

П.І. Баранський, Г.П. Гайдар*

РАДІАЦІЙНА І ТЕРМІЧНА СТІЙКІСТЬ ТОНКИХ ШАРІВ, ГЕТЕРОСИСТЕМ І НАНОСТРУКТУР, СТВОРЮВАНИХ НА ОСНОВІ ЕЛЕМЕНТАРНИХ НАПІВПРОВІДНИКІВ І НАПІВПРОВІДНИКОВИХ СПОЛУК

Розглянуто основні особливості нанооб'єктів (НО), що зумовлюють їх термічну і радіаційну стійкість, а також ті фактори, які зумовлюють вияв радіаційної і термічної нестійкості тонких шарів, гетероструктур та інших НО. У випадках, коли вияв термічної і радіаційної нестійкості усунути не можна (а такі випадки в практиці радіаційної фізики є домінуючими), розглянуто шляхи мінімізації впливу цих нестабільностей на основні властивості напівпровідникових НО.

Ключові слова: радіаційна і термічна стійкість, радіаційна фізика, тонкі шари, гетероструктури, нанооб'єкти.

ВСТУП

Термічну і радіаційну стійкість, безперечно, без застережень можна віднести до найважливіших експлуатаційних характеристик будь-якого напівпровідникового приладу. Тим паче, коли мова йде про мініатюрні за об'ємами наноструктури чи нанооб'єкти (НО) типу квантових точок (КТ) чи надграток (НГ). Адже їх використання нерідко пов'язане зі значними енергетичними переваженнями, які, в свою чергу, можуть приводити до локальних перегрівів, актуальних для роботи мікрооб'ємів малогабаритного напівпровідникового приладу чи його функціонально відповідальних ділянок типу міжфазних меж, $p-n$ - чи $p-i-n$ -переходів.

Нанооб'єкти і, зокрема, їх ділянки, які характеризуються підвищеним питомим опором (ρ) чи наявністю залишкових або конструктивно обумовлених неоднорідностей у просторовому розподілі ρ ($\bar{\rho}$), особливо чутливі до впливу радіаційних полів [1], що необхідно враховувати у тих випадках, коли відповідний НО буде використовуватися у радіаційному полі, яке помітно перевищує фонове.

ОСНОВНІ ОСОБЛИВОСТІ НАНООБ'ЄКТІВ, ЩО ЗУМОВЛЮЮТЬ ЇХ ТЕРМІЧНУ І РАДІАЦІЙНУ НЕСТІЙКІСТЬ

Оскільки кремній і германій належать до найбільш детально досліджених напівпровідників, то чітку і однозначну трактовку особливостей НО можна отримати саме розглядаючи ці кристали¹.

Отже, до основних особливостей НО, відповідальних за їх термічну і радіаційну нестійкість, можна віднести такі.

1. Наявність меж між матеріалами різного хімічного складу (коли мова йде про НГ чи гетероструктури) і гранична неоднорідність КТ за хімічним складом.

2. Величезні внутрішні (і пов'язані з наявністю меж) механічні напруження (\sim ГПа), що виникають у НГ унаслідок як малого радіуса час-

¹ Розгляд інших кристалів (наприклад, InAs, GaAs), за потреби, буде відмічатися.

тинок (пуассонівський тиск) деякої невідповідності сталих кристалічних ґраток матеріалів, на основі яких створюються НГ, так і різних коефіцієнтів термічного розширення цих матеріалів.

У КТ наявність градієнтів механічних напружень пов'язана, в першу чергу, з неоднорідністю розподілу речовини в їх об'ємі, а також із впливом підкладки і середовища, в якому вони вирощуються.

3. Наявність у матеріалах НО залишкових (неконтрольованих) домішок технологічного походження, а також пар Френкеля (вакансій і міжвузловинних атомів), які навіть за криогенних температур не втрачають повністю своєї рухливості.

4. Взаємодія електрично малоактивних домішок (типу N, H, O у Si та Ge) між собою та з елементами пар Френкеля (як у процесі експлуатації НО, так і за їх довготермінового зберігання), що призводить до появи електрично активних комплексів, які обумовлюють не тільки зміну середньої величини $\bar{\rho}$, а і характер просторового розподілу $\rho(\vec{r})$ у напівпровідникових матеріалах [1].

