

П.І. Ігнатенко¹, О.А. Гончаров², Д.М. Терпій¹, Н.П. Кляхіна¹
**Одержання і дослідження структури і складу плівок продуктів
твердофазних реакцій**

¹ *Донецький національний університет, вул. Університетська, 24, Донецьк, 83055, Україна.*

² *Донбаська державна машинобудівна академія, вул. Шкадінова, 72, Краматорськ, Україна*

Приведено результати досліджень плівок деяких боридів, нітридів і силіцидів, отриманих різними методами іонного осадження. Показано, що фазоутворення і структура плівок хімічних сполук визначаються головним чином швидкістю осадження атомів на підкладку.

Ключові слова: іонне осадження, нітриди, бориди, підкладка, швидкість утворення, структура, фазовий склад.

Стаття постуила до редакції 19.11.2004; прийнята до друку 25.04.2005

I. Вступ

У останнє десятиліття помітно зріс інтерес вчених до плівкових структур на основі фаз упорядкування [1-3]. Широке застосування у твердотільній мікроелектроніці і приладовому машинобудуванні одержали боридни і нітридни плівки (захисні покриття, дифузійні бар'єри й ін.) [4-7]. Для їхнього одержання застосовуються різноманітні методи. Проте, при цьому мало уваги приділялося впливу умов одержання плівок на їхню структуру, склад і властивості, не робився порівняльний аналіз структури і складу плівок, отриманих різними методами. Це створює труднощі в розкритті механізмів вирощування плівок і в керуванні їхньою структурою і властивостями. У даній роботі приводяться результати досліджень деяких боридних, нітридних і силіцидних плівок, отриманих різними методами іонного осадження і виявляються чинники, що визначають їхню структуру і фазовий склад.

II. Методика експерименту

Різнноманітними методами іонного осадження: іонно-плазмовим розпиленням (ІПР), високо-частотним реактивним і нереактивним магнетронним розпиленням (ВЧРМР, ВЧНРМР), іонною імплантацією (ІІ), конденсацією й іонним бомбардуванням (КІБ) було отримано і досліджувано понад 20 плівок хімічних сполук [8-18]. Мішенню служили платівка Ті, АІ або диски VB_2 , ZrB_2 , $CrSi_2$, виготовлені з порошку хімічних сполук методом спікання. Реактивним газом був азот. У якості

підкладок були обрані полікристалічні платівки Ті, Та, Мо, W, Ні і монокристали (111)Si, (100) NaCl.

Структура і фазовий склад плівок, що нарощуються досліджувалися методом рентгенівської дифракції (ДРОН-4) і електронної мікроскопії (УЭМВ-100 АК). Дисперсність плівок оцінювалася по електроннооптичних знімках і по розмірі розмиття рентгенівських дифракційних ліній хімічних сполук, що нарощуються, а адгезія – розраховувалася і визначалася методом царапання.

III. Результати і їхнє обговорення

Використання різноманітних методів іонного осадження дозволило проводити напилювання плівок при різних швидкостях осадження атомів мішені. Це, в свою чергу, забезпечувало різне пересичення материнської фази (речовини підкладки) компонентом, що дифундує, і як наслідок, різні механізми вирощування хімічних сполук.

Аналіз отриманих результатів показав, що плівки нітридів W_2N , Ni_3N , Ta_2N , Mo_2N , Si_3N_4 і TiN , отримані при різноманітних режимах методом ІІІ (див. табл.) формувалися в умовах низької швидкості осадження атомів (< 1 нм/с), низького пересичення (10-1000), (яке знаходимо з константи росту плівки), сильної адгезії (енергія адгезії перевищувала 200 мДж/м²) і пошарового механізму росту. У результаті утворювались низько- і середньодисперсні структури (із розміром зерна > 200 нм). Сильна адгезія пов'язана з поліпшенням сполучення кристалічних решіток підкладки і плівки завдяки проникненню в решітку підкладки атомів мішені й азоту на глибину більш 300 нм. Це призвело до зниження граничної енергії між підкладкою і наростаючою фазою і як наслідок – до посилення

