

МЕТОДИ ВДОСКОНАЛЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ НА МЕЖІ ПОДІЛУ ОКСИДНИЙ ШАР/КАРБІД КРЕМНІЮ

О.Б. ОХРИМЕНКО

УДК 537.311.322
© 2010

Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України
(Просп. Науки, 41, Київ 03680; e-mail: olga@isp.kiev.ua)

Розглянуто структуру дефектів, що виникають на межі поділу SiO_2/SiC . Обговорено наслідки зовнішнього впливу і додаткової обробки на дефектні стани на межі поділу SiO_2/SiC . Показано можливість використання в ролі замикаючого діелектричного шару альтернативних оксидів (зокрема, ZrO_2 , Al_2O_3 , TiO_2 , Gd_2O_3 , Er_2O_3).

1. Вступ

Карбід кремнію – перспективний матеріал для виготовлення метал–оксид–напівпровідник (МОН) приладів, що працюють в екстремальних умовах [1–12].

Одним із основних напрямків сучасної твердотільної електроніки є пошук і дослідження динамічних неоднорідностей заряду в ролі носіїв інформації. У структурах метал–діелектрик–напівпровідник (МДН) особливості динамічних процесів зумовлені формуванням та розсмоктуванням пакета носіїв заряду, зв'язаного на пастках і у вільному стані на поверхні напівпровідника. Для використання МДН-структур у пристроях функціональної електроніки необхідно встановити вплив процесів генерації, накопичення, рекомбінації носіїв заряду за участі поверхневих станів на формування нестійкості струму, що є причиною виникнення динамічних режимів у системах із МДН-структурою [13].

Ізолуючий оксид, який знаходиться між замикаючим електродом і SiC , домінуючий чинник, що визначає якість виготовлення функціонального пристрою на основі МОН-структури. Даний оксид, в ідеалі, повинен бути здатний блокувати всі струми витоку як з боку SiC , так і з боку замикаючого електрода [14].

У даній роботі систематизовано наявні літературні дані про структуру дефектів на межі поділу SiO_2/SiC , впливу додаткової обробки на стан дефектів на межі поділу SiO_2/SiC , а також перспективи використання альтернативних оксидів для формування якісних діелектричних шарів на поверхні карбіду кремнію.

2. Межа поділу SiO_2/SiC

Майже всі електричні властивості межі поділу напівпровідник–оксид визначаються не об'ємними характеристиками оксиду, а якнайтоншою перехідною областю товщиною в декілька нанометрів між оксидом і напівпровідником, що містить граничну фазу з особливими складом і координацією атомів матеріалу підкладки і оксиду [15–17].

Визначальну роль у всіх електронних явищах на поверхні і на межі поділу напівпровідника з іншим матеріалом відіграють локалізовані поверхневі електронні стани (ПЕС), природа яких може бути різною. Перш за все – це власне ПЕС, що виникає внаслідок спотворення періодичного потенціалу кристалічних ґраток і розриву хімічних зв'язків атомів на поверхні (рівні Тамма–Шоклі). Крім того, причиною появи ПЕС може бути локальна поверхнева недосконалість типу структурних дефектів, домішок і їх комплексів [15].

Для того, щоб повністю використовувати електрофізичні властивості карбіду кремнію в МДН-електроніці, необхідно розробити методику вирощування високоякісних діелектричних шарів на його поверхні. Одним із найбільш привабливих діелектриків є SiO_2 , не тільки через його діелектричні властивості, але також і завдяки тому, що він може бути вирощений достатньо легко стандартними вологими і сухими методами окислення [2–4, 6, 18]. Проте, отримання високоякісної межі поділу SiO_2/SiC з мінімальною кількістю дефектів – велика проблема [2–4, 6, 7, 18].

Хоча оксид SiO_2 , вирощений на карбіді кремнію, подібний до вирощеного на Si , межа поділу SiO_2/SiC характеризується більшою кількістю дефектів інтерфейсу, які формуються у процесі високотемпературного окислення, ніж поверхня розділу SiO_2/Si [3, 18, 19].

Вивченню характеристик межі поділу термічно вирощеного SiO_2/SiC присвячено велику кількість робіт [1–10, 14, 18, 19–26]. З'ясовано, що у всіх випад-

ках під час термічного окислення карбіду кремнію спостерігається присутність недоокисленого кремнію в інтерфейсі (на межі поділу оксид/SiC) [27]. Концентрація дефектів в інтерфейсі залежить від температури нагріву, тривалості окислення і якості SiC-підкладок [4, 18].

Властивості оксидних плівок значною мірою зумовлені умовами вирощування.

Густина поверхневих станів на межі поділу SiO₂/SiC (10^{12} см⁻²) значно більша, ніж на межі поділу SiO₂/Si (10^{10} см⁻²), що погіршує якість межі поділу. У роботі [2] було виказано припущення про те, що існують два головні джерела високої густини електронних станів у плівках SiO₂ на SiC, а саме – вуглецеві забруднення в окисній плівці або в інтерфейсі і структурні дефекти з боку плівки SiO₂ на межі поділу плівка/карбід кремнію. Згідно з [2] вуглецеві забруднення є джерелом електронних станів у найнижчій частині забороненої зони SiC, тоді як структурні дефекти в оксиді кремнію зумовлюють дефектні стани у верхній частині забороненої зони SiC [2].