ФАКТОРИ, ЩО ЗУМОВЛЮЮТЬ ВИЯВ РАДІАЦІЙНОЇ І ТЕРМІЧНОЇ НЕСТІЙКОСТІ ТОНКИХ ШАРІВ, ГЕТЕРОСТРУКТУР ТА ІНШИХ НАНООБ'ЄКТІВ

Термічна і радіаційна нестійкість НО зумовлюється рядом важливих факторів, а саме:

- рухливістю компонент пар Френкеля і атомів фонових (електрично малоактивних) домішок за звичайних умов і навіть за більш низьких температур (ближчих до криогенних);

- схильністю компонент пар Френкеля і фонових електрично малоактивних домішок до взаємодії між собою (і з дефектами структури типу дислокацій) з утворенням електрично- і рекомбінаційно активних центрів, здатних змінювати концентрацію як основних, так і неосновних носіїв заряду, а також їх просторовий розподіл у мікрооб'ємах НО;

- відносно низьким рівнем енергії активації наведених вище процесів міждефектної взаємодії;

- режимом зберігання НО і, тим більше, експлуатаційними процесами, які пов'язані з проходженням струмів значної густини через електропровідні канали НО (атомарних чи молекулярних масштабів), що не відповідає умові $T \rightarrow 0$ К.

На початкових етапах розвитку промислового виробництва кристалів Ge і Si (тобто на початку 50-х років ХХ ст.) заява про вплив таких газів як азот, суміш аргону з воднем (в атмосфері яких вирощувалися названі кристали) на електрофізичні, механічні та інші властивості цих кристалів викликала подив у членів технічної ради ЗТМК (м. Запоріжжя).

Починаючи з другої половини ХХ ст. і до цього часу світовим матеріалознавством накопичено величезний фактичний матеріал, який переконливо свідчить про те, що навіть водень і азот в об'ємі Ge і Si створюють за деяких обставин (особливо у разі опромінення кристалів високоенергетичними електронами, протонами чи γ -квантами) з атомами легуючих домішок і власними дефектами (з компонентами пар Френкеля) електрично (чи оптично) активні комплекси, температури відпалу яких нерідко перевищують 300—600 °С. Наведемо вибірково лише найпоказовіші приклади таких комплексів, приділяючи увагу при цьому й тим умовам, за яких вони утворюються.

У праці [2] уперше кількісно описані статичні й динамічні властивості моноатомного водню, розчиненого в кристалічному кремнії у різних зарядових станах: H^+ , H^0 і H^- , а також РН-комплексів (де Р — атоми фосфору), які утворюють у забороненій зоні енергетичний рівень нижче ніж дно зони провідності на 0,16 eV, що відповідає донорним $E3'$ -центрам, які виникають при імплантації протонів у міжвузловинні позиції вихідних монокристалів, а також акцепторний рівень нижче

середини забороненої зони на 0,07 еВ. За твердженням авторів, ці передбачення теорії узгоджуються з дослідними даними.

Автори праці [3] досліджували методом ІЧ-спектроскопії теоретично передбачувані комплекси типу $\{I, H_n\}$, де I — міжвузловинний атом кремнію, а H_n — декілька ($1 \leq n \leq 4$) атомів водню. З'ясувалося, що комплекс $\{I, H_2\}$ є найбільш стабільним.

Гідрогенізований Si отримав автор [4] унаслідок термовідпалу (ТВ) при 1300 °С у атмосфері H_2 і/чи D_2 з наступним гартуванням. Опромінивши (при 300 К) n -Si<P>, p -Si та високочистий Si електронами з енергією ~ 3 МеВ і дослідивши оптичне поглинання, він показав, що піки поглинання біля 1870 і 2072 cm^{-1} пов'язані з виявом комплексів відповідно міжвузловинних атомів (I) з H і вакансій (V) з H. Пропорційність інтенсивності обох піків поглинання квадрату дози електронного опромінення (в області малих доз) свідчить, що склад цих комплексів має вигляд I_2H_2 та V_2H_2 . Піки біля 1870 і 2072 cm^{-1} зникають унаслідок ізохронного ТВ нижче ніж відповідно 200 і 300 °С.

Показано також, що міжвузловинний водень (H_2) і міжвузловинний кисень (O) утворюють O— H_2 -комплекси [5]. Дві близько розміщені лінії O— H_2 -комплексів, що спостерігаються за $T > 10$ К у спектрі поглинання ІЧ-випромінювання, пов'язані з виявом орто- і параводневих молекул у цих комплексах.

