

СТРУКТУРНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛІВОК ZnTe, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ КВАЗІЗАМКНЕНОГО ОБ'ЄМУ

**С.М. Данильченко, Т.Г. Калініченко, М.М. Колесник*,
Б.А. Міщенко*, А.С. Опанасюк***

Інститут прикладної фізики НАН України, Суми

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

e-mail: opanasjuk_sumdu@ukr.net

У роботі проведено комплексне дослідження структурних характеристик плівок ZnTe, одержаних методом термічного випаровування у квазізамкненому об'ємі при різних умовах конденсації. Дослідження структури шарів проводилося методами рентгеноспектрального та рентгенодифракційного аналізу, оптичної і растрової мікроскопії. Ці дослідження дозволили визначити основні структурні параметри плівок, такі, як текстура, період кристалічної ґратки, розміри кристалітів, а також їх залежність від умов отримання зразків. Виявлена кореляція між стехіометрією конденсатів та їх періодом ґратки. Встановлені оптимальні умови отримання однорідних плівок стехіометричного складу.

ВСТУП

Завдяки своїм унікальним електрофізичним та оптичним властивостям широкозонні напівпровідникові з'єднання групи A_2B_6 , такі, як CdS, ZnS, ZnSe і ZnTe, останніми роками привертають підвищену увагу дослідників [1]. Це пов'язано з можливістю створення на їх основі цілого ряду високоєфективних приладів мікро- та оптоелектроніки. Наприклад, телурид цинку, який при кімнатній температурі має ширину забороненої зони $E_g=2,26$ еВ, є перспективним матеріалом для виготовлення емісійних діодів і лазерів, що працюють в зеленій області спектру, фотодетекторів, терагерцових приладів. Плівки ZnTe знайшли застосування як буферні шари інфрачервоних датчиків на основі твердих розчинів $Hg_{1-x}Cd_xTe$, матеріал для вікон та тильних омичних контактів гетероперехідних сонячних елементів [2].

Для виготовлення тонких плівок ZnTe та трикомпонентних з'єднань $Cd_{1-x}Zn_xTe$ різні автори використовували: молекулярно-променево епітаксію [3], високочастотне катодне розпилення [4], імпульсне лазерне [5] та термічне випаровування [6], метод гарячої стінки [7] та ін. Останній метод, завдяки конструктивним особливостям випарника, дозволяє одержувати стехіометричні плівки багатоконпонентних напівпровідників високої чистоти при добре контрольованому технологічному процесі [8]. Саме тому він знайшов широке використання при нанесенні плівок з'єднань A_2B_6 [9].

У даній роботі досліджені структурні властивості плівок телуриду цинку, отриманих методом термічного випаровування у квазізамкненому об'ємі (КЗО), який конструктивно є близьким до методу гарячої стінки.

МЕТОДИКА ВИГОТОВЛЕННЯ І ДОСЛІДЖЕННЯ ПЛІВОК

Тонкі плівки телуриду цинку були отримані на очищених скляних підкладках у вакуумній установці ВУП-5М при тиску залишкових газів у камері не більше ніж $6 \cdot 10^{-3}$ Па. У ряді випадків на скло методом електронно-променевого випаровування наносилися проміжні струмопровідні підшари з металів з узгодженим з ZnTe коефіцієнтом термічного розширення (Cr, Ti). Як нагрівальний елемент для стехіометричного порошка халькогеніду використовувалась танталова стрічка. Температура випарника становила $T_n = 973$ К. Температура

підкладки змінювалась в діапазоні $T_n = 323-773$ К. Час конденсації шарів звичайно становив $t = 7-10$ хв.

Морфологія поверхні плівок досліджувалася методами оптичної (МІМ-6) та растрової мікроскопії (РЕММА-102). Середній розмір зерен (d) в шарах знаходився методом Джефріса за формулою $d = k\sqrt{S/M^{-2}n}$, де k – коефіцієнт форми зерна; S – площа ділянки на мікрознімку; M – збільшення; n – число зерен на вибраній ділянці. Товщина плівок вимірювалася інтерференційним методом на мікроскопі МІІ-1. Елементний склад визначався методом рентгеноспектрального аналізу з використанням енергодисперсійного аналізатора рентгенівського випромінювання (ЕДАР). Визначення концентрації при цьому проводилися не менше ніж у п'яти точках на поверхні зразка з подальшим усередненням результатів. У ряді випадків вимірювання виконувалися на відділених від підкладки плівках як з поверхні росту, так із поверхні, що прилягала до підкладки. Для переходу від масової концентрації до атомної використовувалося таке співвідношення:

$$C_i(\% \text{ ат}) = \frac{C_i(\% \text{ мас})}{A_i \left(\sum_{i=1}^n \frac{C_i(\% \text{ мас})}{A_i} \right)}, \text{ де } A_i - \text{ атомна вага } i\text{-го елемента}$$

