утворення поруватих структур на основі об'ємних кристалів. Показана можливість зниження опору багат шарових систем за допомогою неповного окислення базових поруватих шарів Zn або нанесення на них плівок ZnO та NiO, що є важливим для практичного застосування отриманих шарів при створенні електродів літій-йонних акумуляторів. На основі аналізу

Corresponding author: Anna Serhiyivna Korniyushchenko
E-mail: ganna.korniushchenko@fulbrightmail.org

*Sumy State University,
2 Rymsky-Korsakov Str., UA-40007 Sumy, Ukraine*

Citation: A. S. Korniyushchenko, S. T. Shevchenko, V. V. Natalich, and V. I. Perekrstov, Formation, Structural and Morphological Characteristics of Porous Zn/ZnO and Zn/ZnO/NiO Nanosystems, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 5: 613–627 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.05.0613](https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0613).

результатів растрової та просвічувальної електронної мікроскопії, енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії та рентгенівської дифрактометрії оптимізовано фазовий і елементний склади, а також структурно-морфологічні характеристики складових шарів Zn/ZnO і Zn/ZnO/NiO.

Ключові слова: поруваті наноструктури, магнетронне розпорошення, нанонитки, багат шарові системи, наносистеми Zn/ZnO, наносистеми Zn/ZnO/NiO.

The paper presents technological features of the formation of two-layer Zn/ZnO and three-layer Zn/ZnO/NiO porous systems. At first, the structure formation mechanism of porous Zn systems under near-equilibrium stationary conditions is described together with some aspects of the technological process control using self-organization of the condensed vapours small supersaturations. Prior to obtaining Zn porous systems, two-layer contact pads based on Cr and Au were deposited on laboratory glass substrates using two magnetron sputterers. The total thickness of the contact pads is 0.8 μm . Contact pads are pre-deposited because the mechanism of porous Zn structures nucleation and their further growth depends on the nature of the substrate surface. At the next stage, three types of porous Zn layers are obtained on the contact pads. The Zn porous structures in the form of linked nanowires are formed upon the realization of extremely weak supersaturations. The transition to the formation of porous structures based on bulk crystals is observed with a gradual increase of supersaturation. The possibility of reducing the total resistance of the multilayer systems by means of the incomplete oxidation of Zn basic porous layers or by depositing ZnO and NiO films is shown, which is important for the practical application of the obtained layers to create electrodes of lithium-ion batteries. The phase and elemental compositions, as well as the structural and morphological characteristics of the Zn/ZnO and Zn/ZnO/NiO layers, are optimized using the data obtained by scanning and transmission electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy and X-ray phase analysis.

Key words: porous nanostructures, magnetron sputtering, nanowires, multilayer systems, Zn/ZnO nanosystems, Zn/ZnO/NiO nanosystems.

(Отримано 17 червня 2020 р.; остаточн. варіант — 16 листопада 2020 р.)

1. ВСТУП

Оскільки використання літій-йонних акумуляторів з підвищеними характеристиками є запорукою у вирішенні значної кількості проблем, в науковому середовищі постійно відбувається пошук нових технологій для створення більш ефективних і дешевих складових зазначених акумуляторів. Останнім часом, значну увагу приділяють використанню поруватих наносистем на основі оксидів металів у якості анодів літій-йонних акумуляторів [1–8]. Серед останніх є досить перспективними оксиди Zn і Ni та композити на їх основі [9–14]. Так, серед переваг ZnO слід відзначити його низьку вартість,

легкість отримання у вигляді різних за структурно-морфологічними характеристиками наносистем, а також хімічну стабільність. Крім того, як показують теоретичні дослідження, використання поруватих наносистем ZnO в якості анодів літій-йонних акумуляторів дозволяє підвищити їх ємність до 978 мА за годину на один грам речовини [15]. Проте таке підвищення обмежується низькою провідністю ZnO, що призводить до зниження ємності при циклічних навантаженнях [16, 17]. Для подолання зазначеної проблеми було прикладено багато зусиль по створенню різних за геометричними характеристиками тривимірних поруватих наносистем ZnO. Наприклад, нанострижневі масиви ZnO з кульбабоподібною морфологією, що осаджені як аноди на мідних підкладках, демонстрували підвищені електрохімічні показники [18–20]. При цьому унікальні ієрархічні структури з кульбабоподібною морфологією мають підвищену площу контакту електроліт/електрод, більш значну швидкість дифузійного переносу заряду та хороший розподіл напруги по поверхні. Крім того в [20] повідомлялося, що кульбабоподібна морфологія механічно більш стійка і наносистема ZnO добре контактує з мідною підкладкою, тобто кожен її елемент бере активну участь в електрохімічній реакції. Таким чином наведені результати досліджень в [18–20] показують, що шляхи поліпшення електрохімічних показників анодних матеріалів на основі ZnO можливі за умови поєднання в поруватих структурах мікро- та наноелементів. Необхідно також відзначити, що поруваті наносистеми ZnO можна використовувати в якості прекурсорів для одержання композитів ZnO/C [19, 20] або ZnO/NiO/C [21].

