

В. Ф. Зінченко¹, Г. І. Кочерба², В. П. Соболев³, О. В. Мозкова³, В. Я. Марків⁴,
Н. М. Белявіна⁴

Особливості структури та оптичних й експлуатаційних властивостей тонкоплівкових покриттів на основі оксидів, фторидів та халькогенідів металів

¹Фізико-хімічний інститут ім. О.В. Богатського НАН України, 86 Люстдорфська дорога, Одеса, 65080, Україна, E-mail: vfzinchenko@ukr.net

²СНВП "Нові матеріали і технології", 86 Люстдорфська дорога, Одеса, 65080, Україна, e-mail: nmt@paso.net

³Центральне конструкторське бюро «Арсенал», 8, вул. Московська, Київ, 02010, Україна, e-mail: borisgor@i.com.ua

⁴Київський національний університет ім. Тараса Шевченка, 64, вул. Володимирська, 01003, Київ, Україна, тел: 80-442-662335; Fax: 80-442-208285, e-mail: belmar@mail.univ.kiev.ua

Проведено аналіз впливу складу плівкоутворюючих матеріалів (ПУМ) та умов їх термічного випаровування й конденсації на структуру та властивості одержуваних покриттів. Встановлено, що складні оксиди, деякі фториди та халькогеніди утворюють аморфне покриття при швидкому випаровуванні та конденсації на підкладці. За умов, що вихідний сульфідний ПУМ має кубічну структуру, у покритті виникає значна частка кристалічної фази. Утворення аморфно-кристалічних структур у покритті сприяє покращенню його оптичних й експлуатаційних властивостей.

Ключові слова: плівкоутворюючі матеріали, покриття, структура, оптичні властивості.

Стаття постуила до редакції 01.06.2009; прийнята до друку 15.12.2009.

Вступ

Матеріали на основі оксидів, фторидів та халькогенідів металів нині широко застосовується в оптичному приладобудуванні, напівпровідниковій та лазерній техніці, оптоелектроніці та інших галузях сучасної техніки. Значна кількість зі згаданих матеріалів використовується для створення багатощарових оптичних (інтерференційних) покриттів різноманітного функціонального призначення [1-3]. Раніше [4,3] нами розглянуто загальні принципи й підходи до розробки плівкоутворюючих матеріалів (ПУМ) на основі складних сполук й композитів, що дозволяють одержувати покриття з надвисокими оптичними та експлуатаційними параметрами. У даній роботі проведено аналіз впливу складу й структури вихідних ПУМ, а також умов випаровування у вакуумі й конденсації на підкладці на фазовий склад (структуру), а отже, й властивості одержуваних покриттів.

I. Експериментальна частина

Важливою характеристикою процесів термічного випаровування ПУМ у вакуумі та його конденсації на підкладці є швидкість нанесення покриття. У свою чергу, вона залежить від глибини вакууму, температури випаровування та температури підкладки. Якщо останню, у принципі, можна встановлювати, то температура випаровування визначається природою ПУМ та заданим вакуумом. Тонкоплівкові покриття наносили на холодні або нагріті до певної температури підкладки з оптичного скла КО8 методом термічного випаровування таблеток плівкоутворюючих матеріалів у вакуумній установці ВУ-1А при залишковому вакуумі $(2\div 3)\cdot 10^{-3}$ Па. Оптична товщина (nd) покриттів становила 0,2–2,4 мкм.

Підбір оптимальної товщини модельних покриттів, придатних для всебічного рентгенівського дослідження, проведено на різних за товщиною плівках деяких сульфідних, фторидних та оксидних матеріалів. Зокрема, для ZnS-сфалерит виготовлено та досліджено плівки з оптичною товщиною $nd =$

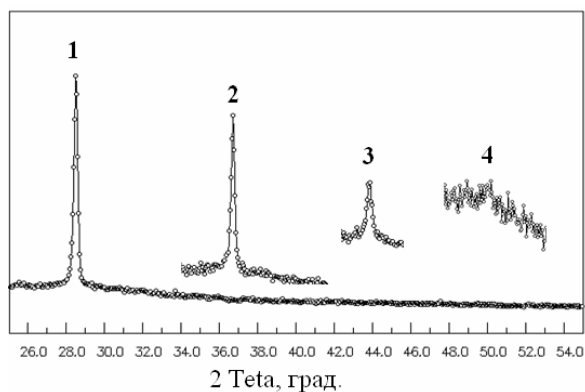


Рис. 1. Дифракційні піки відбиттів (111) модельних покриттів з ZnS-сфалерит для плівок з оптичною товщиною (nd): 1 – 1350, 2 – 750 і 3 – 450 (збільшення в два рази по відношенню до першого піка), 4 – 150 нм (збільшення в п'ять разів).

