ФІЗИКА І ХІМІЯ ТВЕРДОГО ТІЛА
Т. 8, № 2 (2007) С. 311-316

PHYSICS AND CHEMISTRY OF SOLID STATE
V. 8, № 2 (2007) P. 311-316

PACSnumbers: 61.64.+W, 68.37.VJ, 68.65.+K,73.21+B

ISSN 1729-4428

Д.І. Блецкан[1], В.П. Іваницький[2], В.С. Ковтуненко[3]

Мікро- та наноструктура аморфних плівок системи Ge-Se

[1]Фізичний факультет Ужгородського національного університету, вул. Волошина, 54, Ужгород, Україна 88000
[2]Інженерно-технічний факультет Ужгородського національного університету, вул. Капітульна, 13, Ужгород, Україна 88000
[3]Черкаський технологічний університет, бульвар Шевченка, 460, Черкаси, Україна. ivanc@mail.uzhgorod.ua

Приведені результати досліджень мікроструктури аморфних плівок селенідів германію на електронному та тунельному мікроскопах. Виявлені наномасштабні структурні неоднорідності у виді флуктуації товщини плівки та її густини. Величина контрасту між більш щільними та менш щільними ділянками досягає 10 %, середні розміри більш щільних зерен складають 20-50 нм, а менш щільних каналів: 5-15 нм. Збільшенню ступеня нанонеоднорідності сприяє ріст вмісту селену в складі плівок, а також підвищення температури підкладки та швидкості конденсації під час їх осадження. Для речовин із складами, близькими до германію, в оптимальних технологічних режимах вакуумної конденсації утворюються наноодноріднi аморфні плівки без помітних флуктуацій своєї густини на масштабах більше 1 нм.

Ключлві слова: мікроструктура, наноструктура, аморфні плівки, халькогеніди германію.

Стаття поступила до редакції 30.01.2007; прийнята до друку 15.03.2007.

Вступ

Дослідження різних аморфних речовин і, зокрема, некристалічних халькогенідів являє одну з найбільш привабливих областей фізики конденсованого стану, що інтенсивно розвивається [1-4]. Причиною цього є те, що перспективи практичного використання завжди були могутнім стимулом для фундаментальних досліджень нових матеріалів, і дослідження аморфних твердих тіл не складають виключення. Що стосується халькогенідів, то активність у цій області зв'язана з тим, що їх унікальні властивості разом із розробкою методів одержання тонких плівок великої площі відкривають нові можливості їх практичних застосувань [5-8].

На сьогодні стан теоретичних і експериментальних досліджень у цій області можна охарактеризувати як етап інтенсивного аналізу різних факторів формування аморфних речовин, вивчення стійкості некристалічного стану та взаємозв'язку між його структурою й властивостями [9,10]. Більшість результатів досліджень аморфних халькогенідів вказують на можливість формування в них вираженої ієрархії структурних неоднорідностей [11]. Вивченню таких неоднорідностей на мезоскопічному рівні на сьогодні приділяється значна увага [12-17]. В той же час практично недослідженими лишаються процеси утворення неоднорідностей нанометрового масштабу, які, тим не менше, можуть суттєво впливати на експлуатаційні параметри функціональних елементів з аморфних халькогенідів [18]. У даній роботі на прикладі халькогенідів германію досліджено вплив хімічного складу та технологічних параметрів процесів вакуумної конденсації на закономірності формування нанонеоднорідностей аморфних плівок.

I. Методика досліджень

Структурні характеристики аморфних плівок у значній мірі визначаються природою та структурою вихідного матеріалу для вакуумного випаровування [19]. Тому коротко відмітимо особливості використовуваних нами вихідних речовин, якими в більшості випадків служили стекла відповідних хімічних складів. Їх синтез проводився з елементарних компонентів високої хімічної чистоти в попередньо очищених хімічними методами кварцових ампулах.

Загальна технологія синтезу як чистих, так і модифікованих різними хімічними елементами стекол полягала в проведенні наступних технологічних процесів. Вакуумовані ампули з шихтою витримували протягом певного часу у печі при температурах синтезу. Надалі температуру розплаву поступово збільшували до трохи вищої температури. Витримка при таких температурах протягом кількох годин забезпечувала повне завершення реакцій хімічної взаємодії вихідних

компонентів. Належної гомогенізації розплаву досягали додатковим підвищенням температури з подальшою кількагодинною витримкою при ній. Насамкінець швидке охолодження розплаву здійснювали простим зануренням ампули в холодну воду. В окремих випадках використовували охолодження розплаву в режимі вимкненої печі. У випадку чистого германію та монохалькогенідів германію, котрі важко отримати у склоподібному виді, для вакуумного випаровування використовували монокристали цих речовин.