До числа методів, що дозволяють отримувати поруваті структури ZnO, слід, перш за все, віднести технології газотранспортного термічного випаровування [22] або електрохімічного осадження [23, 24]. Поруваті наносистеми з різними структурно-морфологічними характеристиками також можна отримати методом магнетронного розпилення мішені з чистого цинку [25]. При цьому незначні зміни таких технологічних параметрів, як тиск робочого газу, потужність магнетронного розпорощувача і температура підкладки, істотно впливають на структурно-морфологічні характеристики конденсатів. У зв'язку з цим, до недоліків технології магнетронного розпилення слід віднести слабку відтворюваність структурно-морфологічних характеристик поруватих конденсатів цинку. До числа відносно простих технологій отримання шарів ZnO з розвиненою поверхнею відноситься спрей-піроліз [26]. Перевага цієї технології базується на високій продуктивності і простоті реалізації. Однак, такі недоліки спрей-піролізу, як обмежена можливість отримання структур з різними структурно-морфологічними характеристиками, а також присутність в ZnO значної кількості домішок, не дозволяють ефективно використовувати цю технологію. Значне місце займають

технології, засновані на окисленні попередньо отриманих конденсатів Zn [27, 28]. Слід зазначити, що окислення поруватих наносистем Zn призводить до більш розвиненої поверхні, що є важливим чинником підвищення характеристик акумуляторів.

Таким чином, при отриманні електродів на основі оксидів металів для літій-іонних акумуляторів необхідно, перш за все, збільшити площу контакту електроліту з поверхнею електрода при збереженні на достатньому рівні провідності. Очевидно, що ці два напрямки оптимізації структурно-морфологічних характеристик знаходяться в суперечності один з одним. Іншими словами, більш високій площі контакту електроліту з поверхнею оксидів і, як наслідок, меншим розмірам структурних елементів поруватих систем відповідає менша провідність. Поряд з цим ефективність електродів літій-іонних акумуляторів можна підвищити за рахунок створення поруватих композитів на основі ZnO і NiO [9–14]. Виходячи з цього в роботі поставлено завдання підвищити провідність наносистем ZnO шляхом встановлення технологічних умов формування композитів Zn/ZnO за рахунок окислення тільки поверхневого шару структурних елементів базової поруватої наносистеми Zn або нанесення на наносистему Zn плівки ZnO. Окрім того, згідно до [9–14], використовуючи попередньо отримані наносистеми Zn/ZnO в роботі також ставиться завдання отримати Zn/ZnO/NiO композити. При цьому різні етапи формування композитів контролювалися за допомогою растрової і просвічувальної електронної мікроскопії (РЕМ і ПЕМ) відповідно на приладах ПЕМ-125 і Inspect S50-B з використанням EDX-аналізу, а рентгеноструктурний аналіз проводився на приладі ДРОН-4.

2. МЕТОДИ ОТРИМАННЯ І ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОРУВАТИХ ШАРІВ Zn/ZnO І Zn/ZnO/NiO

2.1. Фізичні основи та технологічні особливості отримання базових поруватих систем Zn

При отриманні поруватих систем Zn спочатку на підкладки з лабораторного скла за допомогою двох магнетронних розпорошувачів наносилися двошарові контактні площинки на основі Cr і Au (рис. 1). При цьому, з метою підвищення адгезії, контактні площинки формувалися за температури 320°C в безперервному циклі, тобто при повільному зменшенні швидкості нанесення хромового шару поступово збільшувалася швидкість нанесення плівки із золота. Загальна товщина контактних площинок становила 0,8 мкм. Необхідність попереднього нанесення контактних площинок обумовлена тим, що механізм зародження поруватих структур Zn і подальшого їх нарощування залежать від природи поверхні підкладки.

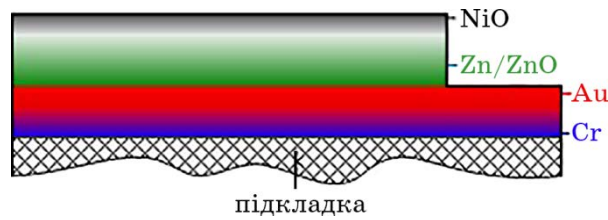


Рис. 1. Схематичне зображення перетину багатошарової структури Cr/Au/Zn/ZnO/NiO.

Fig. 1. Schematic representation of the cross-section of the multilayer Cr/Au/Zn/ZnO/NiO structure.

Отже, маючи на увазі перспективу використання поруватих шарів в якості електродів літій-йонних акумуляторів, їх формування необхідно проводити на підкладках з провідним шаром.