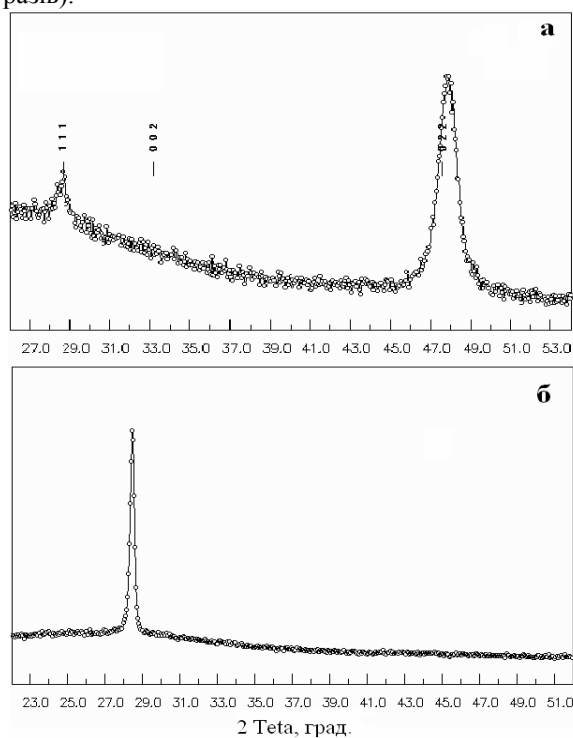


Рис. 2. Фрагменти дифракційних спектрів покриттів з ZnS-сфалерит (nd = 1500 нм), які нанесено на холодну (а) та нагріту до 135°C (б) підкладки.

100, 150, 200, 300, 450, 500, 700, 750, 800, 1050, 1350, 1500, 2000 нм. На рис. 1 показано дифракційні піки відбиттів (111) модельних покриттів з ZnS-сфалерит для чотирьох з цих товщин.

Встановлено, що нижня границя чутливості при рентгенівському дослідженні плівок з ZnS-сфалерит становить ≈ 150 нм. Верхня границя товщини таких модельних покриттів обумовлена механічною міцністю покриття: плівки товщиною більше за 2000 нм відшаровуються від підкладки.

Аналогічні дослідження виконано для плівок з фториду ітрію YF_3 та оксиду ітрію Y_2O_3 . Показано, що оптимальні товщини модельних покриттів з цих