При конденсації плівок халькогенідів методи термічного вакуумного випаровування більш перспективні, ніж методи ВЧ-плазмового або магнетронного розпилення [20]. Це обумовлено суттєвим окисленням плівки у процесі її конденсації за рахунок наявності значної концентрації високоактивних атомів та іонів кисню в осаджуваному потоці. Тому тонкі плівки одержувались методом дискретного термічного випаровування із танталової ефузійної комірки і методом імпульсного лазерного випаровування з використанням установки ВУП-4. При дискретному випаровуванні температури випаровування складали 1300 К для чистого германію та біля 1000 К для його халькогенідів. Швидкості конденсації при цьому складали 0,5-1 нм/с. У випадку імпульсного випаровування застосовувалась безмасляна відкачка підковпачоного об'єму. В якості випарників використовувався лазер „Квант-17" в імпульсному режимі вільної генерації: тривалість імпульсів $5\cdot10^{-3}$ с, енергія в імпульсі – до 2 Дж. Вихідні матеріали для термічного випаровування розтирались у дрібний порошок із послідуючою його калібровкою по розміру частинок. При лазерному випаровуванні використовувалися мішені з пресованих під тиском порошків стекол або кристалів вихідних речовин. Порошки для пресування теж калібрувалися з відбором тих або інших фракцій в діапазоні розмірів частинок від 20 до 200 мкм. Перед початком технологічного процесу нанесення плівок мішені дегазувалися витримкою у високому вакуумі не менше 1 години.

У якості підкладок використовувались свіжі сколи паралельно площині (001) монокристалів NaCl. Підкладки, як правило, спеціально не підігрівалися і знаходилися при кімнатній температурі. Перевірочні експерименти показали, що нагрівом підкладок за рахунок теплоти конденсації парів та теплового випромінювання випарників можна знехтувати, оскільки часи конденсації та маси осаджуваних матеріалів були дуже малі. Охолодження проводилося до азотних температур з використанням порожнистих охолоджувачів-тримачів підкладок спеціальної конструкції, що дозволяло залиття в них рідкого азоту. При охолодженні підкладок їх температура контролювалася термопарами.

Для електронномікроскопічних та електронографічних досліджень плівок різних халькогенідів отримувалися зразки з товщинами в діапазоні від 10 до 150 нм. Контроль товщин здійснювався прямими фотометричними та ультразвуковими методами. В окремих випадках використовувався контроль товщини шляхом задання маси випаровуваної речовини. Для цього при заданій фіксованій геометрії конденсації проводилося калібровочне випаровування точно зваженої кількості речовини з отриманням пробної плівки товщиною до 1 мкм. Після точного вимірювання товщини даної плівки на інтерференційному мікроскопі МИИ-4, визначалася маса випаровуваного матеріалу, необхідна для отримання в цій же геометрії конденсації зразків з різними товщинами, придатними для електронномікроскопічних досліджень.

Важливим питанням, яке завжди виникає в дослідженнях структури аморфних плівок, є відповідність між хімічним складом вихідних матеріалів та отриманих конденсатів. Нами хімічний склад отримуваних плівок постійно контролювався методом рентгено-спектрального мікроаналізу (РСМА) на приладі ЭММА-4 та методом рентгенівської фотоелектронної спектроскопії (РФЕС) на установці XSAM-800. Електронномікроскопічні дослідження плівок проводилися методом "на просвіт" на приладах ЭММА-2, ЭММА-4 і ЭМР-100Б при прискорюючих напругах 75 і 100 кВ. Результати досліджень фіксувались на фотопластинках у виді електронномікроскопічних зображень.

