

М.Г. Хливнюк, к.т.н., с.н.с.

Житомирський військовий інститут радіоелектроніки

Д.А. Степанчиков, ст. викладач

О.К. Ткаченко, к.ф.-м.н., проф.

Житомирський державний педагогічний університет

П.П. Москвін, д.ф.-м.н., проф.

Житомирський інженерно-технологічний інститут

**ФІЗИКО-МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ  
АКТИВНИХ НАПІВПРОВІДНИКОВИХ СЕРЕДОВИЩ  
ДЛЯ ПРИЛАДІВ ІНФРАЧЕРВОНОЇ ТЕХНІКИ**

**2. Кінетика кристалізації і математичне моделювання процесу формування гетероструктур  
на основі чотирьохкомпонентних твердих розчинів А³В⁵**

*Проаналізована кінетика дифузійного масопереносу при одержанні епітаксійних шарів твердого розчину Ga<sub>x</sub>In<sub>1-x</sub>P<sub>y</sub>As<sub>1-y</sub> на підложці InP. В наближенні напівнескінчених середовищ одержані вирази для опису дифузії компонентів. Проаналізовано вплив температури росту, складу і ступені переохолодження вихідної рідкої фази на параметри зростаючих шарів.*

Неминуче переохолодження вихідного розплаву, що служить ініціатором процесу кристалізації багатокомпонентної плівки, виводить систему зі стану термодинамічної рівноваги. Природне прагнення системи до вирівнювання термодинамічних потенціалів Гібса в середовищах, що контактують, викликає спрямований масопереніс речовини, в основному, в об'ємі рідкої фази. У реальному процесі кристалізації підвід речовини до межі росту відбувається за дифузійним механізмом. Можливість виникнення вільної конвекції при типовому розташуванні підложки в нижній частині розплаву дуже незначна. Підтвердженням сказаному служить виконана в роботі оцінка характеристичного числа Релея. Виявилось, що для типових умов кристалізації знайдене значення цього параметра значно менше своєї критичної величини [1,2], що відповідає умовам дифузійного переносу.

Дифузійний масопереніс компонентів у наближенні незалежної дифузії описується системою рівнянь виду [3,4], що є математичною інтерпретацією дифузійної задачі Стефана:

$$\frac{\partial X_i}{\partial t} = D_i \frac{\partial^2 X_i}{\partial z^2} + V \frac{\partial X_i}{\partial z}, \quad i = 1, \dots, 4, \quad (1)$$

де  $D_i$  і  $X_i$  — парціальний коефіцієнт дифузії і поточна концентрація компоненту  $i$  у розплаві;  $V(t)$  — миттєва швидкість росту плівки;  $z$  — координата, спрямована в об'єм розплаву;  $t$  — час.

Для остаточного формулювання крайової задачі необхідно скористатися законом збереження кількості речовини при її фазовому переході через межу поділу. Математичне формулювання

цього закону, стосовно до випадку осадження чотирьохкомпонентного твердого розчину, приймає вид [4]:

$$V(t)(X_{i0}^s - X_{i0}) = D_i \left. \frac{\partial X_i}{\partial z} \right|_{z=0} \tag{2}$$

Індекс 0 означає концентрацію компонента на поверхні розділу фаз.

Рівняння (2) записано для рухомої системи координат, початок якої пов'язаний із поверхнею плівки, що росте. Це твердження відображене в рівнянні (2) необхідністю розрахунку градієнту концентрації компонента в рідкій фазі завжди в окрузі точки  $z=0$ .

Як випливає з виразу (2), концентрації компонентів на межфазній межі відповідають своїм рівноважним значенням. Математично це означає, що вміст компонентів у твердій і рідкій фазах на межі поділу пов'язані між собою системою рівнянь рівноважної діаграми стану (1,2) із 1 частини роботи [14]. Таке допущення ні в якому випадку не означає повернення до розгляду процесу кристалізації як рівноважного явища. Дійсно, застосування рівнянь рівноважної діаграми стану до поверхневих концентрацій не накладає фактично ніяких обмежень на вміст речовини в об'ємі рідкої фази, що природно у реальному процесі, не відповідає своєму рівноважному значенню.

Таким чином, рівняннями (1-2) у рамках термодинаміки нерівноважних явищ була сформульована крайова задача, що повністю характеризує кінетику кристалізації твердого розчину GaInPAs на підложці InP.

