

П.І. Ігнатенко, О.А. Гончаров, М.А. Муза, Ю.В. Куделін

## Синтез, фазоутворення, структура і властивості плівок, отриманих напилюванням (огляд)

*Донецький національний університет, Україна*

Описано теоретичні й експериментальні дослідження структури, фазового складу, кінетики росту і властивостей плівок хімічних сполук, отриманих різноманітними фізичними методами напилювання.

**Ключові слова:** плівки, фази, епітаксійна температура, адгезія, властивості.

*Стаття поступила до редакції 10.03.2004р., прийнята до друку 16.06.2004р.*

### Зміст

- I. Вступ
- II. Апаратура
- III. Склад і структура плівок
- IV. Властивості плівок
  - 4.1. Мікротвердість
  - 4.2. Електроопір
  - 4.3. Електрохімічні властивості
- V. Література

### I. Вступ

Широке застосування плівок і покриттів у мікроелектроніці і приладовому машинобудуванні стимулювало в останні десятиліття інтенсивне вивчення засобів їх одержання з визначеною структурою і властивостями. Аналіз робіт із цієї проблеми даний у монографіях [1,2] і в ряді оглядів [3-5]. При цьому, відзначалося, що незважаючи на численні дослідження, багато питань фізики плівок залишаються невирішеними. Далеко не повно розкритий механізм зародження і росту плівок, остаточно не визначені головні чинники, що впливають на структурну досконалість, на величину адгезії з підкладкою, на кінетику росту. Багато неясного у формуванні багатофазності отриманих плівок, не розроблений надійний критерій орієнтованого нарощування продуктів твердофазних реакцій на поверхні підкладки. Все це істотно утруднює одержання плівок із наперед заданими властивостями й обмежує більш широке впровадження пліткових технологій у твердотільну мікроелектроніку і приладове машинобудування.

У даній статті наводяться основні результати робіт, виконаних автором статті зі співробітниками

за останні десятиліття, у яких у тій чи іншій мірі вирішуються вищевказані проблеми фізики плівок.

### II. Апаратура

Для досліджень було узятю порядку 40 подвійних систем на основі міді, сурми, кремнію, цинку й ін. Підкладками служили полікристалічні пластини Мо, Со, W, Та, Ті, Ні, а також вирощені на спеціальних установках монокристалічні Cu, Sb, Zn, Si, Cd і Ni. Для одержання плівок використовували установки "Булат", ВУП-4, модернізована УВН-75-РЗ, установка іонної імплантації, що дозволяли застосовувати різноманітні фізичні методи: термічне випаровування, іонно-плазмове розпилення, магнетронне високочастотне або розпилення на постійному струмі, іонну імплантацію й іонне бомбардування. Реактивним газом служили азот, кисень, а також пари різноманітних елементів які подавались у реакційну камеру ззовні або ампульним способом. В якості мішені були взяті пластини титану або диски, виготовлені з порошку діборидів ванадію чи цирконію методом спікання.

Товщина плівок оцінювалася гравіметрично (ВЛА-200г-М) і методом багатопроменевої інтерфе-

рометрії (МІІ-4). Для вивчення кінетики росту плівок або прошарків у процесі твердофазної реакції була виготовлена спеціальна установка [6], із використанням ваг Мак-Бена. Структура і фазовий склад плівок вивчалися методами рентгенівської дифракції (УРС-60, УРС-55а, УРС-50ІМ, ДРОН-4) у Сu і Со-К<sub>α</sub>-випромінюванні, оптичної й електронної мікроскопії (ЭР-100, УЭМВ-100АК) при прискорючій напрузі 75 кВ. Лауєграми, епіграми і текстурограми утворювалися в камері РКСО в Мо К<sub>α</sub>-випромінюванні. Для вивчення фазового складу плівок у процесі їхнього нарощування була виготовлена високотемпературна приставка до дифрактометра [7] і приставка до електронографа [8], що дозволяла методом іонного бомбардування зразків проводити структурні дослідження плівок. Елементний аналіз плівок по глибині здійснювався методом ВІМС на установці МС-7201 із використанням іонів аргону з енергією 5 кеВ при густині струму 10 мкА/см<sup>2</sup>.

Вимірювання мікротвердості здійснювався на приладі ПМТ-3 при навантаженні на індентор (0,049-0,49) Н. Питомий опір плівок вимірювали чотиризондовим методом на приладі УИС-3. Вимірювання термоЕРС плівок проводилося на спеціально зібраній установці. Потенціостатичні і динамічні дослідження [9] проводилися на потенціостатах П-5827М, ПІ-50-1 і програматорі ПР-8 з використанням в якості агресивних середовищ 3-10%-них розчинів Н<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, НСl, NaOH. Електродом порівняння був узятий ЕВЛ-1М1 (хлорсрібний, насичений).

### III. Склад і структура плівок

Для теоретичної оцінки можливості орієнтованого нарощування продуктів твердофазної реакції на монокристалічних підкладках була

розроблена макроскопічна теорія гетеро- і хемо-епітаксії [10-14], що дозволила сформулювати температурні умови орієнтованого нарощування тонких прошарків продуктів твердофазних реакцій у досліджуваних системах (див. табл. 1).