У процесі обробки результатів структурних досліджень проводилось „мікрофотометрування" електронномікроскопічних знімків шляхом їх комп'ютерного сканування з послідуючою цифровою обробкою. Отримані результати задавались у величинах почорніння, виміряного у відносних одиницях. При цьому також враховувався фон, присутній на мікроскопічних знімках, який вилучався із величини почорніння у процесі оцифровування. Неекспонованим ділянках знімку приписувалось почорніння, рівне 0 %, а повністю зачорненим ділянкам – 100 %. Проведені на наборі фотопластинок з різними часами експозиції експериментальні дослідження показали, що лінійна залежність почорніння від експонованої дози електронного пучка досить строго виконується в області від 20 до 75 %. Дана область почорнінь використовувалась для вилучення кількісної інформації з оцифрованих кривих.

Однорідність наноструктури визначалась нами величиною середнього контрасту між різними ділянками зображень: $K = \frac{(\overline{I}_{\max} - \overline{I}_{\min})}{A} 100\%$ (рис.), де $\overline{I}_{\max}$ – середнє значення інтенсивності по висоті піків кривої фотометрування, $\overline{I}_{\min}$ – середнє значення інтенсивності по глибині "впадин" кривої фотометрування, A – масштабний коефіцієнт, який враховує загальний діапазон вимірювань інтенсивностей кривої фотометрування. Для перевірки того, чи зберігаються відповідні особливості структури в більш товстих плівках (товщина ~1 мкм), їх нано- та мікроструктура

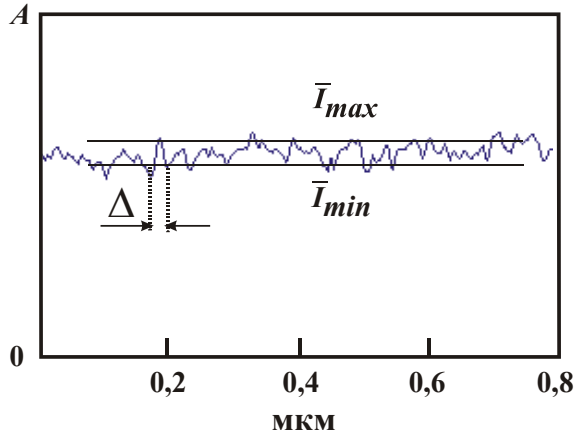

Рис. Профіль розподілу потемніння фотографічного зображення аморфної плівки $GeSe_2$ вздовж вибраної прямої, отриманий шляхом оцифрування електронномікроскопічного знімку.

досліджувалась на тунельному мікроскопі.

II. Результати досліджень та їх аналіз

Результати досліджень хімічного складу плівок приведені в таблиці 1. При цьому концентрація домішок вуглецю та кисню у всіх досліджених плівках по даних рентгенівської фотоелектронної спектроскопії не перевищувала 1 ат.%. В таблиці 2 приведено результати оцифровування електронномікроскопічних знімків аморфних плівок системи Ge-Se товщиною 70 нм, а в таблиці 3 наведено такі ж результати для зображень в тунельному мікроскопі плівок товщиною 1 мкм.

Електронномікроскопічні дослідження вимагають інтерпретації картин контрасту, що спостерігаються на отримуваних знімках і які відображають структурні особливості об'єкта. Методика інтерпретації електронномікроскопічних зображень кристалічних або частково-кристалічних плівок в деталях приведена в багатьох статтях і монографіях [21,22]. Значно менше робіт присвячено аналізу картин електронномікроскопічних зображень аморфних плівок. Загальноприйнятою тут вважається точка зору, що формування таких зображень досить строго може бути описане в рамках теорії амплітудного контрасту. Тому з позицій електронної мікроскопії факт аморфності структури плівок вважається встановленим, якщо поряд з дифузним гало на електронограмі, на електронномікроскопічному зображенні спостерігається однорідний амплітудний контраст. Теорія амплітудного контрасту детально розвинена для органічних об'єктів та речовин із легких атомів

Таблиця 1

Результати досліджень відтворюваності у плівках хімічного складу вихідних матеріалів

Хімічний склад вихідного матеріалу	Метод випаровування	Метод визначення хімічного складу плівки	Хімічний склад плівки
Ge_2Se_3	дискретне	РСМА	$Ge_{40}Se_{60}$
GeSe	дискретне	РСМА	$Ge_{45}Se_{55}$
$GeSe_3$	дискретне	РСМА	$Ge_{24}Se_{76}$
$GeSe_2$	дискретне	РСМА	$Ge_{33}Se_{67}$
GeSe	лазерне	РСМА	$Ge_{49}Se_{51}$
$GeSe_3$	лазерне	РСМА	$Ge_{25}Se_{75}$
$GeSe_2$	лазерне	РСМА	$Ge_{34}Se_{66}$
$Ge_{30}Se_{50}Te_{20}$	дискретне	РФЕС	$Ge_{30}Se_{50}Te_{20}$
$Ge_{33}Se_{60}Al_7$	дискретне	РФЕС	$Ge_{33}Se_{60}Al_7$
$Ge_{35}Se_{50}Bi_{15}$	дискретне	РФЕС	$Ge_{33}Se_{52}Bi_{15}$