На наступному етапі на контактних площинках Cr + Au були отримані поруваті шари Zn трьох типів (рис. 2). Для цього була використана розроблена авторами методика магнетронного розпилення цинку і подальша конденсація його парів поблизу термодинамі-

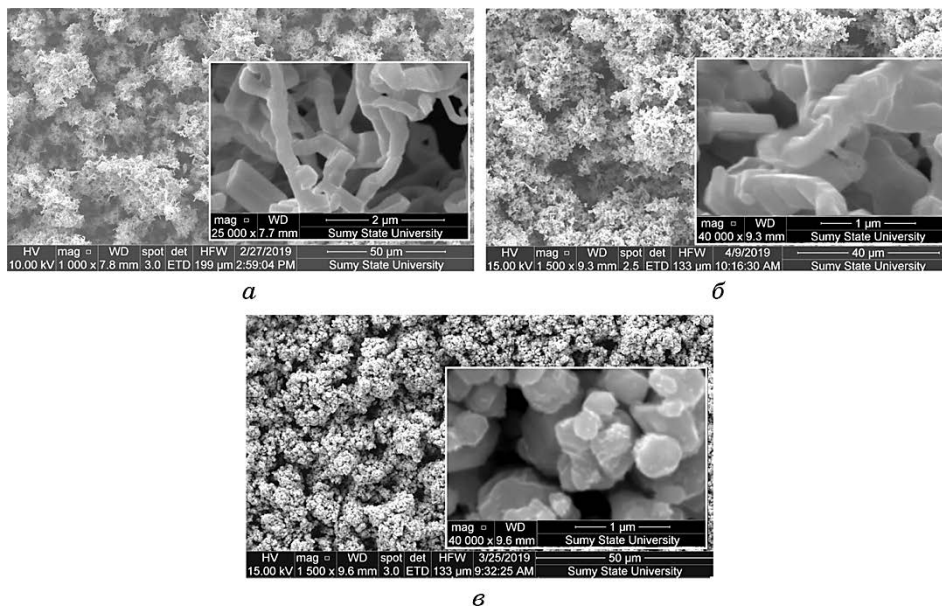


Рис. 2. РЕМ-зображення морфології поверхні конденсатів Zn, отриманих в трьох зонах зміни технологічних параметрів.

Fig. 2. SEM image of the surface morphology of Zn condensates obtained in three zones of change of the technological parameters.

чної рівноваги. При цьому, як робочий газ використовувався глибоко очищений за допомогою методики [29] Ar. Оскільки методика формування поруватих шарів Zn детально нами викладена в [30, 31], зупинимося тільки на деяких фізичних аспектах структуроутворення поруватих систем і управління цим процесом.

При низьких пересиченнях конденсованих парів дифузійне поле адатомів розвинене слабо і флуктуаційне об'єднання адатомів в закритичні зародки виключається. У зв'язку з цим найбільш важливою особливістю формування конденсатів при критично малих пересиченнях є вбудовування окремих адатомів в активні центри ростової поверхні. Оскільки щільність активних центрів з високою енергією десорбції на ростовій поверхні носить обмежений характер, зародження надкритичних зародків спостерігається на достатній відстані між ними (рис. 3).

У подальшому конденсат формується без вторинного зародкоутворення. В цьому випадку переважне закріплення адатомів відбувається тільки на кристалографічних площинах зародків з максимальною упаковкою атомами. Тим самим, реалізуються більш високі енергії хімічних зв'язків адатомів і відповідний спрямований ріст зародків (рис. 2).

Подальша конденсація цинку призводить до формування нових активних центрів. В якості останніх можуть виступати місця на ростовій поверхні з негативною кривизною і поверхневі структурні дефекти. Найбільш ймовірно такі активні центри з'являються в місцях зрощування первинних зародків.

В кінцевому підсумку на зазначених активних центрах відбувається зародження нових структурних фрагментів, а викладена послідовність етапів конденсації і визначає формування поруватих структур.

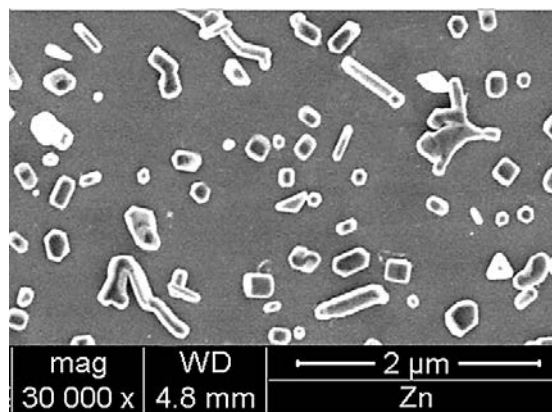


Рис. 3. Етап зародження конденсатів Zn.

Fig. 3. Nucleation stage of formation of Zn condensates.

При цьому, незначно підвищуючи пересичення парів, що конденсуються, можна підключити до процесу структуроутворення інші менш упаковані атомами кристалографічні площини структурних фрагментів Zn. В цьому випадку нарощування конденсату на інших кристалографічних площинах визначатиме о'ємний характер росту кристалів. Таким чином, незначно змінюючи малі пересичення конденсованих парів, можна отримати поруваті структури на підставі неповного зрощення нанониток або об'ємних кристалів (рис. 2). Очевидно, в цьому випадку стоїть гостро питання управління пересиченням і відтворюваністю отриманих поруватих шарів. Так добре відомо, що поблизу термодинамічної рівноваги тиск парів цинку над ростовою поверхнею має дещо перевищувати значення рівноважного тиску.