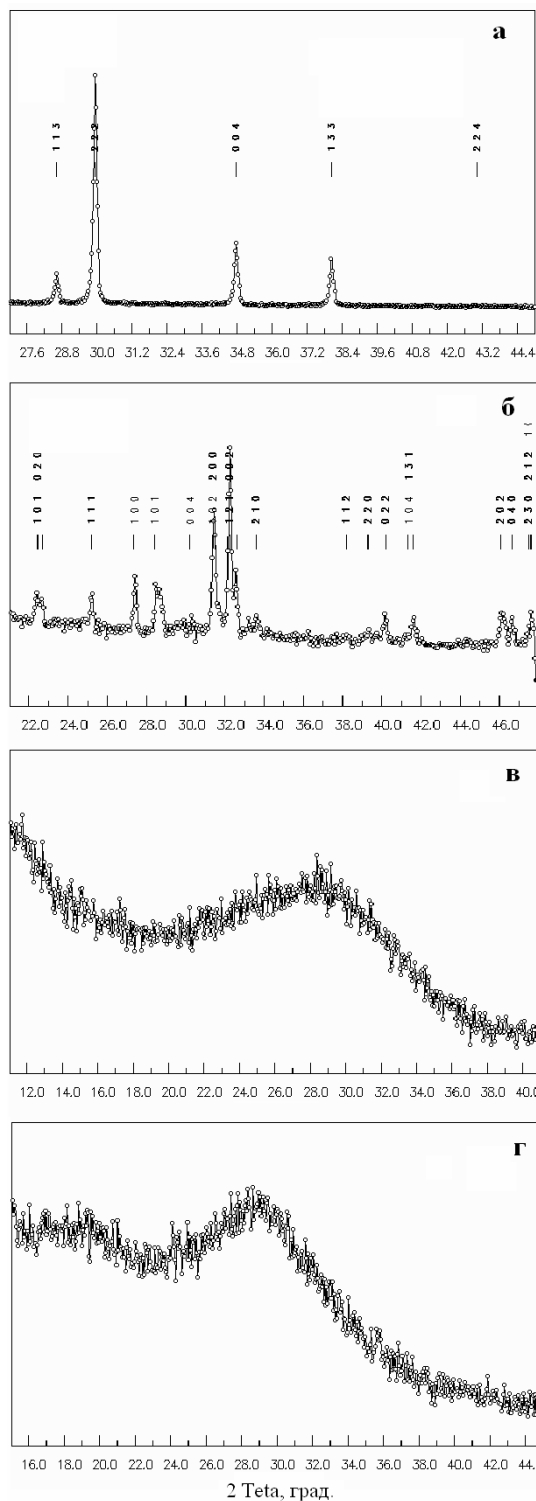


Рис. 3. Фрагменти дифракційних спектрів вихідного зразка (а), його залишку після випаровування (б) та плівкового покриття ПУМ $Sm_2Ti_2O_7$ (в) та плівкового покриття ПУМ $NdTaO_4$ (г).

матеріалів становлять 1 – 1.5 μm . На основі отриманих експериментальних даних для зазначених вище покриттів вибрано оптимальні для дослідження рентгенівськими методами товщини модельних покриттів для інших сульфідів, фторидів, сульфохлоридів та оксидів лантанідів.

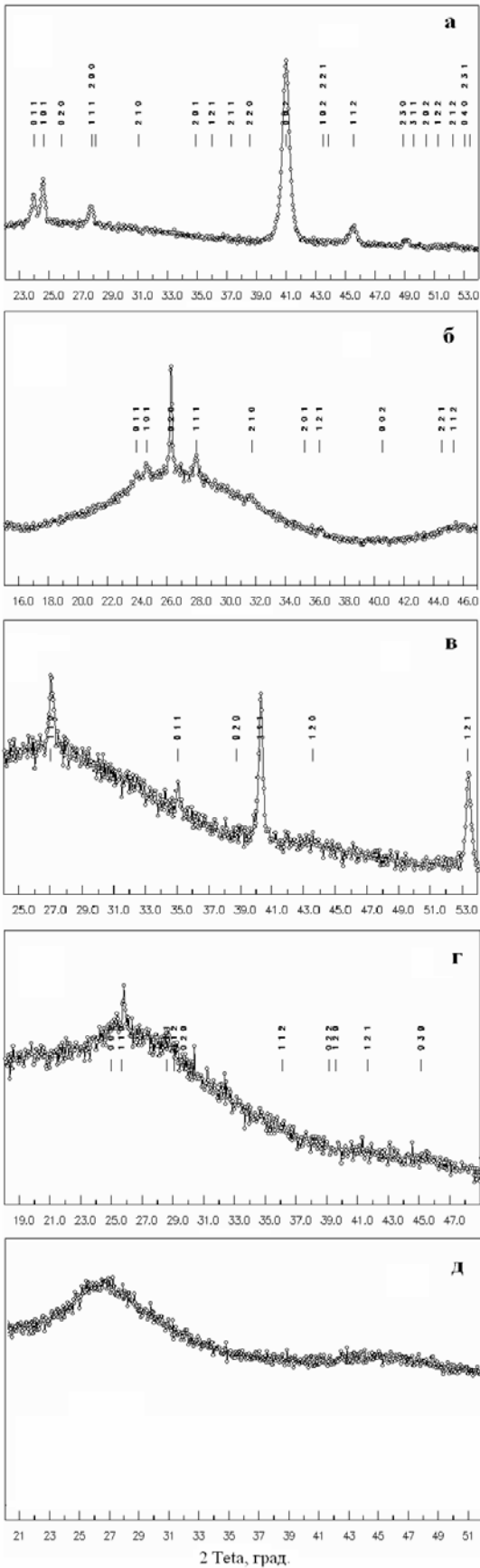


Рис. 4. Фрагменти дифракційних спектрів плівкових покриттів фторидних ПУМ: YF_3 (а) YbF_3 (б), MgF_2-LuF_3 (в), $SmSF$ (г), BaY_2F_8 (д) (д - для порівняння в нижній частині наведено еталонний дифракційний спектр сполуки).

