

*Proceedings of the topical meeting on OPTOINFORMATICS'2008, Saint-Peterburg. – 2008. – P. 335–338.*  
 4. Mytsyk B. // *Ukr. J. Phys. Opt.* – 2003. – 4. – P. 1–26. 5. Farley J.M., Saunders G.A. and Chung D.Y. // *Solid State Phys.* – 1975. – 8. – P. 780–786. 6. Davis T. A. and Vedam K. // *J. Opt. Soc. Am.* – 1968. – 58. – P. 1446–1451. 7. Сонин А.С., Василевская А.С. *Электрооптические кристаллы.* – М., 1971. 8. Бахвалов С.В., Бабушкин Л.И., Иваницкая В.П. *Аналитическая геометрия.* – М., 1970. 9. Нарасимхамурти Т.С. *Фотоупругие и электрооптические свойства кристаллов.* – М., 1984. 10. Сиротин Ю.И., Шаскольская М.П. *Основы кристаллофизики.* – М., 1979. 11. *Акустические кристаллы: Справочник / Под ред. М.П. Шаскольской.* – М., 1982. 12. Mytsyk B., Andrushchak A.S., Demyanyshyn N.M., Kost' Ya.P. et al. // *Applied Optics.* – 2009. – 48. – P. 1904–1911.

УДК 621.315.592

І.В. Курило<sup>1</sup>, І.Є. Лопатинський<sup>1</sup>, І.О. Рудий<sup>1</sup>,  
 М.С. Фружинський<sup>1</sup>, С.В. Фадєєв<sup>1</sup>, І.С. Вірт<sup>2</sup>, І.В. Гадзаман<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Національний університет „Львівська політехніка”,  
 кафедра фізики, кафедра напівпровідникової електроніки

<sup>2</sup>Дрогобицький державний педагогічний університет імені І. Франка

## СТРУКТУРА ТА ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ СПРЕСОВАНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ОКСИДУ ЦИНКУ

© Курило І.В., Лопатинський І.Є., Рудий І.О., Фружинський М.С., Фадєєв С.В.,  
 Вірт І.С., Гадзаман І.В., 2010

I.V. Kurilo, I.Ye. Lopatynskiy, I.O. Rudyi,  
 M.S. Fruginskyi, S.V. Fadeyev, I.S. Virt., I.V. Hadzaman

## STRUCTURE AND ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF COMPRESSED MATERIALS ON THE BASIS OF ZINC OXIDE

© Kurilo I.V., Lopatynskiy I.Ye., Rudyi I.O., Fruginskyi M.S., Fadeyev S.V.,  
 Virt I.S., Hadzaman I.V., 2010

Досліджено структурні та електричні властивості спресованих твердих розчинів  $Zn_{1-x}Mn_xO$ ,  $Zn_{1-x}Co_xO$  та  $Zn_{1-x}Cr_xO$ , отриманих за методом твердофазних реакцій. За методом рентгенівської дифрактометрії проведено фазовий аналіз та досліджено структуру зразків. За допомогою методу скануючої електронної мікроскопії встановлено середні розміри зерен зразків на основі ZnO та виконано рентгеноспектральний аналіз їх елементного складу. Температурні залежності питомого опору порошкових матеріалів вимірювали в температурному інтервалі 300–555 К. Одержано значення енергій активації в різних інтервалах температур, які відповідають донорним енергетичним рівням.

**Ключові слова:** оксид цинку, порошкові матеріали, структура, електричні властивості.

Structural and electric properties of compressed solid solution  $Zn_{1-x}Mn_xO$ ,  $Zn_{1-x}Co_xO$  and  $Zn_{1-x}Cr_xO$ , obtained by a method solid-state reactions have been (were) investigated. The structure and the phase compositions of the samples were investigated by X-ray diffraction method. The average sizes of grains of sintered samples on the basis of ZnO and the analysis of their element structure was measured using by scanning electron microscopy. Temperature

**dependences of unit-area (specific) resistance of powder materials was measured in the temperature range 300–555 K. The values energy activation in various intervals of temperatures which correspond to donor power levels were received.**