Оскільки Zn відноситься до металів з підвищеною летючістю або з підвищеним значенням рівноважного тиску, реалізувати значну швидкість нарощування поруватих структур Zn відносно просто. Однак, вирішення питання стаціонарності процесу конденсації представляє досить складне технологічне завдання. Так при його вирішенні необхідно враховувати зміну морфології ростової поверхні в процесі нарощування конденсату, яка може впливати на пересичення парів, що конденсуються. У зв'язку з цим для реалізації стаціонарної конденсації за умов, наближених до термодинамічної рівноваги нами був розроблений технологічний підхід, заснований на самоорганізації малих пересичень [30]. Основою такої самоорганізації є нелінійна взаємозалежність таких технологічних параметрів, як інтенсивність осаджуваного потоку, температура ростової поверхні та відносне пересичення.

Необхідні для цього розпорощувальний пристрій і математична модель процесу самоорганізації нами розглянуті в [30]. При цьому було встановлено існування зон зміни вище перерахованих технологічних параметрів, в межах яких можна отримати поруваті шари Zn з приблизно однаковими структурно-морфологічними характеристиками [27, 28]. Таким чином, зміна в межах зон технологічних параметрів не впливає на стаціонарність процесу конденсації, що визначає стаціонарність технологічного процесу і, як наслідок, відтворюваність структурно-морфологічних параметрів.

Відповідно трьом зонам зміни технологічних параметрів і були отримані три види поруватих структур цинку (див. рис. 2). У разі реалізації гранично слабких пересичень утворюються поруваті структури у вигляді пов'язаних між собою нанониток (рис. 2, а), а при поступовому підвищенні відносного пересичення спостерігається перехід до поруватих утворень на основі об'ємних кристалів (рис. 2, б, в).

2.2. Формування поруватих шарів Zn/ZnO

Для збереження на прийнятному рівні провідності отримання системи

Zn/ZnO проводилося двома способами. Для реалізації першого з них попередньо була відпрацьована методика формування плівок ZnO. Для цього використовувався метод реактивного магнетронного розпилення Zn в суміші аргону і кисню (Ar — 70%, O₂ — 30%) за температури 240°C. ПЕМ-дослідження плівок ZnO свідчать про їх полікристалічну будову з параметрами гексагональної щільно упакованої ґратниці, які відповідають оксиду цинку (рис. 4, б). При цьому осадження плівки протягом 5 хв дозволяє формувати плівку NiO товщиною ~60 нм.

Надалі методика отримання плівок ZnO була використана для нанесення останніх на раніше отримані поруваті шари Zn (рис. 2). Беручи до уваги час осадження, максимальна товщина плівок ZnO, сформованих на структурних фрагментах поруватих шарів Zn становила приблизно 80–120 нм. При цьому в якості параметра оптимізації при виборі товщини плівки ZnO виступало підвищення поперечного опору поруватих шарів Zn/ZnO в порівнянні з опором шарів Zn не більше ніж на два порядки, тобто від 5–13 до 1200–1350 Ом. Представлені на рис. 5, а результати дослідження елементного складу поруватих систем Zn/ZnO підтверджують присутність оксиду цинку.

Другий варіант отримання наносистем Zn/ZnO заснований на методі окислення тільки поверхневого шару попередньо отриманих поруватих шарів Zn. Процес часткового окислення проводився в атмосфері повітря за температури 350°C протягом 0,5 години. При цьому використовувався початковий швидкий розігрів зразків (~16–21 градусів за секунду) до температури окислення, а закінчення цього процесу здійснювалося при витягуванні зразка із термостата. Підвищення концентрації кисню приблизно до 26 ат.% (рис. 5, б) і поперечного опору поруватих шарів від 5–13 до 1450–1600 Ом підтверджують поверхневе окислення структурних фрагментів Zn.

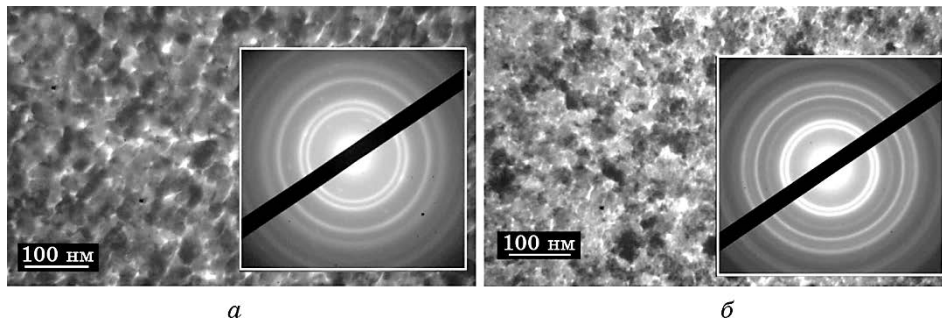


Рис. 4. ПЕМ зображення мікроструктур і відповідних їм електронограм плівок NiO (а) і ZnO (б).

Fig. 4. TEM images of microstructures and corresponding electron diffraction patterns of NiO (a) and ZnO (b) films.