($A_{Zn}=65,39$; $A_{Te}=127,6$); C_i – концентрації (атомні та масові) i -го елемента. Відхилення складу плівок від стехіометрії визначалося як різниця між атомним відношенням A/B в реальному $A_{n+\delta}B_{m-\delta}$ і точно стехіометричному матеріалі $\Delta = (n + \delta)/(m - \delta) - n/m$.

Структурні дослідження плівок ZnTe були виконані на рентгенодифрактометрі ДРОН 4-07 у Ni-фільтрованому K_α випромінюванні мідного анода при таких параметрах роботи рентгенівської трубки: $U=30$ кВ, $I=20$ мА. Зйомка проводилася в діапазоні кутів 2θ від 20° до 80° , де 2θ – брегівський кут. При дослідженнях використовувалося фокусування рентгенівського випромінювання за Бреггом-Брентано. Фазовий аналіз проводився шляхом зіставлення міжплощинних відстаней і відносних інтенсивностей від досліджених зразків та еталона за даними ASTM [10]. Текстура плівок оцінювалася за методом Харріса [11], який особливо зручний при дослідженні плоских зразків з віссю текстури, що орієнтована по нормалі до їх поверхні. Полюсна густина при цьому

розраховувалася за формулою $P_i = \frac{(I_i/I_{0i})}{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (I_i/I_{0i})}$, де I_i, I_{0i} – інтегральні

інтенсивності i -го дифракційного піка для плівкового зразка та еталона; N – кількість ліній, наявних на рентгенограмі. Вісь текстури має ті індекси, яким відповідає найбільше значення P_i . У цьому випадку орієнтаційний

фактор може бути розрахований із виразу $f = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (P_i - 1)^2}$. Як еталон

нетекстурованого зразка використовувався порошок ZnTe.

Прецизійне визначення періоду кристалічної ґратки матеріалу здійснювалося за положенням $K_{\alpha 1}$ складової лінії (422) на кутах $2\theta \approx 76,05^\circ$, а там, де цей пік не фіксувався за положенням лінії (222), на кутах $2\theta \approx 51,73^\circ$ за допомогою співвідношення $a = \lambda \frac{(h^2 + k^2 + l^2)^{1/2}}{2 \sin \theta}$,

де λ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання; (hkl) – індекси Мілера [11].

Крім того, стала ґратки халькогеніду розраховувалася за допомогою екстраполяційних методів Бредлі - Джея та Нельсона - Рілі [11]. Для апроксимації точок використовувався метод найменших квадратів. Розділення K_α дублету проводилося методом Речінгера з використанням пакета прикладних програм DIFWIN, що додаються до ДРОН 4-07.

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Встановлено, що плівки ZnTe в інтервалі температур осадження $T_n > 373$ К були полікристалічними, однорідними по площі і мали добру адгезію до підкладки. При більш низьких температурах конденсації отримати якісні плівки халькогеніду не вдалося. У напівпровідникових шарах виникали напруження, очевидно, структурного походження, які приводили до розтріскування та подальшого руйнування плівок. У ряді випадків на поверхні конденсатів, отриманих на нагрітих підкладках, спостерігалися каплеподібні утворення з цинку.

Як показали дослідження, механізм росту шарів ZnTe в основному був подібний до того, що спостерігався у плівках CdTe [12]. На підкладці відбувалося утворення дрібнокристалічного перехідного шару з подальшим конусоподібним розростанням кристалітів, орієнтованих площиною (111) паралельно підкладці (рис.1). Розмір кристалітів у цьому шарі звичайно складав 0,01-0,05 мкм. Зростання неорієнтованих частинок перехідного шару відбувалося без коалесценції.

