

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ И МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

PACS numbers: 64.60.ah, 68.37.Lp, 73.61.At, 73.63.Bd, 78.20.Ci, 78.66.Bz, 81.15.Kk

Вплив підшарів германію на структуру, електропровідність та оптичні властивості нанорозмірних плівок срібла

Р. І. Бігун, З. В. Стасюк, О. В. Строганов, М. Д. Бучковська, Д. С. Леонов*

*Львівський національний університет імені Івана Франка,
вул. Університетська, 1,
79000 Львів, Україна
*Технічний центр НАН України,
вул. Покровська, 13,
04070 Київ, Україна*

Досліджено структуру, статичну електропровідність та оптичні властивості тонких плівок срібла, заморожено препаративаних в умовах надвисокого вакууму на поверхні скла та поверхні скла, попередньо покритій підшарами германію масовою товщиною у 0,5 нм. Ультратонкі підшари германію прищвидшують металізацію шару срібла за рахунок зменшення середніх лінійних розмірів кристалітів у конденсованому шарі пари металу, що проявляється у зменшенні порогової товщини перколяційного переходу. Величини товщин плівок металу d_c , що відповідають перколяційному переходу та знайдені з результатів міряння статичної електропровідності й оптичного пропускання плівок у діапазоні довжин хвиль 300–2500 нм, добре узгоджуються між собою.

Ключові слова: тонкі металеві плівки, підшари субатомової товщини, перколяція, електропровідність, коефіцієнт відбивання плівок.

Corresponding authors: Roman Ivanovych Bihun
E-mail: bihun28@ukr.net

*Ivan Franko National University of Lviv,
1 Universytetska Str., UA-79000 Lviv, Ukraine
*Technical Centre, N.A.S. of Ukraine,
13 Pokrovs'ka Str., UA-04070 Kyiv, Ukraine*

Citation: R. I. Bihun, Z. V. Stasyuk, O. V. Stroganov, M. D. Buchkovska, and D. S. Leonov, Influence of Germanium Sublayers on Structure, Electrical Conductivity, and Optical Properties of Nanosize Films of Silver, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 40, No. 5: 601–613 (2018) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.40.05.0601.

Structure, DC electrical conductivity, and optical properties of thin silver films quench prepared under ultrahigh vacuum conditions on the surface of the bare glass and the glass precoated with germanium sublayers with a mass thickness of 0.5 nm are studied. Ultrathin films of germanium sublayers accelerate the metallization of a silver film by reducing the average linear dimensions of crystallites in the condensed layer of metal vapour that manifests itself in a decrease in the threshold thickness of the percolation transition. The d_c thicknesses of metal films, which correspond to the percolation transition and are determined by measurements of DC electrical conductivity and optical transmission of films in the wavelength range $\lambda = 300\text{--}2500$ nm, agree well with each other.

Key words: thin metal films, sublayers of subatomic thickness, percolation, electroconductivity, reflection coefficient of films.

Исследованы структура, статическая электропроводность и оптические свойства тонких плёнок серебра, замороженно препарированных в условиях сверхвысокого вакуума на поверхности стекла и поверхности стекла, предварительно покрытой подслоями германия массовой толщиной 0,5 нм. Ультратонкие подслои германия ускоряют металлизацию слоя серебра за счёт уменьшения средних линейных размеров кристаллитов в конденсированном слое пара металла, что проявляется в уменьшении пороговой толщины перколяционного перехода. Величины толщин плёнок металла d_c , которые соответствуют перколяционному переходу и определены из результатов измерения статической электропроводности и оптического пропускания плёнок в диапазоне длин волн 300–2500 нм, хорошо согласуются между собой.

Ключевые слова: тонкие металлические плёнки, подслои субатомной толщины, перколяция, электропроводность, коэффициент отражения плёнок.

(Отримано 6 березня 2018 р.)

1. ВСТУП

Використання досягнень сучасного тонкоплівкового матеріалознавства у розробці новітніх пристроїв мікро- та наноелектроніки надзвичайно важливе. Однією з ключових проблем тонкоплівкових технологій є розробка метод приготування тонких шарів матеріалів із бажаними структурою та фізичними параметрами. Ультратонкі плівки металів (товщина шару декілька нанометрів) у перспективі можуть використовуватись у пристроях мікро- та наноелектроніки в якості омичних провідників з високим ступенем прозорості у видимому та інфрачервоному діяпазонах довжин світлових хвиль [1]. Для забезпечення можливості практичного використання металевих шарів у згаданих пристроях необхідна детальна інформація про статичні та динамічні електричні параметри плівок і про особливості взаємодії ультратонких шарів металу з електромагнетним випроміненням.

