

PACS numbers: 61.05.cp, 61.72.J-, 68.35.Ct, 68.37.Ps, 68.55.J-, 72.20.-i, 81.15.Cd

Структура та електропровідність тонких плівок β -Ga₂O₃

О. М. Бордун¹, Б. О. Бордун¹, І. Й. Кухарський¹, І. І. Медвідь¹,
Ж. Я. Цаповська¹, Д. С. Леонов²

¹Львівський національний університет імені Івана Франка,
вул. Драгоманова, 50,
79005 Львів, Україна

²Технічний центр НАН України,
вул. Покровська, 13,
04070 Київ, Україна

Досліджено структуру, фазовий склад і морфологію поверхні тонких плівок β -Ga₂O₃, одержаних методом високочастотного йонно-плазмового розпорощення. Встановлено, що свіжонапошені плівки формуються з кристалітів, середній діаметр яких становить 30 нм. Відпал у атмосфері кисню, аргону та водню приводить до зростання середнього діаметра кристалітів до 47, 42 та 35 нм відповідно. Досліджено провідність одержаних плівок, залежно від атмосфери термооброблення. Показано, що після відпалу у відновній атмосфері водню відбувається значне зменшення питомого опору плівок від 10¹¹ Ом·см для свіжонанесених плівок до 10⁶ Ом·см.

The structure, phase composition, and surface morphology of the thin β -Ga₂O₃ films obtained by high-frequency ion-plasma sputtering are investigated. As revealed, the freshly deposited films are formed from crystallites with average diameter of 30 nm. As established, annealing in atmosphere of oxygen, argon, and hydrogen leads to increase in the average diameter of crystallites to 47, 42 and 35 nm, respectively. Conductivity, photoconductivity, and luminescence properties of the thin β -Ga₂O₃ films deposited by high-frequency ion-plasma sputtering are investigated depending on conditions and atmosphere of heat treatment. As found, after annealing in a reducing atmosphere of hydrogen, there is a significant decrease in the resistivity of films from 10¹¹ Ohm·cm for the freshly prepared films to 10⁶ Ohm·cm.

Исследованы структура, фазовый состав и морфология поверхности тонких плёнок β -Ga₂O₃, полученных методом высокочастотного ионно-плазменного распыления. Установлено, что свеженанесённые плёнки формируются из кристаллитов, средний диаметр которых составляет 30 нм. Отжиг в атмосфере кислорода, аргона и водорода приводит к увеличению среднего диаметра кристаллитов до 47, 42 и 35 нм соответственно. Ис-

слідована провідність полученных плёнок в зависимости от атмосферы термообработки. Показано, что после отжига в восстановительной атмосфере водорода происходит значительное уменьшение удельного сопротивления плёнок от 10^{11} Ом·см для свеженанесённых плёнок до 10^6 Ом·см.

Ключові слова: оксид галію, тонкі плівки, кристаліт, електропровідність.

Key words: gallium oxide, thin films, crystallite, electroconductivity.

Ключевые слова: оксид галлия, тонкие плёнки, кристаллит, электропроводимость.

(Отримано 9 лютого 2017 р.)