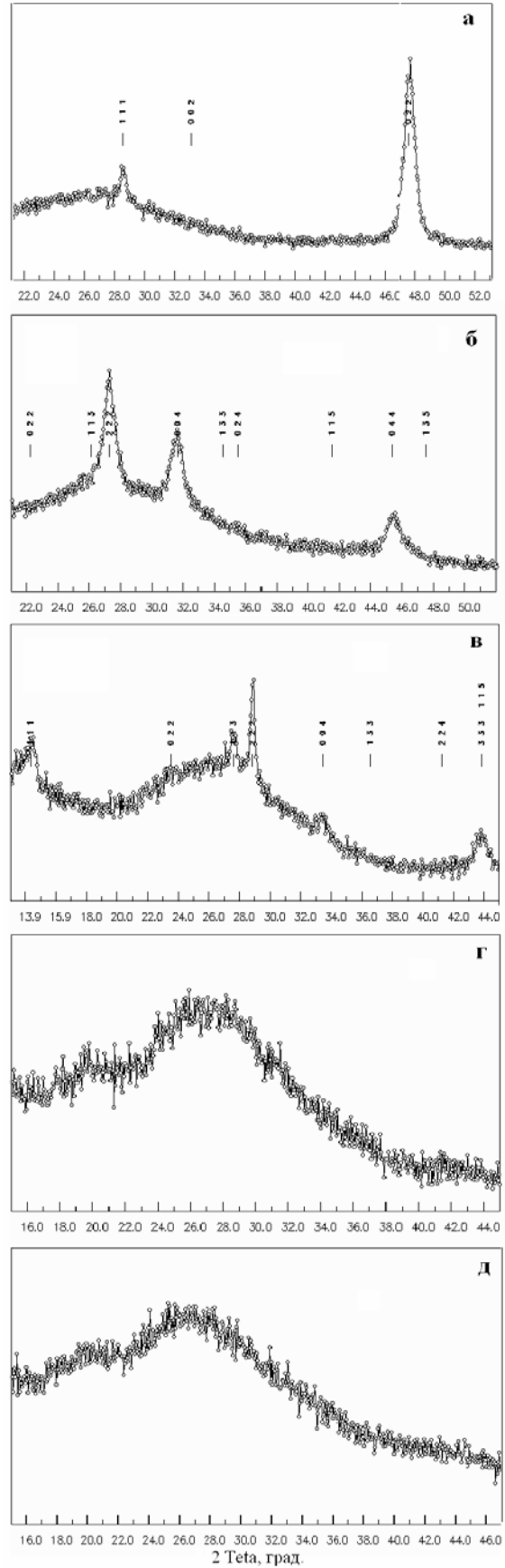


Рис. 5. Фрагменти дифракційних спектрів плівкових покриттів сульфідних ПУМ: $ZnS-Gd_2S_3$ (а), Yb_3S_4 (б), $MnIn_2S_4$ (в), $ZnIn_2S_4$ (г), $EuIn_2S_4$ (д).

Таблиця 1

Фазовий склад оксидних ПУМ, залишків після випаровування, структура та оптичні властивості покриттів

ПУМ		Плівкове покриття		
Вихідний	Залишок	Структура	Показник заломлення ¹⁾	Коефіцієнт розсіювання, %
TiO ₂ ромбоedr.	Ti ₃ O ₅ + Ti ₅ O ₉	p/a ²⁾	2,30	0,06
Sm ₂ Ti ₂ O ₇ куб.	SmTiO ₃ + Sm ₂ TiO ₅	p/a	2,20	0,11
Gd ₂ Ti ₂ O ₇ куб.	GdTiO ₃ + Gd ₂ Ti ₂ O ₇ + Gd ₂ TiO ₅	p/a	2,15	0,13
HfTiO ₄ ромб.	(Hf, Ti)O ₂	p/a	2,09	0,04
Ta ₂ O ₅ ромбоedr.	Ta ₂ O ₅ + Ta	p/a	2,10	0,14
NdTaO ₄ мон.	NdTaO ₄	p/a	2,05	0,12
EuTaO ₄ мон.	EuTaO ₄ + Eu ₂ Ta ₂ O ₇	p/a	2,05	0,11
YbTaO ₄ мон.	YbTaO ₄ + Ta	p/a	2,15	0,12

¹⁾ показник заломлення плівок розрахований за результатами спектральних вимірювань у діапазоні 0,5 – 2,0 мкм²⁾ p/a – рентгеноаморфне