Таблиця 2

Результати оцифрування електронномікроскопічних зображень аморфних плівок системи Ge-Se товщиною 70 нм

Хімічний склад плівки та метод випаровування	Середній контраст *K*, %	Середні розміри нанонеоднорідностей Δ, нм
$Ge_{50}Se_{50}$, дискретне	<1	-
$Ge_{33}Se_{67}$, дискретне	3	30
$Ge_{25}Se_{75}$, дискретне	6	35
$Ge_{45}Se_{45}$, дискретне	4	15
$Ge_{45}Se_{55}$, дискретне, $T_{пд}$ = 370 К	5	30
$Ge_{45}Se_{55}$, дискретне, $T_{пд}$ = 450 К	6	30
Ge, лазерне	<1	-
$Ge_{50}Se_{50}$, лазерне	4,5	30
$Ge_{33}Se_{67}$, лазерне	6	30
$Ge_{25}Se_{75}$, лазерне	9,5	35

Таблиця 3

Результати обробки тунельних знімків аморфних плівок системи Ge-Se товщиною 1 мкм, модифікованих Te, Al, Bi (H – висота стовпців над поверхнею плівки)

Хімічний склад плівок	H, нм	Середні розміри стовпців, нм	Густина включень, мкм$^{-2}$	Висота включень, нм	Розмір включень (в основі), мкм
$Ge_{30}Se_{50}Te_{20}$	5-7	20-30	4-8	10-15	0,2
$Ge_{33}Se_{60}Al_{7}$	7	30	-	-	-
$Ge_{33}Se_{67}$	8	20	1	10	0,1
$Ge_{33}Se_{52}Bi_{15}$	5	30	-	-	-
$Ge_{40}S_{60}$	3	25	-	-	-

[23,24]. Для наших матеріалів інтерпретацію електронномікроскопічних теж проводилась в рамках теорії амплітудного контрасту, але з врахуванням різних розсіюючих здатностей атомів різних хімічних елементів.

З електронномікроскопічних досліджень слідує, що більшість аморфних плівок Ge-Se в тій або іншій мірі містять просторову флуктуацію густини у виді своєрідної „зернистості” мікроструктури (рис.). При цьому області більш високої густини являють собою окремі утворення округлої форми із середніми розмірами 20-50 нм, обрамлені ділянками більш низької густини зі середньою шириною 5-15 нм. Враховуючи просторовий масштаб таких структурних особливостей, ми пропонуємо їх віднести до наноструктурної неоднорідності (або до нанонеоднорідності) аморфних плівок. Така наноструктура, швидше всього, є наслідком зародкового механізму формування плівок на початкових стадіях їх конденсації.

У більш товстих плівках нанонеоднорідність проявляється в ростовій стовпчиковості, яка часто є відповідальною за утворення характерної "сіткоподібної" структури конденсованих у вакуумі плівок різних речовин [25]. При цьому розміри окремих стовпців в площині товстих плівок співпадають з середніми розмірами окремих „зерен” нанонеоднорідності тонких плівок. Даний факт свідчить про те, що стовпчикова структура більш товстих аморфних плівок у значній мірі є результатом еволюції нанонеоднорідної структури тонких плівок у процесі їх росту.