*Keywords: zinc oxide, powder materials, structure, electric properties.*

### Вступ

Оксид цинку завдяки своїм унікальним властивостям – один із найперспективніших напівпровідникових матеріалів для електроніки, оптоелектроніки, спінотроніки та для застосування у сфері нанотехнологій тощо [1–5]. Це термічно та хімічно стійкий матеріал. Йому властива рекордно велика енергія зв'язку екситона (близько 60 меВ), що дає змогу спостерігати стимульовану УФ емісію за кімнатної температури. На основі ZnO передбачають створення світловипромінювальних пристроїв у короткохвильовому діапазоні спектра. У разі легування магнітними домішками Co або Mn спостерігали феромагнітний стан. Є дані щодо створення на основі ZnO фотопровідних ультрафіолетових детекторів та діодів Шоткі. Будучи прозорим в широкій області (діапазоні) спектра, ZnO стійкий до опромінення, податливий до хімічного травлення та порівняно дешевий, що робить його привабливим для застосування в мікроелектроніці.

Багато авторів у пошуках високотемпературного феромагнетизму зосереджують свою увагу на легуванні ZnO такими елементами, як Mn, Co, Cr та Fe. Особлива увага приділяється дослідженням ZnO, в який вводяться домішки металів Mn, Co, Cr. У керамічних, плівкових та монокристалічних зразках ZnO:Me реалізується високотемпературний феромагнітний стан. Рівноважна межа розчинності, наприклад Mn в ZnO, становить 13 % (ат.). Високі температури Кюрі виявлено за невеликих концентрацій магнітної домішки – 2–3 % (ат.) [6].

Більшість досліджень, присвячених оксиду цинку, стосуються монокристалів або плівок, одержаних різними методами. Цю працю присвячено одержанню спресованих матеріалів оксиду цинку з введеними домішками Mn, Co, Cr, та дослідженню їх структури та електропровідності. Полікристалічні матеріали, отримані спіканням порошків, можна зарахувати до керамічних матеріалів. Такі дослідження мають самостійне значення для глибшого розуміння фізичних процесів у керамічних матеріалах. Із технологічних міркувань передбачається використання саме таких матеріалів, як мішеней для лазерного осадження плівок [7].

### Експериментальна частина

Тверді розчини  $Zn_{1-x}Mn_xO$ ,  $Zn_{1-x}Co_xO$  і  $Zn_{1-x}Cr_xO$  отримували за методом твердофазних реакцій, який широко застосовують у керамічній технології [8]. Вихідними компонентами для приготування шихти були матеріали особливої чистоти. Порошки сполук  $MnCO_3$ ,  $CoCO_3$  та  $CrCO_3$ , одержані подрібненням до розміру частинок 50–100 нм, змішували відповідно з порошком ZnO і перемішували з додаванням дейонізованої води в яшмових барабанах планетарного млина САНД-1. Час змішування і помолу визначався ступенем гомогенізації і становив 16 год. Одержану суміш осушували за температури  $120 \pm 5$  °C. Попередній відпал суміші, під час якого відбувалась її активація, здійснювали в повітрі за температури  $700 \pm 5$  °C протягом 4 год. Прес-заготівки діаметром 11,5–15 мм завтовшки 1–2,5 мм формували ізостатичним пресуванням під тиском 40–60 МПа на гідравлічному пресі ПГ-10 без використання пластифікатора. Суміші спікали за температур, близьких до 1000 °C. Отже, одержано тверді розчини  $Zn_{1-x}Mn_xO$ ,  $Zn_{1-x}Co_xO$  і  $Zn_{1-x}Cr_xO$  складу  $x=0,04$ . Зразки відпалювали в камерній печі періодичної дії ВТП-06М1 в повітрі (точність контролю температури  $\pm 5$  °C) упродовж 3 год. Максимальна температура відпалу, яка відповідала ізотермічній ділянці кривої нагрівання–охолодження, становила 1110 °C.

Технологія виготовлення керамічних матеріалів на основі ZnO ґрунтується, як зазначалось, на використанні твердофазних реакцій. У результаті реакцій  $MnCO_3 + ZnO \rightarrow Zn_{1-x}Mn_xO$ ,  $CoCO_3 + ZnO \rightarrow Zn_{1-x}Co_xO$  та  $CrCO_3 + ZnO \rightarrow Zn_{1-x}Cr_xO$  сформовано порошки  $Zn_{1-x}Mn_xO$ ,  $Zn_{1-x}Co_xO$  та  $Zn_{1-x}Cr_xO$ .