Як випливає з рис. 6, в процесі часткового окислення відбулися деякі морфологічні зміни в поруватих шарах. Так, зіставляючи зо-

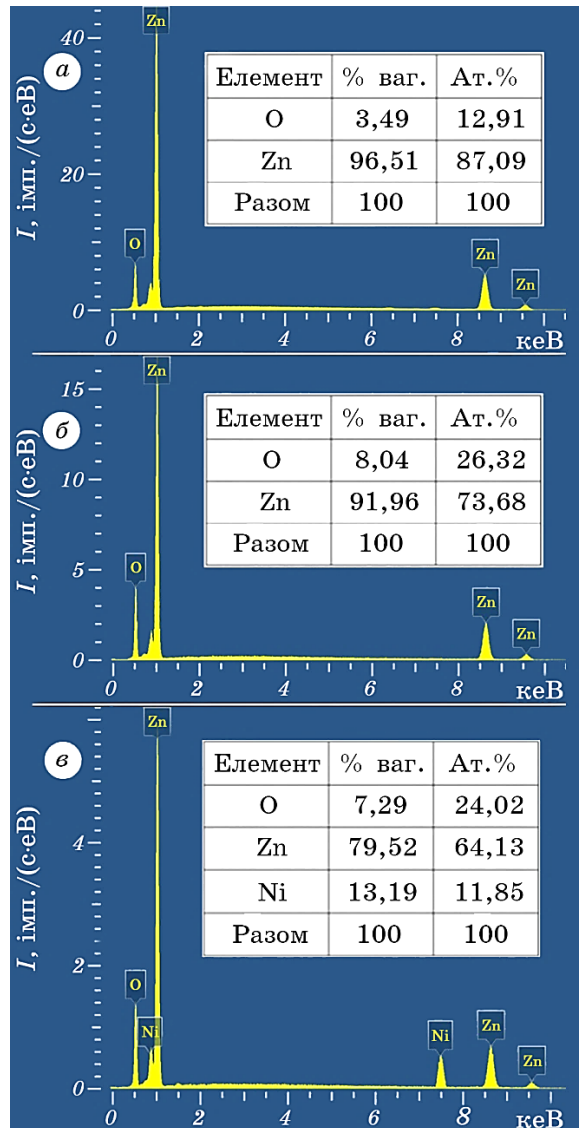


Рис. 5. Елементний склад поруватих шарів Zn/ZnO (*а* — після нанесення плівки ZnO; *б* — після часткового окислення поруватих систем Zn), *в* — шарів Zn/ZnO/NiO.

Fig. 5. The elemental composition of Zn/ZnO porous layers (*a*—after ZnO film deposition; *b*—after incomplete oxidation of Zn porous systems), *c*—and Zn/ZnO/NiO layers.

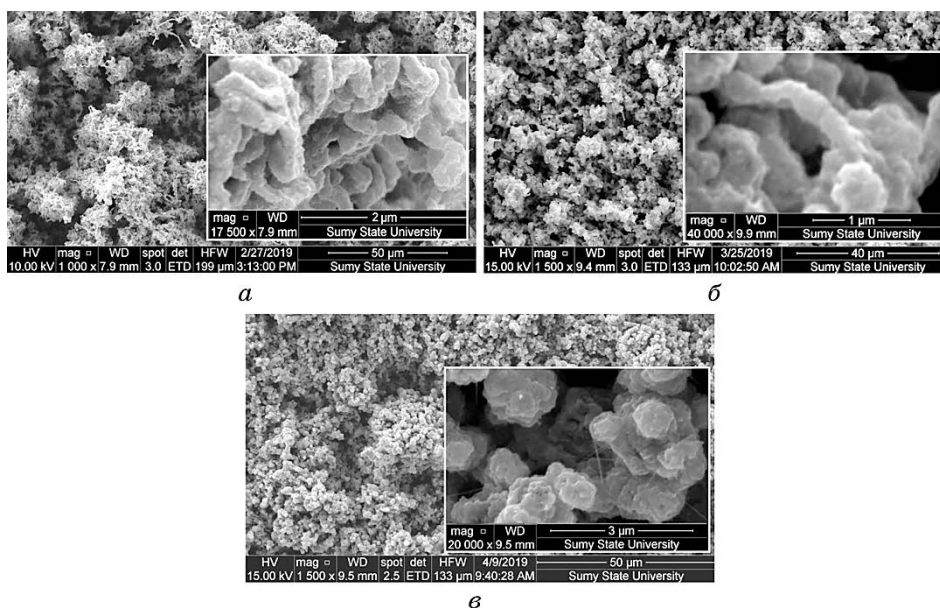


Рис. 6. Структурно-морфологічні характеристики конденсатів Zn/ZnO після часткового окислення поруватих шарів Zn, отриманих в трьох зонах зміни технологічних параметрів (рис. 2).

Fig. 6. Structural and morphological characteristics of Zn/ZnO condensates after incomplete oxidation of porous Zn layers obtained in three zones of the variations of the technological parameters (Fig. 2).