Коротко охарактеризуємо особливості наноструктури тонких і товстих плівок окремо. Для перших із них амплітудний контраст по величині змінюється в межах від 0 до ~ 10 %. Оскільки розсіюючі здатності електронів для атомів Ge та Se практично однакові, то можна вважати даний контраст результатом відмінностей в густині або в товщині сусідніх локальних ділянок плівки. В товстих плівках середня висота „виступання” стовпчиків над поверхнею складає 3-8 нм (табл. 3), що становить ~1 % від всієї товщини конденсату. Як вже відмічалося, основою такої наноструктури є зародки і острівці на початкових етапах утворення плівки. Якщо допустити, що висота стовпців мало змінюється у процесі конденсації, то в такому випадку і для тонких плівок середня висоту нанонеоднорідностей над поверхнею плівки, мало б приблизно складати 5 нм. По відношенню до товщини тонких плівок (60-80 нм) це повинно було б проявлятися у величині контрасту електронно мікроскопічних зображень К ≈ 6-7 %. Експериментальні результати в середньому дають приблизно такі ж значення величини К. Але для окремих конденсатів контраст перевищує ці величини. Звідси слідує, що зроблене нами вище допущення є не завжди адекватним реальній ситуації і, що в загальному випадку висота стовпців може змінюватися у процесі росту плівки. Якщо допустити, що такі зміни пропорційні загальній товщині плівки, то для зразків товщиною ~100 нм висота нанонеоднорідностей повинна складати приблизно 1 нм. Таким неоднорідностям відповідав би контраст на електронно мікроскопічних зображеннях К = 1 %, що відповідає експериментальним результатам лише для деяких із досліджених зразків.

Приведені дані вказують на те, що у формування загального амплітудного контрасту електронно мікроскопічних зображень аморфних плівок селенідів германію беруть участь кілька факторів. Основними із них є відмінності товщини локальних ділянок плівок, їх нанопористість та наномасштабні флуктуації густини. Для визначення ступеня прояву кожного з цих факторів у реальних аморфних плівках необхідні додаткові комплексні дослідження з використанням незалежних методів вимірювання кожного з перерахованих факторів окремо.

В роботі [25] методами математичного моделювання показано, що в загальному випадку процесу утворення нанонеоднорідної та стовпчикової структури сприяють похиле падіння атомно-молекулярного пучка на підкладку та зниження температури підкладки. Перешкоджають цьому процесу будь-які зміни технологічних умов, які збільшують рухливість конденсованих частинок і зменшують можливості впровадження залишкових газів у структуру плівки. Отримані нами експериментальні результати не в повній мірі узгоджуються з результатами моделювання. Зокрема, із ростом температури підкладки від 300 до 480 К ступінь нанонеоднорідності аморфних плівок $Ge_{45}Se_{55}$ не зменшувався, а збільшувався (по величині К від 4 до 6 %). Крім того, в методі лазерного осадження отримуються більш нанонеоднорідні плівки, в порівнянні з методом дискретного випаровування.. Оскільки швидкості конденсації в лазерному методі більші, то відповідно з результатами моделювання слід було б чекати в лазерних конденсатах менш вираженої нанонеоднорідності

На нашу думку, виявлені розбіжності зумовлені тим, що у процесах моделювання не враховується наявність у конденсованій парі Ge-Se широкого спектру багатоатомних частинок та кластерів. Кількість атомів у таких частинках, їх енергетична активність та атомно-електронна структура можуть суттєво вплинути на кінетику формування реальних аморфних конденсатів. Підтвердженням такої гіпотези є виявлена нами залежність ступеня нанонеоднорідності аморфних плівок селенідів германію, отриманих у тотожних умовах, від їх хімічного складу. При цьому інтенсивність такого впливу залежить від методу отримання аморфних плівок Ge-Se. Зокрема, із ростом у них вмісту селену в методі дискретного випаровування величина контрасту К збільшується від порядка 1 % ($Ge_{50}Se_{50}$) до 6 % ($Ge_{25}Se_{75}$). В ІЛН такі зміни складають від 1 % (Ge) до 9,5 % ($Ge_{25}Se_{75}$). При цьому найбільш однорідні аморфні плівки отримані нами для чистого германію.

Крім описаних вище наномасштабних неоднорідностей структури в деяких плівках Ge-Se проявляються і певні особливості їх будови мікронних розмірів. Серед таких особливостей можна відмітити каплеподібні утворення із середнім розміром ~ 0,08 мкм, мікропори з такими ж розмірами, окремі включення різної природи (їх параметри вказані в таблиці 3), своєрідний хвилястий або лабіринтний рельєф, елементи фазового розділення, продукти окислення аморфної матриці, тощо. Причини та механізми формування таких утворень вимагають проведення додаткових досліджень у цьому напрямку. На нашу думку, вони зумовлені впливом деяких неконтрольованих факторів технологічного процесу нанесення плівок та умом їх препарування для електронозондових структурних досліджень.