$x\text{Cr}_x\text{O}$ . Температурно-часовий режим отримання спресованих керамічних матеріалів на основі  $\text{ZnO}$  з домішками  $\text{Mn}$ ,  $\text{Co}$  та  $\text{Cr}$ , зображено на рис. 1.

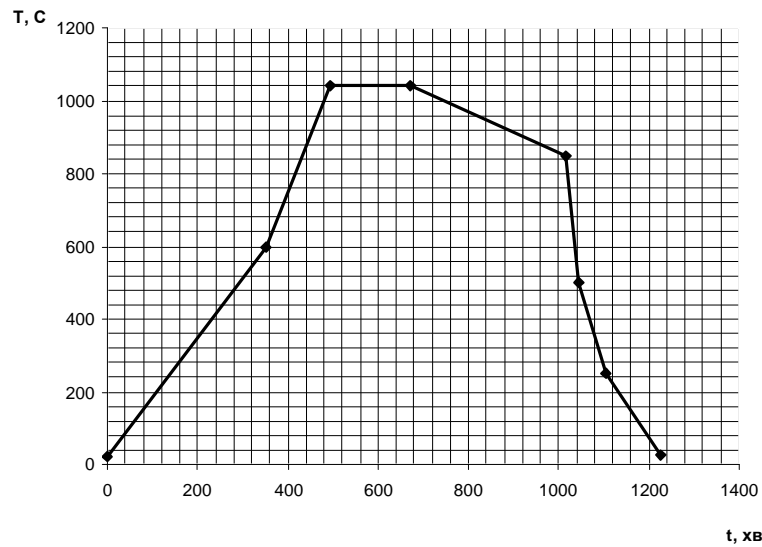


Рис. 1. Температурно-часовий режим високотемпературного відпалу спресованих керамічних матеріалів на основі  $\text{ZnO}$

Фазовий аналіз та дослідження структури спресованих матеріалів проводили за допомогою рентгенівської дифрактометрії (РД) в конфігурації  $\theta-2\theta$  на дифрактометрі ДРОН-3М.

Визначення середнього розміру зерен необроблених (вихідних) порошоків оксиду цинку і спресованих на його основі зразків та рентгеноспектральний аналіз елементного складу спресованих зразків проводили за допомогою сканувального електронного мікроскопа-мікроаналізатора РЕМ-10БІ.

Питомий опір зразків вимірювали двозондовим електрометричним методом із використанням термопари фірми Keithley. Температурні залежності питомого опору порошкових матеріалів вимірювали в температурному інтервалі 300–555 К.

### Результати і обговорення

На рис. 2 зображено рентгенодифрактограми спресованих зразків  $\text{ZnO}$  та  $\text{Zn}_{1-x}\text{Mn}_x\text{O}$ . Ідентифіковано піки на дифрактограмах та розраховані експериментальні значення міжплощинних відстаней  $d_{hkl}$ . У табл. 1. наведено результати рентгенодифракційних досліджень спресованих зразків.

Таблиця 1

**Значення  $d_{hkl}$  спресованих матеріалів  $\text{ZnO}$ ,  $\text{Zn}_{1-x}\text{Mn}_x\text{O}$  ( $x = 0.04$ ) згідно з даними РД та стандартні значення для  $\text{ZnO}$  и  $\text{MnO}_2$**

JCPDS значення (ASTM)		Експериментальні значення $d_{hkl}$ , Å		
$d_{hkl}$ , (Å)		РД-метод (масивні)		
ZnO	MnO <sub>2</sub>	ZnO	Zn <sub>1-x</sub> Mn <sub>x</sub> O	hkl
–	4.2150	–	4.2961	101
2.8143	–	2.8128	2.8162	100
2.6033	2.67320	2.6014	2.6036	002
2.4659	2.4550	2.4741	2.4775	101
1.9111	1.9380	1.9099	1.9124	102
1.6247	1.6375	1.6242	1.6269	110
1.4771	1.4320	1.4764	1.4783	103
1.3782	1.3604	1.3778	1.3799	112

