

МЕХАНІЗМ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ МОНОКРИСТАЛІВ A^3B^5 ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ІНТЕГРАЛЬНУ ІНТЕНСИВНІСТЬ КВАЗІЗАБОРОНЕНИХ РЕНТГЕНІВСЬКИХ РЕФЛЕКСІВ

В. П. КЛАДЬКО

Інститут фізики напівпровідників ІАН України
(252650 Київ 22, МПС, просп. Науки, 45)

УДК 548.731

© 1997 р.

Встановлено кореляцію в розподілах інтегральної інтенсивності квазізаборонених рентгенівських рефлексів (КЗРР) (рефлексів типу $h+k+l=4n+2$ (h, k, l — індекси Міллера, $n=0,1,2,\dots$), які існують тільки в ґратках бінарних сполук) і щільності "ростових" дислокацій в монокристалах A^3B^5 . Запропоновано механізм утворення структурної макронеоднорідності в кристалах GaAs та InAs, обумовленої різними швидкостями дифузії власних точкових дефектів і насиченням дислокаційних областей аніонією кінцевою.

Дослідження останніх років показали, що серйозною перешкодою на шляху одержання високоякісних інтегральних схем може стати неоднорідність розподілу електрофізичних параметрів вздовж поперечного перерізу зливків, котра корелює з розподілом дислокацій. Активна область приладів наслідуює всі дефекти підкладки: не тільки дислокації, але й точкові дефекти. Тому до досконалості підкладок ставлять досить жорсткі вимоги. При цьому мова йде про традиційні вимоги зменшення не тільки щільності дислокацій, але й досить високої мікронеоднорідності. Для цілеспрямованого пошуку шляхів підвищення однорідності кристалів у процесі їх вирощування або наступних обробок необхідна інформація про механізми перерозподілу власних точкових дефектів і методи покращання структурної однорідності підкладок. Такими методами обробок, які впливають на розподіл дефектів з покращанням однорідності, є лазерне опромінення в області прозорості ($h\nu < E_g$) ($h\nu$ — величина кванта лазерного випромінювання, E_g — ширина забороненої зони) [1], термовідпал [2] та іонна імплантація [3].

Таким чином, для технології одержання монокристалів сполук A^3B^5 і їх подальшого використання необхідний контроль величини відхилення їх складу від стехіометричного $\Delta = (c_A - c_B)/c_A$ (c_A і c_B — атомні частки атомів сорту А і В у сполуці), яка поряд з розподілом щільності дислокацій виявляє домінуючий вплив на формування і однорідність розподілу основних електрофізичних властивостей в об'ємі зливка [4].

Авторами [5, 6] запропоновано метод Δ в GaAs за величиною інтегральної інтенсивності КЗРР, але без аналізу впливу щільності дислокацій на інтенсивність. Однак основний результат [5] зменшення інтегральної інтенсивності із зменшенням щільності дислокацій можна трактувати як збільшення ефекту первинної екстинкції, що не дає можливості однозначно трактувати результати рентгенодифрактометричних досліджень.

Тому метою даної роботи було виявлення характеру залежності розподілу інтегральної інтенсивності КЗРР від щільності дислокацій у сполуках A^3B^5 , механізмів розподілу власних точкових дефектів і шляхів підвищення однорідності пластин з точки зору стехіометрії.

Досліджувались зразки нелегованих GaAs та InAs (метод Чохральського) з відомими W (GaAs)-і U -подібними (InAs) розподілами щільності "ростових" дислокацій по діаметру пластини в інтервалі $2 \cdot 10^3 - 5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$. Інтегральна інтенсивність КЗРР 200 і 222 вимірювалась з використанням $\text{SiK}\alpha$ -випромінювання у 8 — 10 точках за діаметром пластини з точністю 0,5%. Інтегральна інтенсивність КЗРР I_h пропорційна структурному фактору F_h і концентрації компонент ($I_h \sim F_h \sim (c_A - c_B)$) [5, 6]. При точності вимірювання інтегральної інтенсивності 0,5% можна зафіксувати величину Δ на рівні $10^{-5} - 10^{-4}$ (10^{17} см^{-3}).

Результати експериментів свідчать, що існує кореляція в розподілі інтегральної інтенсивності квазізаборонених рефлексів і щільності дислокацій вздовж діаметра пластини (рис.1) як для GaAs, так і для InAs. У випадку GaAs, як випливає з рис.1, спостерігалась W -подібна форма розподілу інтегральної інтенсивності для рефлексу 200, котра збігається з формою розподілу щільності дислокацій. Для InAs спостерігалась Π -подібна форма розподілу інтегральної інтенсивності для рефлексу 222, тобто обернена до форми розподілу щільності дислокацій. Одержані результати легко пояснити на основі відомої моделі [7] збагачення ґратки GaAs аніонами

із збільшенням щільності дислокацій, враховуючи обернене співвідношення величин факторів розсіювання A - і B -підграток в GaAs ($f_{Ga} < f_{As}$) і InAs ($f_{In} > f_{As}$). Таким чином, одержані результати є прямим доказом впливу зміни Δ на інтегральну інтенсивність КЗРР.