Автори робіт [10, 23] вважають, що виявлені стани на межі поділу SiO₂/SiC за своєю природою аналогічні центрам P_b у системі SiO₂/Si. У системі SiO₂/Si основний внесок у густину поверхневих станів на межі поділу SiO₂/Si вносять парамагнітні P_b -центри, що являють собою “дефекти окислення”, – центри типу $\bullet\text{Si}\equiv\text{Si}_3$ з обірваними кремнієвими зв'язками. Ці центри мають амфотерну природу, а пов'язана з ними густина станів має два піки в забороненій зоні кремнію, майже симетрично розташованих щодо середини зони: акцепторні стани – у верхній половині зони (з максимумом при $E_v + 0,85$ еВ), а донорні стани – в нижній половині зони (з максимумом при $E_v + 0,25$ еВ). При цьому інтегральна густина станів і розширення піка їх густини залежить від кристалографічної орієнтації та умов обробки поверхні SiC: густина станів мінімальна на добре окисненій поверхні з орієнтацією (0001)Si і максимальна на вільній поверхні SiC з орієнтацією (000 $\bar{1}$)C [10,23].

3. Вплив зовнішніх дій на концентрацію дефектів на межі поділу SiO₂/SiC

Для зміни концентрації дефектних станів на межі поділу SiO₂/SiC часто використовують додаткові зовнішні дії.

Так, дія лазерного випромінювання приводить до виникнення розподілу густини поверхневих станів на межі поділу SiC/SiO₂ у вигляді моноенергетичного поверхневого рівня [22]. Присутність такого рівня змі-

нює залежність поверхневого потенціалу від напруги зсуву структури SiC/SiO₂, і його екрануюча дія приводить до зсуву лише окремих ділянок вольт-фарадної характеристики порівняно з початковою. Автори [22] пояснюють спостережуваний ефект існуванням моноенергетичного поверхневого рівня у вигляді пастки, яка обмінюється зарядом з SiC.

Одним із способів зменшення густини дефектів в інтерфейсі (D_{it}) є додаткова обробка за допомогою окислу азоту (NO) [3,14,18]. Подальший відпал зразків у різних газах, що містять азот, дозволяє поліпшити якість поверхні межі поділу через формування оксинітридів кремнію [14, 18, 20].

Для зміни дефектного складу межі поділу достатньо часто використовують додаткові обробки, такі як температурний відпал, γ -опромінення, надвисоко-частотну (НВЧ) обробку і т.д.

Так, у роботі [29] вивчали вплив НВЧ-обробки на стан межі поділу SiO₂/SiC. Було досліджено спектри оптичного пропускання, а також морфологію поверхні структур SiO₂/SiC, отриманих шляхом окислення карбіду кремнію n -типу (політип 6H-SiC), вирощеного методом Лелі з концентрацією вільних електронів $\sim 10^{18}$ см⁻³. Плівки SiO₂ вирощували на карбіді кремнію двома методами. Перший – метод звичайного термічного окислення (ЗТО) в парах води при температурі 1373 К, час окислення від 30 до 180 хв. У ролі другого методу окислення карбіду кремнію використовували метод швидкого термічного відпалу (ШТВ) [18] в атмосфері сухого кисню при температурі 1273 К. Час окислення становив від 60 до 180 сек.

Було проведено порівняльний аналіз оптичних характеристик і морфології поверхні структур SiO₂/SiC, підданих багатократному НВЧ відпалу в робочій камері магнетрона з частотою $f = 2,45$ ГГц, питомою потужністю 1,5 Вт/см², залежно від методу отримання плівки SiO₂ на карбіді кремнію. Час одноразового НВЧ-відпалу становив 10 сек.

Вигляд спектрів оптичного поглинання (див. рис. 1) подібний для всіх зразків, незалежно від способу окислення карбіду кремнію.

Слід зазначити, що спектр поглинання в діапазоні 400–800 нм структури SiO₂/SiC є інтегральною характеристикою системи, тобто результуючий спектр буде зумовлений як поглинанням в об'ємі SiC, так і поглинанням у плівці оксиду і на межі поділу SiO₂/SiC. Основний внесок у сумарний спектр поглинання такої складної системи даватиме елемент з найсильнішим поглинанням у даній спектральній області. У цьому випадку таким елементом є власне карбід кремнію.