1. ВСТУП

Дослідження останніх років виявили цілий ряд цікавих властивостей плівок β -Ga₂O₃, одержаних різними методами. Виходячи з цього, плівки на основі β -Ga₂O₃ знаходять широке застосування в якості тонкоплівкових матеріалів для польових транзисторів (FET) [1], газових сенсорів [2] і електродів, прозорих в УФ-області [3]. В залежності від методу одержання і легувальної домішки, такі плівки використовуються як фотолюмінофори [4, 5], катодолюмінофори і електролюмінофори [6, 7]. В загальному випадку оптичні і електричні властивості плівок β -Ga₂O₃ визначаються методами одержання, режимами нанесення і подальшими технологічними прийомами, а також введенням домішок, які здатні цілеспрямовано змінювати властивості тонких плівок. Одним із важливих завдань для розширення області використання люмінофорів на основі β -Ga₂O₃ є покращення провідності цих матеріалів. Невелика провідність люмінофорів при електронному опроміненні приводить до накопичення електронів на люмінесцентному екрані, в результаті чого зменшується ефективність люмінесценції [8]. Для зміни провідності плівок β -Ga₂O₃ застосовується декілька методів, один з яких, — відпал в різних атмосферах при високих температурах, — використовується в даній роботі. При цьому в роботі досліджуються тонкі плівки β -Ga₂O₃ одержані методом високочастотного (ВЧ) йонно-плазмового розпорошення, який є оптимальним для одержання однорідних напівпровідникових і діелектричних плівок.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Тонкі плівки Ga₂O₃ товщиною 0,2–0,5 мкм одержані високочастотним (ВЧ) йонно-плазмовим розпорошенням на підкладках із топленого кварцу ν -SiO₂. ВЧ розпорошення проводилось в атмосфері

аргону у системі з використанням магнітного поля зовнішніх соленоїдів для компресії і додаткової іонізації плазмового стовпа. Після нанесення плівок здійснювалось їх термооброблення в кисні або в аргоні при 1000–1100°C, а також у водні при 600–650°C.

Методом рентгенодифракційного аналізу (Shimadzu XDR-600) досліджувалася структура і фазовий склад одержаних плівок після відпалу у різних атмосферах. Морфологія поверхні плівок досліджувалася за допомогою атомно-силового мікроскопа (АСМ) 'Solver P47 PRO'. Опрацювання експериментальних даних і виконання обчислень параметрів морфології поверхні здійснювалось за допомогою програмного пакету 'Image Analysis 2'.

Струми провідності вимірювались на автоматизованій установці. Електрична напруга 10–100 В прикладалася до двох точкових контактів діаметром 1 мм, які знаходились на відстані 1 мм. При вимірюванні струму, який протікає в тонких плівках β -Ga₂O₃, основною вимогою є застосування омичних невіпрямляючих контактів, які не створюють додаткових бар'єрів на межі поділу. Омичний контакт до досліджуваних плівок створюється матеріалами, які при прямому зміщенні забезпечують інжекцію електронів у плівку і мають роботу виходу $\approx 4,5$ еВ. Використаний нами полікристалічний вуглець (аквадаг) відповідає цим вимогам і в багатьох публікаціях повідомляється про його застосування при дослідженні діамантових, гранатових та інших високоомних кисневмісних зразків [9–13].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Згідно з даними рентгівівського дифракційного аналізу, для одержаних плівок β -Ga₂O₃ характерна полікристалічна структура, яка відрізняється залежно від способу термообробки плівок. Характерні дифрактограми одержаних плівок наведені на рис. 1. Результати свідчать про те, що при відпалі у кисні переважна орієнтація кристалітів β -фази спостерігається у площинах (400), (002), (111) і (512).

При відпалі в аргоні також переважає орієнтація кристалітів у площинах (400), (002), (111) і (512), але має місце відносне зменшення орієнтації в площині (400), збільшення в площині (111) і ріст орієнтації у новій площині (113). Для плівок, відпалених у водні, спостерігається слабозвинута структура дифракційного спектру, у якому також переважають рефлекси від площин (400), (002) і (512). На дифрактограмах не виявлено рефлексів, які б не відповідали Ga₂O₃, тобто не виявлено наявності інших фаз. При цьому всі дифракційні максимуми ідентифікуються згідно з правилами відбору і відносяться до просторової групи $C2/m$ (C_{2h}^3), що свідчить про моноклінну структуру одержаних плівок, тобто про наявність плівок β -Ga₂O₃.