Коротко спинимось на механізмі утворення неоднорідностей у розподілі власних точкових дефектів в A^3B^5 . Прискорена рекомбінація нерівноважних точкових дефектів поблизу дислокацій в цілому не змінює складу кристала. Однак, якщо рухливості вакансій і міжвузловинних атомів відрізняються, то виникають локальні зміни у їх співвідношенні. Якщо рухливість міжвузловинних атомів перевищує рухливість вакансій, то в процесі рекомбінації області, віддалені від дислокацій, з котрих внаслідок дифузії виходять тільки міжвузловинні атоми, збіднюються компонентою, а області, що прилягають до дислокацій, збагачуються нею (дислокації є стоками). Все сказане справедливе для обох компонент кристала, але оскільки в сполуках A^3B^5 домінують дефекти аніонної підгратки [8], то процеси рекомбінації приводять до варіації не тільки співвідношення вакансія — міжвузловинний атом, але й стехіометрії Δ ; склад областей, що пролягають до дислокацій, зсувається в бік надлишку As, а склад більш віддалених — в бік компоненти третьої групи.

На рис.2 наведено результати перерозподілу власних точкових дефектів вздовж діаметра пластини GaAs, обумовленого впливом імплантації в пластину іонів Ag. Як випливає з цього рисунка, картина розподілу As поблизу дислокаційних областей відрізняється від картини у вихідному стані. Відсутність кореляції з щільністю дислокацій свідчить про те, що відбувся перерозподіл компонент. Для порівняння на рис.1 наведено результати досліджень зміни параметра Δ по пластині InAs внаслідок термовідпалу ($T = 700^\circ\text{C}$). Як випливає з [8, 9], поряд із зміною розподілу компонент після різних обробок змінюються і основні електрофізичні параметри: концентрація носіїв, рухливість, а також інтенсивності смуг люмінесценції в разі незмінної щільності дислокацій. Аналіз результатів [1] дає підстави сподіватись на аналогічний вплив на формування розподілу компонент і лазерного опромінення. Результати даної роботи цілком протилежні до висновків роботи [10], де автори вказують на домінуючу роль ростових дислокацій у формуванні розподілу фізичних властивостей по діаметру зливка.

Таким чином, основною необхідною причиною утворення неоднорідностей в розподілі власних компонент є наявність в кристалі дислокацій. Однак стоками можуть бути області локальних напружень, так звані сильнотруджені стани [11]. Підтвердженням цього, на нашу думку, може бути неповна узгодженість розподілів параметра Δ і

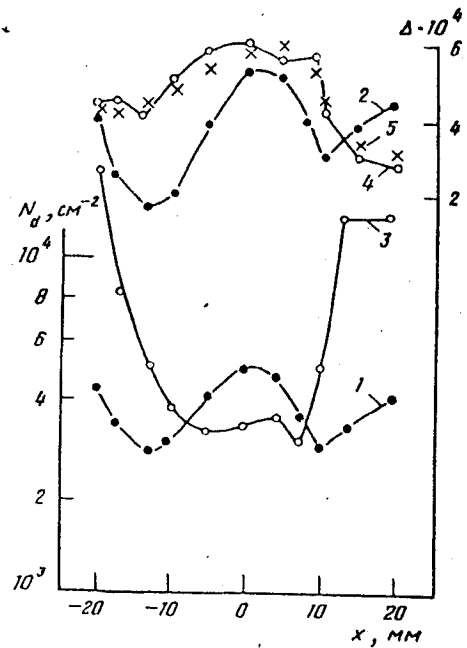


Рис.1. Розподіли щільності дислокацій N_d (1, 3) і параметра стехіометрії Δ (2, 4, 5) у монокристалах GaAs (1, 2) та InAs (3, 4, 5) вздовж діаметрів пластин

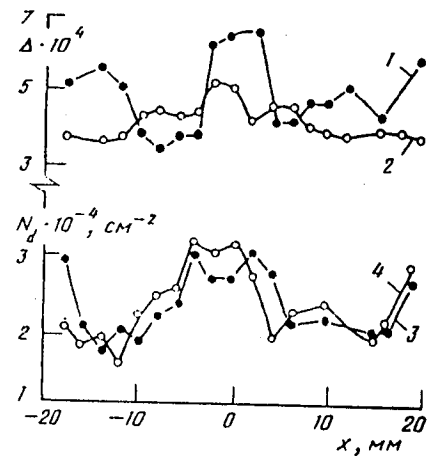


Рис.2. Розподіли параметра Δ і щільності дислокацій в GaAs у вихідному стані (1, 3) і після іонної імплантації (2, 4) вздовж діаметра пластини