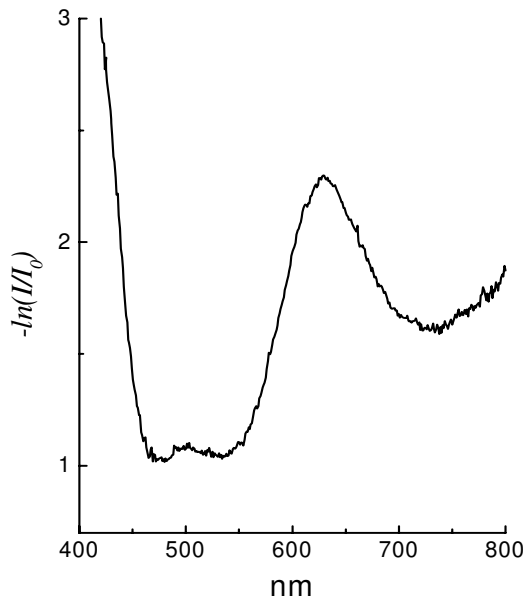


Рис. 1. Типова залежність оптичної густини ($D = \ln(I/I_0)$) структури SiO_2/SiC від довжини хвилі при температурі $t = 300$ К для необробленого зразка [29]

Характерною особливістю наведеного спектра поглинання є широка смуга в області 630 нм (рис.1), яку в літературі пов'язують з основним станом донорних центрів, зумовлених наявністю у кристалах карбиду кремнію домішки азоту [30–33]. Зазначимо, що дана смуга спостерігається на загальному широкому фоні. Автори роботи [33] наявність фонового поглинання пояснюють тим, що широка смуга з максимумом в області 630 нм частково перекривається з двома смугами поглинання: більш інтенсивною і широкою прикраєвою смугою, а також з короткохвильовим крилом смуги інфрачервоного поглинання, які зумовлені фотоіонізацією азоту з переходом електронів у різні мінімуми зони провідності.

Як видно з рис. 2, а, залежно від способу окислення карбиду кремнію, сумарна доза СВЧ-опромінування по-різному впливає на зміну оптичної густини досліджуваних структур в діапазоні 400–800 нм.

При початкових дозах НВЧ-опромінування для всіх зразків, незалежно від способу отримання структури, спостерігається зменшення оптичної густини смуги поглинання з максимумом в області 630 нм (рис. 2, а). При повторній НВЧ-дії оптична густина даної смуги поглинання або залишається практично незмінною, або трохи зменшується. За таких доз НВЧ-дії в морфології структури не спостерігається ніяких змін. Наступна доза НВЧ обробки (сумарний час НВЧ-дії 30 сек) приводить до зростання оптичної

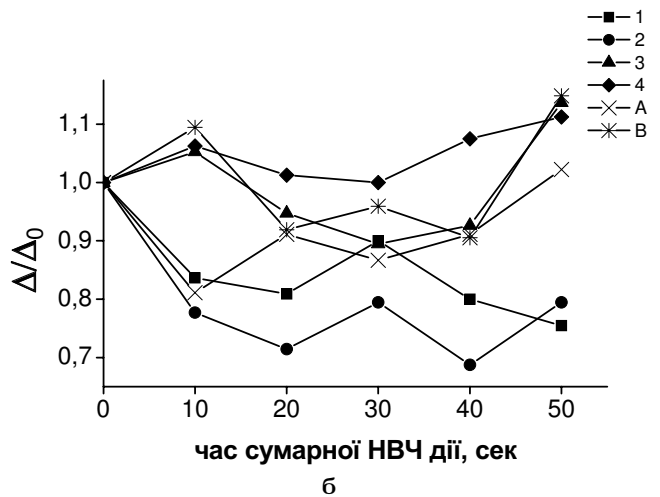
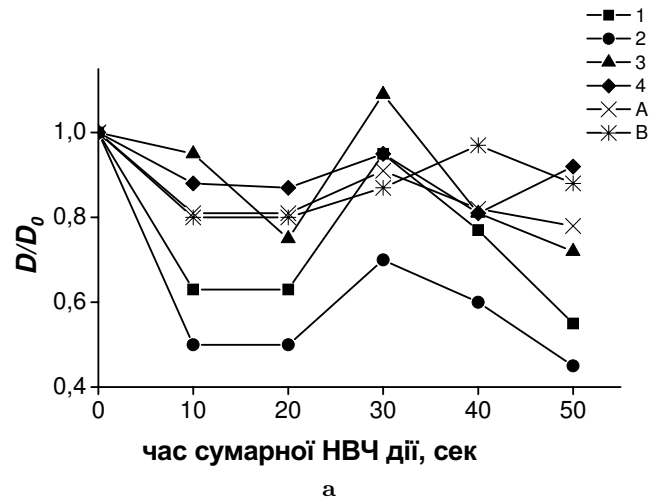


Рис. 2. Відносна зміна оптичної густини D/D_0 (а) і півширини Δ/Δ_0 (б) смуги поглинання структури SiO_2/SiC з максимумом 630 нм залежно від сумарного часу НВЧ-дії. За 1 прийнято значення оптичної густини (а) і півширини (б) даної смуги для початкового зразка. Криві 1–4 – дані для зразків, отриманих методом звичайного термічного окислення в парах води при температурі 1373 К; 1 – час окислення 30 хв, 2 – 60 хв, 3 – 120 хв, 4 – 180 хв. Криві А, В – дані для зразків, отриманих методом швидкого термічного відпалу в атмосфері сухого кисню при температурі 1273 К, А – час відпалу 60 с; В – 180 с [29]

густини смуги поглинання (рис. 2, а) і до зникнення наноострівців на всіх зразках, де вони були знайдені раніше, хоча при цьому макрорельєф плівки SiO_2 не зазнає змін. Вказана зміна мікрорельєфу поверхні для окремих зразків, дозволяє припустити, що при сумарному часі НВЧ-дії 30 сек для цих зразків відбулася фазова або структурна зміна плівки оксиду, що виявилось у вирівнюванні поверхні на нанорівні

до шорсткості порядку 0,3 нм. Подальше збільшення сумарного часу СВЧ-дії приводить до того, що оптична густина смуги поглинання знову падає, при цьому змін як в макрорельєфі, так і в мікрорельєфі плівок не спостерігається. Проте зробити висновок про однозначний зв'язок змін оптичної густини структури і змін нанорельєфу плівок оксиду на поверхні карбіду кремнію авторам [29] не вдалося.