Особливістю процесів формування тонких плівок є зміна структури об'єкта у процесі нарощування маси матеріалу плівки на підкладинці від окремих зародків кристалізації (дрібнодисперсна, гранульована будова) з активаційними механізмами перенесення заряду до суцільного чи електрично суцільного зразка з металічним характером перенесення заряду. В області переходу від острівцевої будови до суцільного шару в міру наростання маси шару плівка проявляє унікальні електричні та оптичні властивості внаслідок зміни механізмів релаксації носіїв струму як на поверхні шару, так і на міжзеренних межах в об'ємі шару. Для конкретного об'єкта важливою є інформація про товщину шару d_c , при якій відбувається згаданий перехід. Величину d_c найчастіше оцінюють на основі підходу, який уможливорює знати товщину шару, при якому появляється перший канал провідності металевого типу на основі метод перколяційної теорії — 'the percolation threshold' (пори́г протікання) [2, 3].

Відомо, що зниження величини d_c для плівок даної речовини при стабільних температурних умовах можна досягти шляхом зменшення середніх лінійних розмірів кристалітів. З літератури, зокрема з [4, 5], відомо, що використання попередньо нанесених на аморфну діелектричну підкладинку ультратонких (масовою товщиною в декілька атомних шарів) підшарів поверхнево-активних слабкопровідних речовин (Ge, Si, Sb та ін.) можна керувати величиною d_c у плівках низки металів (зокрема, Ag, Au, Cu, Ni, Pd, Cr) при приготуванні плівок шляхом конденсації пари термічно випаруваного металу. Ступінь впливу підшарів згаданих речовин на формування плівки металу залежить від температури топлення металу $T_{\text{топ}}$ та температури підкладинки $T_{\text{к}}$ при конденсації пари металу.

У даній роботі проведено електронно-мікроскопічне дослідження структури плівок срібла, сформованих на чистій поверхні отопленого полірованого скла та поверхні скла, попередньо покритій підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм. Критичну товщину d_c плівок срібла, при якій відбувається перколяційний перехід, визначено з результатів дослідження статичної електропровідності та оптичних спектрів пропускання у видимому та ближньому інфрачервоному діапазонах хвиль 300–2500 нм тонких плівок срібла різної товщини. Проаналізовано кореляцію між оптичними та електричними властивостями плівок срібла при перколяційному переході.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Плівки срібла одержували в умовах надвисокого вакууму (тиск залишкових компонентів газів не перевищував 10^{-7} Па). Методика

препарування плівок ідентична методикам, що використовувалися при формуванні плівок срібла, золота і міді, описаних у наших попередніх роботах [4, 5]. Плівки срібла одержували шляхом конденсації пари термічно випаруваного металу зі швидкістю нанесення біля 0,01 нм/с на охолоджену до 78 К підкладинку з подальшою термостабілізацією за кімнатної температури ($T = 300$ К). Ультратонкі підшари германію масовою товщиною 0,5 нм наносили на підкладинку безпосередньо перед нанесенням плівок металу. Описаний режим препарування плівок металу відповідає режиму «замороженого препарування», при якому конденсація пари металу та часова термостабілізація проходять за температури, що не перевищує $0,2-0,3T_{\text{топ}}$. При електричних вимірюваннях плівки, товщина яких поступово зростає, формували шляхом додаткового напорошення металу після кожної термостабілізації протягом години та проведення вимірювань електричного опору.

Для структурних та оптичних досліджень плівки металу різних товщин наносили одночасно у вигляді паралельно розміщених смужок із закриванням від потоку металу на відповідну смужку при досягненні заданої товщини заслінкою. Сформовані плівки термостабілізували у вакуумі за кімнатної температури ($T = 300$ К) протягом доби. Плівки разом з підкладинкою виймали з вакуумної системи безпосередньо перед проведенням оптичних або електронно-мікроскопічних досліджень.

Особливості мікроструктури плівок срібла різної товщини досліджували на просвіт в електронному мікроскопі ПЕМ-100. Для цього плівки срібла наносили на аморфну вуглецеву підкладинку масовою товщиною у 20 нм, вироцнену на поверхні відколу монокристалу хлористого натрію. Підшар германію осаджували на вуглецеву плівку безпосередньо перед нанесенням плівок срібла. Зображення плівок срібла, одержані за допомогою електронної мікроскопії на просвіт, аналізували з допомогою пакету програм ImageProPlus 6.0.