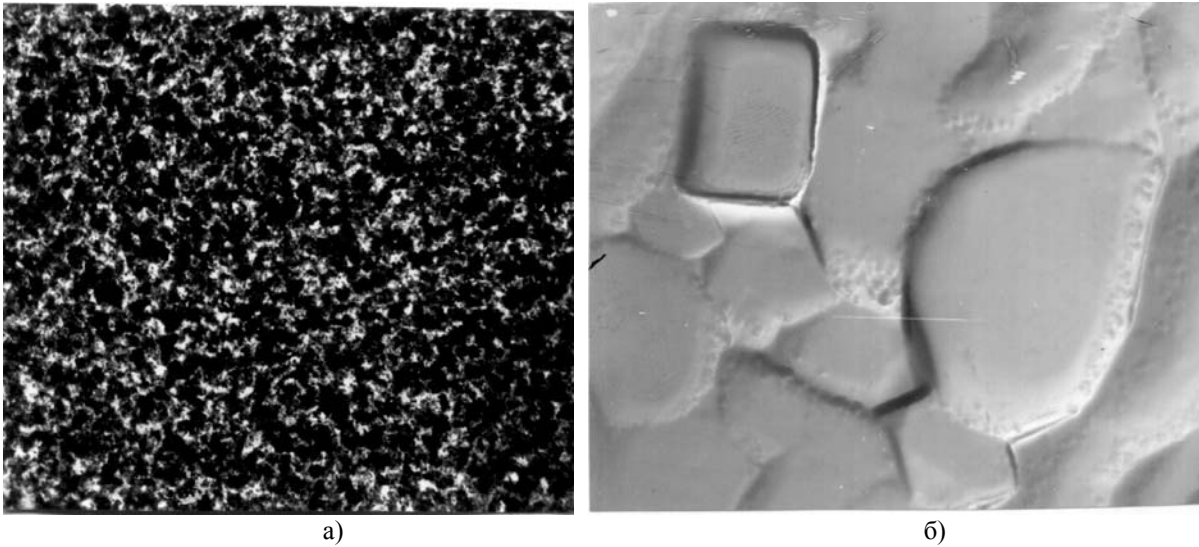


Рис. 1. Електронімікроскопічні знімки: плівок : а) ZrB_2 , б) $CrSi_2$

Таблиця 1

Режими напилювання плівок хімічних сполук

Метод напилювання	Нарощувані фази	Режими напилювання
ВЧНРМР	$VB_2, ZrB_2,$	$W = 200 \text{ Вт}, U = 210\div 380 \text{ В}, I = 0,24\div 0,34 \text{ А}, p = 0,15\div 0,65 \text{ Па}, U_{\text{см}} = 0\div 100 \text{ В}, T = 20\div 70^\circ$
ВЧРМР	$VN,$ AlN	Суміш $Ar+N_2, I = 0,24\div 0,52 \text{ А}, U = 260\div 520 \text{ В}, p = 0,2 \text{ Па}$ Суміш $Ar+N_2, W = 200\div 400 \text{ Вт}, U = 200\div 400 \text{ В}$
КІБ	TiN, W_2N	$U = 200\div 350 \text{ В}, I = 60\div 90 \text{ А}, p = 0,3\div 0,5 \text{ Па}, T = 400\div 600^\circ$
П	$W_2N, Ni_3N,$ $Ta_2N, Mo_2N, Si_3N_4,$ TiN	На газовому розряді $U = 380\div 420 \text{ В}, I = 0,3\div 0,6 \text{ А},$ на мішені: $U = 1\div 3 \text{ кВ}, I = 50\div 70 \text{ мА},$ на підкладці $U = 15\div 25 \text{ кВ}, I = 8\div 15 \text{ мА},$ доза іонів $5\div 300 \times 10^{16} \text{ іон/см}^2$
ППР	$Si_3N_4, Ni_3Si, CrSi_2$	Розрядний струм $1\div 3 \text{ А},$ напруга на мішені $3\div 5 \text{ кВ}, p = 0,1\div 0,5 \text{ Па}, T = 150\div 300^\circ$

Таблиця 2

Швидкість конденсації, росту і фазовий склад напилюваних плівок

П	40-100	$Mo+Mo_2N+MoO_2+TiO_2$ $W+W_2N+TiN+TiO_2$ $Ta+Ta_2N+TaN+TiN+(Ta,Ti)-O$ $Si+Si_3N_4+TiSi_2+TiN+TiO_2$ $Ti+Ti_2N+TiN+TiO_2$ $Ni+Ni_3N+Ni_3Ti+(Ti,Ni)-O$	0,45 0,5 0,4 0,75 0,52 0,69
КІБ	120-160	- " - , але менше оксидів, більше TiN і з'являються краплі Ti	2-2,7
ВЧНРМР	30-100 10-70	$Si+VB_2+VB+(V-O)$ $Si+ZrB_2+ZrB+ZrO_2+B_2O_3$	0,7 0,1
ВЧРМР	30-80	$Si+AlN+Al_2O_3$	0,2
ППР	5-30 5-20	$Si+Si_3N_4+SiO_2$ $Si+CrSi_2+Ni_2Si+Ni$	0,1 0,05