У початковий період кристалізації рідку фазу можна розглядати як напівнескінчене середовище по відношенню до концентрації компонентів на межфазній межі. У такій ситуації можна показати, що в ізотермічних умовах концентрація компонентів на межі поділу залишається незмінною. Останнє відповідає найбільш важливій з практичної точки зору умові кристалізації плівки постійного складу [4]. Тоді дифузійні рівняння мають автомодельний розв'язок [3]:

$$X(\eta) = X_i^\infty + \frac{(X_i^0 - X_i^\infty)}{\operatorname{erfc}(\lambda / \Delta_i^{1/2})} \operatorname{erfc}\left(\frac{\eta + \lambda}{\Delta_i^{1/2}}\right); \eta > 0; \tag{3}$$

$$\eta = \frac{z}{2\sqrt{D_p t}}; \lambda = \left(\frac{t}{D_p}\right)^{1/2} \cdot V(t); \Delta_i = \frac{D_i}{D_p},$$

де  $\operatorname{erfc}(U)$  – додатковий інтеграл імовірностей;  $X_i^0$  – рівноважна концентрація компонента  $i$  на межфазній межі з боку рідкої фази;  $X_i^\infty$  – концентрація компонента  $i$  на нескінченному віддаленні від межі поділу або, що те ж саме, склад вихідного розплаву.

Підстановка останнього виразу в граничну умову (2) дозволяє одержати таку систему виразів:

$$X_{si}^0 - X_i^0 = (X_i^\infty - X_i^0)U(\lambda / \Delta_i^{1/2});$$

$$U(\varphi) = \sqrt{\pi} \varphi \exp(\varphi^2) \operatorname{erfc}(\varphi); \tag{4}$$

$i = \text{Ga, In, As, P.}$

Таким чином рівняння (4), при умові, що концентрації компонентів  $X_{si}^0$  і  $X_i^0$  відповідають формулам (1,2) з роботи [14], утворюють нонваріантну задачу, яка цілком характеризує процес кристалізації матеріалу в початковий момент ізотермічного контакту розплаву з підложкою.

Часовим критерієм придатності наближення напівнескінченної рідкої фази є, отримана нами в [2], наступна оцінка:  $t < 0.2\tau$ ,  $\tau = L^2 / D_p$ , де  $L$  – висота стовпа розплаву,  $\tau$  – час дифузійної релаксації системи. В останніх виразах парціальний коефіцієнт фосфору розглядається як базовий. Це обумовлено тим, що його чисельне значення для температурних умов росту відомо достатньо надійно і, крім того, його розмір дещо перевищує подібні розміри для миш'яку і галію. Останнє положення дещо спрощує чисельний розв'язок задачі.

Необхідно відзначити, що приведений часовий критерій справедливий для опису практично всього інтервалу кристалізації. Дійсно, при  $L \approx 0,6$  см та  $D \approx 10^{-5}$  см<sup>2</sup>/с,  $0,2\tau$  знаходиться на рівні декількох хвилин. Типовий же час осадження плівки в 1 мкм, що достатньо для приладової реалізації ДГС, не перевищує 1-2 хв.

Товщину осадженої монокристалічної плівки в кожний момент часу процесу можна визначити інтегруванням залежності миттєвої швидкості кристалізації по часу:

$$h = \int_0^t V dt = 2\lambda(D_p t)^{1/2}.$$

Система рівнянь (1,2) із першої частини роботи [14] разом із формулами (4) розв'язувалася методом Ньютона [4]. Обертання матриці частинних похідних здійснювалося за допомогою стандартних підпрограм. Застосування методу Ньютона дозволяло досягти достатньо високої швидкості збіжності ітераційного процесу (10-15 ітерацій). Найбільші ускладнення в математичному забезпеченні розв'язку задачі пов'язувалося з вибором початкових значень елементів матриці шуканих змінних. При значних невизначеностях цих величин приходилося вдаватися до додаткових заходів, що забезпечують стійку роботу алгоритму. За рахунок оптимізації програмного забезпечення і використання стандартних математичних процедур удалося розробити ефективно функціонуючий пакет обчислювальних програм для персональних ЕОМ із невисокою швидкодією і незначним об'ємом пам'яті. Необхідно відзначити, що обчислювальні програми дозволяли прогнозувати як параметри зростаючої ДГС (її невідповідність періодів кристалічних ґраток (ПКГ), спектральний діапазон роботи, хімічний склад і т.і.) за заданими умовами її формування, так і розраховувати умови, необхідні для кристалізації структури з заданими властивостями. Іншими словами, сказане означає, що пакет програм дозволяв розв'язувати як пряму, так і обернену задачу опису процесу кристалізації.