Оцінку товщини плівок здійснювали за зсувом резонансної частоти п'єзокварцового вібратора з чутливістю, не гіршою за 0,1 нм. Масову товщину підшару германію оцінювали за часом напорошення Ge при фіксованому каліброваному потоці матеріялу з чутливістю, у 2–3 рази вищою (0,03–0,05 нм). Опір плівок срібла вимірювали з допомогою двозондової методики цифровим омметром і фіксували у пам'яті комп'ютера. Опір підшару германію завжди перевищував 10^8 Ом.

Дослідження спектрів пропускання $T(\lambda)$ плівок срібла реалізовано на Shimadzu UV-3600-VIS-NIR у видимій і ближній інфрачервоній області довжин хвиль у діапазоні $300 \leq \lambda \leq 2500$ нм. Зауважимо, що в рамках даного дослідження вважається, що підшари германію не впливають на спектральні характеристики плівок

срібла, а лише змінюють умови росту та, відповідно, структуру плівки металу.

3. ОБГОВОРЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ

3.1. Структура плівок срібла

Результати електронно-мікроскопічних та електроннографічних досліджень на просвіт показали, що плівки срібла, сформовані з допомогою описаної вище методики препарування, є однорідними полікристалічними шарами металу, в яких відсутня переважна орієнтація кристалітів. Параметри кристалічної ґратниці плівок срібла з точністю, не гіршою за 0,005 нм, збігаються з параметрами кристалічної ґратниці масивного срібла. З аналізу результатів електроннографічних досліджень також можна зробити висновок про відсутність у плівках срібла домішкових і нерівноважних фаз та продуктів реакції срібла з германієм. Останній висновок також узгоджується з результатами досліджень структури плівок шляхетних металів у присутності Ge, здійснених для діапазону низьких температур $T \leq 0,2-0,3T_{\text{топ}}$ [4, 5].

На рисунку 1 показано мікрофотографії плівок срібла масовою товщиною у 10 нм, сформованих відповідно на чистій поверхні вуглецевої плівки (рис. 1, *a*) і поверхні вуглецевої плівки попе-

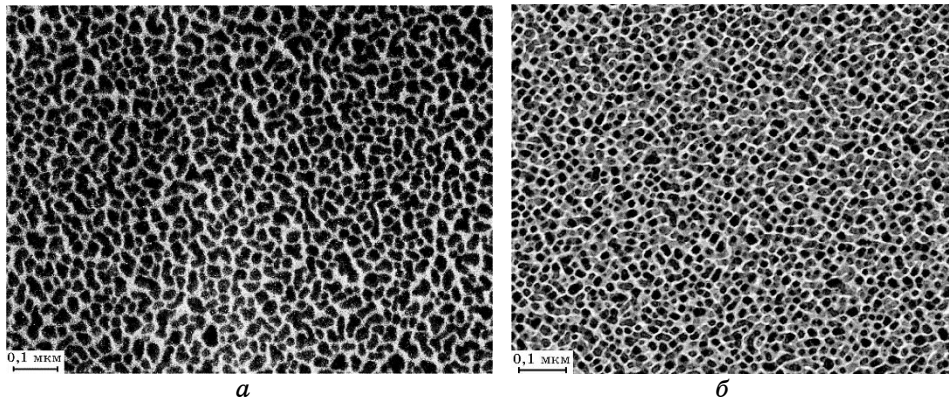


Рис. 1. Мікроструктура плівок срібла масовою товщиною у 10 нм, осаджених на чисту вуглецеву підкладку (*a*) та на вуглецеву підкладку, попередньо покриту підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм (*б*).

Fig. 1. Microstructure of silver films with a mass thickness of 10 nm, deposited on a pure carbon substrate (*a*) and a carbon backing precoated with a submerged germanium with a mass thickness of 0.5 nm (*b*).

