

## Фотолюмінісцентні властивості PECVD плівок на основі Si, C, N

О.К. Порада<sup>1,\*</sup>, В.С. Манжара<sup>2,†</sup>, А.О. Козак<sup>1</sup>, В.І. Іващенко<sup>1</sup>, Л.А. Іващенко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Інститут проблем матеріалознавства НАН України, вул. Кржижанівського, 3, 03142 Київ, Україна

<sup>2</sup> Інститут фізики НАН України, пр. Науки, 46, 03028 Київ, Україна

(Одержано 01.03.2017; у відредагованій формі – 25.04.2017, опубліковано online 28.04.2017)

Тверді плівки на основі Si, C, N з аморфною структурою та наднизькою шорсткістю отримані на кремнієвих підкладках плазмохімічним (plasma enhanced chemical vapor deposition, PECVD) методом із гексаметилдісилазану з додаванням водню і азоту при різних напругах зміщення  $U_d$  на підкладках (від – 5 до – 250 В). Досліджені фотолюмінісцентні та оптичні спектри отриманих зразків, а також їх твердість. Для інтерпретації властивостей плівок вивчено їх інфрачервоні спектри поглинання. При негативних напругах зміщення на підкладці за модулем вищими, ніж – 100 В, спектри фотолюмінісценції мають два піки, стають меншими по інтенсивності та зміщеними в низькоенергетичну область спектру. Допускається, що це пов'язано зі збільшенням кількості Si–C зв'язків в аморфній Si–C–N матриці та з ростом неупорядкованості аморфної структури плівок при збільшенні напруги  $U_d$ , що впливає із аналізу спектрів інфрачервоного поглинання, оптичних спектрів, а також результатів дослідження твердості плівок.

**Ключові слова:** Фотолюмінісценція, PECVD, Гексаметилдісилазан, Плівки на основі Si, C, N, FTIR, Оптичні спектри.

DOI: [10.21272/jnep.9\(2\).02022](https://doi.org/10.21272/jnep.9(2).02022)

PACS numbers: 81.15.Gh, 73.61.Jc

### 1. ВСТУП

Помітною тенденцією у сучасному тонкоплівковому матеріалознавстві є заміна унікальних вартісних матеріалів на більш доступні і дешеві з такими ж, або кращими характеристиками. Серед них слід відмітити плівки системи Si–C–N. Ці плівки можна використовувати як зміцнювальні або захисні покриття завдяки їхнім винятковим фізико-механічним властивостям [1, 2]. Гідрогенізовані аморфні плівки (a-SiCN:H) є перспективними напівпровідниковими матеріалами із технологічно керованою шириною енергетичної щілини [3, 4]. Визначальним у створенні плівкових матеріалів з тими чи іншими властивостями є умови їх осадження. В даній роботі ми продовжили дослідження впливу параметрів плазмохімічного осадження на фотолюмінісценцію аморфних гідрогенізованих плівок, яке започаткували в роботі [5].

Традиційно плівки на основі Si, C, N отримують методом високотемпературного газофазного хімічного осадження (CVD, Chemical Vapor Deposition). Останнім часом з'явився цілий ряд методик, як, наприклад, плазмохімічне осадження (PECVD, plasma enhanced chemical vapor deposition) [6], що роблять можливим відхід від незручностей високо-температурної активації хімічних реакцій. Спрощенню сприяє також перехід на нетрадиційні, більш безпечні і доступні прекурсори, а особливо ті, що містять Si, C і N. Це, в основному, силасани (гексаметилдісилазан ( $C_6H_{19}NSi_2$ ) і гексаметилциклотрисилазан  $[(CH_3)_2SiNH]_3$ ), в молекулах яких співвідношення N до Si становить 0,5 і 1,0 відповідно, що може бути недостатнім для синтезу плівок з хімічним складом, близьким, наприклад, до нітриду кремнію

( $[N]/[Si] = 1,33$ ) без додаткового введення азоту в реакційну суміш [7].