В основу теорії епітаксії була покладена наступна модель зародження і росту нової фази (β-фази). Атоми, що надходять із реакційної камери на поверхню підкладки (α-фази) формують адсорбційний прошарок і на межі з підкладкою при досягненні необхідного пересичення (Π) утворюються зародки β-фази, що збільшуючись, взаємодіють один з одним і створюють суцільну плівку. Потім на поверхні цієї плівки знову виникають зародки нової фази і процес повторюється. При цьому, як виявилось [11], кінетика зародкоутворення нової фази визначає кінетику наростання суцільного прошарку, тому що обидва вони характеризуються тими самими параметрами можливості епітаксійного зародження і росту фази [21-24], і дають змогу прогнозувати [25,26] умови наростання продуктів твердофазних реакцій із високою структурною досконалістю (рис. 1), а значить і з високою стабільністю їхніх властивостей. **За межами інтервалу епітаксійної температури (див. табл. 1) наростаючі** У випадку неслабкої адгезії і параболічного закону росту нової фази (сполуки) теорія дає таке співвідношення для температури епітаксії:

$$T_e = \frac{0,5[(x - x_1)/x]^2 E / v + \sigma_0 / h}{|R / V_m \times \ln[(k_p / 2D_\beta V_{\text{eff}}) / mc_{\alpha\beta} a_\beta]} ,$$

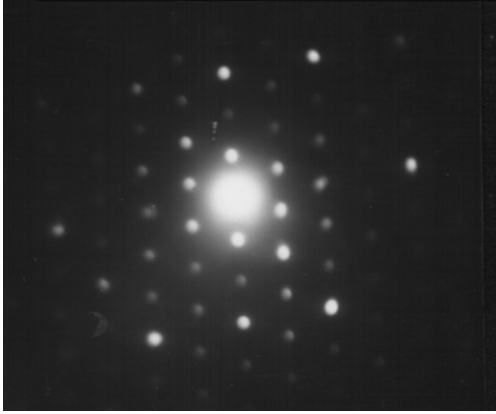
де:  $(x-x_1)/x$  – розмір невідповідності ґраток α- і β-фаз ( $x$  і  $x_1$  – періоди кристалічної ґратки β-фази відповідно до і після її деформації при сполученні з ґраткою підкладки (α-фази);  $E$  і  $v$  – модуль Юнга і коефіцієнт Пуасона β-фази;  $\sigma_0 = \sigma + \sigma_1 - \sigma_{\text{AB}}$  ( $\sigma$ ,  $\sigma_1$  і  $\sigma_{\text{AB}}$  – питомі вільні енергії відповідно на межах підкладка-зародок, зародок-шар адсорбції і

Таблиця 1

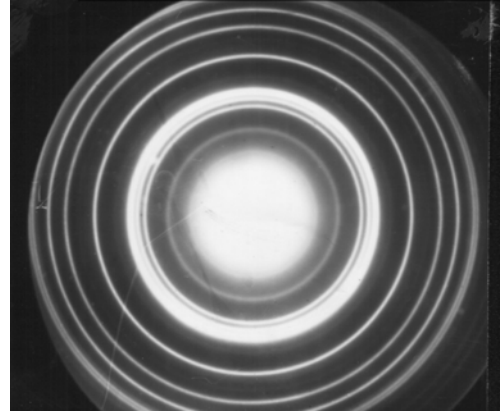
Середнє значення епітаксійної температури  $T_e$  сполук\*

Підкладка	Наростаючі фази	$T_e, ^\circ\text{C}$	Підкладка	Наростаючі фази	$T_e, ^\circ\text{C}$
Cu	CuZn	310	Cu	Cu <sub>2</sub> Mg	120
Cu	Cu <sub>3</sub> Sn	180	Cu	CuAl <sub>2</sub>	350
Cu	Cu <sub>2</sub> Sb	380	Cu	Cu <sub>2</sub> In	180
Cu	Cu <sub>2</sub> S	40	Cu	Cu <sub>2</sub> Se	130
Cu	Cu <sub>2</sub> Te	80	Sb	Sb <sub>2</sub> Mg <sub>3</sub>	390
Sb	Sb <sub>2</sub> S <sub>3</sub>	380	Sb	Sb <sub>2</sub> Se <sub>3</sub>	300
Sb	Sb <sub>2</sub> Te <sub>3</sub>	160	Sb	ZnSb	240
Sb	CdSb	150	Sb	InSb	250
Sb	Na <sub>3</sub> Sb	370	Sb	K <sub>3</sub> Sb	420
Zn	ZnS	360	Zn	ZnSe	260
Zn	ZnTe	430	Zn	MgZn <sub>2</sub>	140
Cd	CdS	50	Cd	CdTe	180
Si	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	410	Si	Ni <sub>3</sub> Si	480
Si	TiN	310	Si	AlN	200
Si	ZrB <sub>2</sub>	160	Si	VB <sub>2</sub>	400
Si	CrSi <sub>2</sub>	410	Si	SiO <sub>2</sub>	500
Si	Ta <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	650	Ni	NiSe	80

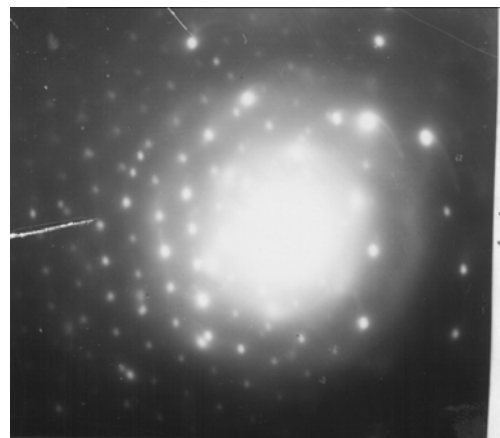
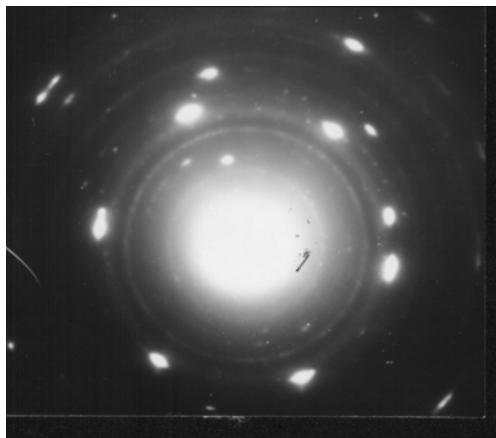
\*) похибка позначення склаає ±30°C