редньо покритої підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм (рис. 1, б). З рисунка візуально видно, що лінійні розміри кристалітів на поверхні підшару германію істотно менші за лінійні розміри кристалітів у плівці, сформованій на чистій поверхні вуглецю. Визначення середніх лінійних розмірів кристалітів D у площині, паралельній підкладинці, здійснено з аналізу статистичних даних про розміри кристалітів і кластерів. У результаті одержано гістограми розподілу кількості кристалітів від їхніх лінійних розмірів, яких показано на рис. 2. За зсувом максимуму розподілу кристалітів від їхнього розміру в область менших d з рис. 2 видно, що підшар германію сприяє зменшенню середніх лінійних розмірів кристалітів. Зокрема, для плівок, осаджених на чистій поверхні вуглецю, цей максимум відповідає $D = 24$ нм, а для плівок Ag, сформованих на поверхні підшару германію, $D = 13$ нм.

З результатів електронно-мікроскопічних досліджень можна зробити висновок, що наявність на поверхні аморфної підкладинки вкрапель атомів Германію сприяє більш рівномірному заповненню поверхні підкладинки кристалітами металу практично однакових лінійних розмірів. Дослідження мікроструктури плі-

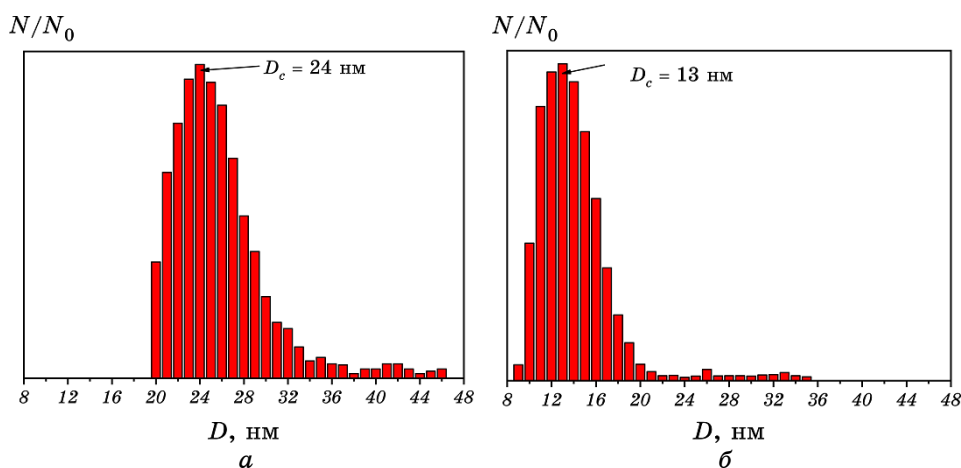


Рис. 2. Гістограма розподілу кристалітів за розмірами на поверхні підкладинки, покритої плівками срібла масовою товщиною у 10 нм, осадженими на чисту вуглецеву підкладинку (а) та на вуглецеву підкладинку, попередньо покриту підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм (б).

Fig. 2. Histogram of the distribution of crystallites by size on the surface of a substrate covered with silver films of a mass thickness of 10 nm deposited on a pure carbon substrate (a) and on a carbon substrate precoated with a submerged germanium with a mass thickness of 0.5 nm (b).

вок срібла різних товщин показує, що використана у роботі методика «замороженого» приготування плівок забезпечує формування плівок металу різної товщини, середні лінійні розміри кристалітів у яких не залежать від товщини плівки металу, принаймні, для діапазону товщин $6 \leq d \leq 40$ нм.

Зауважимо, що аналогічний висновок можна буде зробити і за результатом електричних вимірювань. Розмірні залежності провідності плівок достатньо добре описуються з допомогою квазикласичних теоретичних моделей, проаналізованих в огляді [6], які придатні для опису властивостей плівок з структурою, незмінною при зміні товщини плівки.

3.2. Електропровідність плівок

Електропровідність термостабілізованих при кімнатній температурі плівок срібла проявляє розмірну залежність подібним чином, як це спостерігалось для плівок срібла, свіжонанесених при температурі підкладки $T = 78$ К на чисту поверхню скла та поверхню підшарів германію різної товщини [7]. Характер залежностей питомої провідності (питомого опору) плівок від товщини шару металу та середніх лінійних розмірів кристалітів аналогічний в обох випадках.

У якості провідних елементів мікросхем можуть використовуватися лише суцільні плівки металу з омичним характером електропровідності. Тому для практики важливо здійснити оцінку товщин плівок, за яких шар металу з ґранулярного (дискретного) стану перетворюється в електрично суцільний стан. Відповідь на дане питання можна одержати з аналізу результатів дослідження залежностей опору плівок від їхньої товщини (рис. 3) на основі підходів теорії перколяційних переходів. Згідно з теорією [8], вигляд близької до гіперболічної залежності опору R плівки від її товщини d можна лінеаризувати у логаритмічному масштабі у вигляді залежностей типу:

$$R \propto (d - d_c)^{-\gamma}. \quad (1)$$

Величина d_c на даній залежності дорівнює перколяційній товщині плівки, тобто мінімальній товщині шару, за якої у плівці виникає перший канал провідності металічного характеру.