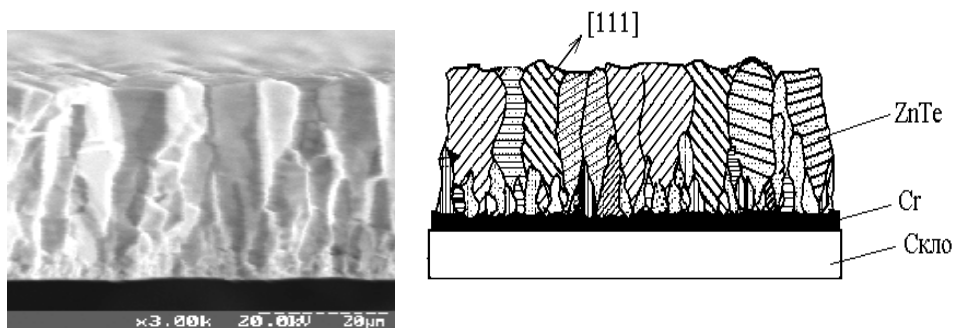


Рисунок 1 – Фрактограма плівки ZnTe ($T_n = 773$ К) та схема, що пояснює механізм росту шарів при високих температурах конденсації

У результаті досліджень виявлено дві області режимів конденсації плівок халькогеніду цинку, в яких їх механізм росту був подібний. При низьких температурах підкладки $T_n < 573-673$ К та відповідно високих пересиченнях пари внаслідок інтенсивного вторинного зародкоутворення на поверхні зерен, що знаходилися у стадії росту, збільшення розмірів кристалітів при збільшенні товщини плівок майже не відбувалося, а самі зерна набували рівноосної форми, близької до сферичної. У міру зниження ймовірності вторинного зародкоутворення при збільшенні T_n розмір кристалітів у плівках дещо збільшувався. При температурах конденсації, яка була більшою за $1/3$ температури плавлення ZnTe ($T_{пл} = 1512$ К) та залежала від температури випарника, відбувалася зміна механізму росту плівок халькогеніду. В цій області утворювалися конденсати зі стовпчастою структурою зерен. Такий механізм росту обумовлений швидким ростом кристалітів, орієнтованих площиною (111)

паралельно поверхні плівки. У результаті формувалася аксіальна текстура росту [111], перпендикулярна до поверхні конденсатів.

Для стовпчастих конденсатів характерним є суттєве збільшення розміру зерен у площині плівки при збільшенні товщини шару L . Процес збільшення розміру кристалітів більш інтенсивно відбувався при малих товщинах плівок. Після деякої критичної товщини $L_{кр}$, яка залежала від умов конденсації, зростання розмірів кристалітів уповільнювалося внаслідок блокування близько розташованих зерен та процесів вторинного зародкоутворення. У цьому випадку в результаті вторинного зародкоутворення на поверхні плівок ZnTe поряд з великими кристалітами у цілому ряді випадків спостерігалися зерна дрібної фракції. При наближенні умов конденсації до термодинамічно рівноважних $T_n > 723$ К формувалися плівки з яскраво вираженою стовпчастою структурою та майже однаковими за розмірами кристалітами.

Діаметр стовпчастих зерен визначався фізико-технологічними режимами конденсації у КЗО (рис.2) та товщиною плівки L . При зростанні T_n їх середній розмір в площині плівок зростає від $d=0,1$ мкм до 3-8 мкм при $L \sim 10$ мкм. Особливо помітне збільшення розміру зерна мало місце при $T_n > 673$ К, що обумовлено переходом від молекулярного режиму перенесення матеріалу від випарника до підкладки до газодинамічного [8] та швидким зменшенням пересичення пари при осадженні плівок халькогеніду в КЗО у високотемпературній області.