Таблиця 2

Структура, оптичні й експлуатаційні характеристики покриттів зі фторидних ПУМ

Склад ПУМ	Покриття			
	Структура	Показник заломлення	Коефіцієнт розсіювання, %	Механічна міцність, об.
YF ₃ ромб.	YF ₃ ромб.	1,54	0,49	2500
LaF ₃ гекс.	LaF ₃ гекс.	1,47	0,33	2000
CeF ₃ гекс.	CeF ₃ гекс.	1,53	0,27	1000
NdF ₃ гекс.	NdF ₃ гекс.	1,49	0,23	3000
EuF ₃ ромб.	EuF ₃ гекс.	1,60	0,03	17000
HoF ₃ ромб.	HoF ₃ ромб.	1,53	0,19	1000
YbF ₃ ромб.	YbF ₃ ромб. + p/a ¹⁾	1,54	1,20	8000
YbF ₃ -CeF ₃ ромб.	(Yb, Ce)F ₃ ромб. + p/a	1,55	0,11	2000
YbF ₃ -CeF ₃ -HfF ₄	(Yb, Ce)F ₃ ромб. + p/a	1,56	0,05	4000
YbF ₃ -SrF ₂ -HfF ₄	p/a	1,53	0,015	2000
MgF ₂ -Na ₃ AlF ₆	p/a	1,39	0,09	1500
MgF ₂ -CeF ₃	p/a	1,49	0,02	4000
MgF ₂ -NdF ₃	MgF ₂	1,43	0,04	10000
MgF ₂ -LuF ₃	MgF ₂ + p/a	1,43	0,05	16000
EuF ₃ -CeF ₃	EuF _{2+x} куб., EuF ₃ гекс.	1,59	0,07	18000
YSF гекс.	YF ₃	1,56	0,25	1000
NdSF тетр.	NdF ₃ гекс.	1,60	0,09	2000
SmSF тетр.	SmF ₃ гекс. + p/a	–	–	–
TmSF гекс.	p/a	1,53		
BaY ₂ F ₈ мон.	p/a	1,37	0,5	3000

Вплив температури підкладки на структуру покриттів з сульфиду цинку ілюструє рис. 2, на якому зображено вигляд дифракційних спектрів покриттів з ПУМ ZnS, які нанесено на холодну (а) та нагріту (б) підкладки. Як випливає з представлених даних, структура покриттів суттєво залежить від температури підкладки. Так, якщо одержане конденсацією на нагрітій підкладці покриття є цілковито кристалічним і містить тільки фазу ZnS сфалерит, то при конденсації на холодній підкладці утворюється покриття зі значною часткою аморфної складової, про що свідчить наявність широкого гало

на дифрактограмі. Тому у подальшому застосуванні майже в усіх випадках (за винятком системи ZnS-Ge) нагріті підкладки.

Отримані ПУМ, нанесені з них покриття (в тому числі описані вище) й залишки від випаровування ідентифікували методом кількісного рентгеновського фазового аналізу (РФА). Дифракційні спектри одержували в мідному фільтрованому випромінюванні (анодна напруга й сила струму, відповідно, 30 кВ і 20 мА, вихідні щілини 2,4 мм, щілина на детекторі 0,1 мм) на автоматизованому рентгеновському апараті ДРОН 3. Керування

Таблиця 3

Структура, оптичні й експлуатаційні характеристики покриттів зі сульфідних ПУМ

Склад ПУМ	Покриття			
	Структура	Показник заломлення	Коефіцієнт розсіювання, %	Механічна міцність, об.
ZnS _{1+x} гекс.	ZnS куб.	2,33	0,16	2500
ZnS гекс.– Ge куб.	p/a ¹⁾ (холодна підкладка)	3,10	0,09	2000
Dy ₂ S ₃ мон.	p/a	2,55	0,13	1000
ZnS куб.–GdS гекс.	ZnS куб.	2,17	0,45	12000
ZnS куб., гекс.– Gd ₂ S ₃ ромб.	ZnS куб. + p/a (мало)	2,37	0,05	22500
ZnIn ₂ S ₄ гекс.	p/a	2,67	0,05	1000
MnIn ₂ S ₄ куб.	MnIn ₂ S ₄ куб.+ p/a	2,55	0,05	4000
EuIn ₂ S ₄ ромб.	p/a	2,55	0,05	3000
Yb ₃ S ₄ ромбодр.	Yb ₃ S ₄ куб. + p/a	2,35	0,04	5000
YbIn ₂ S ₄ ромб.	p/a	2,60	0,04	3000

p/a – рентгеноаморфна компонента

процесом зйомки й подальшу обробку дифракційних спектрів здійснювали за допомогою автоматизованої системи збору, обробки й інтерпретації рентгенівських дифракційних спектрів. Дифрактограми записували в дискретному режимі: крок сканування становив 0,05°, час експозиції в кожній точці 4с для порошоків і 8с для покриттів. Інтервал кутів дифракційних спектрів становив 20-70°. Первинну обробку дифракційних спектрів виконували за методом повнопрофільного аналізу. Положення центрів ваги піків визначали з похибкою ± (0,001 ÷ 0,005°), а інтегральні інтенсивності – з похибкою ± (5 ÷ 15%).