Розроблене термодинамічне і програмне забезпечення дозволило здійснити моделювання процесу формування гетероструктур GaInPAs-InP у широкому інтервалі температур по всьому діапазоні складів ізоперіодичного ряду. При цьому вхідними даними для моделювання служили практично всі параметри реального процесу, а вихідними були всі контрольовані властивості випромінюючої структури. Виконання комплексу подібного роду робіт було спрямовано на рішення як суцільно практичних задач керування технологічним процесом, так і пов'язувалося з виконанням аналізу фізико-хімічних явищ, що протікають при проведенні багатofакторного експерименту по кристалізації чотирьохкомпонентної ДГС.

Одним з основних наслідків аналізу процесу росту багатоконпонентної плівки, виконаного в рамках уявлень нерівноважної термодинаміки, виявилася можливість осадження матеріалу одного і того ж самого складу з розплаву з різною початковою концентрацією основних компонен-

тів. Сказане ілюструється даними рис.1, де подана залежність складу компонентів у вихідній рідкій фазі  $X_i^\infty$  від параметру швидкості росту, що забезпечують кристалізацію гетерокомпозиції, яка випромінює на довжині хвилі біля 1,15 мкм. Там же зазначені експериментальні результати [8] по 1 –  $X_{Ga}$ , ▲ ; 2 –  $X_P$ , △ ; 3 –  $X_{As}$ , ■ для температури насичення 650°C и росту 640°C. Дані рис.1 не суперечать рівноважній фазовій діаграмі, де існує однозначний взаємозв'язок між складами середовищ, що контактують, а відображають нерівноважний характер кристалізаційного процесу, коли рівноважні коефіцієнти розподілу макрокомпонентів трансформуються у свої ефективні аналоги.

Природно, що швидкість росту  $V(t)$  і параметр  $\lambda$  знаходяться в прямій залежності від ступеня переохолодження системи. Якщо насичену рідку фазу формують шляхом розчинення підложки-джерела, то, застосовуючи до складу початкового розплаву рівняння діаграми стану (1,2) з [14], можна розрахувати переохолодження системи. Знайдене таким способом переохолодження розплаву, також приведено на верхній шкалі рис.1.

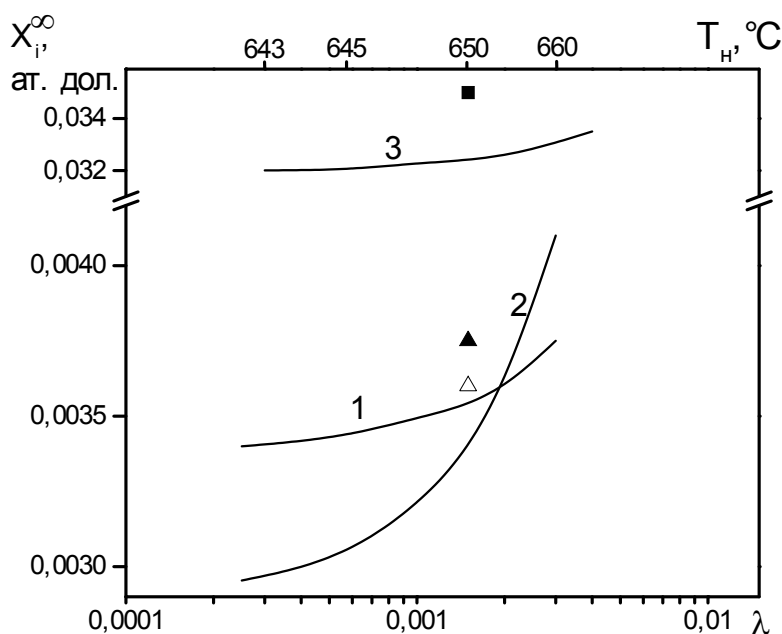


Рис. 1. Залежність складу компонентів у вихідній рідкій фазі  $X_i^\infty$  від параметру швидкості росту, що забезпечує кристалізацію гетероструктури, випромінюючої на довжині хвилі 1,15 мкм.

Для виявлення характерних кінетичних закономірностей рідкофазної кристалізації було здійснено математичне моделювання двох режимів ізотермічного росту у всьому діапазоні складу твердого розчину GaInPAs ізоперіодичного InP. На рис.2 подані залежності концентрацій компонентів у вихідній рідкій фазі від складу фосфору у твердому розчині. Там же поставлені найбільш надійні експериментальні дані нашої роботи [6] і робіт [5] та [7] для Ga, P, і As. Суцільним лініям відповідає температурний режим:  $T_H=650^\circ C$ ,  $T_P=640^\circ C$ , а пунктирним –  $T_H=647^\circ C$ ,  $T_P=642^\circ C$ . У цілому спостерігається гарна відповідність розрахунків з експериментом за винятком даних по фосфору для області складів із  $y^0 < 0,2$ . Проте для цих інтервалів складів можлива і

найбільша експериментальна помилка внаслідок дуже малої кількості фосфору в рідкій фазі (0,1 – 0,2 мг на 1 г розчинника).