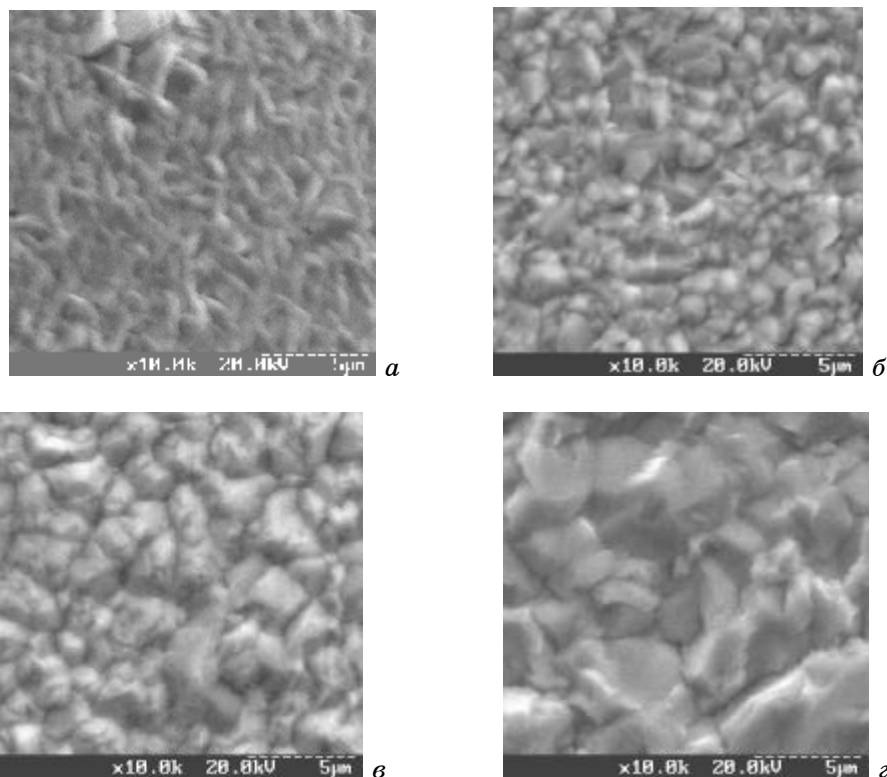


Рисунок 2—Мікроструктура поверхні плівок ZnTe. Температура підкладки, К: 473 (а); 603 (б); 693 (в); 773 (г)

Зростання розміру зерна у високотемпературних конденсатах приводило до виникнення рельєфу на поверхні плівок та збільшення їх шорсткості порівняно з низькотемпературними.

На відміну від плівок CdTe при тих самих режимах конденсації та товщині плівки ZnTe мали менші розміри кристалітів. Це, очевидно, пов'язано з більшою температурою плавлення халькогеніду цинку ($T_{пл} = 1512$ К) порівняно з халькогенідом кадмію ($T_{пл} = 1371$ К) та різницею тисків цих сполук при однакових температурах випаровування матеріалу, що приводить до зміни пересичення пари матеріалу при подібних умовах конденсації.

Добре відомо, що часто конденсати з'єднань A_2B_6 , отримані різними методами, є поліморфними та містять як кубічну, так і гексагональну фази. Одночасне існування цих фаз обумовлено близькими значеннями їх енергій утворення і низькими значеннями енергії міжфазної поверхні сфалерит – вюрцит. Гексагональна фаза в плівках, нанесених термічним вакуумним випаровуванням, як правило, формується не у вигляді окремих зерен, а за рахунок порушення порядку чергування щільноупакованих площин: перехід від тришарової упаковки ABCABC, що є характерною для сфалериту, до двошарової ABABAB викликає утворення вюрциту [9].

Дифрактограми від плівок телуриду цинку, отриманих при різних температурах підкладки, подані на рис. 3. Криві нормувалися на інтенсивність піка (111). Як показав аналіз, зареєстровані піки відповідають відбиванню від різних кристалографічних площин кубічного ZnTe, гексагональна фаза в конденсатах рентгенографічно не виявлялася. Це добре узгоджується з даними розрахунків, наведеними в [9], згідно з якими стійкість структури цинкової обманки зростає у ряду CdS-ZnS-CdSe-ZnSe-CdTe-ZnTe. Тому в плівках ZnTe утворення вюрцитної фази мало ймовірно навіть в умовах далеких від термодинамічно рівноважних.

Як правило, на дифрактограмах реєструвалися відбивання від площин (111), (220), (311), (222), (331), (422) на кутах $2\theta \approx 25,12^\circ, 41,63^\circ, 49,27^\circ, 51,61^\circ, 66,45^\circ, 76,05^\circ$. При цьому домінуючими за інтенсивністю у більшості випадків були піки (111) та (222). Розрахунки за методом обернених полюсних фігур дозволили виявити у плівках аксіальну текстуру росту [111], досконалість якої збільшувалася при збільшенні товщини конденсату. Відповідні залежності орієнтаційного фактору від температури нанесення плівок наведені на рис. 4. Як видно з рисунку, текстурованість конденсатів є дуже високою при низьких температурах підкладки і в умовах, близьких до термодинамічно рівноважних. У плівках, отриманих при $T_n = 603$ К, текстура була виражена слабо. Слід відмітити, що аксіальна текстура росту [111] у сфалеритних плівках сполук A_2B_6 є базовою, оскільки цей напрям збігається з віссю гвинтової дислокації халькогенідів, тобто з напрямком найбільш швидкого росту кристалітів [12].