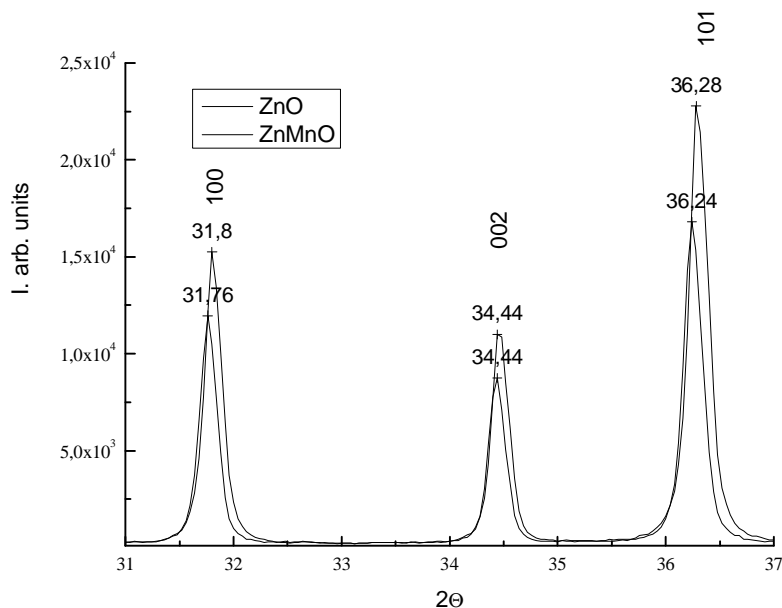


Рис. 2. Рентгенодифрактограми спресованих зразків ZnO та Zn<sub>1-x</sub>Mn<sub>x</sub>O

Значення  $d_{hkl}$  кожного піка на дифракційній картині зіставляли з табличними стандартними значеннями (JCPDS) для ZnO та MnO<sub>2</sub> [9]. У табл. 1 зіставлено експериментальні значення  $d_{hkl}$  ZnO і Zn<sub>1-x</sub>Mn<sub>x</sub>O зі стандартними значеннями. Ідентифіковано піки на РД-зображеннях. РД аналіз також засвідчив про наявність невеликої кількості фази MnO<sub>2</sub>. Це може бути зв'язано з тим, що не весь марганець, уведений у чистий ZnO, прореагував під час твердофазної реакції. Структура масивних спресованих сполук гексагональна. Сталі решіток спресованих матеріалів із введеними домішками

Mn, Co, Cr, які обчислено за рівнянням  $\frac{1}{d^2_{(hkl)}} = \frac{3}{4} \left[ \frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right] + \frac{l^2}{c^2}$  наведено у табл. 2. Бачимо,

що введення в решітку ZnO атомів марганцю, кобальту та хрому приводить до збільшення сталих решітки.

Таблиця 2

**Сталі решіток та густина спресованих матеріалів на основі оксиду цинку**

Сталі решітки	Спресовані матеріали			
	ZnO	Zn <sub>1-x</sub> Mn <sub>x</sub> O	Zn <sub>1-x</sub> Co <sub>x</sub> O	Zn <sub>1-x</sub> Cr <sub>x</sub> O
<i>a</i> , (Å)	3.2488	3.2551	3.2505	3.2490
<i>c</i> , (Å)	5.2045	5.2118	5.2040	5.2049
густина, г/см <sup>3</sup>	5.6800	5.6211	5.6747	5.6411

Середній розмір зерен спресованих зразків оцінено з СЕМ-мікрофотографій (рис. 3). Результати наведено в табл. 3.

Найбільшу неоднорідність розмірів зерен спостерігали в Zn<sub>0,96</sub>Cr<sub>0,04</sub>O. Найменша швидкість росту зерен у зразках з введеною домішкою Co. Тобто, введення домішок Cr та Co у чистий оксид цинку приводить до зменшення середніх розмірів зерен порівняно зі спресованим чистим оксидом цинку. З'ясовано, що найменший розмір зерен у Zn<sub>0,96</sub>Co<sub>0,04</sub>O. Тільки у разі введення Mn, який, на наш погляд, не обмежує ріст зерен та не блокує перенесення матеріалу для скріплення міжзеренних меж, спостерігаємо формування найбільших зерен у матриці зразка.

Наведені дані підтверджують загальну тенденцію збільшення розмірів кристалітів (зерен) порошкоподібних спресованих матеріалів під час довготривалих високотемпературних відпалів. Це

добре проявляється у разі чистого ZnO. Уведення домішок різних матеріалів сприяє або пригнічує ріст зерен (табл. 3).