У праці [6] досліджено ефективність введення термодонорів (ТД-1) шляхом ТВ за температури 450 °С кисневмісного Si після попередньої гідрогенізації у водневій плазмі і γ -опромінення (^{60}Co). Ці процедури призводять до вивільнення атомарного водню із зв'язаного стану, що стимулює введення ТД-1 за такого ТВ.

Вивчався також відпал дивакансій (V_2) у негідрогенізованому Si та гідрогенізованому Si:H. Під час відпалу V_2 у негідрогенізованому Si утворюються комплекси V_2O , а в гідрогенізованому виникають переважно комплекси V_2H_2 [7], причому комплекс V_2H_2 , як показано в праці [8], є глибокою пасткою для електронів, тобто виконує функцію акцептора.

Взаємодія атомарного водню (H) з міжвузловинними атомами паладію (Pd) згідно з [9] призводить до утворення семи електрично активних і, як мінімум, одного електрично пасивного комплексу PdH_4 , тоді як електрично активні комплекси мають у своєму складі різну кількість атомів водню.

Дослідження впливу додатково імплантованих електрично неактивних домішок C, N і F на утворення донорних центрів (ДЦ) у Si, в який попередньо було імплантовано ербій (Er), показало [10], що співімплантація названих домішок (так само, як і співімплантація домішки кисню) приводить до збільшення концентрації ДЦ і зсуву максимуму розподілу ДЦ до імплантованої поверхні порівняно з імплантацією одного Er. З підвищенням температури відпалу загальна концентрація ДЦ зменшується, а положення максимуму їх розподілу зазнає зсуву в глибину зразка. Отримані в [11] результати вказують на участь в утворенні ДЦ не тільки атомів Er (і власних точкових дефектів типу I та V), а й імплантованих електрично малоактивних домішок, наведених вище.

Вивчення особливостей генерації й руху дислокацій в Si<N>, вирощеному методом Чохральського (Cz), показало [12], що легування азотом Cz—Si призводить до суттєвого підвищення критичного значення напруги початку руху дислокацій ($\tau_{кр}$) від відбитка індентора і знижує швидкість руху дислокацій у порівнянні з нелегованим азотом кристалом, а також впливає на темп розпаду твердого розчину кисню в Cz—Si<N> у процесі його посткристалізаційного охолодження. Генерацію і рух дислокацій вдається надійно спостерігати лише за $T \sim 500$ — 600 °С в інтервалі напружень зсуву ~ 30 — 130 МПа. Легування азотом приводить до зміцнення пластин Cz—Si<N>. Найбільш значні зміни в Cz—Si<N> відбуваються при концентрації азоту $\sim 1,6 \cdot 10^{14} cm^{-3}$. За такого рівня легування азотом $\tau_{кр}$ зростає практично у два рази (за температури ~ 600 °С), а енергія активації руху дислокацій — у 1,15 рази порівняно з нелегованим азотом кристалом. Динамічні властивості дислокацій у Cz—Si<N> помітно змінюються при концентрації азоту $\sim 10^{14} cm^{-3}$,

тоді як для подібних змін у динаміці дислокацій концентрація традиційних донорних чи акцепторних домішок має бути на 3-4 порядки вищою.

Розподіл концентрації азоту $C_N(z)$ після дифузії із об'єму зразка на його поверхню автори праці [13] отримали за допомогою наступного ТВ в області середніх температур (~650 °C). Азотно-кисневі мілкі ТД, що утворюються при цьому, розподілені по глибині відповідно до профілю $C_N(z)$ при будь-якому дифузійному ТВ. За підвищеної концентрації кисню в Cz—Si<N> транспорт азоту спрощується завдяки прискореній дисоціації азотних димерів. Разом з тим, цей транспорт дещо ускладнюється внаслідок часткового окислення азотних мономерів (але цей ефект не є домінуючим). А тому дифузійний профіль контролюється комбінацією $D_1 \cdot K^{1/2}$ (D_1 — коефіцієнт дифузії мономерів азоту, K — константа дисоціації). Азотні димери N_2 практично нерухливі й дисоціюють на рухливі мономери N, котрі й реалізують азотний транспорт.

При дослідженні впливу азотного легування на агрегацію вакансій у Si показано [14], що два атоми азоту разом з двома вакансіями утворюють у Si стабільний комплекс, що приводить до пригнічення наднасичення «ізольованих» вакансій. Це також ускладнює формування порожнин у Cz—Si, легovanому домішкою азоту. Азотні пари стабільніші, ніж одиночні атоми (енергія розщеплення пари N_2 у міжвузловинному положенні дорівнює 4,3 eV), а тому пари N_2 існують у Si навіть, за температури, що наближається до температури його плавлення [15].