Відомо, що ширина дифракційних піків залежить від розміру об-

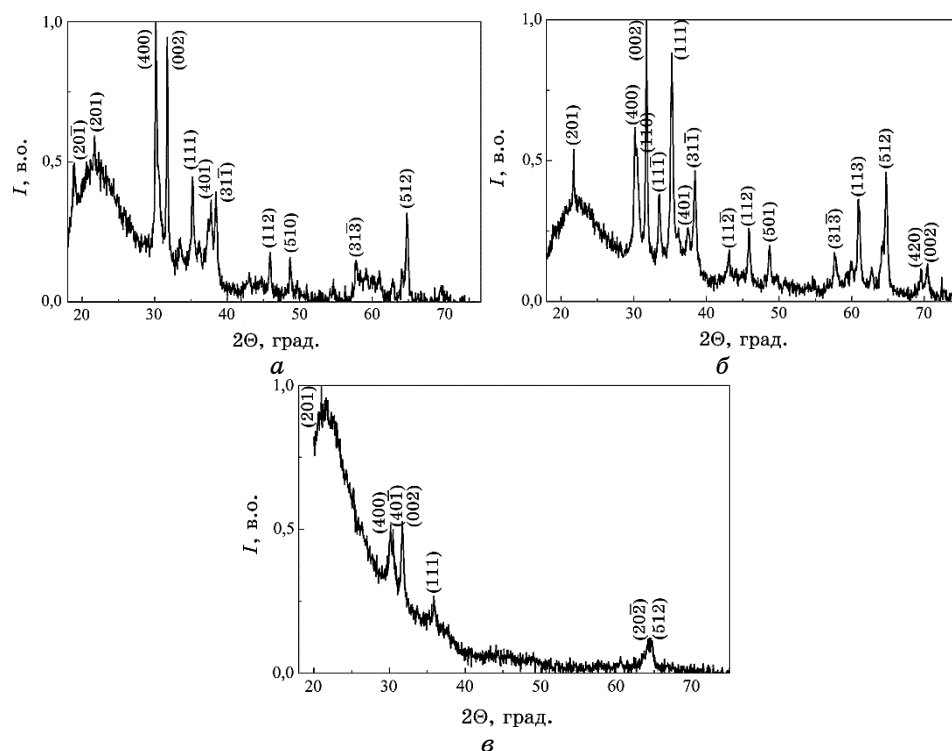


Рис. 1. Дифрактограма (при $\text{CuK}\alpha$ -опроміненні) тонких плівок Ga_2O_3 , одержаних ВЧ-йонно-плазмовим розпорощенням, після термооброблення в атмосфері кисню (а), аргону (б) при 1000°C і водню при 600°C (в).¹

ластей когерентного розсіяння (розміру кристалітів). При цьому розмір кристалітів d визначається з відомого рівняння Дебая–Шеррера [14] за розширенням рентгенівських дифракційних піків $d = 0,94\lambda / (\beta \cos\theta)$, де λ — довжина хвилі, рівна $0,15418$ нм ($\text{CuK}\alpha$ -випромінення); β — ширина піку на половині висоти; θ — кут дифракції. На основі одержаних результатів було проведено оцінки розмірів кристалітів, з яких формуються тонкі плівки $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ залежно від умов одержання. Зокрема, було встановлено, що при ВЧ-розпорощенні в атмосфері аргону після відпалу в атмосфері кисню середній розмір кристалітів становить 47 нм, після відпалу в атмосфері аргону 42 нм, а при відновленні у водневій атмосфері — 35 нм.

Одержані нами розрахункові результати добре співпадають з результатами, одержаними за допомогою атомно-силової мікроскопії.

Мікрофотографії поверхні плівок $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$, одержані за допомогою АСМ наведені на рис. 2.

Діаметер зерен на поверхні плівки без термооброблення в середньому дорівнює 30 нм (рис. 2, а), середня шерсткість плівки стано-

вить близько 7 нм (рис. 2, б). Оброблення в атмосфері, наприклад кисню, приводить до зростання розміру зерен за рахунок процесів їх росту та спікання і їх середній діаметр збільшується до 45 нм (рис. 2, в). Шерсткість поверхні плівок після відпалу зростає більш ніж у 2 рази, а в середньому до 15 нм (рис. 2, з). В загалі-то було встановлено, що відпал тонких плівок $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ в аргоні, кисні чи водні при високій температурі приводить до зростання розмірів зерен і появи нового, шерсткішого рельєфу поверхні плівок.