Вияток з описаних вище закономірностей для поведінки оптичної густини структури SiO_2/SiC становлять зразки з максимальним часом окислення (рис. 2,а). Так, для зразка, отриманого методом ШТВ, час відпалу 180 сек, при сумарній дозі НВЧ-опроміювання 40 сек спостерігається незначне зростання поглинання, а для зразка, отриманого методом ЗТВ, час окислення 180 хв, спостерігається зростання оптичної густини при сумарному часі НВЧ-дії 50 сек.

На відміну від оптичної густини, у поведінці півширини смуги поглинання з максимумом в області 630 нм залежно від сумарного часу СВЧ-дії не можна виділити загальну тенденцію. Залежність півширини даної смуги від сумарної дози СВЧ-дії носить немотонний характер (рис. 2,б).

Зміна рівня фонового поглинання знаходиться в повній відповідності зі зміною величини оптичної густини в максимумі смуги 630 нм. Цей результат узгоджується з даними роботи [33], де наголошується, що фон, на якому спостерігається смуга з максимумом в області 630 нм і сама смуга мають єдину хімічну природу і зумовлені наявністю домішки азоту в карбіді кремнію.

Як було зазначено раніше, згідно з [30–33], смуга 630 нм зумовлена фотоіонізацією трьох нееквівалентних донорів азоту з гексагональною і кубічною координацією найближчого оточення, і фактично складається з трьох близько розташованих смуг, які зливаються в одну широку смугу [33]. Дія НВЧ, ймовірно, приводить до флуктуацій неоднорідності розподілу легуючих домішок, дефектів на поверхні і в об'ємі структури, що, у свою чергу, приводить до зміни характеру міждомішкової взаємодії між центрами поглинання [34] і, як наслідок цього, до зміни інтенсивності спостережуваної смуги поглинання. Спостережувана в роботі [29] зміна півширини лінії поглинання пояснюється зміною розподілу дефектів у структурі зразка під дією НВЧ-випромінювання, за аналогією з ефектом, знайденим авторами [35] для півширин кривих дифракційного віддзеркалення. Крім того, поява або зникнення під дією НВЧ-випромінювання дефектів структури повинно супро-

воджуватись зміною симетрії найближчого оточення окремих атомів азоту, що спричиняє перерозподіл інтенсивностей окремих смуг, що становлять смугу 630 нм, і зрештою викликає зміну півширини і інтенсивності результуючої смуги.

Аналіз отриманих у роботі [29] експериментальних результатів дозволяє зробити висновок про те, що найстійкішими до НВЧ-обробки є структури, отримані методом швидкого термічного відпалу в атмосфері сухого кисню.

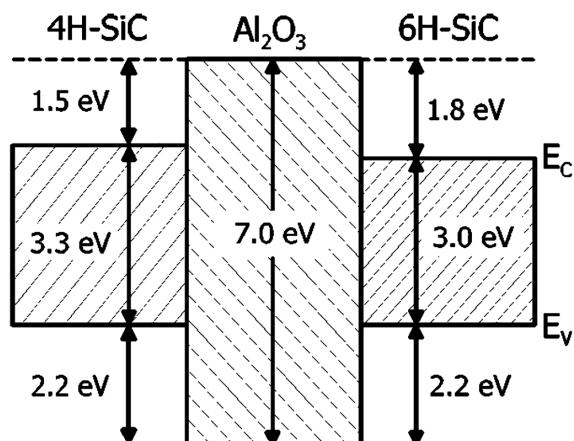
4. Використання альтернативних оксидів

Як відомо, для успішної інтеграції функціональних оксидів на SiC, необхідно створити різку і ефективну поверхню розділу між SiC і функціональною окисною плівкою. Одним зі шляхів зниження високої густини пасток в інтерфейсі є використання альтернативного оксиду як затвору для МОН-структури або буферних шарів між SiO_2 і SiC.

Так, для кращого узгодження параметрів ґраток карбіду кремнію і бажаним функціональним оксидом у [36] запропоновано використовувати тонку плівку MgO (111) у ролі буферного шару. Проте в цьому випадку можливе формування багатошарових структур $\text{MgO}/\text{SiO}_x/\text{SiC}$ [36], погіршуючих якість межі поділу.

Використання Al_2O_3 в $\text{Al}_2\text{O}_3/6\text{H-SiC}$ інтерфейсі, який формується за рахунок внеску атомарних шарів, приводить, наприклад, до значного зниження густини станів в інтерфейсі [37].