Розмірні залежності питомого опору плівок срібла, товщина яких перевищує величини d_c , достатньо добре описуються у кількісному плані за допомогою виразів квазикласичних теорій розмірних ефектів у плівках металів [6]. Сказане можна проілюструвати за допомогою графіків закономірностей, показаних на рис. 4, на якому побудовано залежності добутку питомого опору

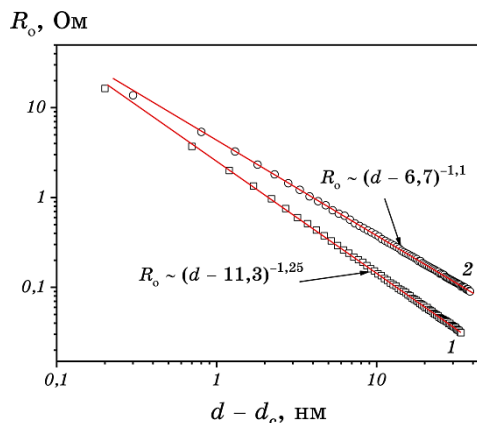


Рис. 3. Залежності $R = R(d - d_c)$ у логаритмічному масштабі при $T = 300$ К для плівок срібла, термостабілізованих за температури $T = 300$ К протягом однієї години. Точки — експериментальні дані. Лінійні прямі — апроксимаційні вирази перколяційного моделю.

Fig. 3. The dependence $R = R(d - d_c)$ on a logarithmic scale at $T = 300$ K for silver films thermostabilized at a temperature $T = 300$ K for one hour. Points are experimental data. Linear straight lines—approximation-matrix expressions of a percolation model.

плівок $\rho(d)$ срібла різних товщин d на відповідну товщину плівки d від товщини плівки d : $\rho(d)d = f(d)$. Експериментальні дані на графіках зображено точками. Суцільні криві, представлені на графіках, розраховано з допомогою наближеного виразу теорії Намби [6] у припущенні, що структура плівок при зміні товщини плівки d залишається незмінною, а тому можна користуватися величинами ρ_∞ (питомий опір плівки безмежної товщини даної незмінної структури, коли внесок поверхневого розсіювання носіїв струму є нехтовно малим) і λ (середня довжина вільного пробігу носіїв струму у плівці безмежної товщини). При даному підході у плівках великої товщини, згідно з теоріями Фукса–Зондгаймера і Намби [6], графік залежності $\rho(d)d = f(d)$ є прямою лінією, а відхил графіка згаданої функції від лінійності має місце лише у ділянці малих товщин d ($d < \lambda$ та $d \sim h$), де h — середня амплітуда макроскопічних поверхневих неоднорідностей. З рисунка 4 видно, що порушення лінійності згаданих залежностей має місце при $d < 20$ нм у плівках срібла, сформованих на чистій поверхні скла, та при $d < 15$ нм у плівках Ag на поверхні підшару германію.

Точне співставлення теоретичної залежності Намби з експериментальними даними уможливило встановити, що середня амплітуда поверхневих неоднорідностей у плівці Ag на чистій поверхні

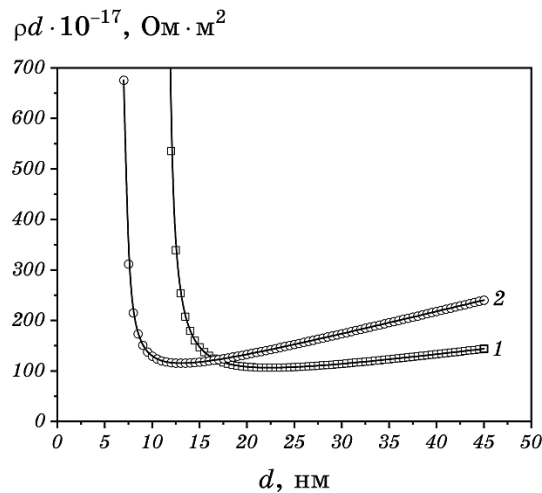


Рис. 4. Розмірні залежності добутку $\rho(d)d = f(d)$ плівок срібла, сформованих: *1* — на чистій скляній підкладці; *2* — на скляній підкладці, попередньо покритій підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм. Точки — експериментальні дані, суцільні лінії — апроксимаційні залежності згідно з моделлю Намби.