Для зміни електропровідності тонких плівок $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ проводився їхній відпал в атмосфері кисню, аргону і водню. Для досліджуваних плівок вимірювалася температурна залежність електропровідності і з неї визначалася енергія термічної активації провідності. Перед відпалом у відновлювальній атмосфері водню плівки характеризувались великим питомим опором ($\rho > 10^{11}$ Ом·см) і достатньо високою енергією термічної активації (0,84 еВ). Для зменшення опору плівок $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ проводився їхній відпал у відновлювальній атмосфері водню при 650°C. Такий відпал приводить до істотного зменшення опору до величин питомого опору порядку 10^6 Ом·см і зменшення енергії термічної активації електропровідності до 0,15 еВ (рис. 3).

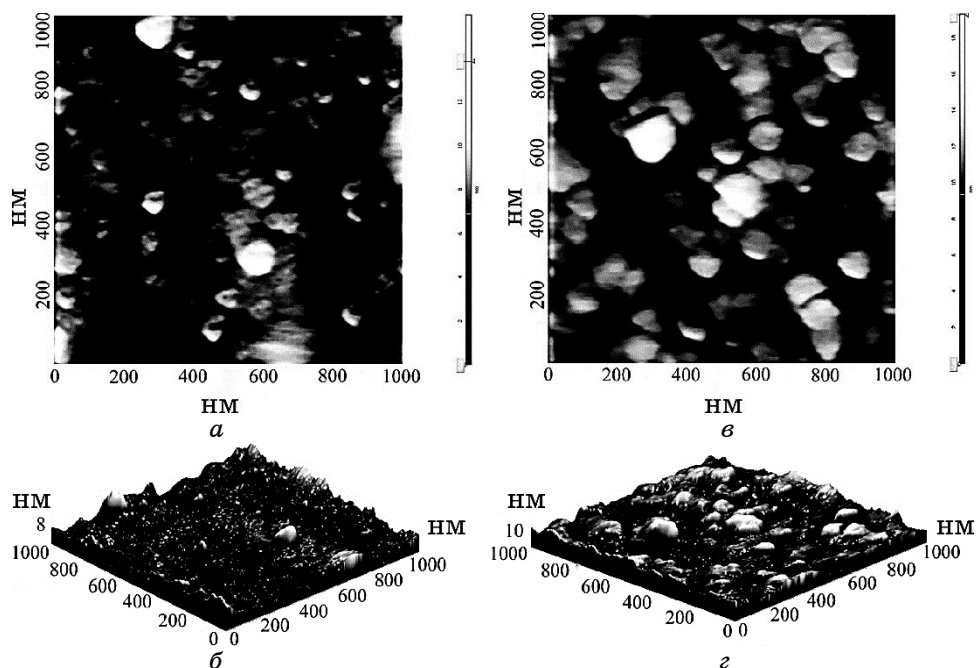


Рис. 2. Зображення морфології поверхні плівки $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ без термооброблення (а, б) і після термооброблення в атмосфері кисню при 1000°C (в, г). Зображення а і в — двовимірні, б і г — тривимірні.²

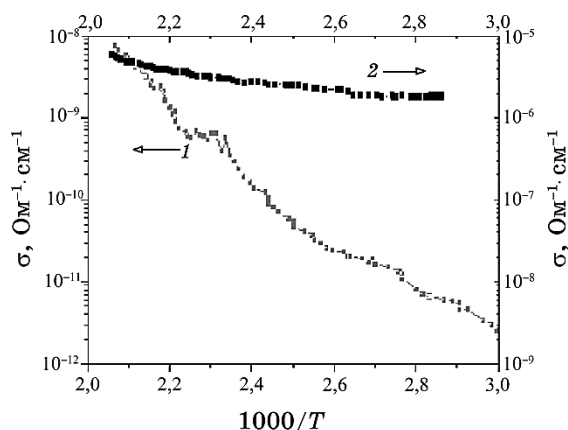


Рис. 3. Температурна залежність провідності плівок $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ до (1) і після (2) відпалу в проточній атмосфері водню.³