У роботах [27, 37] розглянуто можливість використання в ролі замикаючого шару альтернативного діелектрика Al_2O_3 на 6H-SiC, отриманого шляхом хімічного осадження атомних шарів (ALCVD). Al_2O_3 – один з небагатьох діелектриків, що мають велику діелектричну сталу і велику ширину забороненої зони, який може бути вирощений методом хімічного осадження атомних шарів з високою якістю [37]. Показано, що межа поділу 6H-SiC/ Al_2O_3 , сформована таким чином, характеризується зменшеною густиною станів на межі поділу, ніж у термічно вирощеному SiC/ SiO_2 інтерфейсі, і відсутністю пасток на межі поділу, які приводять до різкого збільшення D_{it} . Автори [37] розглядають три причини, що зумовлюють поліпшення характеристик межі поділу. По-перше, м'яке осадження Al_2O_3 при низьких температурах (300 °C) методом хімічного осадження атомних шарів замість високотемпературного окислення, як у випадку SiO_2 , не приводить до руйнування ґратки SiC і появи супутніх дефектів. Зокрема, повністю відсутнє формування вуглецевих кластерів. По-друге, вибір Al_2O_3

Рис. 3. Зонна діаграма для структури SiC/Al₂O₃ [37]

замість SiO₂ дозволяє уникнути формування Si-Si зв'язків і зумовлених ними пасток поблизу межі поділу. Нарешті, спеціальна обробка SiC-підкладки перед осадженням Al₂O₃ робить поверхню і, як наслідок, інтерфейс практично бездефектними [37].

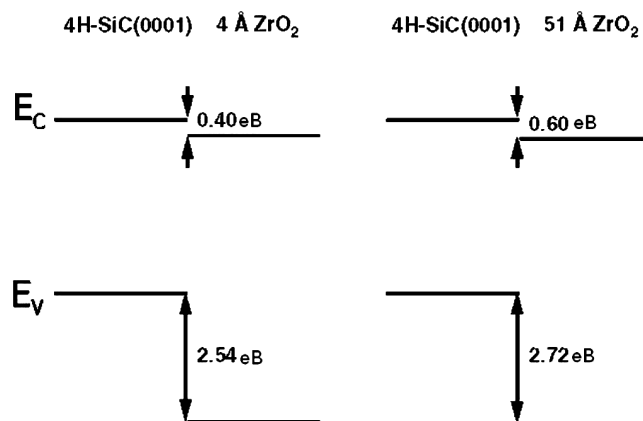
Навіть при дуже низькій густині інтерфейсних пасток (D_{it}) ізолятор не можна використовувати як замикаючий діелектрик для приладу на базі МОН-структури, якщо цей діелектрик не забезпечує існування достатньо високого бар'єра для електронів і дірок, щоб запобігти тунелюванню крізь замикаючий діелектрик. Ця вимога повинна більш жорстко виконуватися для широкозонного SiC, ніж для Si.

На рис. 3 наведено зонну діаграму для структури SiC/Al₂O₃ [37].

Як видно з наведеної зонної діаграми (див. рис. 3), у будь-якому випадку величина бар'єра для зони провідності і для валентної зони вказує на те, що Al₂O₃ може бути використаний як замикаючий діелектрик в SiC-МДН структурах, забезпечуючи енергетичні бар'єри понад 1,5 eV для електронів і дірок як для 6H-SiC, так і для 4H-SiC [37].

У роботі [38] як альтернативний оксид розглядається ZrO₂.

Ультратонкі плівки ZrO₂ було вирощено за технологією *in situ* шляхом хімічного осадження пари, з використанням цирконієвого тетрабутоксиду (ZТВ). Нагрів зразків у парах ZТВ до 400 °C привів до утворення плівки тетрагонального ZrO₂. Поверхня поділу формується між ZrO₂ плівкою і SiC підкладкою. Інтерфейс містить Si в різних станах окислення. В інтерфейсі присутні також атоми Si, які вступають у реакції з вуглеводневими фрагментами ZТВ молекули. Крім цього, у приповерхневій області присутній оксид кремнію. Це вказує на те, що при формуванні

Рис. 4. Зсув зони системи ZrO₂/4H-SiC (0001). Товщини плівки ZrO₂ становлять 4 Å та 51 Å. Значення ширини забороненої зони для 4H-SiC – 3,26 eV і 5,40 eV для ZrO₂ [38]

межі поділу може відбуватися перемішування SiO₂ і ZrO₂.

На підставі даних фотоелектронної спектроскопії (PES) і рентгенівської абсорбційної спектроскопії (XAS) було побудовано зонну діаграму для структури SiC/ZrO₂. Було показано, що зсув валентної зони збільшується з товщиною плівки від 2,54 eV при 4 Å до 2,72 eV при 51 Å [38].