Fig. 4. Dimensional dependences of the product $\rho(d)d = f(d)$ for the silver films formed: *1*—on a clean glass substrate; *2*—on a glass substrate pre-coated with a submerged germanium of a mass thickness of 0.5 nm. Points—experimental data, solid lines—approximation dependences according to the Namba's model.

скла $h = 11$ нм, а у плівці Ag на поверхні підшару германію $h = 6,7$ нм. Зауважимо, що одержаний результат добре узгоджується з одержаними нами раніше даними, у яких показано, що у дрібнокристалічних плівках шляхетних металів величина $h \sim D/2$, де D — середній лінійний розмір кристалітів у плівці. Використання виразів теорії [6] уможливило здійснити оцінку величин ρ_∞ та λ , які для плівок, сформованих на чистій поверхні скла, виявилися, відповідно, $2,4 \cdot 10^{-8}$ Ом·м і $\lambda = 32$ нм та $4,6 \cdot 10^{-8}$ Ом·м і $\lambda = 17$ нм. Відмінності у згаданих величинах для плівок на поверхнях скла та підшарі германію зумовлені різними внесками зерномежового розсіювання носіїв струму в плівках у перенесення заряду. Використання виразу теорії внутрішнього розмірного ефекту Тельє–Тоссе–Пішар [6]:

$$\frac{\rho_\infty}{\rho} = 3 \frac{\lambda_0}{D} \frac{1-t}{1+t}, \quad (2)$$

у якому ρ_0 — питомий опір масивного монокристалу, λ_0 — середня довжина вільного пробігу носіїв струму в цьому кристалі, t —

ймовірність міжзеренного тунелювання носіїв струму, для пояснення експериментальних даних, показаних на рис. 4, уможливило здійснити оцінку величини t . Виявилось, що для обох залежностей, показаних на рис. 4, величина t однакова у межах точності розрахунку й експерименту: $t = 0,53-0,54$. Одержаний результат уможливорює стверджувати, що ступені досконалості плівок срібла, сформованих в однакових умовах, на чистій поверхні скла та на поверхні підшару германію достатньо близькі. Відмінність кінетичних коефіцієнтів і параметрів перенесення заряду у плівках зумовлено лише різними середніми лінійними розмірами кристалітів D у плівках.

3.3. Оптичні властивості плівок срібла

Величину товщини d_c плівок срібла, при якій має місце перколяційний перехід, можна також визначити з результатів дослідження розмірних залежностей оптичних властивостей плівок. Спектральні залежності коефіцієнта пропускання T плівок срібла, сформованих на чистій поверхні скла та на поверхні скла, попередньо покритій підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм, показано, відповідно, на рис. 5, *а* та *б*.

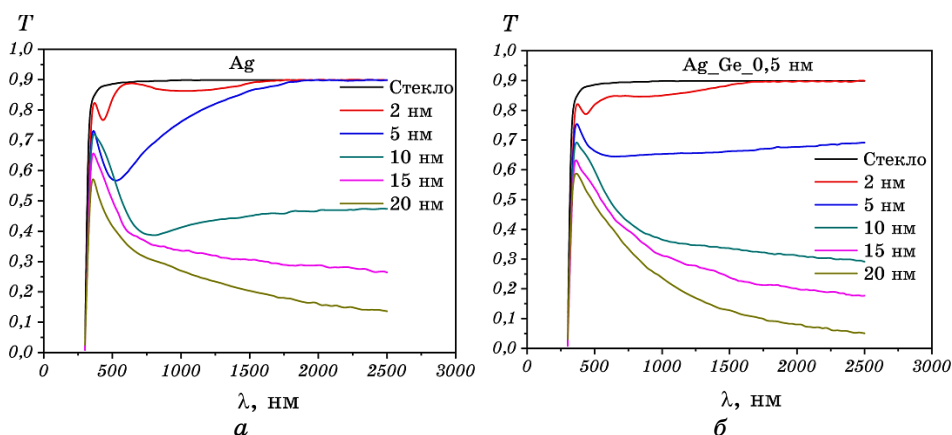


Рис. 5. Спектри пропускання T плівок срібла різної товщини: *а* — плівки, осаджені на чисту скляну підкладку; *б* — плівки, осаджені на скляну підкладку, попередньо покриті підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм.