У ряді випадків дифрактометрично вдавалося реєструвати надструктурні відбивання від площин (200) та (420) на кутах $2\theta \approx 29,14^\circ, 68,56^\circ$. При дослідженні конденсатів з яскраво вираженою текстурою [111], незважаючи на використання відповідних фільтрів, також виявлялися рефлекси, які відповідали відбиванню K_β випромінювання від площини (111). Ці лінії можуть бути помилково прийняті за рефлекси від окисної або інших сторонніх фаз.

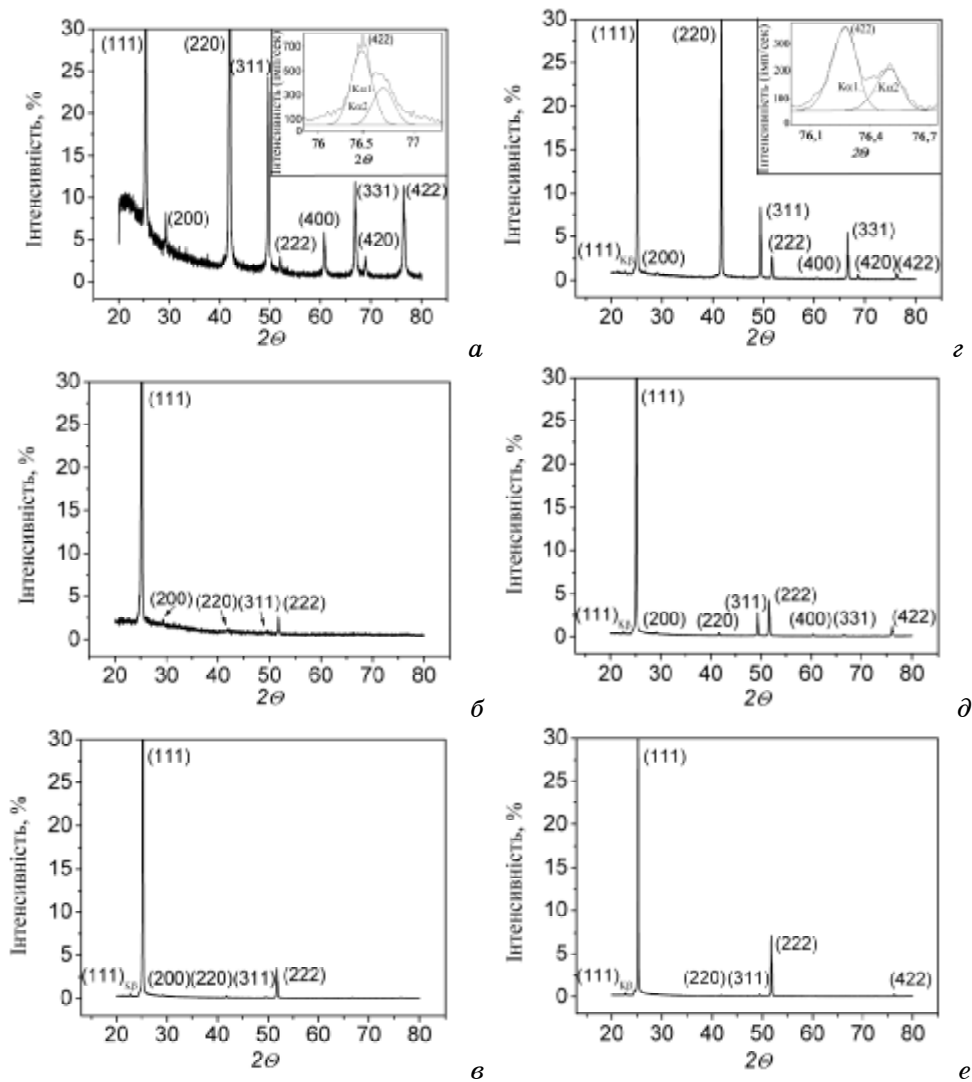


Рисунок 3 – Дифрактограми від плівок ZnTe, отриманих при різних фізико-технологічних режимах конденсації: шихта (а); $T_n=323\text{ K}$ (б); $T_n=473\text{ K}$ (в); $T_n=603\text{ K}$ (г); $T_n=693\text{ K}$ (д); $T_n=773\text{ K}$ (е)

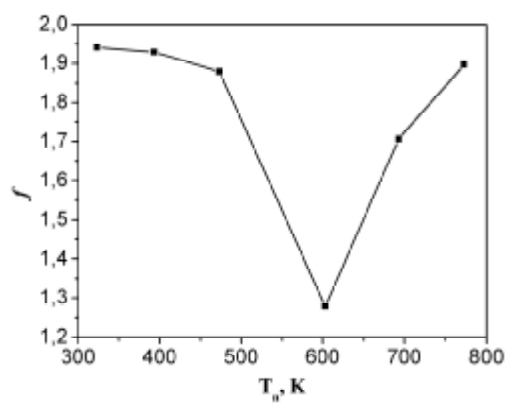


Рисунок 4 – Орієнтаційний фактор f -плівок, отриманих при різних температурах підкладки