Дослідження ростових дефектів, у тому числі включення кисню (BK) у Cz—Si, легovanий домішкою азоту, показало [16], що збільшення великих BK відбувається за рахунок комплексів $N_2—V_z—O_x$, що виникають за температури ~1150 °C, а дрібні BK виникають (і зростають) за рахунок комплексів N_mO_m , що утворюються за температури 750 °C і нижчих температурах. З'ясовано, що поведінка BK у легovanих азотом кристалах Si та нелегованих азотом кристалах Si суттєво розрізнялася, коли вони піддавалися одноступінчатому (при 1050 °C/32 год) і двоступінчатому (при 800 °C/4 год + 1050 °C/16 год) термовідпалам.

Азотно-вакансійні комплекси у кремнії варті уваги через їх здатність стримувати формування великих вакансійних дефектів (пор) у процесі вирощування монокристалів [16].

У щойно вирощених методом зонної плавки (FZ) високочистих кристалах *n*- і *p*-Si домішка азоту електричної активності не виявляє. Проте після ТВ цих кристалів за досить високої температури (~900 чи 1000 °C) у них виникають центри глибокого залягання (з концентрацією ~ 10^{13} см⁻³). Причиною цього може бути взаємодія добре дифундуючих міжвузловинних азотних центрів з іншими домішковими атомами [17].

Вплив відпалу за температури 720—920 K та підвищеного тиску (до 1,4 ГПа) в атмосфері аргону на електричні властивості поверхневого шару у кристалах Cz—Si і FZ—Si, легovanих домішкою азоту (до концентрацій ~ 10^{14} — 10^{15} см⁻³) та в Cz—Si, легovanому германієм (до рівня $7 \cdot 10^{17}$ см⁻³), досліджено в праці [18]. При цьому було встановлено зменшення концентрації електронів у Cz—Si<N>, відпаленому за 720 K в умовах нормального тиску. Індуковане тиском зростання n_e в Cz—Si<N> не залежало від рівня легування азотом у межах 10^{14} — $5 \cdot 10^{14}$ см⁻³. У кристалах FZ—Si<N>, навіть у разі високого рівня легування азотом (~ 5×10^{15} см⁻³), ніяких змін n_e під впливом гідростатичного тиску не відбувалося. У Cz—Si, легovanому германієм, спостерігалось різке підсилення генерації термодонорів за тиску ~1,1 ГПа. Досліджені ефекти автори пояснюють виявом киснево-азотних комплексів у Cz—Si<N> і стимульованою гідростатичним тиском генерацією ТД у кремнії, легovanому азотом і германієм.

Донорні центри мілкового залягання (типу NO₃) досліджені у праці [19].

На відміну від комплексів типу N₂O_m комплекси NO_n у кристалах Si залишаються поки що мало дослідженими. Автори [20] вважають, що саме комплекси

NO₂ відповідальні за лінії поглинання біля 1002, 973 і 855 см⁻¹, які експериментально спостерігаються.

Енергетично найбільш глибокий донорний центр з азотно-кисневих включень у кристалах Si має будову NO. До складу інших центрів (енергетично менш глибокого залягання) може входити до трьох кисневих атомів [21].

Домішки азоту, водню і кисню у кремнії нами детально розглянуті у зв'язку з їх технологічно важливим значенням.

ТЕРМІЧНА І РАДІАЦІЙНА СТІЙКІСТЬ ТОНКИХ ПЛІВОК І НАНООБ'ЄКТІВ

Далеко не всі із названих вище факторів, що зумовлюють вияв радіаційної і термічної нестійкості тонких шарів та інших НО, можна усунути чи навіть мінімізувати. Але, знаючи ці фактори, необхідно робити все можливе, щоб їх негативний вплив на властивості НО був мінімальним.

Не будемо зараз обговорювати тривіальні вимоги зниження температури підкладки (коли мова йде про молекулярно-променеву епітаксію), уникнення, по можливості, хаосу у просторовому розподілі легуючих (і залишкових) домішок та забезпечення їх просторових змін за відомими законами фізики та ін. Зупинимось лише на тих «прихованих» можливостях поліпшення цієї ситуації, коли позитивного результату в підвищенні термічної і радіаційної стійкості НО можна досягти лише унаслідок оптимального вибору експлуатаційних умов, за яких буде використовуватися відповідний НО, а також маючи на увазі фізично обґрунтований вибір деяких його конструктивних особливостей. Продемонструємо це на деяких конкретних прикладах.