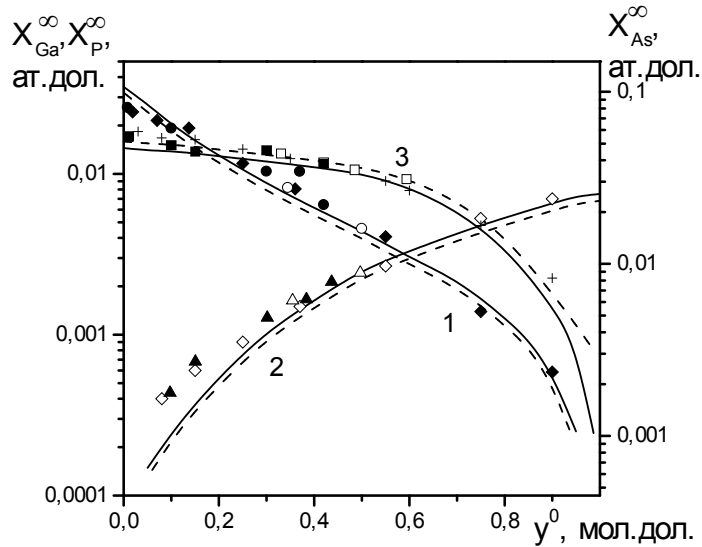


Рис.2. Залежності концентрацій компонентів у вихідній рідкій фазі від складу фосфору у твердому розчині: 1– $X_{Ga}^{\infty}$ , 2– $X_P^{\infty}$ , 3– $X_{As}^{\infty}$ ; +, ♦, ◇ дані [6]; ●, ▲, ■ дані [5]; ○, △, □ дані [7] по  $X_{Ga}^{\infty}$ ,  $X_P^{\infty}$ ,  $X_{As}^{\infty}$  відповідно.

Приведені на рис.2 криві є фактично кінетичною поправкою до даних діаграми стану на відсутність термодинамічної рівноваги в ростовій системі. Очевидно, що може бути розрахований цілий набір подібних кінетичних кривих для різноманітних переохолоджень вихідного розплаву. Іншими словами, для кожного складу  $y^0$  існує своя кінетична залежність  $X_i(\lambda)$  подібна тієї, що приведена на рис.1, хоча, природно, її вид буде істотно різнитися між собою по мірі зміни складу матеріалу уздовж ізоперіодичного розрізу.

Розроблена математична модель кристалізації дозволяє прогнозувати склад вихідного розплаву, що забезпечує одержання гетероструктур при різноманітних температурах і переохолодженнях вихідного рідкого середовища. Так, як приклад, на рис.3 приведені необхідні при цьому співвідношення між компонентами для наступних температур росту: 1 – 590°C, 2 – 602°C, 3 – 640°C для  $X_{As}^{\infty}$ ; 4°- 640°C, 5°- 590°C для  $X_P^{\infty}$  та переохолодженні системи на 10 K. Спостерігається дуже добре узгодження розрахунку з експериментами по складу миш'яку і дещо гірше по складу фосфору.

Аналіз результатів розрахунку показує, що при переохолодженні насиченого розплаву на 10 K відносно пересичення  $\beta_i$  по миш'яку і галію, що визначається як  $\beta_i = (X_i^{\infty} - X_i^0)/X_i^0$ , складає від 1,5% до 6% в залежності від складу твердого розчину. Тому лінії рис.3 незначно відрізняються від відповідних ізотерм ліквідуса системи. Добре узгодження з експериментом для цих залежностей у більшій мірі підтверджує як можливість застосування для їх оцінок рівноважного термодинамічного наближення та рівнянь (1,2) з [14], так і достатньо високу достовірність знайдених нами в [6] термодинамічних функцій системи, ніж дифузійну модель масопереносу. В той же час для фосфору виявляються інші закономірності. Серед усіх компонентів матеріалу

