

Розрахунок ансамблю точкових дефектів у монокристалах та плівках сульфїду цинку

Д.І. Курбатов*

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

(Одержано 30.08.2012; опубліковано online 07.11.2012)

В роботі з використанням традиційного квазіхімічного підходу проведено розрахунок концентрації нейтральних і заряджених точкових дефектів, положення рівня Фермі та вільних носіїв струму у монокристалах та плівках сульфїду цинку у залежності від умов їх осадження. Для розрахунків використані експериментально знайдені енергії залягання дефектів в забороненій зоні ZnS.

Ключові слова: Точкові дефекти, Сульфїд цинку, Квазіхімічний формалізм, Монокристали, Плівки, Концентрація дефектів.

PACS numbers: 61.72.J, 73.61.Ga

1. ВСТУП

Відомо, що реальні тверді тіла, такі як напівпровідникові кристали та плівки, мають у своєму складі структурні дефекти різної розмірності. Дефекти нульової розмірності називають точковими дефектами (ТД). Оскільки власні ТД суттєво впливають на оптичні та електрофізичні властивості сполук групи A_2B_6 [1, 2], то для отримання напівпровідникових матеріалів з контрольованими експлуатаційними властивостями, необхідно вирощувати монокристали та плівки з програмованим ансамблем ТД. Керування рівновагою власних дефектів у халькогенїдах можливе шляхом зміни умов отримання та термообробки зразків [3, 4].

З точки зору теорії, у сульфїді цинку можливе утворення наступних нейтральних дефектів [1, 2]: вакансій за підґратками цинку V_{Zn}^0 та сірки, міжвузлових атомів металу Zn_i^0 та халькогену S_i^0 та антиструктурних дефектів Zn_S^0 (S_{Zn}^0). Окрім нейтральних у кристалічній ґратці матеріалу можуть існувати і заряджені ТД, які відіграють роль електрично-активних центрів, до них відносять – вакансії: V_{Zn}^-, V_{Zn}^{2-} (V_S^+, V_S^{2+}); міжвузлові атоми: Zn_i^+, Zn_i^{2+} (S_i^-, S_i^{2-}) та антиструктурні дефекти: Zn_S^-, Zn_S^{2-} (S_{Zn}^+, S_{Zn}^{2+}). Проте, для кристалів ZnS, у яких ТД утворюються в умовах рівноваги термообробкою у парі компонентів сполуки, антиструктурні дефекти не типові, і виникають головним чином під дією іонізуючого випромінювання [2]. Кожний заряджений ТД створює у забороненій зоні (ЗЗ) напівпровідника локалізований стан (ЛС) з енергією ΔE , який може знаходитися як поблизу зони провідності (валентної зони) і тоді дефект є донором (акцептором), так і у її глибині і тоді він є пасткою для носіїв заряду або рекомбінаційним центром [5].

До нинішнього часу немає чіткого розуміння, які типи ТД переважають у сульфїді цинку залежно від умов його отримання. Не виявлені і кількісні співвідношення між різними типами дефектів, які б дозволили встановити залежність оптичних та електрофізичних властивостей матеріалу від концентрації та виду дефектів.

2. ІСНУЮЧІ МОДЕЛІ АНСАМБЛЮ ТОЧКОВИХ ДЕФЕКТІВ У ZnS

Спроби визначити ансамбль ТД у монокристалах ZnS залежно від умов їх одержання здійснювалися неодноразово [2, 6, 7]. Вперше такі розрахунки для випадку повної рівноваги дефектів з використанням методу Броуера провели автори [1, 3]. При моделюванні вважалося, що домінуючими ТД у матеріалі є одно- та двозаряджені вакансії за підґратками цинку та сірки ($V_S^+, V_S^{2+}, V_{Zn}^-, V_{Zn}^{2-}$). Ще більш просту модель дефектоутворення використав автор [7], який при розрахунках враховував лише двозаряджені вакансії за підґратками цинку та сірки V_{Zn}^{2-}, V_S^{2+} . У подальшому, Морозовою були розвинені нові уявлення про дефектну структуру матеріалу, які передбачали існування міжвузлових атомів за підґраткою цинку [2, 6]. У результаті, при розрахунках були враховані наступні види власних дефектів: $V_S^0, V_S^+, V_S^{2+}, V_{Zn}^0, V_{Zn}^-, V_{Zn}^{2-}, Zn_i^0, Zn_i^+, Zn_i^{2+}$. Автори роботи [2] провели моделювання для чотирьох різних варіантів енергетичних діаграм залягання рівнів ТД у ЗЗ матеріалу. Розрахунки були виконані як для випадку повної рівноваги дефектів, так і для випадку їх ґартування.