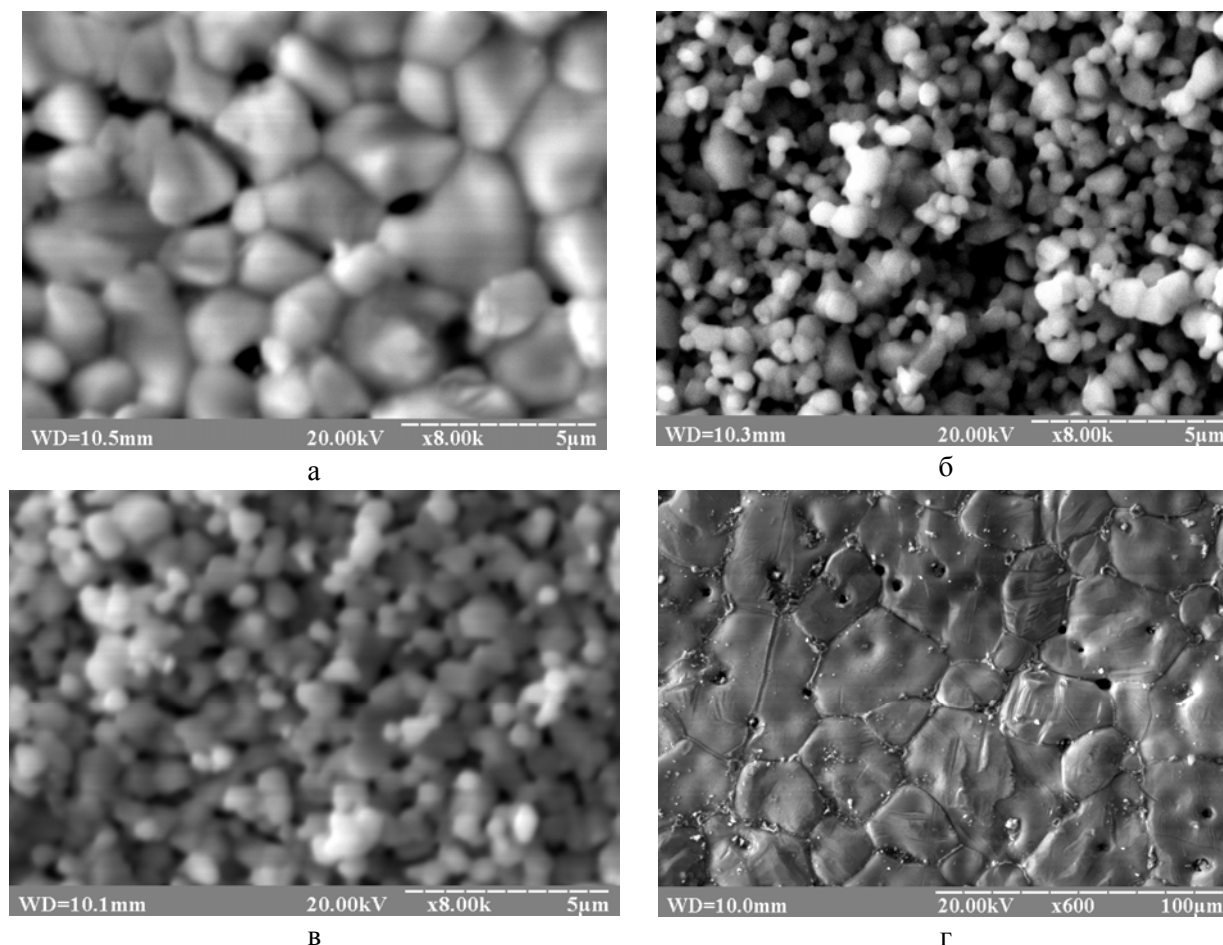


Рис. 3. СЕМ-мікрофотографії спресованих зразків: ZnO (а), Zn<sub>1-x</sub>Cr<sub>x</sub>O (б), Zn<sub>1-x</sub>Co<sub>x</sub>O (в), Zn<sub>1-x</sub>Mn<sub>x</sub>O (г),  $x = 0.04$

Таблиця 3

**Розміри зерен спресованих зразків на основі ZnO**

Зразки	Розміри зерен, нм
ZnO	775–848 (811)
Zn <sub>0,96</sub> Cr <sub>0,04</sub> O	472–893 (657)
Zn <sub>0,96</sub> Co <sub>0,04</sub> O	376–542 (460)
Zn <sub>0,96</sub> Mn <sub>0,04</sub> O	(2–4)×10 <sup>4</sup> (30 мкм)

Примітка. У дужках подано середні розміри зерен.