бращення морфології поверхні Zn (рис. 2) і Zn/ZnO (рис. 6) можна зробити висновок про те, що в процесі окислення на поверхні структурних фрагментів з'являються опуклості і обмежена кількість тонких віскерів ZnO.

На рисунку 7 представлені рентгенівські дифрактограми від шарів Zn/ZnO, отриманих при частковому окисненні (а) і при нанесенні плівки ZnO (б). Незалежно від методу формування оксидної плівки на поверхні шарів Zn, в обох випадках на рентгенівських дифрактограмах присутні дифракційні максимуми, як Zn, так і ZnO (рис. 7).

2.3. Формування поруватих тришарових композитів Zn/ZnO/NiO

Попередньо нами були проведені дослідження закономірностей структуроутворення плівок оксиду нікелю методом магнетронного реактивного осадження в киснево-аргоновому середовищі.

З представлених на рис. 4, а результатів ПЕМ-досліджень можна зробити висновок про полікристалічну будову плівок NiO. Прове-

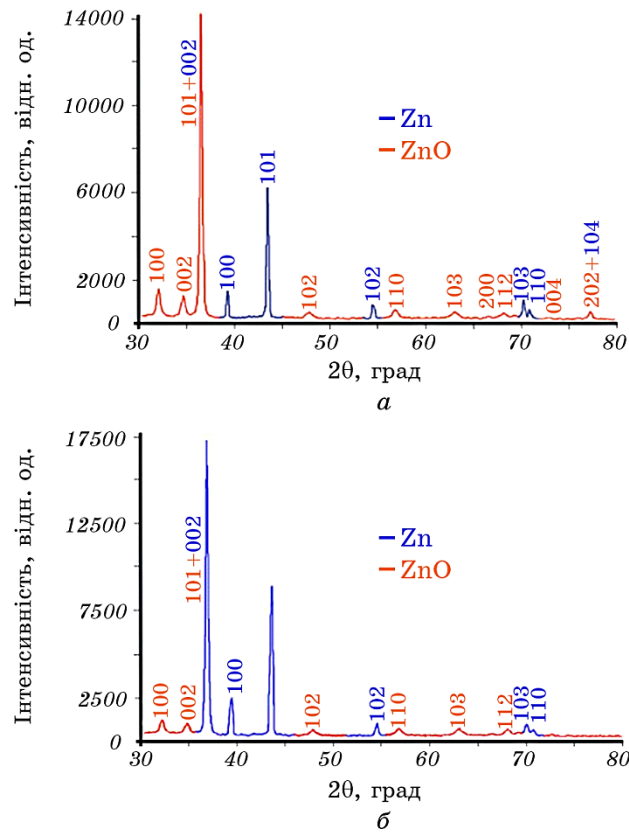


Рис. 7. Рентгенівські дифрактограми від шарів Zn/ZnO, отриманих при частковому окисненні (а) і при нанесенні плівки ZnO (б).

Fig. 7. X-ray diffraction patterns of Zn/ZnO layers obtained by incomplete oxidation (a) and by ZnO film deposition (b).

дені на підставі електронограм розрахунки вказують на присутність кристалічної ґратниці з міжплощинними відстанями, близькими до відповідних відстаней в кристалах NiO (табл. 1). На перший погляд, виходячи з розташування на електронограмі дифракційних максимумів, плівки NiO мають ГЦК-ґратницю просторової групи $Fm\bar{3}m$.

Разом з тим аналіз літературних джерел [28, 31] вказує на те, що за температур менших 252°C відбувається фазовий перехід від ГЦК-фази до структурного стану на основі тригональної сингонії. При цьому близькість значень міжплощинних відстаней двох структурних станів (див. табл. 1) не дозволяє за допомогою електронограм встановити їх відмінність. Таким чином, необхідно вважати, що отримані конденсати NiO мають тригональну ґратницю.

ТАБЛИЦЯ 1. Табличні та експериментальні значення міжплощинних відстаней кристалів NiO.**TABLE 1.** Standard and experimental values of inter-planar spacing of NiO crystals.

Табличні дані				Експериментальні результати
ГЦК-гратниця, просторова група $Fm\bar{3}m$		Тригональна гратниця, просторова група $R\bar{3}m$		
hkl	d_{hkl} , нм	hkl	d_{hkl} , нм	d_{hkl} , нм
111	0,2410	101	0,2419	0,245
200	0,2080	012	0,2088	0,210
220	0,1476	110	0,1477	0,150
311	0,1259	104	0,1476	0,131
222	0,1206	113	0,1259	0,122
		202	0,1206	

При подальшому нанесенні плівки NiO на отриману при конденсації плівки ZnO двошарову систему Zn/ZnO поперечний опір тришарової системи Zn/ZnO/NiO в порівнянні з вихідним опором зріс приблизно на один порядок. Однак, в цьому випадку опір тришарової системи Zn/ZnO/NiO приблизно на три порядки менший за опір, що мають повністю окислені поруваті шари ZnO.

Наявність дифракційних максимумів, що належать сполуці NiO, при рентгеноструктурних дослідженнях шарів Zn/ZnO/NiO, нами не виявлено.