Особливістю плазмохімічних технологій є використання радіочастотного (РЧ) газового розряду, який є активатором процесу осадження. Крім того, на плазмохімічних установках, в яких задіяні два РЧ-генератори, підкладкотримач знаходиться під автономним потенціалом зміщення, величину якого можна регулювати.

Зважаючи на велику кількість різноманітних методів отримання, дуже важливо було б дослідити, як впливають параметри плазмохімічного осадження плівок на основі Si, C, N на їх властивості, зокрема, на фотолюмінісценцію (ФЛ). Фотолюмінісцентні властивості плівок аморфного карбонітриду кремнію (a-SiCN) вивчалися також в роботі [8] залежно від швидкості потоку азоту, де в фотолюмінісцентних спектрах виявлено дві смуги фотолюмінісценції при 420-470 нм і 500-610 нм. Встановлено, що перша смуга, котра обумовлена електронними переходами в аморфній SiCN матриці, зміщувалася в бік високих енергій при рості швидкості потоку азоту, тоді як положення другої смуги, пов'язаною з аморфною SiC матрицею, було сталим.

Виконана робота присвячена пошуку оптимальних параметрів осадження плазмохімічної технології для одержання твердих стабільних плівок на основі Si, C, N, які б поєднували високу твердість і добрі фотолюмінісцентні властивості.

### 2. ДЕТАЛІ ЕКСПЕРИМЕНТУ

Плівки осаджували на лабораторній плазмохімічній установці (ПХУ), змонтованій на базі вакуумного універсального поста ВУП-5. В реакторі

\* o-porada@ukr.net

† fizyka@iop.kiev.ua

ПХУ забезпечено розмежування зони активації реагентної суміші плазмою, запаленою УВЧ-генератором з частотою 40,68 МГц, та зони керування енергією і потоком іонів на підкладку за рахунок прикладення до неї потенціалу негативного зміщення окремим РЧ-генератором (5.27 МГц).

Базовий режим осадження оптимізовано по результатах попередніх наших робіт, в яких вивчався вплив інших параметрів осадження на характеристики плівок на основі Si, C, N [5, 9, 10, 11]. Хімічний склад газу реактивної суміші не змінювався під час всієї серії осаджень. В якості головного прекурсору був використаний рідинний гексаметилдісілазан (хімічна формула  $C_6H_{19}NSi_2$ ), вироблений на Запорізькому підприємстві «Кремній-полімер». Водень, що постачався із водневого акумулятора, виконував декілька функцій: вводився безпосередньо в реакційну камеру для запалення плазми та використовувався для транспортування парів гексаметилдісілазану із барботера в зону осадження. Така схема постачання водню забезпечувала достатню гідрогенізацію аморфних Si-C-N плівок. Більш детально про конструкцію установки та принцип її роботи можна ознайомитись у наших попередніх роботах [9, 10, 11].

Було осаджено тонкі плівки на основі Si, C, N при наступних значеннях напруги зміщення  $U_d$  на підкладкотримачеві:  $-5$  В,  $-50$  В,  $-100$  В,  $-150$  В,  $-200$  В,  $-250$  В і незмінних: температурі підкладкотримача ( $450$  °С), питомої потужності плазми ( $p_w = 0,02$  Вт/см<sup>3</sup>), тиску робочих газів в камері ( $0,2$  Торр), витраті доданого азоту ( $0,5$  см<sup>3</sup>/хв.) і транспортуючого гексаметилдісілазану водню ( $12$  см<sup>3</sup>/хв.). Стабілізована температура барботера була  $40$  °С. Тривалість кожного осадження для всіх режимів була однаковою –  $60$  хвилин.

Підкладками слугували стандартні пластини товщиною  $300$  мкм із монокристалічного кремнію (с-Si) орієнтації (100). Робоча поверхня пластин має середньоквадратичне значення шорсткості  $RMS = 0,4$  нм, обчислене по полю  $3 \times 3$  мкм. Підкладки перед завантаженням до реактора піддавались очищенню в ультразвуковому диспергаторі. Безпосередньо в реакторі перед початком осадження проводили доочищення підкладки у водневій плазмі протягом  $5$  хв.