щільності дислокацій. Тому під час вирішення проблеми створення приладів, що працюють у неперервному режимі, потрібно чітко уявляти, що використання бездислокаційних підкладок є тільки необхідною, але недостатньою умовою, оскільки дефекти і напруження можуть виникати на різних стадіях технологічного процесу. Оскільки ступінь впливу дислокацій, утворених при рості кристала, на його властивості суттєво залежить від перероз-

поділу точкових дефектів, то підвищити однорідність розподілу властивостей можна шляхом одержання не лише бездислокаційних підкладок, але й кристалів з високою щільністю рівномірно розподілених "ростових" чи введених "низькотемпературних" дислокацій.

Таким чином, як бачимо, рентгенодифрактометричний контроль з використанням КЗРР дозволяє контролювати однорідність складу монокристалічних пластин сполук A^3B^5 .

Кореляція інтегральної інтенсивності КЗРР з розподілом дислокацій в кристалах обумовлена насиченням дислокаційних областей (стоків) компонентою п'ятої групи, яка є домінуючим точковим дефектом у GaAs, InAs. Збагачення аніонною компонентою є також результатом різної рухливості точкових дефектів. Насобхідного перерозподілу можна досягнути, як показують розрахунки, коли коефіцієнти дифузії міжвузловинних атомів As становлять величину порядку $10^{-4} - 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$ при температурі плавлення або величини такого ж порядку в розподілі точкових дефектів у випадку інших видів обробки пластин.

Розподіл компонент у макромасштабі є причиною структурної неоднорідності пластин, а також неоднорідності їх електрофізичних параметрів.

1. Кладько В. П., Пляцко С. В. // Письма в ЖТФ. — 1996. — 22, вып. 2. — С. 32 — 36.
2. Глазов В. М., Аюян Р. М., Шветков Е. И. // ФТП. — 1976. — 10, вып. 4. — С. 631 — 635.
3. Павлов П. В., Зорин Е. И., Тетельбаум Д. И. // Изв. вузов СССР. Физика. — 1980. — Вып. 1. — С. 76 — 90.
4. Matsumoto Y., Watanabe H. // Jap. J. Appl. Phys. Lett. — 1982. — 21, N8. — P. 515 — 517.
5. Fujimoto I. // Material Sci. and Eng. B. — 1992. — 14. — P. 426 — 438.
6. Кладько В. П. // УфЖ. — 1994. — 39, №3. — С. 22 — 25.
7. Марков А. В., Мильвидский М. Г., Шифрин С. С. // Кристаллография. — 1985. — 30, вып. 2. — С. 404 — 406.
8. Бублик В. Т., Мильвидский М. Г., Осенский В. Б. // Изв. вузов СССР. Физика. — 1980. — Вып. 1. — С. 7 — 22.

9. Глинчук К. Д., Гурова В. Я., Кладько В. П., Прохорович А. В. // Кристаллография. — 1995. — 40, вып. 1. — С. 113 — 116.
10. Марков А. В., Мильвидский М. Г., Осенский В. Б. // ФТП. — 1986. — 20, вып. 4. — С. 634 — 639.
11. Хон Ю. А., Пани В. Е. // ФТТ. — 1996. — 38, вып. 6. — С. 1767 — 1774.

Одержано 28.01.97

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ A^3B^5 И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ИНТЕГРАЛЬНУЮ ИНТЕНСИВНОСТЬ КВАЗИЗАПРЕЩЕННЫХ РЕНТГЕНОВСКИХ РЕФЛЕКСОВ

В. П. Кладько

Резюме

Установлена корреляция в распределении интегральной интенсивности квазизапрещенных рентгеновских рефлексов и плотности "ростовых" дислокаций в монокристаллах A^3B^5 . Предложен механизм образования структурной неоднородности в кристаллах GaAs и InAs, вызванной разными скоростями диффузии собственных точечных дефектов и насыщением дислокационных областей анионной компонентой.

THE MECHANISM OF FORMATION OF A STRUCTURAL INHOMOGENEITY IN A^3B^5 SINGLE CRYSTALS AND ITS INFLUENCE ON INTEGRATED X-RAY INTENSITIES OF QUASIFORBIDDEN REFLECTIONS

V. P. Klad'ko

Institute of Semiconductor Physics, Nat. Acad. of Sci. of Ukraine (45, Nauky Prosp., Kyiv 252022, Ukraine)

Summary

A correlation in the distribution of integrated intensities for quasiforbidden reflections and the density of dislocations in A^3B^5 single crystals is determined. The mechanism of formation of a structural macroinhomogeneity in GaAs and InAs crystals is proposed, which is induced by different diffusive rates of intrinsic point defects and by saturation of regions with dislocations by the anion component.