Залежності концентрації різних типів ТД у монокристалах ZnS від тиску пари компонентів сполуки, отримані різними авторами, наведені на рис. 1. В умовах повної рівноваги дефектів переважним їх типом у ZnS при високих тисках пари цинку поряд із двозарядженими вакансіями металу V_{Zn}^{2-} був міжвузельний цинк Zn_i^+, Zn_i^{2+} (рис. 1, а).

При цьому концентрації Zn_i^{2+} та V_{Zn}^{2-} у широкій області тисків співпадають, в результаті електричні властивості матеріалу тут визначаються однозарядженим міжвузельним цинком Zn_i^+ . Концентрація заряджених вакансій сірки у матеріалі виявляється набагато нижчою ніж дефектів за підґраткою цинку.

* kurd@ukr.net

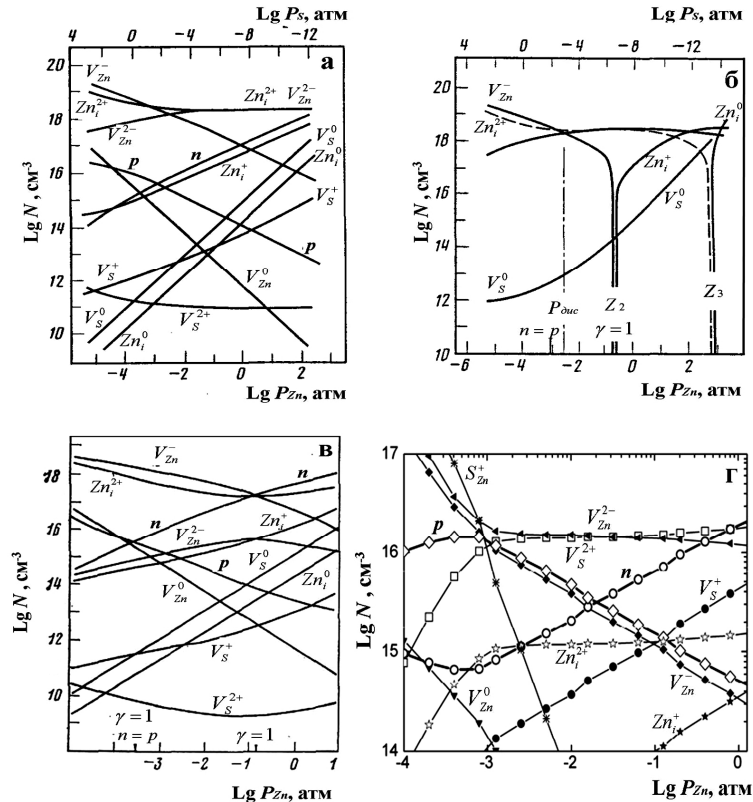


Рис. 1 – Розрахункові залежності концентрації дефектів у монокристалах ZnS від тиску пари цинку: повна рівновага дефектів при 1423 К [2] (а); гартування дефектів від 1423 К до 0 К [2] (б); повна рівновага дефектів при 1423 К [6] (в); рівновага дефектів при 1343 К [8] (г)

При високих тисках сірки електричні властивості матеріалу визначаються однозарядженими вакансіями цинку V_{Zn}^- , які надають матеріалу дірковий тип провідності. Концентрація нейтральних власних дефектів була суттєво нижчою ніж заряджених. Перехід від електронної провідності матеріалу до діркової, відбувався при тисках $P_{Zn} = 10^2\text{-}10^3$ Па.

Гартування кристалів не призводило до суттєвої зміни ансамблю ТД халькогеніду (рис.1б). Домінуючими у різних діапазонах тисків пари цинку залишалися ті самі дефекти, що і в умовах їх рівноваги, лише у області високих тисків пари металу суттєво падала концентрація двозаряджених міжвузельних атомів цинку Zn_i^{2+} та зростала нейтральних. Концентрація заряджених ТД після гартування залишалася високою і досягала $14^8\text{-}10^{20}$ cm^{-3} .