Зауважимо, що для виготовлення спресованих зразків використовували порошок ZnO фірми "Merck Chemical Company", а також фірми "Sigma-Aldrich" (середні паспортні розміри зерен 50–100 нм). Крім цього, середній розмір зерен ZnO фірми "Sigma-Aldrich" оцінено за зображенням СЕМ (рис. 4).

На основі рентгеноспектрального аналізу елементного складу спресованих зразків виявлено (в усіх типах) відхилення від концентрації введеної домішки у бік зменшення (табл. 4). Питання

неповного входження домішок у решітку ZnO введених домішок під час твердофазних реакцій (проти розрахованого складу – 4 %) потребують детальнішого дослідження.

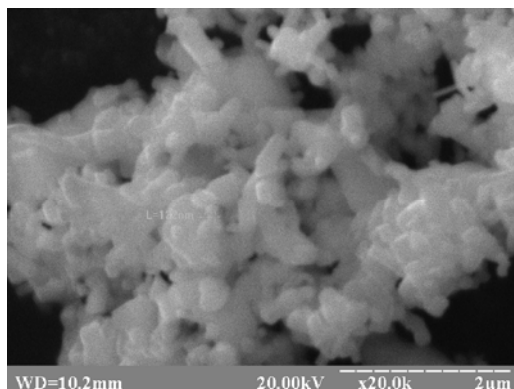


Рис. 4. СЕМ-мікрофотографія порошку ZnO фірми "Sigma-Aldrich" (середній розмір зерен 50–120 нм)

Таблиця 4

#### Розподіл введених компонентів у спресованих зразках на основі ZnO

Зразок	Елемент Zn, % (ат.)	Елемент O, % (ат.)	Елемент Mn, % (ат.)	Елемент Co, % (ат.)	Елемент Cr, % (ат.)	Примітки
ZnO	57.52	42.48	–	–	–	зерно
Zn <sub>0,96</sub> Mn <sub>0,04</sub> O	39.65	57.85	2.45	–	–	зерно
Zn <sub>0,96</sub> Mn <sub>0,04</sub> O	23.18	62.47	14.35	–	–	міжзеренна межа
Zn <sub>0,96</sub> Co <sub>0,04</sub> O	48.00	48.76	–	3.24	–	зерно
Zn <sub>0,96</sub> Cr <sub>0,04</sub> O	53.82	43.38	–	–	2.80	зерно

Вивчення закономірностей протікання електричного струму через порошкові матеріали – важливе завдання, яке має практичне значення для різних галузей науки і техніки. Відомо, що провідність порошкової системи визначається природою матеріалу, а також розміром, структурою та станом поверхні міжкристалітних меж. Унаслідок цього будь-яка зміна властивостей поверхні частинок порошкового матеріалу впливатиме на його електропровідність або питомий опір. Порошкоподібні матеріали можна розглядати як полікристалічні матеріали з менш щільним пакуванням, ніж у полікристалів, в яких сферичні кристаліти займають близько 60 % об'єму [10, 11].

Якщо кристалітам можна приписати властивості, схожі до властивостей масивного матеріалу, то для ділянки міжкристалітних меж такої визначеності немає. Властивості міжкристалітних меж визначаються багатьма чинниками. По-перше, міжкристалітні межі зв'язані з порушеннями періодичності кристалічної решітки та зумовлені крайовими дислокаціями, яким властиві розірвані зв'язки. Вони створюють поверхневі стани на поверхні кристалітів, йонізація яких найчастіше приводить до утворення збідненого приповерхневого пограничного шару. По-друге, на таких межах може відбуватися входження сторонніх атомів, випадіння (сегрегація) домішок або нестехіометричного компонента напівпровідникової сполуки, утворення побічних сторонніх сполук компонентів основного матеріалу та домішок, виникнення іншої структурної фази, наприклад аморфної.