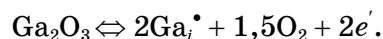
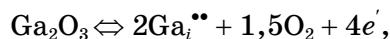
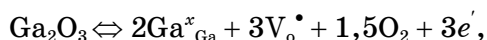
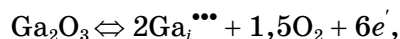
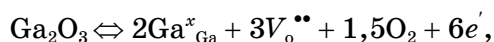
Згідно з результатами, наведеними в огляді [15] оксид галію $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ може володіти як властивостями діелектрика, так і властивостями напівпровідника. Такі відмінності зумовлюються зміною умов синтезу зразків. Зокрема, наявність в Ga_2O_3 Оксигенових вакансій і надлишкових атомів Галію приводить до утворення донорів і відповідно n -типу провідності. Виходячи з результатів [15, 16] видно, що провідність кристалів $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ змінюється від 10^{-9} до $38 \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{см}^{-1}$ і визначається атмосферою одержання. При цьому в плівкових зразках питомий опір становить $\rho \approx 6 \cdot 10^{13} \text{ Ом}\cdot\text{см}$ [17].

Питання про природу електропровідності в тонких плівках є складнішим ніж в монокристалічних зразках. Воно ускладнюється тим, що плівки не завжди мають досконалу структуру і можуть бути аморфними або полікристалічними, містити включення інших фаз. Одержання потрібних і стабільних відтворюваних властивостей полікристалічних плівок додатково ускладнюється наявністю міжзеренних меж (МЗМ). В залежності від типу меж, характеру їх взаємодії з фонами їхні властивості можуть сильно відрізнятися. Значно більша, ніж у монокристалах, кількість дефектів і локалізованих станів в області забороненої зони істотно впливає на перенесення носіїв заряду у плівках і його температурну залежність. Носіїв заряду в полікристалічних плівках вільно рухаються в об'ємі зерна і зустрічаються з енергетичними бар'єрами на їх поверхні. МЗМ в оксидних і напівпровідникових плівках створюють електрично активні центри. Таким чином, електричні властивості полікристалічних тонких плівок визначаються в значній мірі не тільки властивостями матеріалу, але і енергетичними рівнями, які виникають через наявність МЗМ. Такі центри можуть відігравати роль пасток для електронів і дірок, проявляти у процесах рекомбінації і таким чином

впливати на електропровідність і вихід люмінесценції. Електрони можуть захоплюватись локальними центрами захоплення як всередині зерен, так і на міжзеренних границях, утримуватись там деякий час. Рухливість носіїв в інтервалах між такими затримками сильно змінюється в залежності від числа і глибини залягання таких пасток. Якщо теплової енергії носія заряду не достатньо для звільнення носія з пастки в зону провідності, тоді реалізується стрибковий механізм провідності. При такому механізмі переносу заряду провідність зростає із ростом температури і густини пасток.

Відпал плівок у відновлювальній атмосфері водню супроводжується створенням великої концентрації Оксигенових вакансій і надлишкових атомів Галію [18–20]. Дефекти обох типів проявляють себе як донори і приводять до появи провідності *n*-типу [13, 18]. В результаті такого відпалу спостерігається зростання провідності досліджуваних тонких плівок. Донорними властивостями можуть володіти два різних типи дефектів в оксиді галію — міжвузлові атоми Галію Ga_i, Ga_i, Ga_i, Ga_i^x або вакансії V_o, V_o, V_o^x в Оксигеновій підґратниці [21]. Індекс «*x*» відноситься до нейтральних типів дефектів, а «•», «••» і «•••» до однократно, двократно і потрійно йонізованих дефектів. Такі два типи дефектів досить добре описують електричні властивості оксиду галію [22].