Для визначення показника заломлення покриття наносили на клинчасту пластину (∠12°) з важкого скла марки ТФ4 або ТФ5. Визначення робили на мікроспектрофотометрі МСФУ шляхом визначення коефіцієнта відбиття (R), вимірюючи екстремальні значення (R_{екстр.}) на інтерференційній картині, за формулою:

$$n_{ш} = \sqrt{n_{п} \frac{1 + \sqrt{R_{екстр.}}}{1 - \sqrt{R_{екстр.}}}}$$

де n_ш, n_п – показники заломлення шару й підкладки, відповідно: за умови n_ш<n_п (фториди, деякі оксиди металів) для розрахунків беруться значення R_{мін.}, а у випадку n_ш>n_п (більшість оксидів, сульфід металів), навпаки, R_{макс.}. Коефіцієнт розсіювання (σ) покриття вимірювали на лазерному стенді із застосуванням He-Ne лазера (λ = 682 нм) шляхом визначення відносного дифузного відбиття від підкладки в сфері, відкритої MgO.

Механічну міцність покриттів визначають стиранням обгорнутим батиствою тканиною гумовим наконечником на приладі СМ-55; робоча частина наконечника має бути закруглена за сферою

радіусом 3 мм. Режим випробування: навантаження на стираючий наконечник – 200 г; частота обертання деталі з покриттям – 500 об/хвил.; відстань від осі обертання деталі до осі наконечника – 5 мм.

Після випробувань на стирання поверхні деталі з покриттям продиляються у відбитому світлі на фоні чорного екрану. Деталь вважають придатною, якщо немає наскрізної кільцевої суцільної або переривистої подряпини. Група механічної міцності визначається кількістю обертів, яке витримало покриття: 0 група - покриття допускає чистку батиствою серветкою із застосуванням спирту або спиртово-ефірної суміші і витримує не менш як 3000 обертів на приладі СМ-55; 1 група - покриття допускає чистку батиствою серветкою із застосуванням спирту або спиртово-ефірної суміші і витримує не менш як 2000 обертів на приладі СМ-55.

II. Результати та обговорення

У якості оксидних ПУМ останнім часом широко використовуються такі бінарні оксиди, як TiO₂, ZrO₂, HfO₂, Ta₂O₅. Слід зазначити, що незважаючи на багато позитивних якостей покриттів, одержуваних на основі зазначених матеріалів (досить висока міцність, адгезія до підкладки, необхідний показник заломлення), їх відрізняє досить високе поглинання. Воно обумовлене частковою втратою кисню й формуванням електронних дефектів структури, які усуваються лише наступним (найчастіше досить тривалим) відпалом покриттів у кисневмісній атмосфері. Ослаблення цього небажаного процесу є можливим шляхом стабілізації валентного стану оксидів d-металів добавками оксидів лантанідів за рахунок донорно-акцепторної взаємодії.

У даній роботі досліджено характер покриттів,

отриманих електронно-променевим випаровуванням у вакуумі складних оксидів двох типів: дититанатів лантанідів і танталатів лантанідів. Вихідні матеріали синтезовані методом спільного осадження гідроксидів металів амоніаком з розчинів солей металів з наступним висушуванням осадів і високотемпературною обробкою. Рівень поглинання залишків від випаровування дититанатів є помітно нижчим, ніж для TiO_2 , що вказує на підвищену стабільність валентного стану $Ti(IV)$ у складних оксидах. Цей факт підтверджується даними РФА залишків від випаровування дититанатів лантанідів (табл. 1). У більшості випадків вони містять, крім вихідного ПУМ, титаніти лантанідів типу $LnTiO_3$ або тверді розчини на їхній основі. У випадку дититанатів Sm і Yb можна припускати також часткове відновлення йонів лантанідів за схемою $Ln(III) \rightarrow Ln(II)$.

Процеси випаровування танталатів лантанідів є більш різноманітними за своїм характером у порівнянні з аналогічними процесами, що відбуваються при вакуумному випаровуванні дититанатів. Так, у той час, як $NdTaO_4$ випаровується практично конгруентно, випаровування $EuTaO_4$ супроводжується частковим відновленням за схемою $Eu(III) \rightarrow Eu(II)$. У випадку танталату ітербію в процесі випаровування відбувається часткове відновлення $Ta(V)$ до металевого танталу (аналогічно випаровуванню чистого Ta_2O_5) (табл. 1).