Товщину плівок визначали на оптичному інтерференційному профілометрі «Мікрон-альфа». Вона трохи зростала з  $0,4$  мкм до  $0,7$  мкм при підвищенні напруги зміщення від  $-5$  В до  $-250$  В, відповідно. Спектри фотолюмінісценції зразків отримані при кімнатній температурі на експериментальній лабораторній установці для фотоелектричної реєстрації спектрів. Основним спектральним приладом установки є монохроматор SPM-2 (Carl Zeiss, Jena). Джерелом УФ-світла при дослідженні люмінісценції зразків слугувала ртутна лампа ДРШ-250 з набором фільтрів для вибору необхідного діапазону довжин хвиль. Зокрема, ФЛ спектри плівок на основі Si, C, N збуджувались світлом, яке пропускається фільтром УФС-6, тобто світлом з довжиною хвилі  $\lambda \sim 365$  нм. З метою отримання більш повного і менш спотвореного спектру фотолюмінісценції і уточнення положення максимумів смуг випромінювання було виконано

додаткове дослідження фотолюмінісценції з використанням спектрів збудженням з більш вузькою смугою, що надає голубе лазерне світло ( $\lambda \sim 405$  нм). Для вимірювання спектрів фотолюмінісценції при температурі рідкого азоту було використано кріостат, що охолоджувався скрапленням азотом. Спектральна установка автоматизована і дає можливість одержувати таблиці значень інтенсивності для різних довжин хвиль видимого діапазону з урахуванням спектрального розподілу чутливості установки.

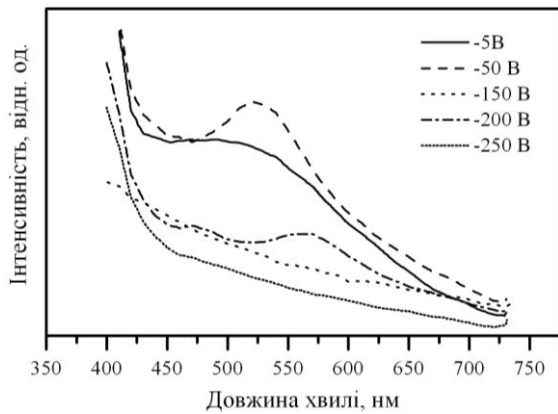
Структурний аналіз виготовлених плівок проведено за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-3М в CuK $\alpha$ -випромінненні. Морфологія поверхні досліджувалась на атомно-силовому мікроскопі «Nano-Scope IIIa Dimension 3000TM». Для дослідження твердості осаджених плівок використано нанотвердомір G200, оснащений індентором Берковича. Невелике ( $10$  мН) навантаження на індентор дозволяло нехтувати впливом менш твердої кремнієвої підкладки на достовірність результатів вимірювання. За результатами наноінденгування нанотвердість та модуль Юнга розраховували за методикою Олівера та Фара [12]. Характерні хімічні зв'язки в плівках Si-C-N досліджували за даними вимірювань інфрачервоних (ІЧ) спектрів поглинання, одержаних при кімнатній температурі в межах хвильових чисел  $400-4000$  см<sup>-1</sup> на ІЧ-Фур'є-спектрометрі (FTIR, Fourier transform infrared) ФСМ 1202 ООО «Инфраспек». Для детального аналізу основної смуги поглинання проводили розкладання її на лоренціанівські складові. Це надавало можливість визначити відносний внесок різних коливань у цю смугу.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Рентгеноструктурний аналіз плівок показав їх аморфність. Середньоквадратичне значення шорсткості поверхні плівок, RMS, обчислене на ділянці  $5 \times 5$  мкм, становило  $\sim 0,7$  нм і мало залежало від величини  $U_d$ . Раніше [11] ми виявили, що структура та шорсткість плівок практично незмінна, навіть після додаткового вакуумного відпалу при температурі вище  $1000$  °С, що вказує на їх високу термостабільність.