фосфор характеризується максимальним коефіцієнтом розподілу і мінімальним рівноважним вмістом у рідкій фазі. Необхідний потік атомів фосфору до межфазної межі в достатньо концентрованому розплаві, що забезпечує високу швидкість росту, може виникнути лише при значному відносному пересиченні  $\beta_P$ . Відповідно до розрахунків при переохолодженні розплаву на 10 K відносно пересичення по фосфору досягає 50–100 %, зростаючи зі зниженням температури і при зсуві складу матеріалу до граничної системи Ga-In-As. Тому залежність  $X_P^\infty = f(X_{Ga}^\infty)$  сильно зміщується від ізотерми ліквідуса і являє собою приклад кінетичної характеристики процесу кристалізації. Цей висновок підтверджується рис.4, де приведена залежність рівноважного  $k_P^0 = y^0 / 2X_P^0$  (1) і ефективного  $k_{\text{еф}} = y^0 / 2X_P^\infty$  (2) коефіцієнтів розподілу фосфору від довжини хвилі випромінювання гетероструктури GaInPAs/InP. Отримані результати ( $\blacktriangle$  – експериментальні дані [6]) багато в чому пояснюють розходження між експериментом [6,10] і розрахунком [14], заснованому тільки на рівноважному наближенні для опису термодинамічного стану системи.

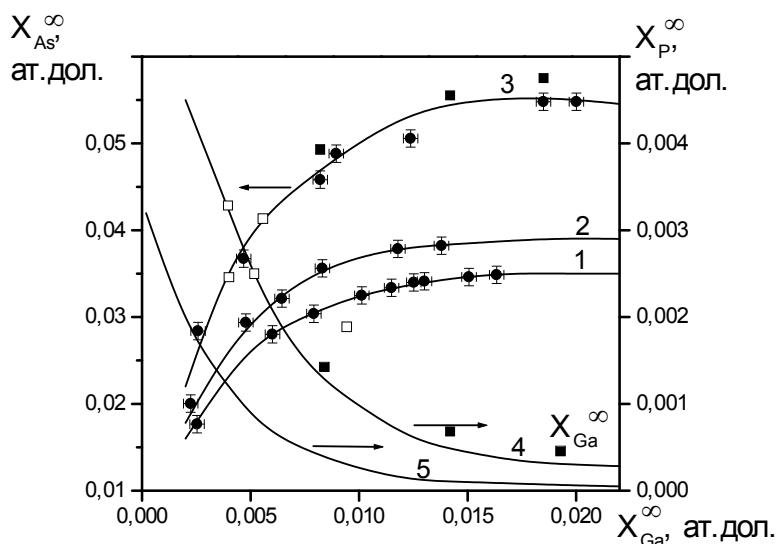


Рис.3. Співвідношення між компонентами, що забезпечує ізоперіодичну кристалізацію твердого розчину на підложку InP при різних температурах. ● – дані [9] по  $X_{As}^\infty$ ; □ – дані [4] по  $X_P^\infty$ ; ■ – дані [8] по  $X_P^\infty$ .

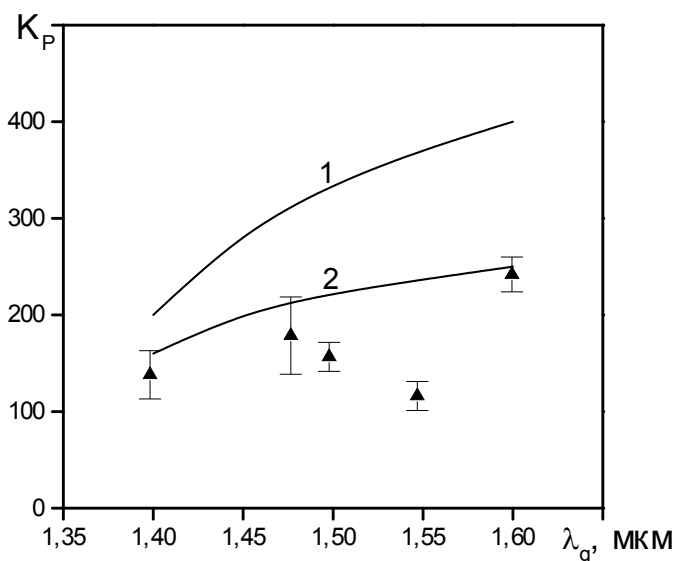


Рис.4. Залежність рівноважного  $k_p^0$  (1) і ефективного  $k_{\text{эф}}$  (2) коефіцієнтів розподілу фосфору від довжини хвилі випромінювання гетероструктури GaInPAs/InP.