**Рис. 1.** Мікроелектронограма плівки AlN, отриманої на (100) NaCl методом магнетронного розпилення.



**Рис. 2.** Мікроелектронограма полікристалічної плівки Ni<sub>3</sub>Si.



**Рис. 3.** Мікроелектронограма: а) двошарової плівки Ni<sub>3</sub>Si, що містить двійникові кристали з аксіальною тек-  
стурою; б) двошарової плівки TiN/TiO<sub>2</sub>, отриманої методом іонної імплантації.

підкладка-шар адсорбції;  $h$  – висота зародка;  $R$  – газова стала;  $V_m$  – молярний об'єм  $\beta$ -фази;  $k_p$  – константа росту  $\beta$ -фази;  $c_{\alpha\beta}$  – концентрація атомів В (компонента, що дифундує) на межі  $\beta/\alpha$  у прошарку речовини підкладки, що складається з атомів А ( $\alpha$ -фаза);  $D_\beta$  – коефіцієнт дифузії атомів В в  $\beta$ -фазі;  $V_{\text{eff}}$  – ефективний об'єм прошарку, що утвориться в результаті реакції одного атома В з речовиною підкладки (атомами А), рівний  $V_m/N_A$  ( $N_A$  – число Авогадро);  $m = \exp(\Delta H_s/RT)$  ( $T$  – абсолютна температура,  $\Delta H_s$  – теплота розчинення атомів В в об'ємі  $\beta$ -фази,  $a_\beta$  – термодинамічна активність атомів В в  $\beta$ -фазі).

Константа  $k_p$  знаходиться з кінетики нарощування  $\beta$ -фази [15-19], а інші параметри розраховуються або беруться з довідкової літератури. У першому наближенні апріорно можна оцінювати температуру епітаксійного росту на основі її кореляції із стандартною теплою утворення сполук [20]. Розроблена теорія дозволяє не тільки оцінювати які фази мають полікристалічну чи аморфну структуру (рис. 2), що містять багато різноманітних дефектів [27-32] (рис. 3).

Кінетика росту плівок, як правило, описується лінійним або параболічним законами з різними

константами росту [33-40], що залежить від умов одержання: методу і режимів напилювання, матеріалу підкладки, реактивного газу й ін. Зокрема, показано [41,42], що на структуру, склад, кінетику і механізм росту боридних плівок істотний вплив мають тиск робочого газу і відстань мішень-підкладка, особливо при малих швидкостях росту, що лімітуються доставкою речовини на поверхню конденсації.

Вперше встановлена багатофазність (рис. 4) отриманих плівок [29-32,38-44], пов'язана з наявністю в розпилювальній камері кисню. Багатофазність плівок, підтверджується даними елементного аналізу (рис. 5): у плівці, одержаній методом іонної імплантації на підкладці Ta, крім нітриду Ta<sub>2</sub>N, отримуються острівці оксидів Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, TiO<sub>2</sub> і нітриду TiN, а також пари води (у порах). Причому, спочатку утвориться сполука, що має найбільшу швидкість росту [45]. При досягненні визначеної (критичної) товщини швидкість росту цієї сполуки, яка пропорційна потокові атомів, що рухаються, різко падає і починає рости інша сполука і т.д. Ми вважаємо, що у випадку, коли швидкості росту сполук відрізняються мало, на підкладці формується багатофазна плівка, а коли вони значно відрізняються, то може утворюватися багатошарова

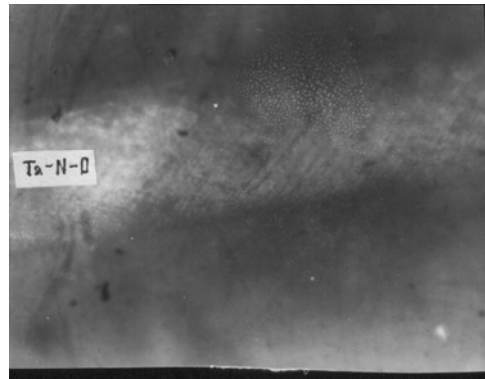
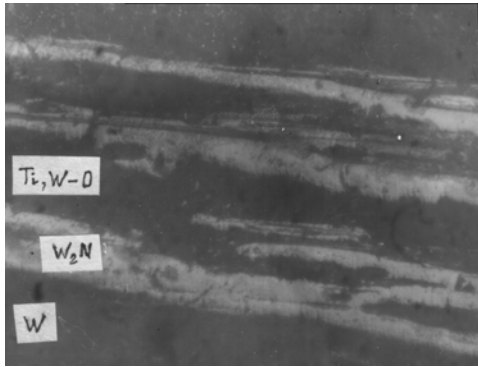


Рис. 4. Оптичний знімок поперечного зрізу плівки, отриманої методом іонної імплантації на підкладки W (а) і Ta (б).X340.

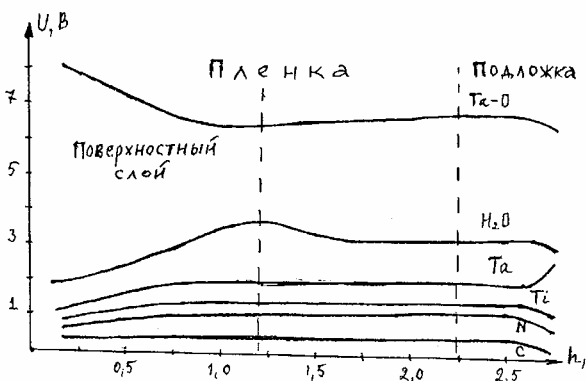


Рис. 5. Якісний пошаровий елементний аналіз плівки, отриманої методом іонної імплантації на підкладки Ta після 40 хв. напилювання.