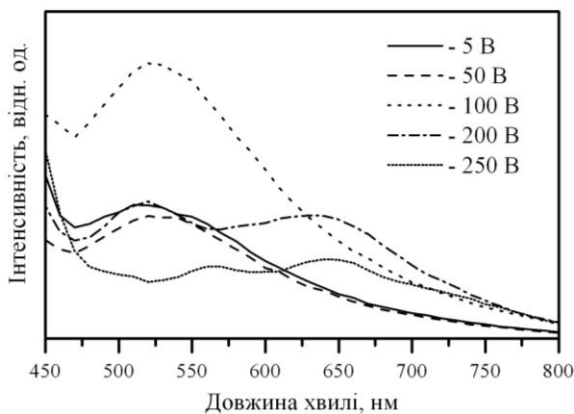
Спектри фотолюмінісценції плівок на основі Si, C, N, збуджуваних світлом з довжиною хвилі  $\lambda \sim 365$  нм, представлені на рис. 1.

Як виявилось, ФЛ спектри плівок на основі Si, C, N, отриманих при зміщенні  $-5$  В, мають одну смугу в області  $\lambda = 450-750$  нм з вершиною при  $\lambda_{max} 520$  нм. При нарузі  $-50$  В інтенсивність фотолюмінісценції збільшується, смуга фотолюмінісценції зсувається і зміщується в довгохвильову сторону спектру до  $\lambda_{max} \sim 530$  нм. ФЛ спектр плівки, виготовленої при  $U_d = -200$  В, має основну смугу з вершиною  $\lambda_{max} \sim 575$  нм та менш інтенсивну смугу при  $\lambda_{max} \sim 475$  нм. Нажаль нам не вдалося отримати якісні ФЛ спектри плівок, осаджених при  $-100$  В і  $-150$  В завдяки їх малій інтенсивності (на рис. 1 вони не представлені). Плівка, осаджена при максимальній нарузі зміщення  $-250$  В має безструктурний фотолюмінісцентний спектр (див. рис. 1).



**Рис. 1** – Спектри фотолюмінісценції плівок на основі Si, C, N, виготовлених при різних величинах напруги зміщення. Температура зразків при вимірюванні була 293 К. Збудження фотолюмінісценції здійснювалось світлом ртутної лампи ДРШ-250, яке проходило через фільтр УФС-6 ( $\lambda = 365$  nm)

Оскільки інтенсивність фотолюмінісценції більшості зразків була слабкою, чутливість установки встановлювалась максимальною, тому короткохвильова частина спектру фотолюмінісценції (в області 380-450 nm) спотворювалась світлом збудження, пропущеним фільтром та відбитим від поверхні зразка, а в області 720-800 nm на спектр фотолюмінісценції накладалась пропущена фільтром червона смуга з довжиною хвилі 760 nm. Імовірне спотворення спектрів фотолюмінісценції досліджуваних зразків може бути пов'язане також з нагріванням зразків при збудженні світлом ртутної лампи. Всі наведені фактори потребують детальнішого дослідження. Для того щоб прибрати певні фактори впливу збудження на плівку і отримати менш спотворений спектр фотолюмінісценції і уточнені положення максимумів смуг випромінювання було виконане додаткове дослідження спектрів при збудженні більш вузькою смугою з використанням малопотужного (< 0.005 Вт) лазера  $\lambda \sim 405$  nm. Спектри цього дослідження представлені на рис. 2, а положення піків спектрів на шкалі довжин хвиль в табл. 1.