Розвиток уявлень про дефектну структуру халькогенідів відбувається шляхом розрахунку ансамблю ТД у матеріалі та порівнянні отриманих результатів з експериментальними даними про залежність концентрації вільних носіїв заряду або провідності від тиску компонентів сполуки P при відпалі. Високотемпературна провідність сульфиду цинку при різних тисках пари компонент сполуки вивчалася Лоттом у роботах [9, 11]. Було встановлено, що в області високих тисків цинку ($P_{Zn} > 10^4$ Па) залежність провідності власних монокристалів від тиску пари цинку описується виразом $\sigma \sim P^\alpha$ де $\alpha = 0,5$ при 1373 К та $\alpha = 0,4$ при 1343 К. Це свідчить про те, що електричні властивості матеріалу у цій області визначаються

однозарядженими ТД. Особливості поведінки діаграми рівноваги дефектів у області надлишку сірки автори пояснюють можливістю виникнення антиструктурних дефектів, які будучи донорами компенсують вплив вакансій цинку, які є акцепторами. Відповідні розрахунки наведені у [8]. На нашу думку, таке пояснення не є доречним, оскільки утворення антиструктурних дефектів у широкозонних сполуках є малоймовірним [2, 6]. Розрахунок рівноваги ТД у плівках ZnS до нашого часу не проводився.

3. МЕТОДИКА РОЗРАХУНКУ АНСАМБЛЮ ТД

Розрахунок ансамблю ТД у монокристалах та плівках сульфиду цинку проводився з використанням квазіхімічного формалізму [3] у програмному середовищі Maple. Ця методика заснована на аналізі термодинамічної рівноваги всіх дефектів, а також електронів і дірок в об'ємі кристала (повна рівновага ТД). Процедура розрахунку зводиться до розв'язання системи рівнянь, що описують впровадження нейтральних дефектів з газової фази у тверде тіло, а також їх іонізацію сумісно з повним рівнянням електронейтральності матеріалу та рівнянням, що описує його власну провідність. Тоді концентрація нейтральних дефектів може бути розрахована за допомогою квазіхімічних рівнянь, які наведені у [2]. Концентрація заряджених ТД розраховувалася за допомогою статистики Фермі-Дірака та рівняння електронейтральності [11].

Необхідно відмітити, що дослідження властивостей напівпровідників найчастіше проводять при температурах близьких до кімнатної. В такому випад-

ку спектр ТД у матеріалі може бути описаний моделлю часткової рівноваги, або загартовування [3, 5]. При достатньо швидкому охолодженні зразків тоді відбувається заморожування ТД, що виникли у напівпровіднику при високій температурі. Однак охолодження не впливає на рівноважний баланс електронів і дірок. В результаті, при достатньо низькій температурі всі електрони і дірки рекомбінують, а надлишок вільних носіїв захоплюється власними дефектами, які переходять у нейтральний стан. Відповідні процеси можна врахувати записавши співвідношення, що характеризують сталість загальної концентрації заряджених і нейтральних ТД у матеріалі при гартуванні [3].

4. РОЗРАХУНОК АНСАМБЛЮ ТД У СУЛЬФІДІ ЦИНКУ

4.1 Розрахунок ансамблю точкових дефектів у монокристалах ZnS

Для дослідження стану ансамблю ТД у кристалах та плівках ZnS нами використаний квазіхімічний формалізм [3]. При моделюванні застосовувалася модель дефектоутворення запронована Морозовою [2, 6]. У цій моделі передбачається утворення нейтральних та заряджених дефектів, як за механізмом Шоткі, так і Френкеля: V_S^0 , V_S^+ , V_S^{2+} , V_{Zn}^0 , V_{Zn}^- , V_{Zn}^{2-} , Zn_i^0 , Zn_i^+ , Zn_i^{2+} .

На першому етапі, з метою вибору найбільш адекватних констант квазіхімічних рівнянь шляхом порівняння результатів розрахунку за даними експериментальних робіт, нами був проведений розрахунок ансамблю ТД у монокристалічних зразках ZnS. У випадку повної рівноваги концентрація нейтральних дефектів може бути визначена з використанням співвідношень:

$$n \cdot p = K_i = f(T), \quad (4.1)$$

$$[V_{Zn}^0] = P_{Zn}^{-1} K_{V_{Zn}} = P_{Zn}^{-1} K_{01} \exp\left(-\frac{H_1}{kT_S}\right) \quad (4.2)$$

$$[Zn_i^0] = [V_{Zn}^0]^{-1} K_F = [V_{Zn}^0]^{-1} K_{02} \exp\left(-\frac{H_2}{kT_S}\right), \quad (4.3)$$

$$[V_S^0] = P_{Zn} K_{V_S} = P_{Zn} K_{03} \exp\left(-\frac{H_3}{kT_S}\right), \quad (4.4)$$

де P_{Zn} – парціальний тиск цинку при відпалі монокристалів; k – стала Больцмана; H_1, H_2, H_3 – ентальпії утворення відповідних дефектів; K_{01}, K_{02}, K_{03} – константи квазіхімічних рівнянь [3].