плівка (рис. 4,а). Безсумнівно, проблема багатшаруватості отриманих плівок є дуже актуальною, особливо у твердотільній мікроелектроніці і тому потребує подальших досліджень як у теоретичному, так і в експериментальному плані.

Виявлена [46-49] залежність морфології поверхні наростаючих фаз від кристалічної досконалості підкладки, ступеня пересичення, кінетики росту, величини невідповідності кристалічних ґраток, що сполучаються і питомих вільних міжфазних енергій, а також від величини адгезії плівки на підкладці. Плівки ростуть шарувато або нормально з габітусом або без кристалографічного огранювання. Зародження нової фази (сполуки) відбувається на різноманітних структурних неоднорідностях, у тому числі на межах зерен (рис. 6).

На багатьох системах показано, що огранюваність форм наростаючих кристалітів визначається не тільки значенням ентропії плавлення утворених сполук, але також пересиченням материнської фази. При великих значеннях ентропії плавлення ( $> 4$ ) і малого пересичення створюються умови для сильної анізотропії швидкості росту сполук, що обумовлює формування габітусу в кристалітів сполук, що ростуть (фази  $Ta_2O_5$ ,  $SiO_2$ ,  $TiO_2$ ,  $ZnSb$ ,  $Sb_2Te_3$ ,  $InSb$ ,  $Sb_2S_3$ ,  $Sb_2Se_3$  і ін.). Виявлено також [48] істотний вплив на дисперсність фаз таких взаємопов'язаних

параметрів, як величина невідповідності зв'язування ґраток ( $\Delta a/a$ ), їхні пружні константи ( $E/v$ ), значення міжфазних енергій і адгезії ( $\sigma_{ad} = 2\sigma_1 - \sigma_0$ ), а також пересичення ( $\Pi$ ) материнської фази компонентами, які дифундують сполуки що нарощуються. Висока дисперсність фаз спостерігається при великій різниці виразів  $T \times \ln \Pi$  і  $(\Delta a/a)^2 \times (E/v)$ . До таких сполук у першу чергу відносяться фази  $ZnSb$ ,  $CuZn$ ,  $Cu_2Mg$ ,  $Sb_2Te_3$ ,  $K_3Sb$ ,  $CdSe$ ,  $InSb$ ,  $SiO_2$ ,  $Cu_2Cd$ . Але дані умови не є достатніми, тому що в деяких випадках високодисперсні плівки можуть формуватися і при невиконанні цих умов. У такий спосіб проблема одержання нанокристалічних плівкових структур, надзвичайно важлива в приладовому машинобудуванні, потребує подальшого вивчення.

#### IV. Властивості плівок

##### Мікротвердість

Плівки  $Si_3N_4$  володіють [30] високою твердістю, що дорівнює 27,5 ГПа. Плівки боридів  $ZrB_2$ ,  $VB_2$  також мають [31,48,49] високу твердість (11,6-12,8) ГПа, що при нагріванні підкладки (750 K) і подачі ВЧ-потенціалу (100 В) досягає 55 ГПа. Порівняно низьку твердість мають [30,32,50] плівки  $CrSi_2$  (0,8-0,9 ГПа),  $W_2N$ ,  $VB_2$  (0,4-0,81 ГПа),  $Ta_2N$  (0,37 ГПа),  $TiN$ ,  $AlN$  (0,17-0,45 ГПа) [31,34,35,55,56], що містять значну кількість оксидів.

Слід зазначити, що через труднощі коректного опрацювання результатів вимірювання мікротвердості тонких плівок і покриттів [51,52] дані по мікротвердості конкретних плівкових сполук нерідко дуже сильно відрізняються в різних авторів. Необхідне подальше удосконалювання методики вимірювання і опрацювання результатів вимірювання мікротвердості. У цьому плані перспективна методика наноіндентування [52,53]. Крім того, необхідні пошуки шляхів істотного підвищення твердості й адгезії плівок. Нами показано [32,38,40,44] що адгезія нітридних плівок, отриманих методом іонної імплантації або конденсації й іонного бомбардування приблизно в 2 рази мають більше зчеплення з підкладкою, ніж

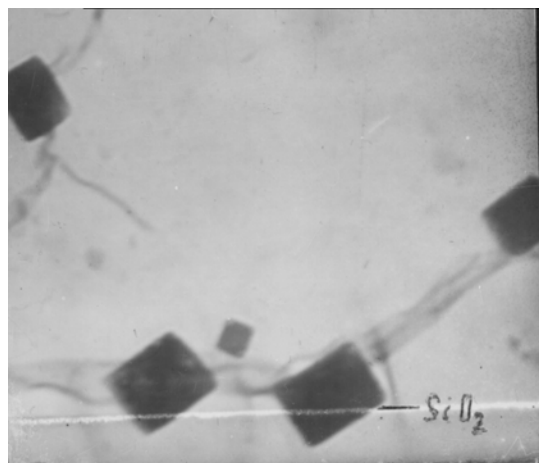
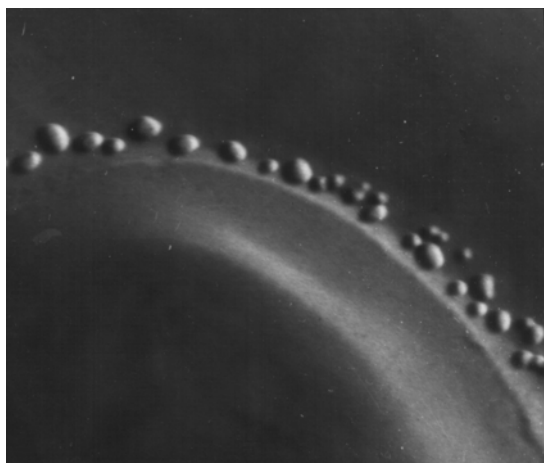


Рис. 6. Електронно-мікроскопічні знімки плівок : а) CrSi<sub>2</sub>, б) TiN/TiO<sub>2</sub>.