На рис. 4 наведено зсуви зони для плівок із товщиною 4 Å і 51 Å [38]. Як видно з рис. 4, зсув зони дуже асиметричний, що стає завадою у використанні цієї системи в метал-оксид-напівпровідникових польових транзисторах (MOSFET). Щоб ця величина була припустимою, край зони ZrO₂ повинен бути зсунутий вниз на 1,5–2 eV щодо краю зони SiC [38]. Отже, осадження плівок ZrO₂ на збагаченій SiC(0001) – (3×3) поверхні, не є оптимальним для створення діелектричного замикаючого шару в MOSFET-структурах [38].

Останнім часом як альтернативні оксиди все частіше використовують оксиди рідкоземельних елементів (РЗЕ), які характеризуються високою хімічною і термічною стійкістю, великими значеннями діелектричної проникності і питомого опору ($\rho = 10^{13} - 10^{16}$ Ом·см), мають добру адгезію до поверхні кремнію [13, 40, 41].

Незважаючи на велику кількість робіт, властивості плівок оксидів рідкоземельних елементів і МДН-систем, отриманих на їх основі, до теперішнього часу вивчено недостатньо повно. Зокрема, як і раніше залишаються невирішеними питання, пов'язані із з'ясуванням механізмів процесів, що протікають на поверхні і в області просторового заряду (ОПЗ) на-

півпровідника, пошуком і розробкою нових систем діелектрик–напівпровідник [13, 40, 41].

Так, в структурах РЗЕ/Si межа поділу оксид/кремній різка і не містить протяжного порушеного перехідного шару. Це пов'язується із порівняно низькими температурами отримання діелектричних плівок, які не викликають значних механічних напружень [13]. Але даних відносно дефектних станів у структурах РЗЕ/SiC в літературі дуже мало.

У роботі [42] досліджували плівки рідкоземельних металів та титану, сформовані на SiC методом термічного розпилення. Оксидні плівки металів одержували окисненням тонких плівок Ti, Er і Gd в середовищі сухого кисню на вакуумній імпульсній термічній установці ІТО-18МВ [39] при $T = 623$ К протягом 1, 3 і 5 сек. Товщина власне карбіду кремнію становила 530 ± 10 нм.

Товщина плівок оксиду, оцінена за допомогою багатопроменевої монохроматичної еліпсометрії, становила приблизно 35–65 нм для плівок оксиду титану, 45–70 нм – для плівок оксиду гадолінію і 100–145 нм – для плівок оксиду ербію [42].

Як показали морфологічні дослідження вихідних зразків [42], поверхня окислених шарів металів неоднорідна по фазовому складу. Збільшення часу окислення приводить до зростання розмірів і густини острівців оксидів компонентів структури та зменшення товщини шару металу. При збільшенні часу окислення зростає загальна площа металевої плівки, що окислювалася. Крім “острівців” оксиду на поверхні плівок після тривалого відпалу спостерігаються впорядковані утворення. Організація таких утворень по напрямках дозволяє зробити висновок, що вони виникли внаслідок дифузії атомів монокристалічної підкладки на поверхню плівки [42].

На підставі даних оже-спектроскопії в роботі [42] було зроблено висновок про те, що під час вирощування оксидів ербію термообробка необхідна для отримання рівномірних за товщиною оксидних шарів Er, склад яких стає близьким до стехіометричного, а спостережувані зміни елементного складу оксидних фаз у прикордонних шарах і їх протяжність пов'язані з умовами вирощування оксиду.

Аналіз елементного складу оксидних фаз, що виникають при окисненні шару Gd на SiC [42], показує, що ШТВ сприяє формуванню оксидних шарів із відношенням компонент $N_{\text{O}}/N_{\text{Gd}} \approx 1,7; 1,6; 1,5$, відповідно, для часу ШТВ 1, 3 і 5 сек. Спостережуване зменшення товщини оксидного шару при відпалі 3 сек цілком може бути наслідком цього процесу [42].

Як і у випадку формування оксидів Gd [43–45], можна вважати, що, зменшення товщини шару оксиду титану, одержуване по оже-профілізації зразків, відпалених протягом 3 сек, пов'язане зі структурним фазовим переходом аморфний стан – рутил. Зростання товщини оксидної плівки при відпалі 5 сек є результатом змін товщини оксидного шару і шару металевого титану, насиченого киснем [42].

Дослідження дії НВЧ-обробки на плівки оксидів Ti, Er і Gd на карбіді кремнію показало, що після НВЧ-опромінювання, сумарний час якого становив 8 сек, спостерігається збільшення коефіцієнта пропускання для всіх зразків [46]. Аналогічний ефект зростання коефіцієнта пропускання після дії НВЧ спостерігається для структур SiC/SiO₂ [29].

Крім того, НВЧ-обробка приводить до появи у спектрах ФЛ структур оксид Ti(Er, Gd)/карбід кремнію додаткової короткохвильової широкої смуги ФЛ [46], яка згідно з [47–50] має домішково-дефектну природу. Поява додаткової смуги ФЛ, пов'язаної з домішково-дефектним комплексом [51–53], зумовлена локалізацією на межі поділу SiC/плівка оксиду структурних дефектів, стимульованих НВЧ-дією, і наявністю механічних напружень. Зміна положення максимуму додаткової смуги ФЛ залежно від складу плівки є наслідком різної величини механічних напружень на межі поділу SiC/плівка оксиду і залежить від параметрів плівки оксиду металу [54].