Квазіхімічні реакції створення вільних носіїв заряду в Ga₂O₃ можна записати з використанням позначень [21] наступним чином:



Залежно від домінувального типу реакції створення дефектів, слід очікувати різне значення показника *n* у рівнянні $\sigma = kP_{\text{O}_2}^{-1/n}$, який пов'язує питому провідність і парціяльний тиск кисню.

Проведені дослідження залежності провідності тонких плівок β -Ga₂O₃ від парціяльного тиску кисню *P*_{O₂} виміряних при різних температурах показують, що в залежності від ступеня відновлення у високоомніших зразках домінують донорні дефекти, створені Оксигеновими вакансіями, а в більш відновлених зразках — міжвузлові йони Галію. Виходячи з цього, можна припустити, що у високоомних плівках β -Ga₂O₃ Оксигенові вакансії створюють глибокі, з енергіями залягання 0,84 еВ, донорні рівні, і провідність таких плівок визначається звільненням електронів з цих глибоких рівнів. Окрім глибоких донорних центрів, створених Оксигеновими вакан-

сіями в β -Ga₂O₃ існують мілкі донорні центри, створені міжвузловим Галієм або складнішими дефектами на основі асоціатів вакансій Галію і Оксигену та міжвузельного Галію. Глибина залягання таких донорних рівнів лежить в області 0,15 еВ, що і зумовлює вищу провідність.

Проведені нами дослідження показали також, що плівки β -Ga₂O₃, які не піддавалися попередньому відпалу в атмосфері кисню або аргону, після відновлюваного відпалу мають вищу провідність, ніж плівки, які пройшли таке попереднє термооброблення при 1000°C. Це свідчить про те, що створення дефектів, пов'язаних із збільшенням електропровідності, відбувається значно легше у плівках із незавершеним формуванням структури. Спостережуваний ефект, ймовірно, визначається меншою висотою енергетичного бар'єру для створення власних дефектів при не повністю сформованій структурі.

4. ВИСНОВКИ

Проведені дослідження показують, що при ВЧ-йонно-плазмовому напорошенні у атмосфері аргону з наступним відпалом у атмосфері водню, аргону чи кисню формуються плівки з розупорядкованою полікристалічною структурою і розмірами кристалітів у 35, 42 та 47 нм відповідно.

Проведені дослідження показали, що відпал у відновлювальній атмосфері тонких плівок β -Ga₂O₃ приводить до істотного зменшення опору до величини питомого опору 10⁶ Ом·см у порівнянні зі значенням 10¹¹ Ом·см для свіжонанесених плівок. При цьому у високоомних плівках провідність пов'язується зі звільненням електронів із глибоких донорних рівнів із енергією залягання 0,84 еВ і пов'язаних із Оксигеновими вакансіями, а у відновлених у водні плівках — із звільненням електронів із мілких донорних рівнів з енергією 0,15 еВ, пов'язаних з міжвузловими атомами Галію.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. K. Matsuzaki, H. Yanagi, T. Kamiya, H. Hiramatsu, K. Nomura, M. Hirano, and H. Hosono, *Appl. Phys. Lett.*, **88**, No. 9: 092106 (2006).
2. N. D. Cuong, Y. W. Park, and S. G. Yoon, *Sensors and Actuators B*, **140**, No. 1: 240 (2009).
3. M. Orita, H. Ohta, M. Hirano, and H. Hosono, *Appl. Phys. Lett.*, **77**, No. 25: 4166 (2000).
4. J.-G. Zhao, Z.-X. Zhang, Z.-W. Ma, H.-G. Duan, X.-S. Guo, and E.-Q. Xie, *Chinese Phys. Lett.*, **25**, No. 10: 3787 (2008).
5. Y. Tokida and S. Adachi, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **52**, No. 10R: 101102 (2013).
6. P. Wellenius, A. Suresh, J. V. Foreman, H. O. Everitt, and J. F. Muth, *Mater.*