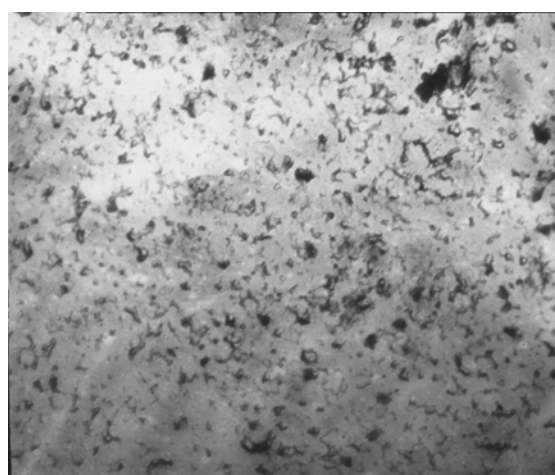
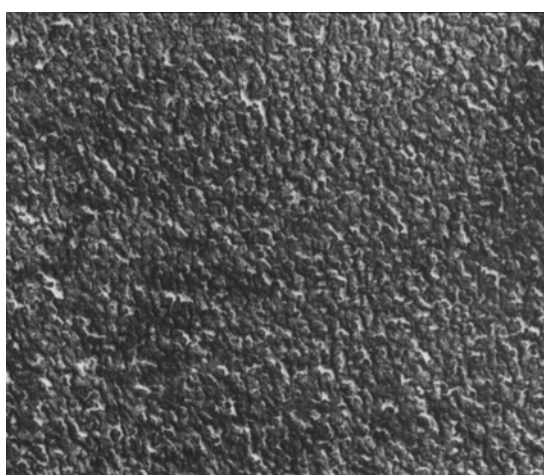


Рис. 7. Електронно-мікроскопічні знімки: плівок : а) SiO<sub>2</sub> , б) K<sub>3</sub>Sb.

плівки, одержані методом магнетронного розпилення.

### Електроопір

Електроопір плівок SiO<sub>2</sub> у залежності від товщини змінюється [54] від 1,2 до 2,5 МОм, а плівок Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> – від 0,5 до 10 МОм. Значення питомого опору деяких плівок [30-32,37,38,49,50,54,55] наведені у таблиці 2.

З таблиці випливає, що найбільшим питомим опором володіють плівки нітридів алюмінію, танталу і вольфраму, а також бориду ванадію, що містять в об'ємі або зовні значну частку оксидів. Варто мати на увазі, що отримані дані є усередненими, тому що зі збільшенням часу напилювання (товщини плівок) може істотно змінитися за собою зміну (у тому числі і немонотонну) її питомого опору. Необхідне подальше удосконалення і теоретичне осмислення

методики вимірювання питомого опору тонких плівок, особливо багатофазних (і багатошарових) і дослідження не тільки самого питомого опору плівок сполук, але і його температурної залежності, а також термоЕРС плівок.

### Електрохімічні властивості

Ряд отриманих плівок були піддані електрохімічним дослідженням. Встановлено [9,25], що в кислому середовищі (розчин H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) плівка ZnS має область пасивації від -0,9 до 2,0 В. У лужному середовищі (розчин NaOH) вона пасивується в тому ж інтервалі потенціалів, але з меншою швидкістю розчинення. Середня густина струму повної пасивації цієї плівки в кислому середовищі приблизно в 2 рази більше, ніж у цинку. Плівка ZnSe у кислому середовищі має невеличку область пасивації (від -0,9 до 1,2 В), а в лужному середовищі від -0,3 до 3,0 В, розчиняючись при цьому в 200 раз повільніше.

Таблиця 2

Значення питомого опору ( $\rho \times 10^{-4}$ ) плівок (сполук)

	Sb <sub>2</sub> Te <sub>3</sub>	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Ta <sub>2</sub> N	W <sub>2</sub> N	Mo <sub>2</sub> N	AlN	TiN	VB <sub>2</sub>	ZrB <sub>2</sub>
$\rho$ , Ом м	300	240	250-1000	250-800	70-420	560-1450	60-240	1000-1500	0,5-3

Середня густина струму повної пасивації в 2-3 рази більша, ніж цинку. Плівка ZnTe у кислому середовищі пасивується при високому струмі й у широкій області потенціалів від -0,9 до 2,8 В. У лузі вона розчиняється в ~500 разів слабше, ніж у кислоті. Струм повної пасивації у кислоті у 5 разів більший, а в лузі в 3 рази менший, ніж для цинку.

Область пасивації плівки  $\text{Si}_3\text{N}_4$  [30,32] істотно (на ~3 В) зсунута вбік позитивних потенціалів і більша майже у 2 рази (3,3-3,9 В), чим у випадку Si підкладки; водночас майже в 2 рази збільшується густина струму пасивації, що ми зв'язуємо з утворенням у плівці крім фази  $\text{Si}_3\text{N}_4$  острівців фази SiN. Густина струму пасивації плівки  $\text{Ni}_3\text{Si}$  складає ~4 мкА/см<sup>2</sup>, а область пасивації невелика й вкладається в інтервал 0-0,4 В, що обумовлено наявністю ззовні плівки тонкого прошарку нікелю. У такий спосіб плівка  $\text{Si}_3\text{N}_4$  може бути рекомендована в якості захисного покриття в електронних пристроях.