Слід зазначити, що традиційно автори [2, 6] для розрахунку заряджених дефектів та вільних носіїв струму у монокристалах ZnS використовували константи квазіхімічних реакцій, що не дозволяє врахувати зміну положення рівня Фермі у матеріалі. На нашу думку, у цьому випадку, більш вірним є використання статистики Фермі-Дірака сумісно з рівнянням електронейтральності, представлених у вигляді (4.5-4.9):

$$n = \frac{N_c}{\exp\left[\frac{(E_g - \mu_F)/kT}{1}\right] + 1}, \quad (4.5)$$

$$p = \frac{N_v}{\exp\left[\frac{(\mu_F/kT) + 1}{1}\right]}, \quad (4.6)$$

$$[X_{di}^{z+}] = \frac{[X_{di}^0]}{g_d \exp\left[-\frac{(E_g - E_{di} - \mu_F)/kT}{1}\right] + 1}, \quad (4.7)$$

$$[X_{ai}^{z-}] = \frac{[X_{ai}^0]}{g_d \exp\left[-\frac{(E_g - E_{ai} - \mu_F)/kT}{1}\right] + 1}, \quad (4.8)$$

$$n + [V_{Zn}^-] + 2[V_{Zn}^{2-}] = p + [V_S^+] + 2[V_S^{2+}] + [Zn_i^+] + 2[Zn_i^{2+}], \quad (4.9)$$

де μ_F – енергія Фермі у напівпровіднику; z – ступінь іонізації дефектів; $[X^0]$ – концентрація нейтральних дефектів; $[X_d^{z+}]$, $[X_a^{z-}]$ – концентрація донорів та акцепторів, відповідно.

При моделюванні також враховувалася температурна залежність ширини ЗЗ зони ZnS у вигляді [2]:

$$E_g(T) = E_g(0) - 5,263 \cdot 10^{-4} \cdot T \quad (4.10)$$

Енергію іонізації всіх заряджених дефектів, як і енергію рівня Фермі при подальших розрахунках будемо відраховувати від дна зони провідності. Фактори спінового виродження рівнів приймемо рівними $g = 2$ для однозаряджених донорних дефектів та $g = 1/2$ для акцепторних, для двозаряджених центрів у відповідності з [12].

Як енергії іонізації заряджених ТД при моделюванні, нами були використані дані четвертої моделі Морозової [2].

При розрахунках концентрації власних дефектів у випадку гартування напівпровідника до системи рівнянь, що описують рівноважний стан дефектів додавалися додаткові рівняння, які мають вигляд:

$$[Zn_i^0] + [Zn_i^+] + [Zn_i^{2+}] = [Zn_i]_{tot} = f(T), \quad (4.11)$$

$$[V_S^0] + [V_S^+] + [V_S^{2+}] = [V_S]_{tot} = f(T), \quad (4.12)$$

$$[V_{Zn}^0] + [V_{Zn}^-] + [V_{Zn}^{2-}] = [V_{Zn}]_{tot} = f(T), \quad (4.13)$$

де $[Zn_i]_{tot}$, $[V_S]_{tot}$, $[V_{Zn}]_{tot}$ – сумарні концентрації ТД у зразках у випадку повної рівноваги.

Результати чисельного розрахунку концентрації ТД, носіїв заряду та положення рівня Фермі у монокристалах ZnS залежно від P_{Zn} для випадків повної рівноваги дефектів та їх гартування наведені на рис. 2.

Аналіз отриманих даних свідчить про достатньо добре узгодження наших результатів з результатами розрахунків Морозової [2, 6]. Більш того, ці результати узгоджуються з експериментальними даними визначення концентрації вільних носіїв заряду в матеріалі. Це підтверджує реалістичність вибраної моделі дефектоутворення, констант квазіхімічних реакцій, а також енергій іонізації дефектів.