Дані результати вказують на істотний вплив НВЧ-опромінювання на параметри структури SiC/плівка оксиду титану (гадолінію або ербію). При цьому незалежно від появи структурних дефектів на межі поділу SiC/плівка оксиду, про що свідчить поява додаткової смуги у спектрах ФЛ досліджуваних структур, спостерігається тенденція до поліпшення інтегральних характеристик структури, що виявляється у зростанні пропускання зразків.

5. Висновок

Таким чином, на підставі всієї сукупності наведених даних можна зробити висновок про те, що, незважаючи на зручність отримання плівки оксиду SiO₂ на поверхні карбіду кремнію, межа поділу SiO₂/SiC містить дефекти, які істотно впливають на якість МДН-пристроїв. Нітридизація і НВЧ-обробка дозволяють зменшити кількість дефектів на межі поділу SiO₂/SiC. Використання альтернативних оксидів істотно розширює можливості застосування карбіду кремнію в мікроелектроніці. Найбільш перспективні-

ми в цьому плані можна вважати оксиди Al, Ti і рідкоземельних металів.

1. Jian Yi, XiaoDong He, Yue Sun, and Yao Li, *Applied Surface Science* **253**, 4361 (2007).
2. M. Schürmann, S. Dreiner, U. Berges *et al.*, *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena* **156–158**, 119 (2007).
3. S.H. Choi, D. Wang, J.R. Williams *et al.*, *Applied Surface Science* **253**, 5411 (2007).
4. C. Virojanadara and L.I. Johansson, *Phys. Rev. B* **71**(19), 195335 (2005).
5. Y. Hoshino, S. Matsumoto, and Y. Kido, *Surface Science* **531**, 295 (2003).
6. C. Virojanadara and L.I. Johansson, *Surface Science* **505**, 358 (2002).
7. C. Virojanadara, P.-A. Glans, L.I. Johansson *et al.*, *Applied Surface Science* **172**, 253 (2001).
8. F. Amy, P. Soukiassian, Y.-K. Hwu, and C. Brylinski, *Applied Physics Letters* **75**(21), 3360 (1999).
9. А.А. Лебедев, В.Е. Челноков, *ФТП* **33**(9), 1096 (1999).
10. П.А. Иванов, Т.П. Самсонова, В.Н. Пантелеев, Д.Ю. Поляков, *ФТП* **35**(4), 482 (2001).
11. Д.А. Сеченов, О.А. Агеев, Ф.Д. Касимов, Г.Г. Кадымов, *Газочувствительные датчики на основе карбида кремния* (Мутарджим, Баку, 2004).
12. В.И. Филиппов, А.А.Васильев, А.А. Терентьев и др., *ЖТФ* **69**(11), 80 (1999).
13. Я.Г. Федоренко, А. Малинин, А.М. Свердлова, *ФТП* **32**(11), 1337 (1998).
14. Kuan Yew Cheong, Wook Bahng, Nam-Kyun Kim, *Physics Letters A* **372**(4), 529 (2008).
15. Н.Н. Берченко, Ю.В. Медведев, *Успехи химии* **63**(8), 655 (1994).
16. Л.С. Берман, Е.И. Белякова, Л.С. Костина и др., *ФТП* **34**(7), 814 (2000).
17. Т. Г. Меньшикова, А. Е. Бормонтов, В.В. Ганжа, *Вестник ВГУ, Серия: Физика. Математика* **1**, 75 (2005).
18. Ф.Д. Касимов, Я.Ю. Гусейнов, А.М. Светличный, В.В. Поляков, А.Н. Кочеров, *Фотостимулированные процессы окисления карбида кремния* (Мутарджим, Баку, 2005).
19. П.Б. Парчинский, Л.Г. Лигай, Х.Ж. Мансуров, Ш.Х. Йулчиев, *Письма в ЖТФ* **31**(7), 40 (2005).
20. L.I. Johansson, C. Virojanadara, Th. Eickho, and W. Drube, *Surface Science* **552**, 251 (2004).
21. А.М. Данишевский, В.М. Лебедев, А.Ю. Рогачев, и др., *ФТТ* **49**(5), 791 (2007).
22. В.А. Карачинов, *ФТП* **31**(1), 53 (1997).
23. П.А. Иванов, К.И. Игнатъев, В.Н. Пантелеев, Т.П. Самсонова, *Письма в ЖТФ* **23**(20), 55 (1997).
24. А.П. Барабан, В.А. Дмитриев, Л.В. Милоглядова, М.В. Сергиенко, *Электронный журнал "ИССЛЕДОВАНО В РОССИИ"* <http://zhurnal.ape.relarn.ru/articles/2004/095.pdf>, с.10541059.
25. П.Б. Парчинский, С.И. Власов, А.А. Насиров, *ФТП* **38**(11), 1345 (2004).
26. Y. Hoshino, R. Fukuyama, and Y. Kido, *Phys. Rev. B* **70**, 165303 (2004).
27. F. Zhang, H. Zhu, W. Yang *et al.*, *Applied Surface Science* **254**, 3045 (2008).
28. А.П. Барабан, Л.В. Малявка, *Письма в ЖТФ* **23**(20), 26 (1997).
29. Ю.Ю. Бачериков, Р.В. Конакова, А.Н. Кочеров и др., *ЖТФ* **73**(5), 75 (2003).
30. Г.Б. Дубровский, Е.И. Радованова, *ФТТ* **11**(3), 680 (1969).
31. И.С. Горбань, В.П. Завада, А.С. Скирда, *ФТТ* **14**, 3095 (1972).
32. И.С. Горбань, А.С. Скирда, *УФЖ* **26**(2), 228 (1981).
33. И.С. Горбань, А.П. Крохмаль, *ФТП* **35**(11), 1299 (2001).
34. И.С. Горбань, Ю.А. Маразуев, А.С. Скирда, *ФТТ* **14**(3), 780 (1972).
35. Л.М. Сорокин, А.С. Трегубова, М.П. Щеглов и др., *ФТТ* **42**(8), 1384 (2000).
36. T.L. Goodrich, Z. Cai, and K.S. Ziemer, *Applied Surface Science* **254**, 3191 (2008).
37. K.Y. Gao, Th. Seyller, L. Ley *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **83**(9) 1830, (2003).
38. P.G. Karlsson, L.I. Johansson, J.H. Richter *et al.*, *Surface Science* **601**, 2390 (2007).
39. В.А. Рожков, М.А. Родионов, А.В. Пашин, *Вестник СамГУ – Естественнонаучная серия. Специальный выпуск*, 128 (2004).
40. В.А. Рожков, М.А. Родионов, *Вестник СамГУ – Естественнонаучная серия. Второй спец. выпуск*, 94 (2004).
41. В.А. Рожков, А.Ю. Трусова, И.Г. Бережной, *Письма в ЖТФ* **24**(6), 24 (1998).
42. Бачериков Ю.Ю., Дмитрук Н.Л., Конакова Р.В. и др., *ЖТФ* **77**(2) 107 (2007).
43. В.Б. Лазарев, В.В. Соболев, И.С. Шаплыгин, *Химические и физические свойства простых оксидов металлов* (Наука, Москва, 1983).