Fig. 5. Spectra of transmission T for films of silver of different thickness: *a*—films deposited on a clean glass substrate; *b*—films deposited on a glass substrate pre-coated with a submerged germanium in a mass thickness of 0.5 nm.

На згаданих рисунках також наведено спектри $T(\lambda)$ для чистих підкладінок. Зауважимо, що залежності $T(\lambda)$ для чистої скляної підкладінки та скляної підкладінки, покритої підшаром германію, практично не відрізняються між собою.

Проаналізуємо залежності коефіцієнта пропускання $T(\lambda)$ для п'ятих довжин хвиль з дослідженої ділянки спектру електромагнетного випромінювання, залежно від товщини плівок срібла. На рисунку 6, а, б показано залежності T від товщини d плівок срібла, сформованих, відповідно, на чистій поверхні скла та на поверхні скла, попередньо покритий підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм. З рисунків видно, що показані криві залежностей $T(d)$ перетинаються в одній точці, відповідно, при $d = 12,3$ нм для кривих, показаних на рис. 6, а, та при $d = 7$ нм для кривих, показаних на рис. 6, б.

Згідно з перколяційною теорією [2, 3], товщина d , при якій має місце перетин згаданих залежностей, дорівнює критичній товщині d_c , за якої відбувається перколяційний перехід. Одержаний результат добре узгоджується з величинами d_c , розрахованими нами при аналізі залежностей електричного опору плівок срібла, сфор-

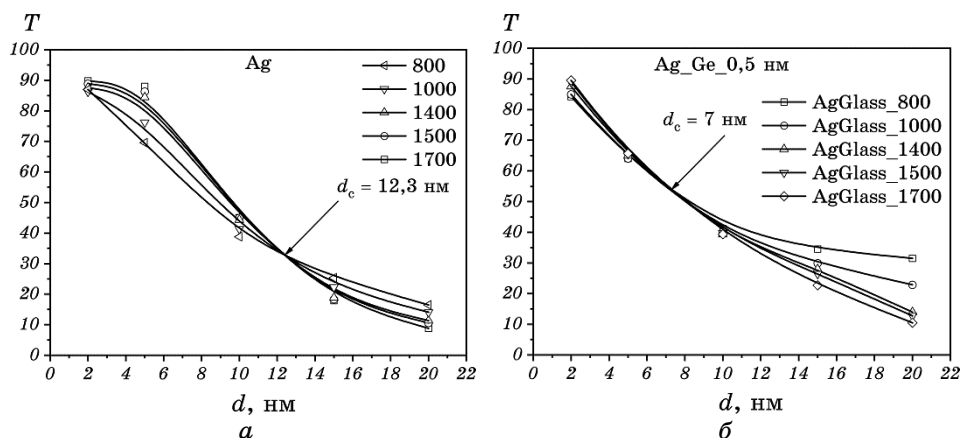


Рис. 6. Розмірні залежності пропускання $T = T(\lambda, d)$ світла різних довжин хвиль. Точка перетину кривих відповідає масовій товщині d_c перколяційного переходу: а — плівки срібла, осаджені на чисту скляну підкладінку; б — плівки срібла, осаджені на скляну підкладінку, попередньо покрити підшаром германію масовою товщиною у 0,5 нм.

Fig. 6. Dimensional dependences of transmission $T = T(\lambda, d)$ of different-wavelengths' light. The point of intersection of the curves corresponds to the mass thickness d_c of the percolation transition: а—films of silver deposited on a clean glass substrate; б—films of silver deposited on a glass substrate precoated with underlayer of germanium with a mass thickness of 0.5 nm.

мованих, відповідно, на чистій поверхні скла ($d = 11,3$ нм) та на поверхні скла, покритій підшаром германію масовою товщиною у $0,5$ нм ($d = 6,7$ нм).