Компоненти пар Френкеля (V і I) досить рухливі у Si навіть за температур, близьких до криогенних, а їх ефективна взаємодія з електрично активними домішками в експлуатаційних умовах (далеких, як правило, від $T \rightarrow 0$ K) призводить до термічної нестабільності нанооб'єктів. Крім того, відомо [22], що енергія формування вакансій за наявності атомів водню у Si може змінюватися від 1,8 до 3,5 eV, а для дивакансій — від 2 до 5,4 eV. Разом з тим наявність атомів водню в Si робить його менш чутливим до тиску і за значних концентрацій може повністю пригнітити тенденцію утворення додаткових вакансій, унаслідок чого матеріал (чи прилад, створений на його основі) стає термічно більш стабільним.

Як показано в праці [23], свинець, на відміну від інших ізовалентних домішок у Si, не приймає безпосередньої участі в утворенні електрично активних радіаційних дефектів. Але легування кремнію свинцем призводить до зменшення ефективності накопичення основного радіаційного дефекту в кремнії — комплексу VO (A-центрів), а також до сповільнення накопичення радіаційних дефектів (C_iC_s у 7—13 разів і VO — на 20—25 %) у разі електронного опромінення. Крім того, легування кремнію свинцем збільшує час життя неосновних носіїв, не впливаючи помітно на розсіяння носіїв струму. Усі ці результати можна використати, як показано в [23], для підвищення радіаційної стійкості нанооб'єктів, створюваних на основі кремнію.

І нарешті, чи не найважливіший резерв, який, на наш погляд, використовується в нанотехнології далеко не в повному обсязі, — це механічні напруження. Вони варті уваги оскільки, по-перше, працюючи з гетероструктурами, позбутися механічних напружень (~ГПа) в принципі неможливо. По-друге, зміна зонної структури (у всякому випадку багатодолинних напівпровідників) під впливом направлених тисків досліджена як теоретично, так і експериментально в достатній мірі [24, 25], що створює досить сприятливі умови для постановки задачі щодо їх практичного використання в нанотехнології.

P.I. Baranskii, G.P. Gaidar

**RADIATION AND THERMAL STABILITY OF THIN LAYERS,
HETEROSYSTEMS AND NANOSTRUCTURES, CREATED
ON THE BASIS OF ELEMENTARY SEMICONDUCTORS
AND SEMICONDUCTOR COMPOUNDS**

The basic properties of nanoobjects, which determine their thermal stability and radiation hardness, and the factors, which cause the radiation and thermal instability of thin layers, heterostructures, etc., have been considered. For the cases, when the radiation and thermal instability cannot be prevented (and such cases are dominant in practice of radiation physics), the ways to minimize the influence of such instabilities on the basis properties of semiconductor nanoobjects are proposed.

Keywords: radiation hardness, thermal stability, radiation physics, thin layers, heterostructure, nanoobject.