Поряд з цим EDX-аналіз елементного складу дозволив встановити наявність в конденсатах нікелю на рівні 11,85 ат.% (див. рис. 5, в). При цьому концентрація кисню після нанесення плівки NiO також збільшилась на величину 11,11 ат.%, що вказує на майже стехіометричний її елементний склад. Слід також підкреслити, що технологічні умови нанесення плівки NiO на наносистему Zn/ZnO повністю співпадали з технологічними умовами отримання плівок NiO, структура та фазовий склад яких представлені на рис. 4, а. Виходячи із зазначеного вище, можна стверджувати про наявність плівки оксиду нікелю на фрагментах наносистеми Zn/ZnO з максимально можливою товщиною ~60 нм.

На рисунку 8 представлені РЕМ-зображення перетину композиту Zn/ZnO/NiO, а також якісний розподіл цинку, кисню і нікелю по товщині на підставі розподілу атомів з відповідним характеристичним рентгеновським випромінюванням. Узагальнений елементний склад цього композиту наведений на рис. 5, в. З представлених на рис. 8 результатів дослідження можна зробити висновок про те, що

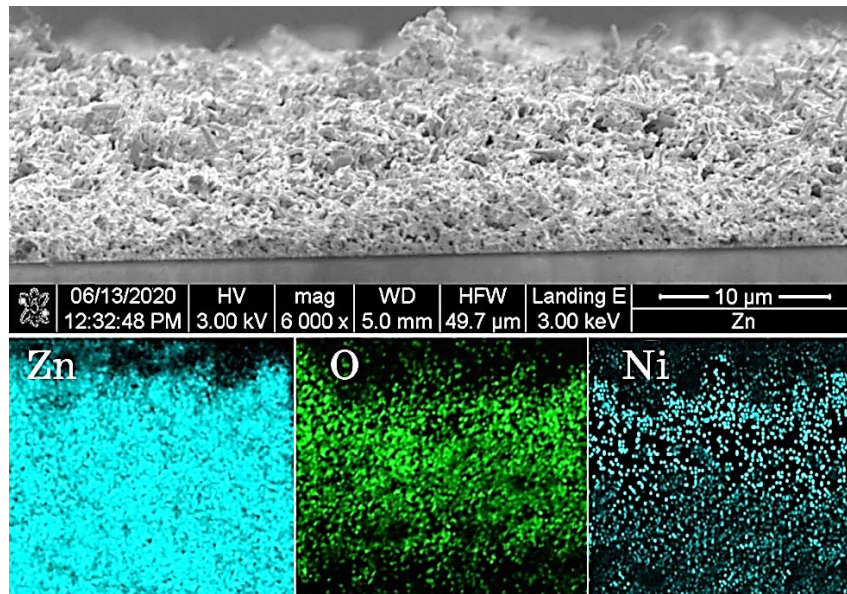


Рис. 8. ПЕМ-зображення перетину шару Zn/ZnO/NiO, та розподіл цинку, кисню та нікелю по його товщині.

Fig. 8. SEM image of Zn/ZnO/NiO layer cross-section and EDX measurements of Zn, O, Ni elements distribution over the layer thickness.

складові кисню та нікелю локалізовані на поверхневому шарі товщиною приблизно 5 мкм.

3. ВИСНОВКИ

Викладено технологічні умови формування базових поруватих систем Zn в процесі стаціонарної конденсації за умов, наближених до термодинамічної рівноваги, а також розглянуті деякі аспекти управління цим процесом за допомогою самоорганізації незмінних в часі малих пересичень парів, що конденсуються. Для отримання трьох видів поруватих шарів Zn були використані відповідні три зони зміни технологічних параметрів. Показано, що в разі реалізації гранично слабких пересичень в першій зоні зміни технологічних параметрів формуються поруваті системи Zn на основі пов'язаних між собою нанониток, а при незначному підвищенні пересичення в двох інших зонах відбувається утворення поруватих структур на основі довгастих або об'ємних кристалів. За допомогою ПЕМ, РЕМ, рентгеноструктурного аналізу, а також EDX-досліджень елементного складу оптимізовані фазовий і елементний склади, а також структурно-морфологічні характеристики складових шарів Zn/ZnO

і Zn/ZnO/NiO. Показано, що часткове окислення базових шарів Zn або нанесення на шари Zn плівки його оксиду, а також плівки NiO, підвищують поперечний опір поруватих систем Zn/ZnO або Zn/ZnO/NiO тільки на два або три порядки, що є важливим для можливого практичного застосування отриманих шарів в якості електродів літій-йонних акумуляторів.