Розроблена кінетична модель дозволяє оцінити швидкість росту і товщину осадженої плівки GaInPAs на підложці InP у залежності від параметрів кристалізації. Так на рис.5 приведені результати моделювання товщини шару твердого розчину, вирощеного за 1 хв. процесу, для двох температурних режимів: 1 – температура росту – 640°C; 2 – 590°C і переохолодженням системи в T=10 K. Там же систематизовані експериментальні дані [8], [10] і результати [9], що відносяться до процесу кристалізації на підложці з кристалографічною орієнтацією (100). Як впливає з розрахунку, у широкому діапазоні складів від  $y^0 > 0,2$  до  $y^0 = 1,0$  швидкість росту залишається практично постійною. Спостерігається слабо виражений мінімум в області  $y^0 = 0,2$ . Істотне зростання швидкості росту і товщини осаджених шарів при прямуванні складу твердої фази до потрібного розчину  $GaxIn_{1-x}As$  ( $y^0 = 0$ ) пояснюється збільшенням розчинності миш'яку і галію в розчині. Якщо взяти до уваги достатньо великий розкид експериментальних точок, а також деяку невизначеність у прийнятих термодинамічних параметрах системи, що описують фазові рівноваги, то збіг розрахунку з експериментом по залежності  $h(y^0)$  можна визнати задовільним.

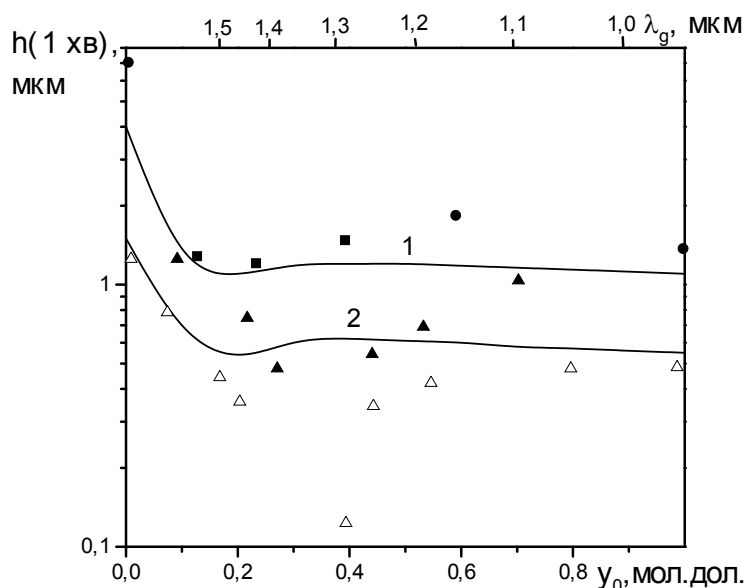


Рис.5. Результаты моделирования толщины шару твердого раствора, выращеного за 1 хв. процесса, для двух температурных режимов: 1 – температура роста – 640°C; 2 – 590°C. Переохлаждения 10 К; ● – [8], ■ – [10]; ▲, Δ – [9].

Для анализа основных причин уменьшения толщины шарів, що осаджуються, у порівнянні з розрахунковими (рис.5), у даній роботі проводилася серія експериментів по вирощуванню твердих розчинів GaInPAs, призначених для роботи на довжині хвилі 1,4 мкм. Відповідно до експериментальних даних [9] саме для цього діапазону складів спостерігаються принципові труднощі в одержанні плівки достатньо великої товщини. Відповідно до наших теоретичних оцінок швидкість росту шару в зазначеному діапазоні складів найбільше сильно залежить від складу фосфору в рідкій фазі. У той же час зміни концентрації фосфору в розчині повинні слабо позначатися на ПКГ твердої фази, що дозволяло сподіватися на одержання якісної плівки. Це обумовило проведення епітаксиального нарощування з рідкої фази з постійним складом галію і миш'яку. Наші експериментальні дані [10] по товщині плівки, що осаджується (+), і невідповідності її ПКГ із ПКГ підложки (O) у залежності від концентрації фосфору в рідкій фазі приведені на рис.6. Кристалізація здійснювалася з переохоложеного на 10 К розчину. З рис.6 видно, що добре узгодження розрахунку з експериментом спостерігається тільки для дуже малих неузгодженостей ПКГ шару і підложки, тобто для  $\Delta a/a < 0,1\%$ . Такий діапазон зміни ПКГ відповідає вмісту фосфору в рідкій фазі від 0,09 до 0,095 ат.%. Останнє експериментально підтверджує як необхідність прецизійного керування режимами росту плівки в цьому діапазоні складів, так і показує практичну обмеженість застосування розроблених теоретичних передумов при описі процесів формування структури зі значними механічними напруженнями, викликаними зростанням невідповідності ПКГ між шаром та підложкою.