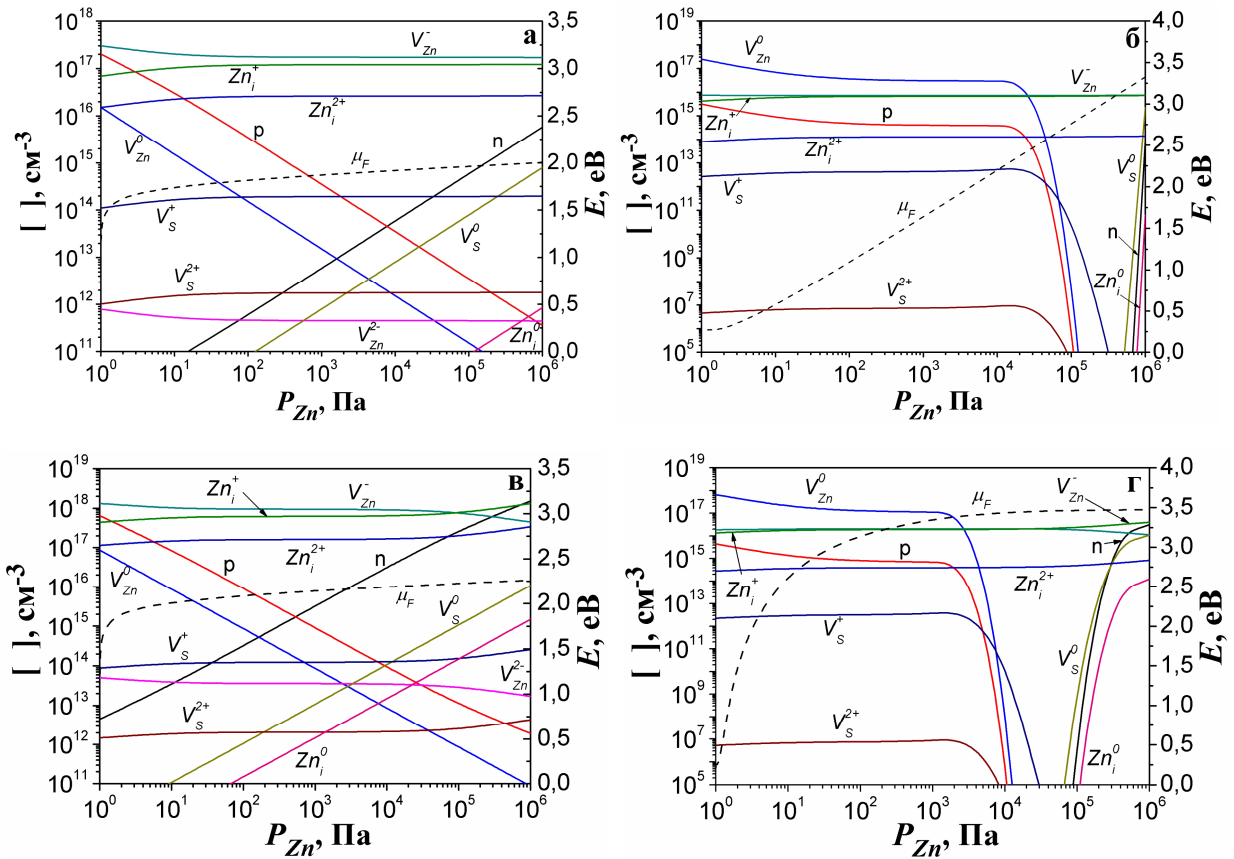


Рис. 2 – Залежність концентрації власних ТД, носіїв струму та енергії Фермі від парціального тиску пари цинку при різних температурах відпапу ($T = 1173$ К (а, б); $T = 1423$ К (в, г)) монокристалу ZnS: повна рівновага (а, в); гартування до $T = 293$ К (б, г)

4.2 Розрахунок ансамблю ТД у плівках ZnS для випадків повної рівноваги і гартування

При дослідженні процесів дефектоутворення у монокристалах ZnS, було виявлено, що використані нами моделі дефектоутворення з відповідними наборами констант квазіхімічних рівнянь досить добре описують експериментальні дані [2, 6]. Це дозволяє застосувати їх для розрахунку ансамблю ТД в плівках сульфиду цинку нанесених у квазірівноважних умовах. При цьому, методика розрахунку концентрації ТД, застосована для вивчення відпалювання монокристалів при надлишковому тиску пари компонентів сполуки повинна бути адаптована для випадку дефектоутворення у плівках, одержаних методом осадження в квазізамкненому об'ємі. Це можна здійснити за рахунок встановлення зв'язку між температурою випаровування матеріалу (T_e) та тиском пари цинку (або сірки), утвореної у результаті дисоціації сульфиду цинку при його випаровуванні. У подальшому необхідно враховувати процес конденсації пари компонентів сполуки у тверду фазу при температурі підкладки (T_s).