- Sci. Eng. B*, **146**: 252 (2008).
7. T. Minami, T. Shirai, T. Nakatani, and T. Miyata, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **39**, No. 6A: L524 (2000).
 8. K. Mishra, Y. Dwivedi, and S. B. Rai, *Appl. Phys. B*, **106**, No. 1: 101 (2012).
 9. W. Sinkler, L. D. Marks, D. D. Edwards, T. O. Mason, K. R. Poeppelmeier, Z. Hu, and J. D. Jorgensen, *J. Solid State Chem.*, **136**, No. 1: 145 (1998).
 10. V. I. Vasylytsiv, Ya. I. Rym, and Ya. M. Zakharko, *phys. status solidi (b)*, **195**, No. 2: 653 (1996).
 11. В. В. Токий, В. И. Тимченко, В. А. Сорока, *Физ. тверд. тела*, **45**, No. 4: 600 (2003).
 12. Т. В. Бланк, Ю. А. Гольдберг, *Физ. техн. полупровод.*, **41**, No. 11: 1281 (2007).
 13. O. M. Bordun, V. G. Bihday, and I. Yo. Kukharskyu, *J. Appl. Spectrosc.*, **80**, No. 5: 721 (2013).
 14. В. Д. Андреева, В. Е. Новиков, И. К. Боричева, А. Б. Спешилова, *Специальные методы рентгенографии и электронно-микроскопического исследования материалов* (Санкт-Петербург: Издательство политехнического университета: 2008).
 15. S. I. Stepanov, V. I. Nikolaev, V. E. Bougrov, and A. E. Romanov, *Rev. Adv. Mater. Sci.*, **44**, No. 1: 63 (2016).
 16. N. Ueda, H. Hosono, R. Waseda, and H. Kawazoe, *Appl. Phys. Lett.*, **70**, No. 26: 3561 (1997).
 17. В. М. Калыгина, А. Н. Зарубин, Е. П. Найден, В. А. Новиков, Ю. С. Петрова, О. П. Толбанов, А. В. Тяжев, Т. М. Яскевич, *Физ. техн. полупровод.*, **45**, № 8: 1130 (2011).
 18. Б. Ф. Ормонт, *Введение в физическую химию и кристаллохимию полупроводников* (Москва: Высшая школа: 1982).
 19. Г. И. Белых, В. Т. Грицына, Л. В. Удалова, *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*, **85**, № 3: 101 (2004).
 20. A. D. Mazzoni, M. A. Sainz, A. Caballero, and E. F. Aglietti, *Mater. Chem. Phys.*, **78**, No. 1: 30 (2003).
 21. F. A. Kröger, *The Chemistry of Imperfect Crystals* (Amsterdam: North-Holland Pub. Co.: 1974).
 22. L. N. Cojocar and I. D. Alecu, *Zeitschrift für Physikalische Chemie Neue Folge*, **84**, No. 8: 325 (1973).

REFERENCES

1. K. Matsuzaki, H. Yanagi, T. Kamiya, H. Hiramatsu, K. Nomura, M. Hirano, and H. Hosono, *Appl. Phys. Lett.*, **88**, No. 9: 092106 (2006).
2. N. D. Cuong, Y. W. Park, and S. G. Yoon, *Sensors and Actuators B*, **140**, No. 1: 240 (2009).
3. M. Orita, H. Ohta, M. Hirano, and H. Hosono, *Appl. Phys. Lett.*, **77**, No. 25: 4166 (2000).
4. J.-G. Zhao, Z.-X. Zhang, Z.-W. Ma, H.-G. Duan, X.-S. Guo, and E.-Q. Xie, *Chinese Phys. Lett.*, **25**, No. 10: 3787 (2008).
5. Y. Tokida and S. Adachi, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **52**, No. 10R: 101102 (2013).
6. P. Wellenius, A. Suresh, J. V. Foreman, H. O. Everitt, J. F. Muth, *Mater. Sci. Eng. B*, **146**: 252 (2008).