44. *Пленки оксидов редкоземельных элементов в МДМ и МДП структурах*, под ред. д.ф.-м.н. З.И. Кирьяшкиной (Изд-во Сарат. ун-та, Саратов, 1983).
45. Л.В. Ущановский, *Физика магнитных пленок*, вып. 2 (Изд-во Иркут. ун-та, Иркутск, 1970), с. 49.
46. Ю.Ю. Бачериков, Р.В. Конакова, В.В. Миленин и др., *ФТП* **42**(7), 888 (2008).
47. Г.К. Сафаралиев, Ю.Н. Эмиров, М.К. Курбанов, Б.А. Билалов, *ФТП* **34**(8) 929 (2000).
48. L. Patrick and W.J. Choyke, *Phys. Rev. B* **5**(8), 3253 (1972).
49. W.J. Choyke and L. Patrick, *Phys. Rev. B* **4**(6), 1843 (1971).
50. И.С. Горбань, С.Н. Рудько, *ФТТ* **5**(5), 1368 (1963).
51. В.В. Макаров, *ФТТ* **13**(8), 2357 (1971).
52. В.И. Левин, Ю.М. Таиров, В.Ф. Цветков, *ФТП*, **18**(7), 1194 (1984).
53. A.O. Konstantinov, A. Heryu, C.I. Harris, and E. Janzen, *Appl. Phys. Lett.* **66**(17), 2250 (1995).
54. Г.П. Пека, В.Ф. Коваленко, В.Н. Куценко, *Люминесцентные методы контроля параметров полупроводниковых материалов и приборов* (Техника, Киев, 1986).

Одержано 16.11.09

МЕТОДЫ УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ СВОЙСТВ
ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА ОКСИДНЫЙ
СЛОЙ/КАРБИД КРЕМНИЯ

А.Б. Охрименко

Резюме

Рассмотрена структура дефектов, возникающих на границе раздела SiO₂/SiC. Обсуждено влияние внешних воздействий и дополнительной обработки на дефектные состояния на границе раздела SiO₂/SiC. Показана возможность использования в качестве запирающего диэлектрического слоя альтернативных оксидов (в частности ZrO₂, Al₂O₃, TiO₂, Gd₂O₃, Er₂O₃).

METHODS OF IMPROVEMENT OF PROPERTIES
OF THE OXIDE LAYER-SILICON CARBIDE INTERFACE

А.Б. Okhrimenko

V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics,
Nat. Acad. of Sci. of Ukraine
(41, Prosp. Nauky, Kyiv 03680, Ukraine;
e-mail: olga@isp.kiev.ua)

Summary

The structure of defects appearing on the SiO₂/SiC interface is considered. The effects of external actions and an additional processing on defect states on the SiO₂/SiC interface are analyzed. A possibility to use alternative oxides (in particular, ZrO₂, Al₂O₃, TiO₂, Gd₂O₃, and Er₂O₃) as a blocking dielectric layer is discussed.