ПОДЯКА

Робота виконана за підтримкою Міністерства освіти та науки України, проект 0119U100763 «Закономірності формування нанопористих ZnO, C, C/ZnO і ZnO/NiO для потенційного застосування у якості електродів літій-йонних акумуляторів».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. Y. He, L. Huang, J. S. Cai, X. M. Zheng, and S. G. Sun, *Electrochim. Acta.*, **55**: 1140 (2010).
2. S. Grugeon, S. Laruelle, R. Herrera-Urbina, L. Dupont, P. Poizot, and J.-M. Tarascon, *J. Electrochem. Soc.*, **148**: A285 (2001).
3. P. Poizot, S. Laruelle, S. Grugeon, and J.-M. Tarascon, *J. Electrochem. Soc.*, **149**: A1212 (2002).
4. P. Poizot, S. Laruelle, S. Dupont, and J.-M. Tarascon, *Nature*, **407**: 496 (2000).
5. A. Débart, L. Dupont, P. Poizot, J.-B. Leriche, and J. M. Tarascon, *J. Electrochem. Soc.*, **148**: A1266 (2001).
6. J.-M. Tarascon and M. Armand, *Nature*, **414**: 359 (2001).
7. J. Y. Xiang, X. L. Wang, X. H. Xia, J. Zhong, and J. P. Tu, *J. Alloys Compd.*, **509**: 157 (2011).
8. F. Belliard, P. A. Conner, and J. T. S. Irvine, *Solid State Ion.*, **135**: 163 (2000).
9. J. J. Chen, K. Wang, and W. L. Zhou, *IEEE Trans. Nanotechnol.*, **10**: 968 (2011).
10. E. J. Wolfrum, R. M. Meglen, D. Peterson, and J. Sluiter, *Sensor Actuat. B-Chem.*, **115**: 322 (2006).
11. P. C. Chen, F. N. Ishikawa, H. K. Chang, K. Ryu, and C. Zhou, *Nanotechnology*, **20**: 125503 (2009).
12. T. Kunt, T. J. McAvoy, R. E. Cavicchi, and S. Semancik, *Proc. of ADCHEM*, **30**: 91 (1997).
13. D. P. Joseph and C. Venkateswaran, *Journal of Atomic and Molecular Physics*, **2011**, Article ID 270540 (2011).
14. X. Deng, L. Zhang, J. Guo, Q. Chen, and J. Ma, *Mater. Res. Bull.*, **90**: 170 (2017).
15. Q. Pan, L. Qin, J. Liu, and H. Wang, *Electrochim. Acta*, **55**: 5780 (2010).
16. Z. W. Fu, F. Huang, Y. Zhang, Y. Chu, and Q. Z. Qin, *J. Electrochem. Soc.*, **150**: A714 (2003).
17. C. Q. Zhang, J. P. Tu, Y. F. Yuan, X. H. Huang, X. T. Chen, and F. Mao, *J. Electrochem. Soc.*, **154**: A65 (2007).
18. S. Q. Wang, J. Y. Zhang, and C. H. Chen, *Scr. Mater.*, **57**: 337 (2007).

19. W.-M. Zhang, X.-L. Wu, J.-S. Hu, Y.-G. Guo, and L.-J. Wan, *Adv. Funct. Mater.*, **18**: 3941 (2008).
20. G. Cui, Y.-S. Hu, L. J. Zhi, D. Q. Wu, I. Lieberwirth, J. Maier, and K. Mullen, *Small*, **3**: 2066 (2007).
21. H. B. Wang, Q. M. Pan, Y. X. Chen, J. W. Zhao, and G. P. Yin, *Electrochim. Acta*, **54**: 2851 (2009).
22. W. S. Khan, C. Cao, Z. Usman, Z. Usmana, S. Hussaina, G. Nabia, F. K. Butta, Z. Alia, T. Mahmooda, and N. A. Niazbet, *Mater. Res. Bull.*, **46**: 2261 (2011).
23. J. M. Yang, Y. T. Hsieh, T. T. Chu-Tien, and I-W. Sun, *J. Electrochem. Soc.*, **158**: D235 (2011).
24. C. Fournier and F. Favier, *Electrochem. Commun.*, **13**: 1252 (2011).
25. R. Gazia, A. Chiodoni, S. Bianco, A. Lamberti, M. Quaglio, A. Sacco, E. Tresso, P. Mandracci, and C. F. Pirri, *Thin Solid Films*, **524**: 107(2012).
26. N. A. Lashkova, A. I. Maximov, A. A. Ryabko, A. A. Bobkov, V. A. Moshnikov, and E. I. Terukov, *Semiconductors*, **50**: 1276 (2016).
27. V. M. Latyshev, A. S. Korniyushchenko, and V. I. Perekrestov, *J. Nano- Electron. Phys.*, **6**, No. 4: 04023 (2014) (in Russian).
28. A. S. Korniyushchenko, A. H. Jayatissa, V. V. Natalich, and V. I. Perekrestov, *Thin Solid Films.*, **604**: 48 (2016).
29. V. I. Perekrestov and S. N. Kravchenko, *Instrum. Exp. Tech.*, **45**: 404 (2002).
30. V. I. Perekrestov, A. I. Olemskoi, A. S. Korniyushchenko, and Yu. A. Kosminskaya, *Phys. Solid State*, **51**: 1060 (2009).
31. R. A. Lydyn, L. L. Andreeva, and V. A. Molochko, *Konstanty Neorhanycheskykh Veshchestv: Spravochnyyk* [Constants of Inorganic Substances: A Handbook], (Moscow: Drofa: 2006), p. 144 (in Russian).