Для опису стану повної рівноваги власних ТД у плівках ZnS можуть бути використана система квазіхімічних рівнянь (4.1) - (4.9), однак її необхідно доповнити двома додатковими співвідношеннями. Перше з них описує випаровування сполуки при температурі випарника T_e і враховує її дисоціацію при переході із твердої фази (S) у пару (G). Друге рів-

няння характеризує рівновагу «пара сірки – конденсат» з утворенням власних дефектів у плівці ZnS при температурі осадження T_s [2, 14]:

$$ZnS \leftrightarrow Zn^G + \frac{1}{2} S_2^G, K_{ZnS} = P_{Zn} \cdot P_{S_2}^{1/2} = f(T_e), (4.14)$$

$$\frac{1}{2} S_2^G \leftrightarrow S_S^0 + V_{Zn}^0, \frac{[V_{Zn}^0]}{P_{S_2}^{1/2}} = K_{S_2} = f(T_s) (4.15)$$

Необхідно відзначити, що при моделюванні ансамблю ТД у плівках, як і для монокристалів, слід розглядати два крайніх випадки: повної рівноваги і гартування дефектів. Це пов'язано з тим, що для отримання структурно досконалих плівок використовувалися високотемпературні режими конденсації шарів $T_s = 573-973$ К (повна рівновага дефектів), з подальшим швидким охолодженням зразків до кімнатної температури (гартування).

Розв'язок модернізованих систем система квазіхімічних рівнянь проводився нами за методикою застосованою у випадку вивчення процесів дефектоутворення у монокристалах. Однак при розрахунках ансамблю ТД у плівках використовувалися уточнені з використанням методів фотолумінесценції, вимірювання ВАХ СОПЗ та $\sigma - T$ залежностей значення енергії активації дефектів. Відповідні значення глибин залягання енергетичних рівнів власних дефектів (ΔE) визначені нами експериментально в ро-

ботах [14, 15]. Результати розрахунку ансамблю ТД у плівках ZnS залежно від температури випарника T_e , при сталій температурі підкладки T_s наведені на рис. 3. На рис. 4 наведені результати розрахунку концентрації дефектів залежно від температури підкладки T_s при сталій температурі випарника T_e . Інтервали температур T_e , T_s використаних при моделюванні відповідали реалізованам експериментально.

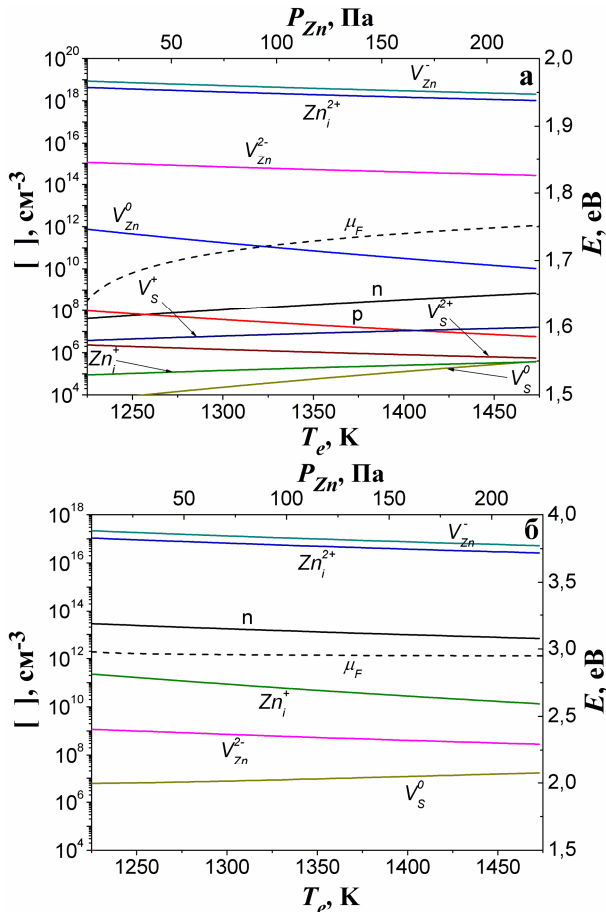


Рис. 3 – Залежність концентрації власних ТД, носіїв струму та енергії Фермі в плівках ZnS від температури випарника T_e при сталій температурі підкладки $T_s = 623$ К: повна рівновага (а); гартування до $T = 293$ К (б)