Примітка: W – потужність, U – напруга, I – струм розряду, p – тиск робочого газу, $U_{\text{см}}$ – зсув на підкладці, T – температура розпилення, K – константа росту плівки, J – швидкість осадження (конденсації).

адгезії. Крім вищевказаних хімічних сполук на підкладках утворювалися інші нітриди, а також оксиди матеріалу мішені і /або підкладки. Так, на підкладці W при зміні дози опромінення мішені титана в різних кількісних співвідношеннях виникали фази: W_2N , Ti_2N , TiO_2 , що розташовуються в обсязі плівки довільно, і рідше пошарово, створюючи багатофазні або багат шарові структури. Причому, як показали оптичні знімки поперечного зрізу плівок, зі збільшенням часу напилювання (а значить і дози опромінення мішені іонами титана й азоту) число прошарків різних фаз зростає й одночасно зменшується їхня товщина. Це вказує на те, що в процесі вирощування плівки твердофазних реакції протікають не тільки внаслідок надходження в зону реакції атомів, що дифундують, але й у результаті нестабільності утворених фаз через значні напруги як на міжфазних границях, так і в обсязі фаз. При цьому спостерігається тимчасова послідовність появи хімічних сполук у плівці. Спочатку утвориться з'єднання, що має найбільшу швидкість росту [19]. При досягненні визначеної товщини швидкість росту цього з'єднання, пропорційна потокові атомів, що рухаються, різко знижується, і починає рости прошарок іншої сполуки т.д. Ми думаємо, що у випадку, коли швидкості росту з'єднань відрізняються незначно, на підкладці формується багатофазна плівка з довільним розподілом фаз по глибині, а коли вони відрізняються істотно, як у випадку вирощування плівки на підкладці W то утворені фази розташовуються пошарово, формуючи багат шарову плівку.

На підкладці Si при малій дозі опромінення ($\sim 40 \times 10^{16}$ іон/см²) формуються у виді острівців фази Si_3N_4 , $TiSi_2$ і тонкий зовнішній прошарок SiO_2 , тоді як при великій дозі ($\sim 290 \times 10^{16}$ іон/см²) у плівці утворюються фази Si_3N_4 , TiN , TiO_2 .

На підкладках Ta, Ti, Ni також утворюються багатофазні плівки, що містять крім нітридів речовини підкладки, нітриди й оксиди мішені.

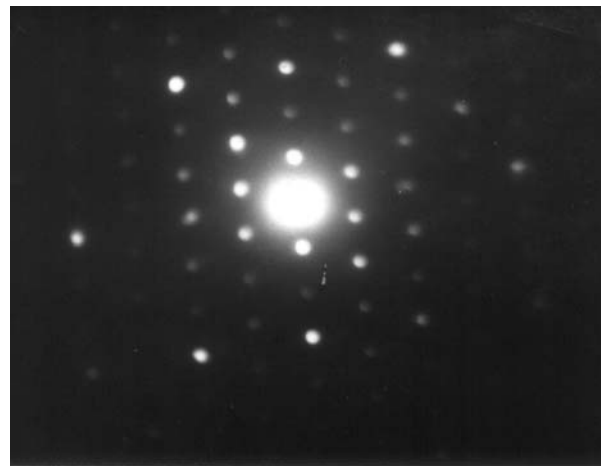
Плівки хімічних сполук, отриманих іншими методами напилювання (див. табл.), росли в основному в умовах більш високих швидкостей осадження, по різних механізмах і мали різну дисперсність. Так, дибориди ZrB_2 і VB_2 , отримані на (111) Si методом ВЧНРМР мішеней ZrB_2 і VB_2 відповідно при зазначених у таблиці 1 режимах росли в умовах високого пересичення (10^4 - 10^7) по змішаному або нормальному механізмам і мали середньо- або високодисперсну структуру (рис 1,а) з розміром кристалітів (зерен) 40-160 нм і більше. Проте, при цьому помітно знижувалася адгезія плівок. Як і в плівках, отриманих методом II, крім фаз ZrB_2 і VB_2 в плівках, що нарощуються формувалися сполуки Zr/ZrO_2 і VB/V_2O_3 відповідно. Причому, якщо швидкість росту плівки не лімітувалась доставкою розпиленої речовини на поверхню конденсації, то основним чинником, що впливає на фазоутворення і механізм вирощування плівок є енергія атомів, що конденсують, що залежить від умов переносу речовини через