**Рис. 2** – Спектри фотолюмінісценції плівок, осаджених при різних величинах напруги зміщення. Температура зразків при вимірюванні була 293,15 К, збудження здійснювалось лазером ( $\lambda \sim 405$  nm)

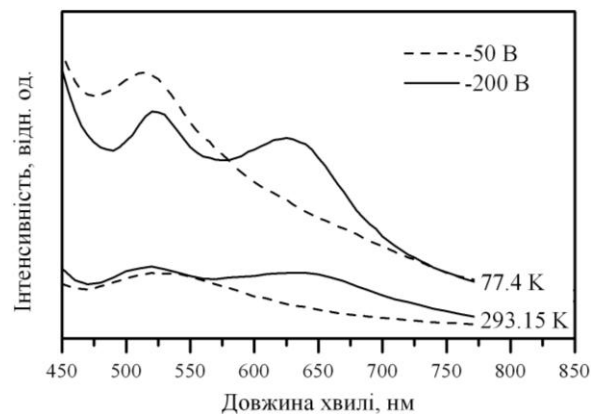
**Таблиця 1** – Положення основних піків спектрів фотолюмінісценції

| № | Зразок  | Напруга зміщення | $\lambda_{\max}$ смуг фотолюмінісценції |                  |
|---|---------|------------------|---|------------------|
|   |         |                  | $\lambda_1$ , nm                        | $\lambda_2$ , nm |
| 1 | OP-26,8 | - 5 В            | 520                                     |                  |
| 2 | OP-25,9 | - 50 В           | 530                                     |                  |
| 3 | OP-22,9 | - 100 В          | 530                                     |                  |
| 4 | OP-23,7 | - 150 В          | 520                                     | 640              |
| 5 | OP-21,7 | - 200 В          | 530                                     | 640              |
| 6 | OP-24,9 | - 250 В          | 570                                     | 650              |

Як виявилось, таке дослідження надало додаткову, більш точну інформацію щодо ФЛ спектрів отриманих плівок, особливо для тих, котрі виготовлені при зміщеннях  $-100$  В і вище. Спектри фотолюмінісценції зразків, виготовлених при  $U_d = -5$  В,  $-50$  В та  $-100$  В, мають одну основну смугу з вершиною в області  $\lambda_{\max} \sim 520-530$  nm. В ФЛ спектрі плівки, отриманої при нарузі зміщення  $-200$  В є дві явно виражені смуги фотолюмінісценції з  $\lambda_{\max} \sim 530$  nm, та  $\lambda_{\max} \sim 640$  nm. При збільшенні напруги зміщення до  $-250$  В, короткохвильова смуга зміщується в довгохвильову область спектру і знаходиться при  $\lambda_{\max} \sim 570$  nm (табл. 1).

Щоб отримати додаткову інформацію по фотолюмінісценції осаджених плівок ми виміряли їх ФЛ спектри при температурі скрапленого азоту (77,4 К). Результати вимірів представлені на рис. 3. Видно, що зниження температури зразків призводить до різкого підвищення інтенсивності фотолюмінісценції.

Узагальнюючи результати, представлені на рис. 1-3, ми зазначаємо, що з ростом негативної напруги  $U_d$  до  $-100$  В інтенсивність піків ФЛ спектрів при  $\lambda_{\max} \sim 520-530$  nm має тенденцію до збільшення. При цьому форма спектрів зберігається. При подальшому збільшенні  $U_d$  інтенсивність фотолюмінісценції зменшується і з'являється додатковий максимум при  $\lambda_{\max} \sim 640$  nm, який стає основним. Зниження температури зразків при вимірах їх ФЛ спектрів призводить до різкого збільшення інтенсивності фотолюмінісценції, що свідчить про наявність локалізованих станів в енергетичній щільності.



**Рис. 3** – Спектри фотолюмінісценції плівок, нанесених при різних величинах напруги зміщення. Температура зразків при вимірюванні була 77,4 К і 203,15 К, збудження здійснювалось лазером з  $\lambda \sim 405$  nm

Для того, щоб пояснити ці зміни в ФЛ спектрах осаджених плівок ми провели виміри їх FTIR спектрів. На рис. 4 представлені FTIR спектри плівок на основі Si, C, N, осаджених при різних напругах зміщення і результати розкладання широкої смуги поглинання FTIR спектрів в області хвильових чисел 600-1300  $\text{cm}^{-1}$  на лоренціанівські компоненти. Вони підтверджують збільшення кількості Si-C зв'язків (з піком при 823  $\text{cm}^{-1}$  [6]) при збільшенні напруги зміщення за рахунок зменшення кількості Si-N і Si-O зв'язків [13]).