Струми анодного розчинення нітридів тугоплавких металів ( $\text{Ta}_2\text{N}$ ,  $\text{W}_2\text{N}$ ,  $\text{Mo}_2\text{N}$ ) складають  $10^{-6}$ - $10^{-4}$  А/см<sup>2</sup> [32,33], а швидкість корозії – 0,01-0,05 г/м<sup>2</sup> год. Швидкість корозії плівки NiSe у кислому середовищі дорівнює 0,15 мг/см<sup>2</sup> год. [37], що в 1,8 рази вище корозійної стійкості нікелю. Корозійна стійкість плівок  $\text{SiO}_2$  і  $\text{Ta}_2\text{O}_5$  порівняно висока і дорівнює відповідно  $5 \times 10^{-6}$  і  $10^{-8}$  кг/м<sup>2</sup> [50].

Епітаксійні плівки  $\text{Sb}_2\text{Te}_3$  у кислому середовищі знаходяться у пасивному стані в області 0,7-4,0 В [56]. Струм повної пасивації їх у ~2 рази менший, ніж у полікристалічної плівки (0,1375 і 0,292 м/см<sup>2</sup>). У лужному середовищі поляризаційна крива цієї плівки містить ділянку пасивної області, що уже з потенціалу ~0,2 В переходить в область транспасивації. Пасивна область епітаксійної плівки  $\text{Sb}_2\text{S}_3$  у кислому середовищі розташована в інтервалі від 1,3 до 2,1 В. Струм повної пасивації цього сульфідів в ~7 разів менший, ніж у полікристалічному сульфіді. У лужному середовищі анодна поляризаційна крива

монокристалічного сульфідів  $\text{Sb}_2\text{Se}_3$  містить малу ділянку пасивації, що переходить у транспасивність. Виявлена [57] залежність електрохімічного поведіння плівок  $\text{Sb}_2\text{Se}_3$ ,  $\text{MgZn}_2$  і  $\text{Sb}_2\text{Mg}_3$  від складу продуктів розчинення і ступеня структурної досконалості цих сполук.

## V. Висновки

Розроблено термодинамічно-кінетичну теорію епітаксії, що дозволила знайти температурний критерій одержання епітаксійних плівок і покриттів і перевірити його на багатьох системах, проводити прогнозування можливості орієнтованого вирощування сполук різноманітних подвійних систем.

Встановлено залежність фазового складу, структури і механізму росту плівок від методу і режиму напилювання, що дозволяє з визначеною можливістю одержувати плівки з наперед заданим складом, структурою і властивостями, про що свідчать отримані нами патенти. Виявлено багатофазність плівок, одержуваних за допомогою різноманітних напилювальних установок. Виявлено розходження у кінетиці росту, адгезії, твердості, електроопору й в електрохімічному поведінні плівок, отриманих різними методами.

Отримані результати диктують необхідність подальших досліджень для розкриття механізмів фазоутворення, багатофазності і багатшаруватості вирощуваних плівок, для знаходження засобів одержання нанокристалічних плівкових структур, для поліпшення їх механічних, електричних і електрохімічних властивостей, для визначення температурної залежності електроопору, температурного коефіцієнта опору, термоЕРС одержуваних плівок, що є перспективними для твердотільної мікроелектроніки та приладового машинобудування.

- [1] Технология тонких пленок. Справочник, т.1 и 2. / Под ред. Л. Майссела, К. Глэнга, Перев. С англ. Г.: Сов. радио. 1432 с. (1977).
- [2] Ю.Ф. Комник. *Фізика металлических пленок*. Г.: Атомиздат, 264 с. (1979).
- [3] Р.Н. Шефталъ. Процессы эпитаксиального роста монокристаллических пленок (обзор). / В кн. *Рост кристаллов*. Г.: Наука. 10, сс. 48-61. (1974)
- [4] J. Oudar. Chemoepitaxial and Chemoendotaxial layer growth on metals. Epitaxy and Endotaxy. Select. chem. probl. - Budapest: Akad. Kiado, pp. 265-297 (1976).
- [5] Р.А. Андриевский. Синтез и свойства пленок фаз внедрения / *Успехи химии*, 66(1), сс. 57-76 (1997).
- [6] П.И. Игнатенко, Е.А. Цвелов. О кинетике роста новой фазы при насыщении монокристаллов меди парами цинка. // *Металлофизика*, 3(5), сс. 100-105 (1981).
- [7] П.И. Игнатенко, Н.Л. Журавлев, Н.С. Журавлев. Дифрактометрическое исследование продуктов реакции в процессе диффузионного насыщения монокристалла меди парами цинка // *Сб. Физика тв. тела*. Киев-Донецк: Вища школа, 6, сс. 42-45. (1976).
- [8] П.И. Игнатенко, Н.Л. Журавлев, И.Н. Ходос. Электронографическое исследование продуктов реакции в процессе диффузионного насыщения монокристалла меди парами цинка // *Сб. Физика тв. тела*. Киев-Донецк: Вища школа, 6, сс. 45-48 (1976).
- [9] П.И. Игнатенко, В.В. Степанченко. Электрохимическое исследование халькогенидов цинка, полученного в процессе реакционной диффузии // *Изв. АН СССР. Защита металлов*, 5, сс. 768-770 (1983).