розрядний проміжок. На практиці це оцінюється отвором pd (p – тиск робочого газу, d – відстань мішені від підкладки). Варіюючи розмір pd , можна в значних межах змінювати склад і структуру одержуваних плівок, що, природно, відіб'ється на їхніх властивостях.

При великих значеннях $pd \approx (150-100)$ Па.мм спостерігався переважно нормальний ріст, а розмір пересичення, що залежить від енергії атомів, що конденсуються, надавалася максимальна. Виникаючі фази є високодисперсними з розміром зерен менш 100 нм. Як показало моделювання процесів переносу розпиленої речовини до поверхні конденсації методом Монте-Карло, у цих умовах переважне число атомів є "холодними" – їхня енергія нижче температури плавлення відповідних чистих речовин, тому їхня рухливість в адсорбційному прошарку мінімальна, а розмір пересичення максимальний. Швидкість конденсації дорівнює $(5-6) 10^{18} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$.

При значеннях $pd \approx (90 - 50)$ Па. мм характерний переважно пошаровий ріст плівок. У цьому випадку збільшується частка "гарячих" атомів (їхня енергія при конденсації зростає і приблизно дорівнює температурі плавлення), що мають значну рухливість в адсорбційному прошарку і забезпечують умови для пошарового росту. Швидкість конденсації дорівнює $7 10^{18} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$.

При $pd < 45$ Па.мм спостерігався змішаний механізм росту плівок. При цьому кількість "гарячих" атомів зменшується і стає істотним вплив бомбардування плівки, що росте, розпилюваними



0,2 мкм

Рис. 2. Мікродифракція плівки AIN <010>

атомами. Одночасно зі зміною розміру pd змінюється фазовий і елементний склад плівок, що ростуть, а значить і їхні властивості.

Методом ППР при зазначених у таблиці 1 режимах формувалися низькодисперсні фази Si_3N_4 , Ni_2Si , $CrSi_2$ (рис 1, а), що росли переважно пошаровим механізмом в умовах порівняно невеличких пересичень порядку 100.

У випадку ВЧРМР плівки AlN росли переважно по нормальному механізмі в умовах високих пересичень і мали високодисперсну структуру.

При напилюванні методом КІБ із використанням мішені титана вирощування плівка складалася в основному з високодисперсного TiN, що дає сильно розмиті рентгенівські дифракційні лінії. Причому, даний нітрид на всіх підкладках був покритий тонким прошарком оксиду TiO₂ (рис. 3).

Таким чином, змінюючи режими розпилення того або іншого методу, можна змінювати механізми росту нітридних, боридних і силіцидних плівок і у відомій мірі управляти їхнім фазовим складом (див. табл. 2), дисперсністю і структурною досконалістю.

Більш того, результати досліджень вказують на те, що самий метод розпилення може робити значний вплив на фазовий склад і структурну досконалість плівок, що нарощуються. Про це свідчить порівняльний аналіз плівок, отриманих методами П і КІБ на аналогічних підкладках із використанням однакової мішені (титана). Ці методи відрізнялися лише енергією іонів азоту і титана, щільністю їхнього потоку і температурою напилювання. Виявилось, що плівки, отримані цими методами, відрізнялися фазовим складом: у методі П на підкладці Ti утворювалися багатофазні плівки, що містять нітриди TiN, Ti₂N, оксиди підкладці і титана, тоді як у методі КІБ – лише нітрид TiN і зовні тонкий прошарок оксиду титана. При цьому плівки росли з істотно різними швидкостями: у методі П зі швидкістю ~ 10 нм/хв., а в методі КІБ – із швидкістю ~ 150 нм/хв.