На завершення порівнюємо результати дослідження властивостей плівок срібла з подібними даними, одержаними раніше для плівок золота [9] та міді [10], сформованих в аналогічних умовах, відповідно, на чистій поверхні скла та поверхні скла, попередньо покритій підшаром германію масовою товщиною у $0,5$ нм. Виявилось, що підшар германію найбільш істотно впливає на величину d_c плівок срібла. Для плівок золота та міді цей вплив слабший. Причиною такої відмінності, у першу чергу, є відмінність у структурі сформованих шарів різних металів. Середні лінійні розміри D кристалітів у плівках срібла, сформованих на чистій поверхні скла, майже у два рази більші за розміри кристалітів у плівках срібла, приготованих на поверхні підшару германію (24 нм і 13 нм). У плівках золота та міді вплив підшару германію на розміри кристалітів істотно слабший. Відповідно, для міді (12 нм і 8 нм) та для золота (12 нм і 7 нм). Тому за рахунок значного зменшення середніх лінійних розмірів кристалітів у плівках срібла при формуванні плівки на поверхні підшару германію має місце зменшення d_c у порівнянні з d_c плівок, нанесених на чисту поверхню скла.

4. ВИСНОВКИ

1. За рахунок зменшення середніх лінійних розмірів кристалітів у плівках срібла підшари германію понижують порогову товщину d_c плівки, яка відповідає перколяційному переходу у порівнянні з плівками металу, сформованими на чистій поверхні скла.
2. Встановлено, що величини товщини d_c плівок срібла, які відповідають перколяційному переходу, знайдені з оптичних та електричних мірянь, добре узгоджуються між собою.
3. Здійснено порівняння результатів дослідження впливу підшару германію на перколяційні явища у плівках срібла, міді та золота, сформованих за ідентичних умов формування.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. A. Azelevitch, B. Gorenstein, and G. Golan, *Physics Procedia*, **32**: 1 (2012).
2. P. Smilauer, *Contemporary Physics*, **32**, No. 2: 89 (1991).
3. S. Ding, X. Wang, D. J. Chen, and Q. Q. Wang, *Optics Express*, **14**, No. 4: 1541 (2006).
4. А. П. Шпак, Р. І. Бігун, З. В. Стасюк, Ю. А. Куницький, *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, **8**, вип. 2: 339 (2015).
5. Р. І. Бігун, З. В. Стасюк, О. В. Строганов, В. М. Гаврилюх, Д. С. Леонов,

- Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, **13**, вип. 3: 459 (2015).
6. З. В. Стасюк, А. І. Лопатинський, *ФХТТ*, **2**, № 4: 521 (2001).
 7. Р. І. Бігун, З. В. Стасюк, О. В. Строганов, Д. С. Леонов, *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, **15**, вип. 1: 15 (2017).
 8. Р. І. Бігун, М. Д. Бучковська, Н. С. Колтун, З. В. Стасюк, Д. С. Леонов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 12: 1659 (2013).
 9. Р. І. Бігун, З. В. Стасюк, О. В. Строганов, Д. С. Леонов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 6: 743 (2017).
 10. Р. І. Бігун, З. В. Стасюк, О. В. Строганов, Д. С. Леонов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 9: 1173 (2017).

REFERENCES

1. A. Axelevitch, B. Gorenstein, and G. Golan, *Physics Procedia*, **32**: 1 (2012).
2. P. Smilauer, *Contemporary Physics*, **32**, No. 2: 89 (1991).
3. S. Ding, X. Wang, D. J. Chen, and Q. Q. Wang, *Optics Express*, **14**, No. 4: 1541 (2006).
4. A. P. Shpak, R. I. Bihun, Z. V. Stasiuk, and Yu. A. Kynytskyi, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **8**, No. 2: 339 (2015) (in Ukrainian).
5. R. I. Bihun, Z. V. Stasiuk, O. V. Strohanov, V. M. Havryliukh, and D. S. Leonov, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **13**, No. 3: 459 (2015) (in Ukrainian).
6. Z. V. Stasiuk and A. I. Lopatynskyi, *Fiz. Khim. Tverd. Tila*, **2**, No. 4: 521 (2001) (in Ukrainian).
7. R. I. Bihun, Z. V. Stasiuk, O. V. Strohanov, and D. S. Leonov, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **15**, No. 1: 15 (2017) (in Ukrainian).
8. R. I. Bihun, M. D. Buchkovska, N. S. Koltun, Z. V. Stasiuk, and D. S. Leonov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 12: 1659 (2013) (in Ukrainian).
9. R. I. Bihun, Z. V. Stasiuk, O. V. Strohanov, and D. S. Leonov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 6: 743 (2017) (in Ukrainian).
10. R. I. Bihun, Z. V. Stasiuk, O. V. Strohanov, and D. S. Leonov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 9: 1173 (2017) (in Ukrainian).