Криві Тауца для плівок, осаджених при різних напругах зміщення, показані на рис. 5. Результати, представлені на рис. 3 дають підставу вважати, що фотолюмінесценція плівок, котрі досліджуються, обумовлена електронними переходами між валентною зоною і зоною провідності та їх «хвостами». Тож, беручи до уваги результати, представлені на рис. 3, 4 і 5, можна зробити висновок, що зміщення основного ФЛ піку при зростанні напруги  $U_d$  обумовлено зменшенням ширини енергетичної напівпровідникової щілини за рахунок посилення Si-C матриці (мережі), яка має меншу енергетичну щілину, ніж Si-N та Si-O матриці. Ми також допускаємо, що зазначене зміщення ФЛ піків та зменшення інтенсивності фотолюмінесценції зі збільшенням напруги  $U_d$  викликано ростом неупорядкованості аморфної структури плівок (наприклад, збільшенням числа обірваних зв'язків), що обумовлює збільшення кількості локалізованих станів в енергетичній щілині [14].

Ми вважаємо, що посилення Si-C взаємодії в осаджених плівках з ростом негативної напруги  $U_d$  обумовлює збільшення нанотвердості (NI) та твердості по Кнупу (HK). Ці характеристики показані на рис. 6 як функції напруги зміщення на підкладці.

Таким чином, проведені дослідження вказують на існування спільного механізму, що визначає залежність оптоелектронних та механічних властивос-

тей плівок на основі Si, C, N від величини напруги зміщення на підкладці, котрий полягає у перерозподілу основних хімічних зв'язків Si-C, Si-N та Si-O та в зміні ступені неупорядкованості Si-C-N-O-H матриці.

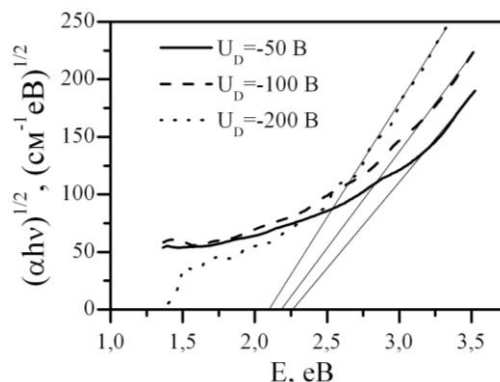


Рис. 5 – Функція Тауца плівок, отриманих при різних напругах зміщення ( $U_d$ )

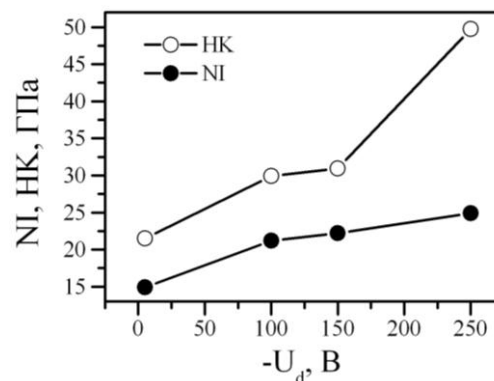


Рис. 6 – Залежність нанотвердості (NI) і твердості по Кнупу (HK) плівок від величини напруги зміщення ( $U_d$ )