Аналіз результатів свідчить про те, що спостерігається зміна механізму вирощування плівок хімічних сполук, отриманих різними методами іонного осадження при мінливим параметрам розпилення, формування їхньої структури і складу в кінцевому рахунку пов'язано з розміром швидкості осадження атомів на підкладку, що визначає розмір пересичення материнської фази (матеріалу підкладки) компонентом, що дифундує. З кінетики вирощування з'єднань впливало, що константа росту при П приблизно на порядок нижче ($1,2 \times 10^{-10}$ м/с), ніж при інших методах напилювання ($1,4-2,6 \times 10^9$ м/с), що пов'язано з розміром пересичення. Останнє може бути оцінене по формулі, отриманої в [20]. У першому випадку пересичення складало 10-1000, а в другому – 10^4-10^8 . В останньому випадку формувалися наноструктурні плівки, тому що високе пересичення викликає утворення великої кількості центрів зародкоутворення, що сприяють формуванню малих розмірів критичних зародків із низькою енергією їхній утворення, що підтверджується розрахунками, виконаними по формулам, отриманим у [20]

З іншого боку, вирощування високодисперсних з'єднань проходило в умовах слабкої або середньої адгезії. Розмір питомої вільної енергії адгезії σ_a може бути обчислена по формулі [21]: $\sigma_a = 2\sigma_1 - \sigma_0$, де $\sigma_0 = \sigma + \sigma_1 - \sigma_{AB}$ (σ , σ_1 і σ_{AB} – питомі вільні енергії

відповідно на межах підкладка-зародок, зародок-шар адсорбції і підкладка-шар адсорбції). Граничні вільні енергії оцінювалися по формулі, приведеної в [22]. Знайдені значення енергії адгезії плівок, що нарощуються складали (0 - 160) мДж/м²; їх порівняно низьке значення вказує на сприятливі умови для переважно нормального механізму росту досліджуваних плівок.

Проте, швидкість осадження атомів на підкладці визначає не тільки розмір пересичення і механізм росту плівок, але повинно впливати і на швидкість утворення і росту зародків нової фази. Для оцінки цих параметрів, скористаємося формулами, отриманими в [23]:

$$J = C\omega (\Delta G_m/RT) \exp[-(\Delta G_c + E_a)/RT],$$

$$R = \delta\omega (\Delta G_m/RT) \exp(-E_a/RT),$$

де C – концентрація компонента, що дифундує, на нижній межі області гомогенності нової фази; ω – частота теплових коливань атомів, рівна 10^{13} Гц; ΔG_m – різниця молярних вільних енергій материнської (речовини підкладки) і наростаючої фази, δ – товщина міжфазної межі, прийнята рівній 1 нм, E_a – молярна енергія активації об'ємної дифузії, що знаходилася по формулі [24]:

$$E_a = kT \ln(\beta\omega/6a^2R),$$

де k – постійна Больцмана; $\beta = 0,024$; a – параметр решітки нової фази; R – швидкість конденсації, рівна $0,64 \cdot 10^{17}$ см⁻²с⁻¹, що відповідає 10 нм/с.

Розрахунок показує, що в умовах високого пересичення, низької і середньої адгезії і значної різниці вільних енергій дочірньої і материнської фаз, а також низької швидкості росту зародків спостерігається висока швидкість утворення зародків (J), що, певне, і відповідальна за стовпчасту структуру плівок, що спостерігається в роботах [6,7 і ін.]. Найбільший розмір J ($\sim 1490 \times 10^{30}$ 1/м³с) має місце при вирощуванні сполуки AlN, для якого характерна і найбільше висока (рис. 1) дисперсність. (10-30 нм). Аналіз даних свідчить про те, що незалежно від методу одержання плівок ступінь дисперсності, плівкових сполуки, що нарощуються визначається комплексом характеристик: пересиченням, енергією утворення і росту зародків, механізмом росту, що визначаються швидкістю осадження атомів на підкладку.

При вищевказаних режимах напилювання методами ВЧНМР, ВЧРМР, КІБ і ППР високодисперсні бориди, нітриди і силіциди дійсно ростуть по нормальному механізмі в умовах високої швидкості утворення зародків нової фази [$\sim (10-1000) \times 10^{30}$ 1/м³с] і порівняно низькою швидкості їхнього нормального росту [$\sim (0,03-40) \times 10^{-4}$ м/с].