На рис. 5 зображено температурні залежності питомого опору спресованих порошкових матеріалів на основі оксиду цинку, властиві напівпровідниковим матеріалам. Найбільше значення питомого опору за кімнатної температури спостерігаємо для зразка ZnO з домішкою Co, середній розмір кристалітів якого найменший, див. табл. 3. Найменше значення питомого опору властиве зразкам ZnO з домішкою Mn, що можна пояснити, на наш погляд, двома чинниками: великими

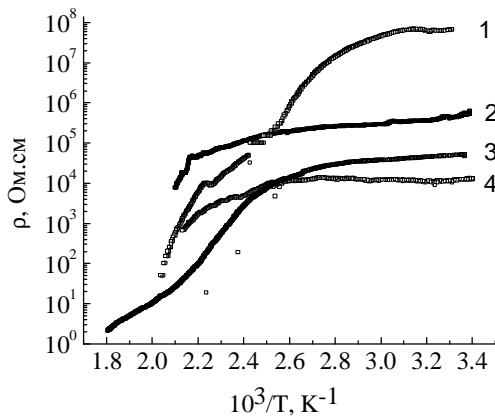


Рис. 5. Температурні залежності  
питомого опору:  
 $Zn_{1-x}Co_xO$  (1);  $ZnO$  (2);  $Zn_{1-x}Cr_xO$  (3);  
 $Zn_{1-x}Mn_xO$  (4) ( $x = 0.04$ )

розмірами зерен, які сформувалися під час відпалу зразків, і більшою концентрацією Mn у міжкристалітних межах, ніж у самому зерні (див. табл. 4). Тут добре прослідковується вплив розміру кристалітів та стан поверхні міжкристалітних меж, збагачених Mn.

На основі температурних залежностей питомого опору розраховано енергії активації глибоких та мілких домішкових рівнів у зразках спресованих матеріалів (табл. 5). З температурних залежностей питомого опору оксидів цинку випливає, що для всіх зразків властиві дві енергії активації в двох різних інтервалах температур. Енергії активації вказують на наявність двох енергетичних рівнів донорної природи – глибокого з енергією залягання у межах 1,40–2,10 і мілкого – 0,45–0,10 еВ для різних сполук.

Таблиця 5

#### Значення енергії активації глибоких та мілких домішкових рівнів зразків оксиду цинку

№	Зразки	$E_{t1}$ , eV	$E_{t2}$ , eV
1	ZnO	2.17	0.32
2	$Zn_{0.96}Mn_{0.04}O$	1.17	0.43
3	$Zn_{0.96}Co_{0.04}O$	1.84	0.32
4	$Zn_{0.96}Cr_{0.04}O$	1.38	0.08

#### Висновки

1. Методом твердофазних реакцій, які широко застосовують у керамічній технології, отримано спресовані матеріали  $ZnO$ ,  $Zn_{1-x}Mn_xO$ ,  $Zn_{1-x}Co_xO$  та  $Zn_{1-x}Cr_xO$  ( $x = 0.04$ ).

2. За допомогою рентгенівської дифрактометрії проведено фазовий аналіз отриманих зразків та досліджено їх структуру. Відзначено добре узгодження експериментальних значень  $d_{hkl}$  зі стандартними значеннями. Визначено сталі решіток досліджуваних зразків.

3. За допомогою сканувальної електронної мікроскопії та рентгеноспектрального мікроаналізу елементного складу визначено середні розміри зерен, які формують спресовані матеріали та їх елементний склад. Встановлено, що введення різних домішок по-різному впливає на ріст зерен під час приготування спресованих матеріалів.

4. Досліджено електричні властивості зразків, зокрема залежності питомого опору від температури, з яких одержано значення енергій активації в різних інтервалах температур. Ці значення відповідають двом донорним енергетичним рівням – глибокому (1,40–2,10 еВ) і мілкому (0,45–0,10 еВ).