Відомо, що період кристалічної ґратки двокомпонентних напівпровідників є характеристикою, надзвичайно чутливою до зміни стехіометрії матеріалу, введення домішок, окиснення та ін., саме тому прецизійне вимірювання періоду кристалічної ґратки a дає можливість вивчення цих процесів. Нами проводилося рентгendifрактометричне визначення періоду ґратки шихти, з якої проводилось випаровування, та плівок ZnTe, отриманих при різних режимах конденсації. Стала ґратки матеріалу знаходилась як за положенням K_{a1} складової лінії (422) або (222), так і за допомогою екстраполяційних методів Бредлі - Джея та Нельсона - Рілі (рис.5).

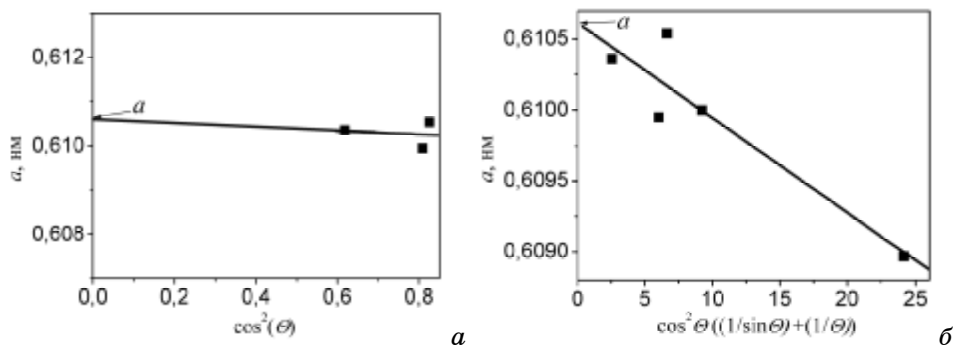


Рисунок 5 – Прецизійне визначення періоду ґратки телуриду цинку у плівці за методами Бредлі – Джея (а) та Нельсона - Рілі (б), ($T_n = 773$ К)

Результати вимірювань a за трьома методами наведені на рис.6. Як видно з рисунка, значення періоду ґратки халькогеніду, знайдені різними методами, були близькі, але найбільш достовірними все ж таки слід вважати результати, одержані за методом Нельсона –Рілі.

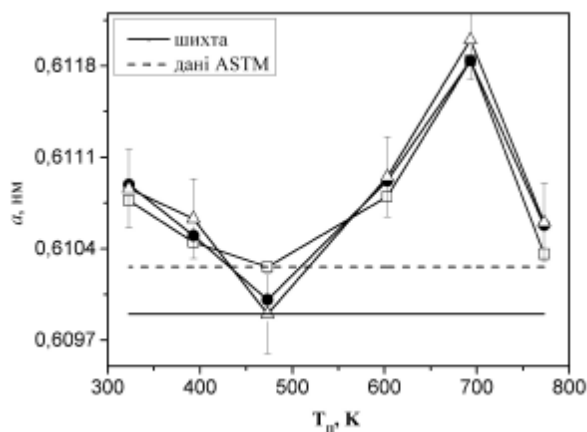


Рисунок 6 – Залежність сталої ґратки матеріалу плівок a від температури конденсації T_n :
- за лінією (422); • - за методом Бредлі - Джея; Δ - Нельсона – Рілі

Експериментальні значення сталої ґратки ZnTe в плівках ($a=0,60990$ – $0,61200$ нм) та шихті ($a=0,60990$ нм) добре корелюють з даними ASTM ($a=0,61026$ нм), а також результатами, одержаними в роботах [9,4] при дослідженні монокристалів ($a=0,61000$; $0,61037$ нм) та плівок ($a=0,61060$ нм) халькогеніду цинку. Звичайно, у ASTM наводяться дані для стехіометричних матеріалів, тому близькість значень a , отриманих

для шихти, до наведених у довіднику свідчить про мале відхилення її складу від стехіометричного. Як видно з рис.6, залежність кристалграфічної сталої матеріалу плівок від температури конденсації має складний характер. У шарах, отриманих при низьких температурах ($T_n = 323-373$ К), період ґратки халькогеніду дещо більший, ніж у вихідній шихті, потім він зменшується і у конденсатах, нанесених при $T_n = 473$ К, стає таким, що дорівнює періоду матеріалу, що випаровувався. При подальшому збільшенні температури підкладки спостерігалось збільшення кристалграфічної сталої до значень $a=0,61200$ нм. Нарешті, у високотемпературних конденсатах період ґратки знову зменшується до величини $a=0,6106$ нм. Подібна залежність a від T_n з максимумом при $743-763$ К спостерігалась раніше у [12] у плівках CdTe, нанесених методом КЗО при $T_n > 433$ К.