Як видно з рисунків, концентрація вільних носіїв заряду, ТД та положення рівня Фермі в плівках суттєво залежать від їх умов нанесення. У всьому дослідженому діапазоні фізико-технологічних умов конденсації домінуючими ТД дефектами у шарах як не загартованих так і загартованих є V_{Zn}^- та Zn_i^{2+} . Крім цього у помітній концентрації в повільно охолоджених плівках присутні двозаряджені вакансії цинку V_{Zn}^{2-} , в той час як у загартованих шарах спостерігаються міжвузлові однозаряджені атоми цинку Zn_i^+ . Усі нейтральні ТД мають концентрацію суттєво нижчу ніж заряджені і їх присутність у сполуці можна знехтувати.

Як свідчать результати розрахунків, практично у всьому інтервалі температур конденсації плівки ZnS мають електронний тип провідності. Лише у вузькому інтервалі температур підкладки при $T_s < (600-550) ^\circ\text{C}$

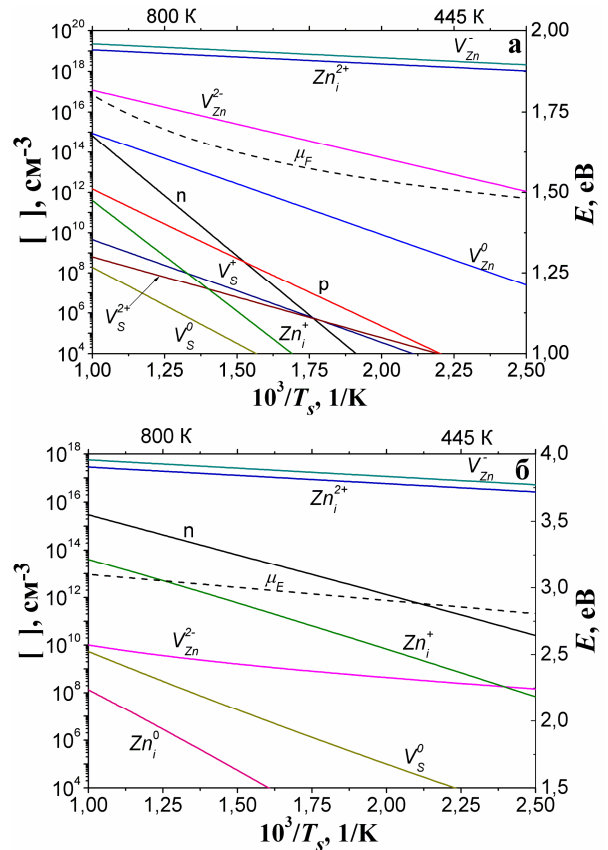


Рис. 4 – Залежність концентрації ТД в плівках ZnS від зворотної температури підкладки $10^3/T_s$, при сталій температурі випарника $T_e = 1253$ К: повна рівновага (а); гартування до $T = 293$ К (б)

та при встановленні рівноважного стану дефектів можуть бути отримані плівки p -типу провідності. Але реально ці фізико-технологічні умови реалізувати неможливо. Таким чином, результати моделювання добре співпадають з експериментальними [14], які свідчать, що монокристали та плівки нелегованого сульфїду цинку завжди мають електронний тип провідності.

Як видно з рис. 3 і 4, при збільшенні температури випарника та підкладки збільшується провідність плівок, однак концентрація власних носіїв заряду при цьому не перевищує $10^8-10^{10} \text{ cm}^{-3}$, а у багатьох випадках становить $10^8-10^{10} \text{ cm}^{-3}$. Гартування шарів приводить до деякого збільшення їх провідності порівняно зі зразками охолодженими повільно. Таким чином, результати моделювання свідчать про те, що плівки ZnS у широкому діапазоні температур конденсації залишаються високоомними. Ці висновки теж непогано корелюють з даними отриманими при вимірюванні провідності плівок ZnS як нами [14] так і іншими авторами [16, 17].

5. ВИСНОВКИ

В роботі з використанням квазіхімічного підходу проведено розрахунок концентрації нейтральних і заряджених ТД, вільних носіїв струму та положення рівня Фермі у монокристалах та плівках сульфїду цинку у залежності від умов їх отримання.