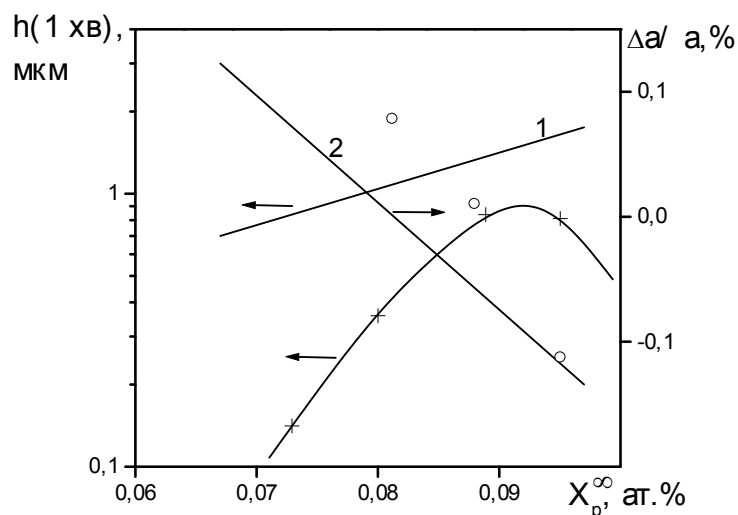


Рис.6. Товщині плівки, що осаджується (+), і невідповідності її ПКГ із ПКГ підложки (O) у залежності від концентрації фосфору в рідкій фазі. 1, 2 – результати розрахунку.

Поданий у роботі експериментальний і теоретичний матеріал доводить високу ефективність використання методів фізико-математичного моделювання як при виборі умов формування високоякісних гетероструктур, так і при аналізі фізичних явищ, що є визначальними у даних умовах і відповідають за параметри кінцевого оптоелектронного пристрою.

Розроблені в даній роботі термодинамічні уявлення згодом з успіхом застосовувалися нами [11] і іншими авторами [12] для апріорного пошуку умов кристалізації як антимонідних багатокмпонентних твердих розчинів системи  $A^3B^5$ , чутливих у більш довгохвильовій частині спектра ІЧ випромінювання, так і магнітних монокристалів марганець-цинкового фериту [13]. Це дозволило в достатньо короткий термін визначити режими формування гетероструктур і магнітних середовищ та приступити до випуску дослідних партій виробів із необхідними властивостями.

**ЛІТЕРАТУРА:**

1. Жовнир Г.И., Марончук И.Е. Процессы массопереноса при получении эпитаксиальных структур соединений  $A^3B^5$  из жидкой фазы // Автометрия.- 1980.- №6.- с.22-32.
2. Москвин П.П., Сорокин В.С. Особенности определения коэффициентов диффузии компонентов в расплавах систем  $A^3B^5$ // Изв. вузов. Физика.- 1987.- вып.4.- с.19-25.
3. Small M.B., Ghez R. Growth & dissolution kinetics of III-V heterostructure formed by LPE // J.Appl. Phys.- 1979.- vol.50, №8.- p.5322-5334.
4. Kuznetsov V.V., Moskvina P.P., Sorokin V.G. Growth kinetic in LPE of the Ga-In-P-As system// J.Cryst. Growth.- 1984. – vol.66, N 3.- p.562-575.
5. Feng M., Windhorn T.H., Tashima M.M., Stillman G.E. Liquid-phase epitaxial growth of lattice-matched InGaAsP on (100) InP for 1,15-1,31  $\mu\text{m}$  spectral region // Appl. Phys. Lett.- 1978.- vol.32, №11.- p.758-761.