7. T. Minami, T. Shirai, T. Nakatani, and T. Miyata, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **39**, No. 6A: L524 (2000).
8. K. Mishra, Y. Dwivedi, and S. B. Rai, *Appl. Phys. B*, **106**, No. 1: 101 (2012).
9. W. Sinkler, L. D. Marks, D. D. Edwards, T. O. Mason, K. R. Poeppelmeier, Z. Hu, and J. D. Jorgensen, *J. Solid State Chem.*, **136**, No. 1: 145 (1998).
10. V. I. Vasylytsiv, Ya. I. Rym, and Ya. M. Zakharko, *phys. status solidi (b)*, **195**, No. 2: 653 (1996).
11. V. V. Tokiy, V. I. Nimchenko, and V. A. Soroka, *Fiz. Tverd. Tela*, **45**, No. 4: 600 (2003) (in Russian).
12. T. V. Blank, Yu. A. Goldberg, *Fiz. Tekhn. Poluprovod.*, **41**, No. 11: 1281 (2007) (in Russian).
13. O. M. Bordun, V. G. Bihday, and I. Yo. Kukharsky, *J. Appl. Spectrosc.*, **80**, No. 5: 721 (2013).
14. V. D. Andreeva, V. E. Novikov, I. K. Boricheva, and A. B. Speshilova, *Spetsial'nyye Metody Rentgenografii i Elektronno-Mikroskopicheskogo Issledovaniya Materialov* (Sankt-Petersburg: Izdatel'stvo Politekhnicheskogo Universiteta: 2008) (in Russian).
15. S. I. Stepanov, V. I. Nikolaev, V. E. Bougrov, and A. E. Romanov, *Rev. Adv. Mater. Sci.*, **44**, No. 1: 63 (2016).
16. N. Ueda, H. Hosono, R. Waseda, and H. Kawazoe, *Appl. Phys. Lett.*, **70**, No. 26: 3561 (1997).
17. V. M. Kalygina, A. N. Zarubin, E. P. Nayden, V. A. Novikov, Yu. S. Petrova, O. P. Tolbanov, A. V. Tyazhev, T. M. Yaskevich, *Fiz. Tekhn. Poluprovod.*, **45**, No. 8: 1130 (2011) (in Russian).
18. B. F. Ormont, *Vvedenie v Fizicheskuyu Khimiyu i Kristallokhiymiyu Poluprovodnikov* (Moscow: Vysshaya Shkola: 1982) (in Russian).
19. G. I. Belykh, V. T. Gritsyna, and L. V. Udalova, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Ser. Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie*, **85**, No. 3: 101 (2004) (in Russian).
20. A. D. Mazzoni, M. A. Sainz, A. Caballero, and E. F. Aglietti, *Mater. Chem. Phys.*, **78**, No. 1: 30 (2003).
21. F. A. Kröger, *The Chemistry of Imperfect Crystals* (Amsterdam: North-Holland Pub. Co.: 1974).
22. L. N. Cojocaru and I. D. Alecu, *Zeitschrift für Physikalische Chemie Neue Folge*, **84**, No. 8: 325 (1973).

¹Ivan Franko National University of Lviv,
50, Drahomanov Str.,
79005 Lviv, Ukraine

²Technical Centre, N.A.S. of Ukraine,
13, Pokrovska Str.,
04070 Kyiv, Ukraine

¹ Fig. 1. X-ray diffraction pattern (at CuK_α -radiation) of thin Ga_2O_3 films obtained by RF ion-plasma sputtering, after annealing in oxygen atmosphere (a), argon (b) at 1000°C, and hydrogen at 600°C (c).

² Fig. 2. SEM micrographs of surface of thin $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ films without annealing (a, b) and after annealing in oxygen atmosphere at 1000°C (c, d). a and c—two-dimensional images, b and d—three-dimensional images.

³ Fig. 3. Temperature dependence of electrical conductivity of thin $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ films before (1) and after (2) annealing in flowing hydrogen atmosphere.