1. Баранский П.И., Семенюк А.К. Изменение градиентов удельного сопротивления в *n*- и *p*-Ge под влиянием γ -радиации // ФТП. — 1967. — **1**, № 8. — С. 1150—1154.
2. Herring C., Johnson N.M., van de Walle C.G. Energy levels of isolated hydrogen in Si // Phys. Rev. B. — 2001. — **64**. — P. 125209 (27).
3. Gharaïben M., Streicher S.K., Fedders P.A., Ordejón P. Self-interstitial-hydrogen complexes in Si // Ibid. — 2001. — **64**. — P. 235211 (7).
4. Suezawa M. Formation of defect complexes by electron-irradiation of hydrogenated crystalline silicon // Ibid. — 2000. — **63**. — P. 035201 (7).
5. Chen E. E., Stavola M., Fowler W.B. Ortho- and para O-H₂ complexes in silicon // Ibid. — 2002. — **65**. — P. 245208 (9).
6. Болотов В.В., Камаев Г.Н., Носков А.В. и др. Влияние состояния водорода в решетке на эффективность введения донорных центров в кислородсодержащем Si // ФТП. — 2006. — **40**, вып. 2. — С. 129—132.
7. Monakhov E.V., Ulyashin A., Alfieri G. et al. Divacancy annealing in Si: Influence of hydrogen // Phys. Rev. B. — 2004. — **69**. — P. 153202 (4).
8. Coutinho J., Torres V.J.B., Jones R. et al. Electronic structure of divacancy-hydrogen complexes in silicon // J. Physics: Condensed Matter. — 2003. — **15**. — P. S2809—S2814.
9. Sachse J. U., Weber J., Lemke H. Deep-level transient spectroscopy of Pd-H-complexes in silicon // Phys. Rev. B. — 2000. — **61**. — P. 1924—1934.
10. Александров О.В., Захарьин А.О., Соболев Н.А., Николаев Ю.А. Влияние электрически неактивных примесей на образование донорных центров в слоях Si, имплантированных эрбием // ФТП. — 2000. — **34**, вып. 5. — С. 526—529.
11. Воронков В.В., Воронкова Г.И., Батунина А.В. и др. Мелкие термодоноры в монокристаллах кремния, легированных азотом // ФТТ. — 2002. — **44**, вып. 4. — С. 700—704.
12. Меженный М.В., Мильвидский М.Г., Резник В.Я. Особенности генерации и движения дислокаций в монокристаллах Si, легированных азотом // Там же. — 2002. — **44**, № 7. — С. 1224—1229.
13. Воронков В.В., Батунина А.В., Воронкова Г.И., Мильвидский М.Г. Генерация мелких азотно-кислородных доноров как метод исследования диффузии азота в кремнии // Там же. — 2004. — **46**, № 7. — С. 1174—1179.
14. Kageshima H., Taguchi A., Wada K. Theoretical investigation of nitrogen-doping effect on vacancy aggregation processes in Si // Appl. Phys. Lett. — 2000. — **76**, N 25. — P. 3718—3720.
15. Sawada H., Kawakami K. First-principles calculation of the interaction between nitrogen atoms and vacancies in silicon // Phys. Rev. B. — 2000. — **62**. — P. 1851—1858.
16. Jones R., Hahn I., Goss J.P. et al. Structure and electronic properties of nitrogen defects in silicon // Solid State Phenomena. — 2004. — **95—96**. — P. 93—98.
17. Voronkova G.I., Batunina A.V., Moiraghi L. et al. Deep level generation in nitrogen-doped float-zoned silicon // Nucl. Instrum. and Meth. in Phys. Res. B. — 2006. — **253**. — P. 217—221.
18. Jung W., Misiuk A., Yang D. Effect of high pressure annealing on electrical properties of nitrogen and germanium doped silicon // Ibid. — 2006. — **253**. — P. 214—216.
19. Wagner H.E., Alt H.Ch., Ammon W.V. et al. N-O related shallow donors in silicon: Stoichiometry investigations // Appl. Phys. Lett. — 2007. — **91**. — P. 152102 (3).
20. Fujita N., Jones R., Öberg S., Briddon P.R. First-principles study on the local vibrational modes of nitrogen-oxygen defects in silicon // Physica B: Condensed Matter. — 2007. — **401—402**. — P. 159—162.
21. Alt H.Ch., Wagner H.E., Ammon W.V. et al. Chemical composition of nitrogen-oxygen shallow donor complexes in silicon // Ibid. — P. 130—133.
22. Заводинский В.Г., Гниденко А.А., Мисюк А., Бак-Мисюк Я. Влияние давления и водорода на образование вакансий и дивакансий в кристаллическом кремнии // ФТП. — 2004. — **38**, вып. 11. — С. 1281—1284.

23. *Войтович В.В.* Вплив ізовалентної домішки свинцю на термічне та радіаційне дефектоутворення в кремнії: Автореф. канд. дис. — Київ, 2005. — 20 с.
24. *Электрические и гальваномагнитные явления в анизотропных полупроводниках* / Под ред. П.И. Баранского. — Киев: Наук. думка, 1977. — 270 с.
25. *Баранский П.И.* Нетрадиционные механизмы пьезосопротивления в одноосно деформированных многодолинных полупроводниках // Неорг. матер. — 1997. — **33**, № 2. — С. 147—152.

Інститут фізики напівпровідників
ім. В.Є. Лашкарьова
НАН України
Проспект Науки, 41
03680 Київ

Одержано 26.02.2010

*Інститут ядерних досліджень
НАН України
Проспект Науки, 47
03680 Київ
E-mail: gaidar@kinr.kiev.ua