Добре відомо, що випаровування сполук A_2B_6 відбувається не конгруентно, парова фаза складається з двох компонент A і B_2 , тиски пари яких у більшості випадків сильно відрізняються один від одного. У результаті хімічний склад матеріалу у плівках часто порушується. Відмінність значень a у плівках, нанесених при різних фізико-технологічних умовах конденсації, судячи з всього, пов'язана саме зі зміною їх стехіометрії. Це підтверджується результатами рентгеноспектрального аналізу шарів, які наведені на рис.7.

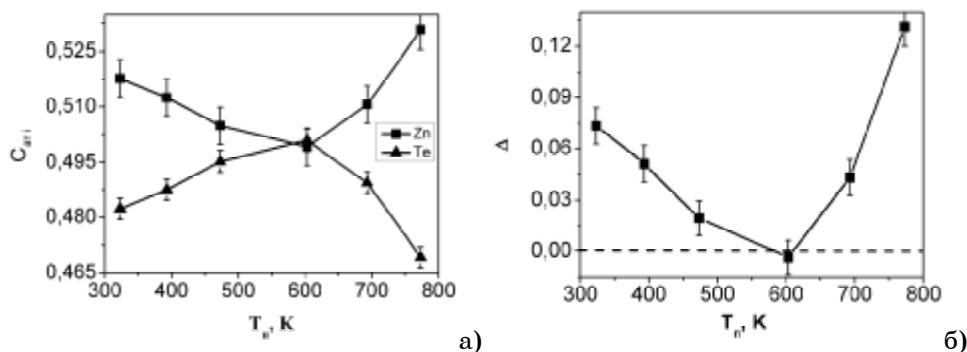


Рисунок 7 – Результати рентгеноспектрального аналізу: залежність концентрацій атомів Zn і атомів Te (а) та стехіометрії плівок (б) від температури підкладки

Як видно з рисунка, отримані конденсати мали склад, досить близький до стехіометричного, з невеликим переважанням у більшості з них концентрації Zn над Te ($\Delta = 0,0,1313$). Концентрація компонентів слабо змінювалася по товщині шару, про що свідчать результати аналізу, проведені з поверхні росту, та з поверхні, що прилягала до підкладки.

Плівки, отримані при $T_n = 323$ К, мали відхилення від стехіометрії, яке складає $\Delta=0,0734$. При зростанні температури підкладки концентрація Zn у шарах зменшується, і при $T_n = 573-623$ К вони стають практично стехіометричними ($\Delta=0,0036$). Подальше збільшення T_n до 773 К знову приводить до зростання концентрації цинку та збільшення відхилення складу матеріалу від стехіометричного ($\Delta=0,1313$). Спостерігається очевидна кореляція між ходом залежностей $a-T_n$ та $\Delta-T_n$, що підтверджує зв'язок зміни сталої ґратки з відхиленням складу матеріалу від стехіометричного у бік переважання кількості цинку. Різне зменшення сталої кристалічної ґратки у плівках, отриманих при $T_n = 773$ К, може бути пов'язане з виходом концентрації металу за межу області розчинності та утворенням преципітатів в об'ємі плівки. Оскільки чутливість рентгенодифрактометричного методу не перевищує 3-5 %, нова

фазах цим методом не виявляється, хоча рентгеноспектральний аналіз наявність Zn фіксує.

Зміна концентрації цинку в плівках, отриманих при різних температурах підкладки, очевидно, обумовлена особливостями неконгруентного випаровування шихти та процесами десорбції компонентів ZnTe з поверхні плівки.