Дослідження покриттів, отриманих випаровуванням дититанатів і танталатів лантанідів, показало їхній цілковито рентгеноаморфний характер (рис. 3). Очевидно, це обумовлено низькою здатністю складнооксидних композицій до кристалізації через розгалужену систему зв'язків метал-кисень в умовах високої швидкості конденсації пари матеріалу на підкладку. Оптичні характеристики досліджені у видимому діапазоні спектра (400-800 нм) і є типовими для оксидних покриттів (табл. 1).

Суттєво іншу групу ПУМ становлять фториди металів. Донедавна як матеріали з низькими значеннями показника заломлення ($n < 1,8$) використовувалися такі ПУМ, як LiF , MgF_2 , CaF_2 , PbF_2 , Na_3AlF_6 (кріоліт, практично єдиний зі складних фторидів). Нами запропоновано широку гаму нових фторидних ПУМ на основі фторидів РЗЕ, починаючи з бінарних сполук і закінчуючи тернарними й більше складними композиціями. Особливу групу ПУМ становлять сульфогфториди РЗЕ складу $LnSF$ ($Ln - Y, La \div Lu$).

Як впливає з отриманих нами раніше даних (табл. 2), переважна більшість фторидів у тонкоплівковому стані має кристалічну структуру, переважно того ж типу, що й для вихідного ПУМ. Виняток для бінарних фторидів становить EuF_3 , що у плівці кристалізується в структурі високотемпературної модифікації. Що стосується складнофторидних композицій, покриття мають структуру того компонента, що в основному міститься в покритті через розгін ПУМ. Деякі з покриттів, крім кристалічної фази, містять істотну

частку рентгеноаморфної складової (рис. 4). Цікаво відзначити, що покриття, отримані випаровуванням сульфогфторидів рідкісноземельних металів, містять практично чисту фазу фториду РЗЕ, однак відрізняються дещо вищими оптичними й експлуатаційними параметрами в порівнянні з покриттями, отриманими із фторидів тих же металів (наприклад, YSF і YF_3 , $NdSF$ і NdF_3) [2]. Природа цього явища може бути обумовлена оптимальним співвідношенням кристалічної й аморфної фаз у покриттях на основі $LnSF$, а також наявністю різновалентних атомів рідкісноземельних елементів. В цілому помітно, що чим різноманітнішим є склад вихідного фторидного ПУМ, тим більш ймовірною є поява аморфної складової у структурі відповідного покриття. Цьому особливо сприяє конгруентність випаровування складного фториду, як це має місце у випадку ПУМ BaY_2F_8 , покриття з якого є цілковито рентгеноаморфним. Як впливає з табл. 2, покриття, що містять аморфну складову (або цілком рентгеноаморфні), характеризуються незначним розсіюванням і водночас – не надто високою механічною міцністю (табл. 2).

У якості халькогенідних ПУМ традиційно використовують такі сполуки, як ZnS , $ZnSe$, PbS , $PbTe$, Sb_2S_3 і деякі інші бінарні халькогеніди. Всі вони мають високі ($n > 2,2$) значення показника заломлення, відрізняються не надто високою механічною міцністю, а деякі – ще й високою токсичністю.

Нами розроблено і випробувано низку нових матеріалів – як бінарних, так і складних халькогенідів, які мають підвищені оптичні й експлуатаційні характеристики в порівнянні із традиційними ПУМ. Серед них можна відзначити наступні: сульфід лантанідів, а складні сульфідні типу сульфогшпінелей MM'_2S_4 ($M - Mn, Zn, Cd, Eu(II), Yb(II), M' - Ga, In$), а також композити складу $ZnS-Ln_2S_3$ ($Ln - Sm, Gd, Dy$) та $ZnS-GdS$ [4,5]. Халькогенідні ПУМ поводяться різним образом у процесі випаровування й конденсації в тонкоплівковому покритті. Так, сульфогшпінелі складу $ZnIn_2S_4$, $MnIn_2S_4$, $EuIn_2S_4$ випаровуються конгруентно, тобто склад залишку після випаровування повністю відповідає складові вихідного ПУМ. При випаровуванні сульфідів лантанідів (Dy_2S_3 , Tm_2S_3) спостерігається їх значне термічне розкладання з утворенням у залишку композицій складу Ln_5S_7 . Помітний розгін із частковим розкладанням має місце й у випадку $YbIn_2S_4$.