- [10] П.И. Игнатенко. Термодинамический анализ хемозпитаксиального зарождения новой фазы в процессе реакционной диффузии // *Изв. АН СССР. Сметывали*, 4, сс. 54-59 (1979).
- [11] П.И. Игнатенко. Кинетика хемозпитаксиального зарождения новой фазы при реакционной диффузии // *Изв. АН СССР. Сметывали*, 2, сс. 167-171 (1982).
- [12] П.И.Игнатенко. Вклад энергии химической реакции на границе фаз в общее изменение потенциала Гиббса при образовании зародышей в процессе реакционной диффузии // *Ж-л физич. Химии*, 78(10), сс. 2579-2581 (1984).
- [13] П.И. Игнатенко. Термодинамико-кинетическая теория эпитаксии // *Физ. и техн. выс. давлений*, 9(4), сс. 111-118 (1999).
- [14] П.И. Игнатенко. Макроскопический подход к гетерозпитаксиальному росту слоя вещества // *Изв. РАН. Неорг. материалы*, 36(4), сс. 419-423 (2000).
- [15] П.И. Игнатенко. К вопросу о кинетике реакционной диффузии в бинарной системе, содержащей одно химическое соединение // *Металлофизика*, 74, сс. 80-86 (1978).
- [16] П.И. Игнатенко. О связи между кинетикой реакционной диффузии и эффективным пересыщением при эпитаксиальном росте вещества // *Металлофизика*, 5(3), сс. 50-53 (1983).
- [17] П.И. Игнатенко. Определение пересыщения при ориентированной кристаллизации в процессе реакционной диффузии // *Металлофизика*, 3(4), сс. 81-85, (1981).
- [18] П.И. Игнатенко. О влиянии соотношения коэффициентов гетеродиффузии и граничных энергий на условия хемозпитаксиального зарождения новой фазы // *Укр. физич. ж-л*, 26(12), сс. 1990-1994 (1981).
- [19] П.И. Игнатенко. Расчет эпитаксиальной температуры некоторых окислов, образованных в результате твердофазных реакций // *Поверхность. Физ., хим., механика*, 6, сс. 117-120 (1983).
- [20] П.И. Игнатенко. Корреляция между хемозпитаксиальной температурой и термодинамическими характеристиками нарастающего соединения // *Металлофизика*, 8(5), сс. 50-54, (1986).
- [21] П.И. Игнатенко, Н.П. Иваницын. Исследование возможности ориентированного нарастания вещества при реакционной диффузии в системах Sb-In, Sb-Cd и Sb-S // *Металлофизика*, 4(6), сс. 50-53 (1982).
- [22] П.И. Игнатенко, Н.П. Иваницын. Исследование условий ориентированного нарастания соединений при реакционной диффузии в двойных системах на основе меди // *Сб. Физ. тв. тела. Киев-Донецк. Вища школа*, 13, сс. 69-71 (1983).
- [23] П.И. Игнатенко, Н.П. Иваницын, А.И. Афендииков. Исследование условий ориентированной кристаллизации при реакционной диффузии в системе цинк-сурьма // *Металлофизика*, 2(1), сс. 92-95 (1980).
- [24] П.И. Игнатенко. Ориентированное нарастание продуктов реакционной диффузии на монокристаллах сурьмы и цинка // *Сб. Физ. тв. тела. Киев-Донецк*, 16, сс. 65-68 (1986).
- [25] П.И. Игнатенко. Структура, кинетика роста, эпитаксиальная связь и свойства продуктов, образованных в процессе реакционной диффузии // Докт. дисс. – Донецк, 383 с. (1983).
- [26] П.И. Игнатенко. Оценка возможности ориентированного нарастания сульфидов и карбидов при реакционной диффузии // *Изв. вузов МВО СССР. Физика*, 7, сс. 68-70 (1983).
- [27] П.И. Игнатенко. Процессы двойникования при хемозпитаксии // *Изв. вузов МВО СССР. Физика*, 3, сс. 58-61 (1987).
- [28] П.И. Игнатенко. Напряжения в хемозпитаксиальных слоях // *Изв. вузов МВО СССР Физика*, 2, сс. 115-117 (1989).
- [29] П.И. Игнатенко, М.А. Муза, А.А. Гончаров, Ю.В. Куделин. Образование двойников в пленках, полученных методом твердофазной эпитаксии // *Изв. РАН. Неорг. материалы*, 34(6), сс. 653-656 (1998).
- [30] П.И. Игнатенко, А.А. Гончаров, С.С. Примин. Структура и свойства тонких покрытий  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{Ni}_3\text{Si}$  // *Металлофизика и новейшие технологии*, 20(6), сс. 70-73 (1998).
- [31] П.И. Игнатенко, Д.Н. Терпий, А.А. Гончаров. Фазовый состав пленок, полученных ВЧ-магнетронным распылением  $\text{ZrB}_2$  // *Изв. РАН. Неорг. материалы*, 39(5), сс. 560-565 (2003).
- [32] 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 // *Изв. РАН. Материаловедение*, 4(73), сс. 36-42 (2003).
- [33] П.И. Игнатенко, Н.А. Кляхина, М.Ю. Бадекин. Структура и свойства нитридных пленок, полученных реактивным распылением мишенной алюминия и титана // *Металлофизика новейшие технологии*, 21(1), сс. 89-97 (2001).
- [34] П.И. Игнатенко, Е.А. Цвелов. О кинетике роста новой фазы при насыщении монокристаллов меди парами цинка // *Металлофизика*, 3(5), сс. 100-105 (1981).
- [35] П.И. Игнатенко, Н.И. Топинский, Л.В. Байдикова. Структура и кинетика роста слоев халькогенидов цинка в процессе реакционной диффузии // *Изв. АН СССР. Неорг. материалы*, 19(7), сс. 1070-1073 (1983).
- [36] П.И. Игнатенко, В.Д. Письменный, Т.Ф. Репитун. Структура и кинетика роста продуктов реакционной диффузии при насыщении пленки сурьмы парами натрия или калия // *Изв. АН СССР. Неорг. материалы*, 22(8), сс. 1308-1311 (1986).