ВИСНОВКИ

Методом термічного випаровування у КЗО при різних фізико-технологічних режимах отримані тонкі плівки халькогеніду цинку. Виявлено дві області конденсації з різним механізмом росту шарів. При низьких температурах осадження утворюються плівки з рівноосними кристалітами, при $T_n > 1/3 T_{nl}$ ростуть шари зі стовпчастою структурою. Рентгендифрактометричні дослідження дозволяють стверджувати, що плівки є однофазними стабільної сфалеритної модифікації, вюртцитна фаза не виявлена. Прецизійне визначення періоду ґратки матеріалу свідчить про складну залежність a від T_n , що може бути обумовлено зміною складу плівок. Дійсно, результати рентгеноспектрального аналізу підтверджують зміну стехіометрії плівок в інтервалі $\Delta=0-0,1313$, при цьому спостерігається очевидна кореляція між ходом залежностей $a-T_n$ та $\Delta-T_n$. Визначена область температур конденсації плівок ZnTe із практично стехіометричним складом ($T_n = 573-623$ К).

SUMMARY

THE STRUCTURAL CHARACTERISTICS OF ZnTe THIN FILMS OBTAINED IN QUASI- CLOSE VOLUME

S.N.Danilchenko, T.G.Kalinichenko, M.M.Kolesnik,
B.A.Mischenko*, A.S.Opanasyuk**
Institute of Applied Physics of NAS of Ukraine, Sumy
*Sumy State University, R.-Korsakova Str., 2, Sumy 40007
e-mail: opanasjuk_sumdu@ukr.net

In paper the structural characteristics ZnTe thin films obtained in quasi- close volume at different condensation temperatures was investigated. The examination of the films chemical composition and structure was carried out by X-ray spectrography, X-ray diffraction, optical and scanning electron microscopy. This researches allowed to determine the basic structural thin films parameters, such as: phase composition, type and period of crystal lattice, growth texture and crystallites size, and also their dependence on conditions of samples preparation. The correlation between stoichiometric of condensates and their period of a lattice is revealed. The optimal conditions of obtaining the homogeneous thin films with stoichiometric composition are established.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Bhargava R, editors. Properties of wide band gap II–VI semiconductors. – London,: INSPEC, The Institution of Electrical Engineers; 1997- 238 p.
2. Compaan A.D., Deng X., Bohn R.G. High efficiency thin film CdTe and a-Si based solar cells. Annual technical report. Department of physics and astronomy. The University of Toledo, Ohio. December 1999 NREL/SR-520-27666.
3. Optical properties of ZnTe films prepared by molecular beam epitaxy / Franta D., Ohlidal I, Klapetek P. et al // Thin Solid Films.- 2004.- V.468 - P.193-202.
4. Bellakhder H, Outzourhit A, Ameziane E.L. Study of ZnTe thin films deposited by r.f. sputtering// Thin Solid Films.- 2001.- V.382 - P.30-33.
5. Structural and surface analysis of thin-film ZnTe formed with pulsed-laser deposition / Erlacher A., Lukaszew A.R., Jaeger et al // Surf. Sci.- 2006.- V.600 - P.3762-3765.
6. Structural and electrical properties of evaporated ZnTe thin films / Ibrahim A.A., El-Sayed N.Z., Kaid M.A et al // Vacuum.- 2004.- V.75 - P.189-194.
7. Growth of Cd_{1-x}Zn_xTe film by hot-wall method and its evaluation / Takahashi J., Mochizuki K., Hitomi K. Et al // J. Crys. Growth.- 2004.- V.269. - P.419-424.

8. Lopez-Otero A. Hot wall epitaxy. Invited Review// Thin Solid Films.-1978.-V.49.-P.3-57.
9. Калинин И.П., Алесковский В.Б. Эпитаксиальные пленки соединений A_2B_6 . - Ленинград:Изд-во ЛГУ, 1978.-311 с.
10. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). - Published by the International Centre for diffraction data.-1988.- USA.-432 p.
11. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. -М.:Металлургия, 1982.- 632 с.
12. Кристаллическая и энергетическая структура пленок CdTe для фотоэлектрических преобразователей / Б.Т. Бойко, Г.И. Копач, В.Р. Копач и др .// Bulg. J.Phys.- 1984.- Т.11, № 2.- С. 18-29.

Данильченко С.М., кандидат фізико-математичних наук, старший науковий співробітник ІПФ НАН України;

Калініченко Т.Г., кандидат фізико-математичних наук, молодший науковий співробітник ІПФ НАН України;

Колесник М.М., аспірант кафедри загальної та експериментальної фізики СумДУ;

Мищенко Б.А., старший викладач кафедри загальної та експериментальної фізики СумДУ;

Опанасюк А.С., кандидат фізико-математичних наук, доцент кафедри загальної та експериментальної фізики СумДУ

Надійшла до редакції 6 квітня 2006 р.