Складносульфідні ПУМ утворюють як рентгеноаморфні, так і кристалічні тонкоплівкові покриття (рис. 5, табл. 3). У деяких випадках (Yb_3S_4 , $MnIn_2S_4$) утворюється суміш кристалічної фази й аморфної складової. Виявляється чітка закономірність у здатності ПУМ утворювати кристалічне тонкошарове покриття: якщо вихідний ПУМ має кубічну структуру (або здатний здобувати її у високотемпературній модифікації), то покриття, як правило, також має кубічну структуру, тобто є

кристалічним; у протилежному випадку воно є рентгеноаморфним. Однак, швидше за все, ця умова кристалічності покриттів є недостатньою і багато в чому все також залежить від умов нанесення покриття та його товщини. Тонкоплівкові покриття, що мають рентгеноаморфний характер, як правило, проявляють більше низький коефіцієнт розсіювання. У той же час вони зазвичай мають меншу механічну міцність у порівнянні із кристалічними й, особливо, кристалоаморфними покриттями.

Висновки

1. Найбільшою здатністю до утворення рентгеноаморфних покриттів володіють оксидні ПУМ, найменшою – фторидні ПУМ; а сульфідні ПУМ займають проміжне положення. Цей факт

пояснюється як різною здатністю цих ПУМ утворювати просторову систему зв'язків, так і різною швидкістю конденсації покриття на підкладці через різницю у температурах випаровування ПУМ.

2. Багатокомпонентні ПУМ мають підвищену здатність утворювати аморфні покриття в порівнянні з бінарними сполуками.

3. Наявність кубічної структури у вихідного ПУМ (у тому числі й високотемпературній модифікації) є чинником, що сприяє кристалізації матеріалу у покритті.

4. Вплив швидкості конденсації, характеру підкладки й товщини покриття на його структуру є недостатньо з'ясованим й потребує подальшого вивчення.

- [1] *Справочник технолога-оптика* / М.А. Окатов, Э.А. Антонов, А. Байгожин и др. / Под ред. М.А. Окатова. 2-е изд., перераб. и доп. Политехника, СПб. 679 с. (2004).
- [2] M. Friz, F. Waibel. *Coating materials /Optical Interference Coatings* / N. Kaiser and H. K. Pulker (Eds) Springer-Verlag, Berlin pp.105-130 (2003).
- [3] *Handbook of Infrared Optical Materials* / P. Klocek (Ed.). Marcel Dekker Inc., New-York. Basel. Hong Kong. 613 p. (1991).
- [4] В.Ф. Зінченко. Научные основы прогнозирования и создания пленкообразующих материалов для интерференционной оптики // *Оптич. журн.*, **73**(12), сс. 72-77 (2006).
- [5] В.Ф. Зінченко, В.П. Соболев, Г.І. Кочерба, Є.В. Тімухін. Оптичні та експлуатаційні властивості тонкоплівкових систем інтерференційної оптики (огляд) // *Фіз. і хім. тверд. тіла*, **8**(3). сс. 441-450 (2007).

V. F. Zinchenko¹, G. I. Kocherba², V. P. Sobol'³, O. V. Mozkova³, V. Ya. Markiv⁴,
N. M. Belayavina⁴

Peculiarities of Structure and Optical & Operational Properties of Thin-Film Coatings Based on Oxides, Fluorides and Chalcogenides of Metals

¹A. V. Bogatsky Physico-Chemical Institute of NAS of Ukraine,
86 Lustdorfska Doroga Str., 65080, Odesa, Ukraine, vfinchenko@ukr.net

²JV "New Materials and Technologies", 86 Lustdorfska Doroga Str.,
65080, Odesa, Ukraine, e-mail: nmt@paco.net;

³Central Design Office "Arsenal", 8, Moscovska Street, 02010, Kyiv, Ukraine, borisgor@i.com.ua

⁴Taras Shevchenko Kyiv National University, 64, Volodymyrska Str.,
01003, Kyiv, Ukraine, e-mail: belmar@mail.univ.kiev.ua

Analysis of the effect of composition of film-forming materials (FFM) and conditions of their thermal evaporation and condensation on the structure and properties of the obtained coatings is carried out. It is established that complex oxides, some fluorides and chalcogenides form an amorphous coating at the rapid evaporation and condensation on the substrate. While the initial sulfide FFM has a cubic structure, a significant part of crystalline phase appears in the coating. Formation of amorphous-crystalline structures in the coating promotes improvement of its optical and operational properties.