Що стосується методу П, то при обраних режимах розпилення продукти твердофазних реакцій були низькодисперсними і пов'язані з порівняно низьким пересиченням (10-1000), низькою енергією утворення двомірних критичних зародків, що в умовах низької швидкості утворення зародків і високої швидкості їхнього тангенціального росту обумовило переважно пошаровий ріст плівок, що нарощуються. Зародки нової фази ростуть у цьому

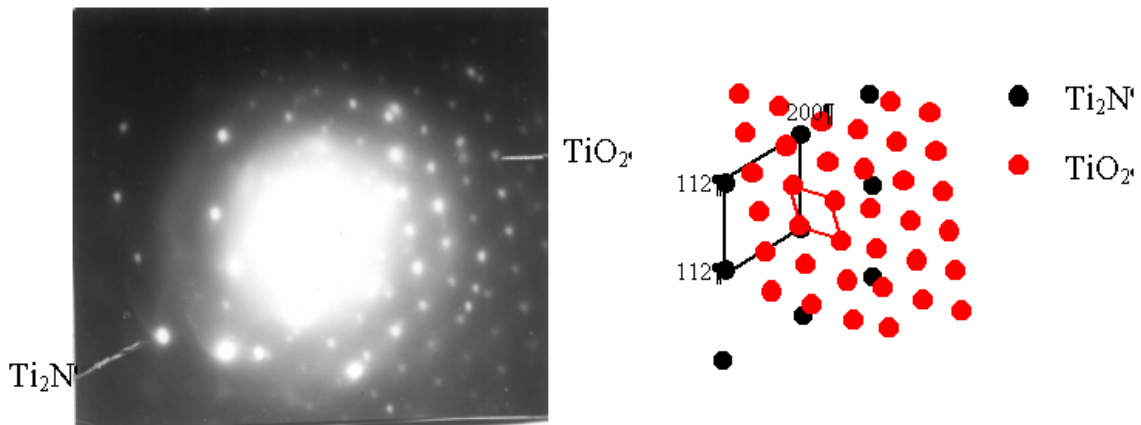


Рис. 3. Микродифракція плівки, отриманої методом КІБ

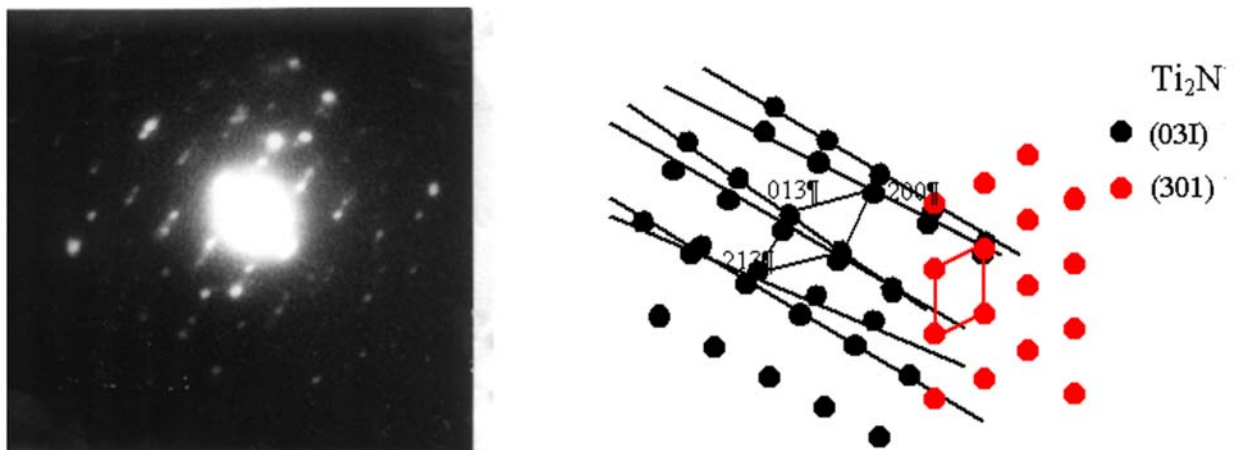


Рис. 4. Микродифракція плівки Ti_2N з двійниковою структурою

випадку паралельно поверхні підкладки і формують кристаліти розміром, що перевищує 200 нм.