1. Özgür Ü., Alivov Ya.I., Liu C., Teke A., Reshchikov M.A., Doğan S., Avrutin V., Cho S.-J., Morkoç H. A comprehensive review of ZnO materials and devices // *J. Appl. Phys.* – 2005. Vol. 98. – P. 041301–041310. 2. Pan F., Song C., Liu X.J., Yang Y.C., Zeng F. Ferromagnetism and possible application in spintronics of transition-metal-doped ZnO films // *Materials Science and Engineering.* – 2008. – R. 62. – P. 1–35. 3. Dutta Sreetama, Chattopadhyay S., Sarkar A., Chakrabarti Mahuya, Sanyal D., Jana D. Role of defects in tailoring structural, electrical and optical properties of ZnO // *Progress in Materials Science.* – 2009. – № 54. – P. 89–136. 4. Cheng H., Xu X.J., Hng H.H., Ma J. Characterization of Al-doped ZnO thermoelectric materials prepared by RF plasma powder processing and hot press sintering // *Science Direct.* – 2009. – № 35. – P. 3067–3072. 5. Родный П.А., Ходюк И.В., Горохова Е.И. Интегральный, абсолютный и относительный световыход керамик на основе ZnO //

Письма в ЖТФ. – 2010. – Т. 36, вып. 15. – С. 62–68. 6. Лашкарев Г.В., Рядченко М.В. Карпина В.А., Сичковский В.И. Магниторазведенные ферромагнитные полупроводники как материалы спиновой электроники // Физика низких температур – 2007. – Т. 33, № 2/3. – С. 228–238. 7. Virt I.S., Hadzaman I.V., Bilyk I.S., Rudyi I.O., Kurilo I.V., Frugynskyi M.S., Potera P. Properties of ZnO and ZnMnO thin films obtained by pulsed laser ablation // Acta Physica Polonica. – 2010. – Vol. 117, № 1. – P. 34–37. 8. Поляков А.А. Технология керамических радиоэлектронных материалов. – М.: Радио и связь, 1989. – 200 с. 9. Joint Committee on Powder Diffraction Standards (JCPDS) diffraction data card, published by American Society for Testing and Materials (ASTM). 10. Orton J.W., Powell M.T. The Hall Effect in Polycrystalline and Powdered Semiconductors // Repts. Prog. Phys. – 1980. – Vol. 43, № 11. – P. 1263–1307. 11. Кучис Е.В. Гальваномагнитные эффекты и методы их исследования. – М.: Радио и связь, 1990. – 264 с.

УДК 621.315.592

Р.Я. Мудрий

Національний університет “Львівська політехніка”,  
кафедра напівпровідникової електроніки  
Науково-виробниче підприємство “Карат”

## ВПЛИВ ІОННОГО ТРАВЛЕННЯ НА ДЕФЕКТНУ СТРУКТУРУ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ $Cd_xHg_{1-x}Te$

© Мудрий Р.Я., 2010

R. Ya. Mudryy

## EFFECT OF ION MILLING ON DEFECT STRUCTURE OF $CDXHg_{1-x}TE$ SURFACE LAYERS

© Mudryy R. Ya., 2010

Наведені результати дослідження дефектної структури монокристалічних зразків  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , модифікованих іонним травлінням. Дослідження виконано методом за спектроскопії на відбивання. Мірою структурної досконалості поверхневого шару кристала був обраний параметр “різкості піків” дублета  $E_1, E_1+\Delta_1 - Q = \Delta R/R_1$ , пов’язаного з оптичними переходами  $\Lambda_{4,5} \rightarrow \Lambda_6$  та  $\Lambda_6 \rightarrow \Lambda_6$ . Показано, що іонне травління призводить до зменшення параметра різкості  $Q$ , що зумовлено утворенням радіаційно порушеного поверхневого шару. За витримки кристала за кімнатної температури параметр різкості  $Q$  зростає. На основі часової залежності  $Q$  зроблено висновок про зменшення густини дислокацій у порушеному шарі.

**Ключові слова:**  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , іонне травління, дефекти, спектроскопія на відбивання, релаксація.

The results of investigation of  $Cd_xHg_{1-x}Te$  single crystal defect structure modified by ion milling are presented. The reflection spectroscopy method was applied for research. The "peaks sharpness" parameter of doublet  $E_1, E_1+\Delta_1 - Q = \Delta R/R_1$  concerned with optical transitions  $\Lambda_{4,5} \rightarrow \Lambda_6$  and  $\Lambda_6 \rightarrow \Lambda_6$  was chosen as a structural perfection extent of the crystal surface layer. It was shown that ion milling leads to decreasing of sharpness parameter  $Q$  that is caused by creation of radiation damaged surface layer. Aging at room temperature increases