Показано, що у всьому дослідженому діапазоні фізико-технологічних умов конденсації домінуючими

ТД як у не загартованих так і загартованих шарах є V_{Zn}^{2-} та Zn_i^{2+} .

У повільно охолоджених плівках присутні двозаряджені вакансії цинку V_{Zn}^{2-} , в той час як у загартованих шарах спостерігаються міжвузлові однозаряджені атоми цинку Zn_i^{2+} . Усі нейтральні ТД мають концентрацію суттєво нижчу ніж заряджені і їх присутність у сполуці можна знехтувати.

Встановлено, що практично у всьому інтервалі температур конденсації плівки ZnS мають *n*-тип провідності.

ПОДЯКА

Автор висловлює подяку д.ф.-м.н., доц. Опанасюку А.С. та к.ф.-м.н. Косяку В.В. за допомогу у становленні методики розрахунку ТД та активну участь в обговоренні результатів.

Робота виконана за підтримкою Держінформнауки (проект № М/ 209-2012) і МОНмолодьспорту України (держбюджетна НДР).

Calculation of the Point Defects Ensemble in Zinc Sulfide Single Crystals and Films

D.I. Kurbatov

Sumy State University, 2, Rimsky Korsakov Str., 40007 Sumy, Ukraine

In work calculation of concentration of the neutral and charged point defects, positions of Fermi level and free charge carriers in zinc sulfide single crystals and films depending on their condensation conditions was carried out. For calculations used the experimentally found energy levels of defects in ZnS band gap.

Keywords: Point defects, Zinc sulfide, Quasi-chemical formalism, Single crystals, Films, Defects concentration.

Расчет ансамбля точечных дефектов в монокристаллах и пленках сульфида цинка

Д.И. Курбатов

Сумский государственный университет, ул. Римского-Корсакова, 2, 40007 Сумы, Украина

В работе с использованием традиционного квазихимического подхода проведен расчет концентрации нейтральных и заряженных точечных дефектов, положения уровня Ферми и свободных носителей тока в монокристаллах и пленках сульфида цинка в зависимости от условий их осаждения. Для расчетов использованные экспериментально найденные энергии залегания дефектов в запрещенной зоне ZnS.

Ключевые слова: Точечные дефекты, Сульфид цинка, Квазихимический формализм, Монокристаллы, Пленки, Концентрация дефектов.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. А.Н. Георгобиани, *Физика соединений А2В6* (Москва: Наука: 1986).
2. Н.К. Морозова, В.А. Кузнецов, *Сульфид цинка. Получение и оптические свойства* (Москва: Наука: 1987).
3. Ф. Крёгер, *Химия несовершенных кристаллов* (Москва: Мир: 1969).
4. С.А. Медведев, *Введение в технологию полупроводниковых материалов* (Москва: Высшая школа: 1970).
5. М. Atakova, P. Ramazanov, E. Sal'man, *Izv. Vuz. Fiz.* **10**, 95 (1973).
6. Н.К. Морозова, О.Н. Морозова, *Неорганические материалы* **17**, 1335 (1981).
7. Н. Wiedemeier, *Z. Anorg. Allg. Chem.* **632**, 1717 (2006).
8. K. Lott, S. Shinkarenko, *Physica B* **404**, 5006 (2009).
9. K. Lott, L. Torn, O. Volobujeva, *Phys. Status Solidi (b)* **229**, 361 (2002).
10. K. Lott, L. Turna, O. Volobujeva, *Physica B* **308**, 932 (2001).
11. О. Маделунг, *Физика твердого тела. Локализованные состояния* (Москва: Наука: 1985).
12. V.V. Kosyak, M.M. Kolesnyk, A.S. Opanasyuk, *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* **19**, 375 (2008).
13. И.П. Калинин, В.Б. Алесковский, *Эпитаксиальные пленки соединений А2В6* (Ленинград: Изд-во ЛГУ, 1978).
14. D. Kurbatov, V. Kosyak, A. Opanasyuk, *Physica B* **404**, 5002 (2009).
15. D. Kurbatov, A. Opanasyuk, S. Kshnyakina, *Rom. J. Phys.* **55**, 213 (2010).
16. Y. Venkata Subbaiah, P. Prathap, K. Ramakrishna Reddy, *Appl. Surf. Sci.* **253**, 2409 (2006).
17. Y. Venkata Subbaiah, P. Prathap, K. Ramakrishna Reddy, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **40**, 5275 (2007).