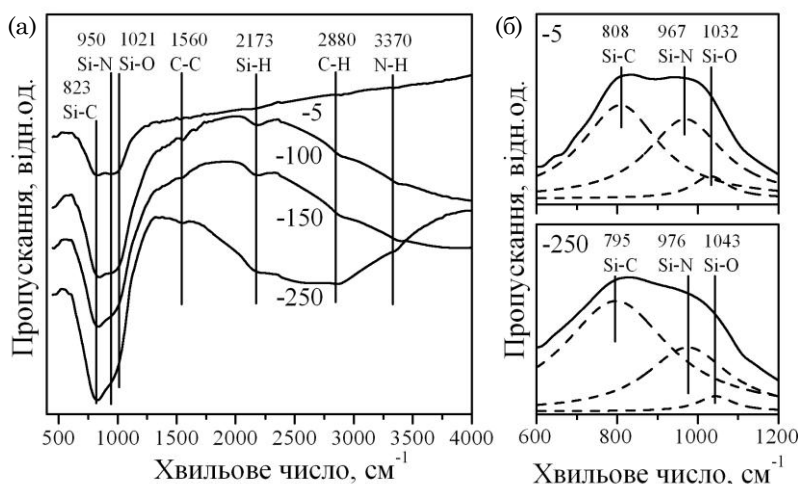


Рис. 4 – а) FTIR спектри плівок, осаджених при різних напругах зміщення. б) Результати розкладання головної смуги поглинання FTIR спектрів (600-1300  $\text{cm}^{-1}$ ) на лоренціанівські компоненти для крайніх значень інтервалу напруг зміщення. Великими і малими цифрами позначено зміщення у вольтах та положення смуг поглинання у  $\text{cm}^{-1}$

#### 4. ВИСНОВКИ

1. Плівки на основі Si, C, N, осаджені при різних напругах зміщення на кремнієві підкладки, зберігають аморфну структуру, з наднизькою шорсткістю поверхні.

2. Спектри фотолюмінесценції зразків, виготовлених при  $U_d = -5$  В,  $-50$  В та  $-100$  В, мають одну основну смугу з вершиною в області  $\lambda_{\max} \sim 520$ - $530$  нм. Ця смуга зміщується в область довгих хвиль при подальшому зростанні напруги зміщення до  $-250$  В. Інтенсивність фотолюмінесценції падає з ростом  $U_d$ .

3. Зміщення основного ФЛ піку при зростанні напруги  $U_d$  викликане посиленням Si-C взаємодії.

Допускається, що зазначене зміщення ФЛ піків та зменшення інтенсивності фотоemisії зі збільшенням напруги зміщення також може бути викликано ростом непорядкованості аморфної структури плівок.

4. Результати роботи свідчать про перспективність використання вітчизняного прекурсору гексаметилдисилазану для подальших досліджень плівок на основі Si, C, N, осаджених плазмохімічним методом, з метою створення нових типів напівпровідникових, в тому числі фотолюмінесцентних, матеріалів. Висока твердість та низька шорсткість поверхні плівок роблять їх дуже перспективними в виробництві мікроелектромеханічних систем (MEMS).

### Фотолюминесцентные свойства PECVD пленок на основе Si, C, N

А.К. Порада<sup>1</sup>, В.С. Манжара<sup>2</sup>, А.А. Козак<sup>1</sup>, В.И. Иващенко<sup>1</sup>, Л.А. Иващенко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Институт проблем материаловедения НАН Украины, ул. Кржижановского, 3, 03142 Киев, Украина*

<sup>2</sup> *Институт физики НАН Украины, пр. Науки, 46, 03028 Киев, Украина*

Твердые Si-C-N пленки с аморфной структурой и сверхнизкой шероховатостью полученные на кремниевых подложках плазмохимическим (PECVD) методом с гексаметилдисилазана с добавлением водорода и азота при различных напряжениях смещения ( $U_d$ ) на подложках (от  $-5$  до  $-250$  В). Исследованы фотолюминесцентные и оптические спектры полученных образцов, а также их твердость. Для интерпретации свойств пленок изучено их инфракрасные спектры поглощения. При отрицательных напряжениях смещения на подложке больше чем  $-100$  В, спектры фотолюминесценция имеют два пика, становятся меньше по интенсивности и смещаются в низкоэнергетическую область спектра. Допускается, что это связано с увеличением количества Si-C связей в аморфной Si-C-N матрице, и с ростом неупорядоченности аморфной структуры пленок при увеличении напряжения  $U_d$ , что следует из анализа спектров инфракрасного поглощения, оптических спектров, а также результатов исследования твердости пленок.