- [37] П.И. Игнатенко, А.А. Гончаров. Исследование структуры, кинетики роста и свойств хемозпитаксиальных пленок NiSe // *Изв. АН СССР. Неорган. материалы*, 25(8), сс. 1388-1390 (1989).
- [38] П.И. Игнатенко, А.А. Гончаров, В.А. Нога, В.А. Ступак. Кинетика роста, морфология и послойный анализ пленок оксида тантала, полученных методом реактивного распыления // *Изв. РАН. Неорган. материалы*, 29(11), сс. 1494-1496 (1993).
- [39] П.И. Игнатенко, Н.А. Кляхіна, О.А. Гончаров, М.Ю. Бадекін. Структура, кінетика росту і властивості нітридних плівок нікелю і натрію, отриманих реактивним розпилюванням // *Фізика і хімія твердого тіла*, 4(1) сс. 146-149 (2003).
- [40] П.И. Игнатенко, Н.А. Кляхіна, М.Ю. Бадекін. Структура, кинетика роста и свойства пленок, полученных на (111) Si, (100) NaCl методом ионной имплантации // *ФиХОМ*, 2, сс. 66-69 (2003).
- [41] П.И. Игнатенко, Д.Н. Терпий, В.В. Петухов, А.А. Гончаров. Влияние режима ВЧ-магнетронного распыления мишени  $\text{Vb}_2$  на состав и структуру напыляемых пленок // *Изв. РАН. Неорган. материалы*, 37(9), сс. 1201-1204 (2001).
- [42] П.И. Игнатенко, Д.Н. Терпий. Условия переноса распыленного вещества и формирование тонких пленок // *Поверхность. Физ. хим. механика*, 4, сс. 113-116 (2004).
- [43] П.И. Игнатенко, Д.М. Терпій, О.А. Гончаров. Спосіб одержання плівки. Патент України за № 57300 А, від 16.06.2003.
- [44] П.И. Игнатенко, М.Ю. Бадекін, Н.А. Кляхіна. Спосіб одержання нітридної плівки. Патент України за № 61646 А, від 17.11.2003.
- [45] F. Panini, M. Costato and Majni. A diffusion-kinetic approach for the physical understanding of solid-state silicide formation in thin and thick films // *Nuovo cimento* 7D(2), pp. 241-250 (1986).
- [46] П.И. Игнатенко. Морфология поверхности слоев при хемозпитаксиальном росте // *Изв. АН СССР. Неорган. материалы*, 26(9), сс. 1859-1862 (1990).
- [47] P.I. Ignatenko. Peculiarities of nucleation at chemoepitaxy // *Фізика і хімія твердого тіла*, 1(1), сс. 41-47 (2000).
- [48] P.I. Ignatenko, D.N. Terpiy, A.A. Goncharov, M.A. Muza, N.A. Vasilenko Disperse of ingreasing films chemical compounds // *Фізика і хімія твердого тіла*, 2(2), сс. 217-221 (2001).
- [49] П.И. Игнатенко, О.А. Гончаров, Д.М. Терпій, 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).
- [50] П.И. Игнатенко, А.А. Гончаров, Ю.В. Куделин. Структура и свойства пленок  $\text{SiO}_2$  и  $\text{Ta}_2\text{O}_5$ , осажденных методом ионно-плазменного распыления // *ФиХОМ*, 4, сс. 148-150 (1992).
- [51] V. Jonsson, S. Hogmark. Hardness measurements of thin films // *Thin Solid Films*, 114, pp. 257-269 (1984).
- [52] Ю.И. Головин, А.И. Тюрин. Современные проблемы нано-и микротвердости твердых тел (часть II) // *Изв. РАН. Материаловедение*, 2, сс. 19-27 (2001).
- [53] P.A. Андриевский, Г.В. Калинин, N. Neugren и др. Наноиндентирование и деформационные характеристики наноструктурных боридонитридных пленок // *ФТТ*, 42(9), сс. 1624-1627 (2000).
- [54] П.И. Игнатенко, М.А. Муза, Р.В. Ганиев, Ю.В. Куделин, А.А. Гончаров. Структура и электрофизические свойства пленок дисилицида кремния, полученных при введении азота в распылительную камеру // *Изв. АН СССР. Неорг. материалы*, 28(1), сс. 173-175 (1992).
- [55] П.И. Игнатенко, М.А. Муза, Р.В. Ганиев, Н.Н. Усенко. Материал для тонкопленочных резисторов Патент N 4939423. - 4.01.92.
- [56] П.И. Игнатенко, А.И. Рудской. Электрохимическое поведение эпитаксиальных слоев на основе сурьмы // *Изв. АН СССР. Защита металлов*, 17(5), сс. 561-563 (1981).
- [57] П.И. Игнатенко, В.Ф. Бойко, В.М. Авраменко. Электрохимическое исследование продуктов твердофазных реакций в системах Mg-Zn, Sb-Mg и Sb-Se // *Изв. АН СССР. Электрохимия*, 22(8), с. 1149 (1986).

P.I. Ignatenko, O.A. Goncharov, M.A. Muza, Yu.V. Kudelin

## Syntesys, Phase-Formation, Structure and Films Properties Received by Saw (Review)

Donetsk National University, Ukraine

The theoretical and experimental researches of structure, phase content, kinetic of growth and properties of films of chemical compounds, received by any physical saw methods are show.