Товщина плівки залежить від коефіцієнта розпилення, який максимальний (4,6-5,35) у випадку підкладок Si, Ti, W і Ni і мінімальний (1,29-2,36) у випадку Ta і Mo підкладок. Це призводить до того, що на різних підкладках має місце різне зменшення розміру невідповідності решіток які сполучаються, а отже, різне зниження значення міжфазної енергії (σ), різну адгезію плівки (σ_a), що перевищує 200 мДж/м². Все це створює сприятливі умови для пошарового росту плівки [23], особливо якщо низька швидкість утворення двомірних зародків і велика швидкість їхнього тангенціального росту. У випадку вирощування TiN цим методом пересичення складало ~ 100 , енергія адгезії 260 мДж/м², енергія активації дифузії приблизно 60 кДж/моль, швидкість утворення двомірних зародків $0,2 \times 10^{30}$ 1/м³, а швидкість їх росту порядку 10^{-4} м/с.

З отриманих результатів випливає також, що структурна досконалість сполук, що нарощуються залежить від температури, структурного стану підкладки, а також від потужності розряду і зсувів на підкладці. При високому значенні потужності в плівках можуть спостерігатися текстури росту на полікристалічних підкладках, а також епітаксійні (у тому числі двійникові, див. рис. 4) структури на

монокристалічних підкладках при визначених режимах розпилення.

IV. Висновки

Одержання плівок продуктів твердофазних реакцій із різним фазовим складом і структурою за допомогою різних методів іонного осадження залежить головню від швидкості осадження атомів на підкладку. При малих швидкостях росту плівки істотну роль у її формуванні відіграють умови переносу речовини через розрядний проміжок. При високих швидкостях осадження атомів спостерігаються високі пересичення підкладки компонентом, що дифундує, і як наслідок утворення наноструктурних плівок. Складні зміни кінетики росту плівок обумовлює багатофазність формованих плівок. При низькій потужності і малому зсуву на підкладці оксидні фази не утворюються.

Потрібні подальші дослідження з кінетики вирощування плівок хімічних сполук, по розкриттю механізмів утворення багатофазних і багатшарових плівок, по виявленню основних параметрів розпилення, що управляють фазоутворенням, структурою, по підвищенню адгезії плівок і стабільності їхнього складу і структури.