6. *Gorelenok A.T., Moskvin P.P., Sorokin V.S., et al.* Phase equilibria in InGaAsP system // J. Cryst.Growth,- 1982.- vol.60, №2.-p.355-362.
7. *Hsieh J.J.* Phase diagram for LPE growth of GaInPAs layers lattice-matched to InP substrates // IEEE J. Quantum. Electron.- 1981.-vol.QE-17, №2.- p.118-121.
8. *Feng M., Cook L.W., Tashima M.M., Stillman G.E.* Lattice constant, band gap, thickness, surface morphology of InGaAsP-InP layers growth by step-cooling, equilibrium-cooling, supercooling & two-phase-solution growth technique // J.Electron. Mater.- 1980.-vol.9, №2.- p.241.
9. *Takahei K., Nagai H.* Instability of InGaAsP liquid solution during low temperature LPE of In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As<sub>y</sub>P<sub>1-y</sub> on InP // Jap.J. Appl. Phys.- 1981.- vol.20, №4.- p.L313-L316.
10. *Gorelenok A.T., Kuznetsov V.V., Moskvin P.P., Sorokin V.S.* Peculiarities of liquid phase epitaxy in GaInPAs/InP lattice-matched heterostructures // J.Crys. Growth.- 1987.- vol.80, №2.-p.298-306.
11. *Кузнецов В.В., Москвин П.П., Сорокин В.С.* Взаимосвязь моделей массопереноса при ЖФЭ // Изв. АН СССР. Неорган. материалы.- 1988.- т.24, №11.- с.1912-1914.
12. *Кузнецов В.В., Стусь Н.Н., Талалакин Г.Н., Рубцов Э.Р.* Межфазное взаимодействие и гетероэпитаксия в системе InPAsSb // Кристаллография.- 1992.- т.37, вып.4.- с.998-1002.
13. *Лынин С.А., Москвин П.П., Пшеничнов Е.В., Саенко И.В.* Управление процессом кристаллизации твердых растворов марганец-цинковых ферритов // Журн. физич. химии.- 1994.- т.68, №5.- с.817-819.
14. *Хливнюк М.Г., Смолянець Ю.О., Москвін П.П.* Фізико-математичне моделювання процесу формування активних напівпровідникових середовищ для приладів інфрачервоної техніки. 1. Напівпровідникові системи A<sup>3</sup>B<sup>5</sup> в інфрачервоній техніці та використання рівноважної термодинаміки для моделювання процесу формування гетероструктур // Вісник ЖІТІ.- 1999.- №9.- с.348-352.

ХЛИВНЮК Микола Григорович – кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, начальник кафедри “Радіоелектроніка” Житомирського військового інституту радіоелектроніки.

Наукові інтереси:

- моделювання процесів конструювання та технології виготовлення елементів радіоелектронної апаратури (РЕА);
- надійність РЕА та її забезпечення при довгостроковій експлуатації.

СТЕПАНЧИКОВ Дмитро Абрамович – старший викладач кафедри фізики Житомирського державного педагогічного університету ім.І.Франка.

Наукові інтереси:

- фізика твердого тіла.

ТКАЧЕНКО Олександр Кирилович – кандидат фізико-математичних наук, завідувач кафедри фізики Житомирського державного педагогічного університету ім.І.Франка.

Наукові інтереси:

– фізика твердого тіла.

МОСКВІН Павло Петрович – доктор фізико-математичних наук, професор кафедри фізики і хімії Житомирського інженерно-технологічного інституту.

Наукові інтереси:

– напівпровідникові кристали та плівки;

– термодинаміка, моделювання та керування технологічними процесами отримання матеріалів електронної техніки.

Подано 14.09.2000

**Хливнюк М.Г., Степанчиков Д.А., Ткаченко О.К., Москвін П.П.** Фізико-математичне моделювання процесу формування активних напівпровідникових середовищ для приладів інфрачервоної техніки 2. Кінетика кристалізації і математичне моделювання процесу формування гетероструктур на основі чотирьохкомпонентних твердих розчинів  $A^3B^5$

**Хливнюк Н.Г., Степанчиков Д.А., Ткаченко А.К., Москвін П.П.** Физико-математическое моделирование процесса формирования полупроводниковых сред для приборов инфракрасной техники. Часть 2

**Hlyvnyuk M.G., Stepanchikov D.A., Tkachenko O.K., Moskvyn P.P.** Physicist-mathematical modeling of process of shaping the active semiconductor ambiances for devices of infrared technicians. Part 2

УДК 541.123, 548.52

**Физико-математическое моделирование процесса формирования полупроводниковых сред для приборов инфракрасной техники. Часть 2 / Н.Г. Хливнюк, Д.А. Степанчиков, А.К. Ткаченко, П.П. Москвин**

Проанализирована кинетика диффузионного масопереноса при получении эпитаксиальных слоев твердого раствора  $Ga_xIn_{1-x}PyAs_{1-y}$  на подложке  $InP$ . В приближении полубесконечных сред получены полуаналитические выражения для описания процесса диффузии компонент. Проанализировано влияние температуры роста, состава и степени переохлаждения исходной жидкой фазы на параметры растущих слоев.

УДК 541.123, 548.52

**Physicist-mathematical modeling of process of shaping the active semiconductor ambiances for devices of infrared technicians. Part 2 / M.G Hlyvnyuk, D.A.Stepanchikov, O.K. Tkachenko, P.P. Moskvyn**

Semianalytic solutions for diffusion masstransfer in multicomponent system  $Ga_xIn_{1-x}PyAs_{1-y}$  has been proposed. The influence of growth temperature, initial liquid phase and value of supercooling on grown layers parameters has been analyzed. Good agreement between theory and experiment for growth kinetics has been achieved.