**Ключевые слова:** Фотолюминесценция, PECVD, гексаметилдисилазан, Si-C-N пленки, FTIR, Оптические спектры.

### Photoluminescence Properties of PECVD Si-C-N Films

O.K. Porada<sup>1</sup>, V.S. Manzhar<sup>2</sup>, A.O. Kozak<sup>1</sup>, V.I. Ivashchenko<sup>1</sup>, L.A. Ivashchenko<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Institute for Problems of Materials Sciences NAS of Ukraine, 3, Krzhizhanovsky Str., 03142 Kyiv, Ukraine*

<sup>2</sup> *Institute of Physics NAS of Ukraine, 46, Nauki Ave., 03028 Kyiv, Ukraine*

Hard amorphous Si-C-N films with extremely low roughness were deposited on the silicon substrates by plasma enhanced chemical vapor deposition (PECVD) using hexamethyldisilazane (HMDS), hydrogen and nitrogen as the precursors mixture. It was investigated the photoluminescence and optical spectra of the obtained films and their hardness at different bias voltages  $U_d$  on the substrates ( $-5$  to  $-250$ W). To interpret the properties of films we have studied their infrared absorption spectra. Photoluminescence spectra have two peaks and become lower in intensity and shifts to the low-energy region of the spectrum after increase of the negative bias voltage applied to the substrate higher than  $U_d = -100$  V. It is assumed that this is due to the increasing number of Si-C bonds in the amorphous Si-C-N matrix and growth of the disorder amorphous structure of films with increasing voltage  $U_d$ , which follows from the analysis of the infrared absorption spectra, optical spectra and results research of the hardness films.

**Keywords:** Photoluminescence, PECVD, Hexamethyldisilazane, Si-C-N films, FTIR, Optical spectra.

## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. B.P. Swain, N.M. Hwang, *Appl. Surf. Sci.* **254**, 5319 (2008).
2. C. Pusch, H. Hoche, *Surf. Coat. Technol.* **205**, S119 (2011).
3. T.P. Smirnova, A.M. Badalina, *Thin Solid Films* **429**, 144 (2003).
4. A.O. Kozak, V.I. Ivashchenko, O.K. Porada, L.A. Ivashchenko, V.J. Malachov, T.V. Tomila, *J. Nano-Electron. Phys.* **7** No 3, 03040 (2015).
5. V.I. Ivashchenko, A.O. Kozak, O.K. Porada, *Thin Solid Films* **569**, 57 (2014).
6. P. Jedrzejowski, J. Cizek, *Thin Solid Films* **447-448**, 201 (2004).
7. Т.П. Смирнова, А.М. Бадалян, Л.В. Яковкина, *Химия в интересах устойчивого развития* **9**, 857 (2001) (T.P. Smirnova, A.M. Badalyan, L.V. Yakovkina, *Khimiya v interesakh ustoychivogo razvitiya* **9**, 857 (2001)).
8. J. Huran, A. Valovič, *J. Electrical Eng.* **63**, 333 (2012).
9. Л.А. Иващенко, О.К. Порада, В.І. Иващенко, О.А. Бутенко, С.І. Дуб, П.М. Литвин, В.О. Мороженко, А.О. Козак, *Наноструктурное материаловедение* **4**, 42 (2011) (L.A. Ivashchenko, O.K. Porada, V.I. Ivashchenko, O.A. Butenko, S.I. Dub, P.M. Lytvyn, V.O. Morozhenko, A.O. Kozak, *Nanostrukturalnoye materialovedenie* **4**, 42 (2011)).
10. О.К. Порада, *Наноструктурное материаловедение* **3-4**, 3 (2014) (O.K. Porada, *Nanostrukturalnoye materialovedenie* **3-4**, 3 (2014)).
11. O.K. Porada, *Nanosystems, nanomaterials, nanotechnology* **13** No 1, 59 (2015).
12. W.C. Oliver, G.M. Pharr, *J. Mater. Res.* **7** No 6, 1564 (1992).
13. S. Saloum, B. Alkhaled, *Acta Phys. Polonica A* **119**, 369 (2011).
14. V.I. Ivashchenko, V.I. Shevchenko, *Appl. Surf. Sci.* **184**, 137 (2001).