- [1] Р.А. Андриевский. Синтез и свойства пленок фаз внедрения // *Успехи химии*, **66**(1), сс. 57-77 (1997).
- [2] P.L. Clair, G.R. Berera, J.S. Moodera. Titanium nitride thin films obtained by a modified physical vapor deposition process // *Thin Solid Films*, **376**(1,2), pp. 9-15 (2000).
- [3] H.B. Nie, S.Y. Xu, S.J. Wang et al. Structural and electrical properties of tantalum nitride thin films fabricated by using reactive radio-frequency magnetron sputtering // *Appl. Phys.*, **A 73**, pp. 229-236 (2001).
- [4] G.S. Chema, P.Y. Lee, S.T. Chema, Phase formation behavior and diffusion barrier property of reactively sputtered tantalum-based thin used in semiconductor metallization // *Thin Solid Films*, **353**(1-2), pp. 264-273 (1999).
- [5] J.R. Abelson, G. Girolami, J. Sung, D. Goedde. Surface and gas phase reaction chemistries in the remote plasma deposition of boride and nitride thin films for microelectronic diffusion barriers // *Appl. Phys.*, **170**(3-4), pp. 273-281 (2000).
- [6] В.Ф. Моисеев, Г.С. Фукс-Рабинович, Г.К. Досбаева. Влияние азота на структуру и свойства упрочняющих поверхностных покрытий на основе титана // *Физ. и хим. обработки матер.*, (2), сс. 118-121 (1991).
- [7] D.V. Shtansky, E.A. Levashov, A.N. Sheveiko, J.J. Moore. Optimization of PVD parameters for the deposition of ultrahard Ti-B-Si-N coating // *J. Mater. Synth. Process.*, (7), pp. 187-193 (1999).
- [8] П.И. Игнатенко, Ю.В. Куделин, А.А. Гончаров, М.А. Муза. Влияние содержания азота и толщины резистивных хромосилицидных пленок на их коррозионную стойкость // *Физико-хим. механика матер.*, (5), сс. 102-103 (1991).
- [9] П.И. Игнатенко, М.А. Муза, Р.В. Ганиев, Ю.В. Куделин, А.А. Гончаров. Структура и электрофизические свойства пленок дисилицида хрома, полученных при введении азота в распылительную камеру // *Изв. РАН. Неорган. матер.*, **21**(1), сс. 211-213 (1992).
- [10] П.И. Игнатенко, А.А. Гончаров, С.С. Примин. Структура и свойства тонких покрытий Si_3N_4 , Ni_3Si // *Металлофиз. и новейш. технологии*, **20**(6), сс. 70-73 (1998).
- [11] П.И. Игнатенко, Н.А. Кляхина, О.А. Гончаров, М.Ю. Бадекин. Структура, кинетика росту і властивості нітридних плівок нікелю і натрію, отриманих реактивним розпиленням // *Фізика і хімія твердого тіла*, **4**(4), сс. 146-149 (2002).
- [12] П.И. Игнатенко, Н.А. Кляхина, М.Ю. Бадекин. Структура, кинетика роста и свойства пленок, полученных на (111) Si, (100) NaCl методом ионной имплантации // *Физика и химия обр. матер.*, (2), сс. 66-69 (2003).
- [13] П.И. Игнатенко, Д.Н. Терпий, А.А. Гончаров. Фазовый состав пленок, полученных ВЧ-магнетронным распылением мишени ZrB₂ // *Изв. РАН. Неорган. матер.*, **39**(5), сс. 560-565 (2003).
- [14] П.И. Игнатенко, Н.А. Кляхина, М.Ю. Бадекин. Фазовый состав, кинетика нарастания и свойства нитридных покрытий молибдена, вольфрама и тантала, полученных методом реактивного распыления // *Материаловедение*, (4), сс. 36-42 (2003).
- [15] П.И. Игнатенко, Н.А. Кляхина, М.Ю. Бадекин. Структура и свойства нитридных пленок, полученных реактивным распылением мишеней алюминия и титана // *Металлофиз. и новейш. технологии*, **23**(1), сс. 89-97 (2003).
- [16] П.И. Игнатенко, О.А. Гончаров, Д.М. Терпий, В.В. Петухов. Морфологія і фізико-механічні властивості плівок боридів ванадію, отриманих методом ВЧ-магнетронного розпилення // *Фізика і хімія твердого тіла*, **4**(2), сс. 378-381 (2003).
- [17] П.И. Игнатенко, М.Ю. Бадекин. Фазовый состав и электрические свойства нитридных пленок, полученных на (111) Si методом ионной имплантации // *Материаловедение*, (8), сс. 34-38 (2004).
- [18] П.И. Игнатенко, Н.А. Кляхина, М.Ю. Бадекин. Структура и свойства пленок нитридов различных металлов, полученных методом ионной имплантации // *Изв. РАН. Неорган. матер.*, **41**(1), сс. 1-6 (2005).
- [19] F. Panini, M. Costato, G.A. Majni. Diffusion-Kinetic Approach for the Physical Understanding of Solid-State Silicide Formation in Thin and Thick Films // *Nuovo Cimento Soc. Ital. Fis.*, **D, 7**(2), pp. 241-250 (1986).
- [20] П.И. Игнатенко. Термодинамико-кинетическая теория эпитаксии // *Физ. и техника выс. давлений*, **9**(4), сс. 111-118 (1999).
- [21] А.А. Чернов. *Современная кристаллография*. т.3. М., Наука, сс. 72-75 (1980).
- [22] В. Миссол. *Поверхностная энергия раздела фаз в металлах*. М., Металлургия, 176 с. (1978).
- [23] П.И. Игнатенко. Кинетика хемозэпитаксиального зарождения новой фазы при реакционной диффузии // *Изв. АН СССР. Металлы*, (2), сс. 167-171 (1982).
- [24] В.М. Иевлев. Компактные пленочные наноструктуры: структурный аспект проблемы // *Матер. Харьк. Науч. Ассамблеи ISTFE*. 15, сс. 82-96 (2002).

P.I. Ignatenko¹, F.F. Goncharov², D.N. Terpiy¹, N.A. Klyachina¹

Obtaining both research of structure and composition of films of products solid-phase of reactions

¹*Donetsk National University, 24, Universitetskaya Str., Donetsk, 83055, Ukraine*

²*Donbass State Mechanical Engineering Academy, 72, Shkadinova Str., Kramatorsk, Ukraine*

The outcomes of researches of films obtained by different methods of an ionic deposition are reduced. It is exhibited, that phase-formation and structure of films of chemical compounds are defined mainly by velocity deposition of atoms on a substrate.