Висновки

На електронномікроскопічних знімках тонких аморфних плівок селенідів германію проявляються наномасштабні структурні неоднорідності у виді флуктуації товщини плівки та її густини. Величина контрасту між більш щільними та менш щільними ділянками може досягати 10 %. Розміри більш щільних зерен складають 20-50 нм, а менш щільних кагалів: 5-15 нм. Стверджується, що такий характер наноструктури аморфних плівок зумовлений зародковим механізмом їх формування на початкових стадіях конденсації та послідуючими процесами зростання зародків. Еволюція такої нанонеоднорідної структури при рості більш товстих плівок трансформуються в стовпчикову мікроструктуру із високою нанопористістю та дефектністю.

Збільшенню ступеня нанонеоднорідності сприяє ріст вмісту селену в складі плівок, а також підвищення температури підкладки та швидкості конденсації під час їх осадження. Для речовин із складами, близькими до германію, в оптимальних технологічних режимах вакуумної конденсації утворюються нанооднорідні аморфні плівки без помітних флуктуацій своєї густини на масштабах більше 1 нм.

[1] S.R. Elliott. *Physics of amorphous materials. Longman Scientific and Technical.* London. 481 p. (1990).

[2] M.A. Popescu. *Non-crystalline chalcogenides. Solid-state science and technology library, v. 8.* Academic publishers, Kluwer: 378 p. (2000).

[3] P.W. Anderson. *Trough the glass lightly. Science*. London. 267 p. (1995).

[4] *Photo-induced metastability in amorphous semiconductors* (Ed. By Kolobov A.) / Wiley-VCH. Weinheim. 256 p. (2003).

[5] *Non-Crystalline Materials for Optoelectronics, vol.1* (Ed. by G.Lukovsky and M.Popescu). INOE publishing house, Bucharest. 378 p. (2004).

[6] Jai Singh, Koichi Shimakawa. *Advenches in amorphous semiconductors, vol 5.* Taylor and Francis, Paris. 336 p. (2003).

[7] *Contributions to non-crystalline semiconductor physics and to optoelectronics* (Ed. By Arthur Buzdugan and Mihai Jovu). Academic press, Chisinau. 248 p. (2003).

[8] Handbook of Adv. *Electronic and Photon.Materials and Devices, v.5.* (Ed. by H.S.Nalwa). Academ. Press, New York. 432 p. (2001).

[9] A. Andriesh. Chalcogenide glasses as multifunctional photonics materials // *J. optoelectronics and advanced materialls,* **7**(6), pp.2931-2939 (2005).

[10] *Physics and application of disordered materials* (Edited by M.Popescu). JNOE publishing house, Bucharest: 390 p. (2002).

[11] С.А. Дембовский, Е.А. Чечеткина. *Стеклообразоваиие.* Наука, М. 278 с. (1990).

[12] *Insulating and semiconducting glasses* (Edited by P.Boolchand). World Scientific, Singapore. 882 p. (2000).

[13] В.К. Малиновский, Н.В. Суровцев. Неоднородность в нанометровом масштабе как универсальное свойство стекол. // *Физика и химия стекла,* **26**(3), сс.315-321 (2000).

[14] В.Н. Новиков. *Наноструктура и низкоэнергетические колебательные возбуждения в стеклообразных материалах. (Автореф. докт. дис.).* Институт автоматики и электрометрии СО РАН, Новосибирск. 37 с. (1992).
[15] V.K. Malinovsky, A.P. Sokolov. The nature of boson peak in Raman scattering in glasses // *Solid State Commun.,* **37**(9), pp.751-761 (1986).
[16] E. Duval, A. Bookenter, B. Champagnon. Vibrational eigenmodes and sise of microcrystallites in glass: observation of low- frequency Raman scattering // *Phys. Rev. Lett.,* **56**(19), pp. 2052-2055 (1986).
[17] A.J. Leadbetter, A.I. Apling. Difraction studies of the glass structure. The structure of some chalcogenides // *J. Non-Cryst. Solids,* 15(1-2), pp. 250-268 (1974).
[18] М.П. Заячковский, Ю.Ю. Фирцак, В.П. Иваницкий, П.Е. Сияница, Й.Й. Комони, М.А. Дуркот. Влагозащитные покрития из халькогенидных стекол для оптических элементов из хлористого калия // *Оптико-механическая промышленность,* (11), сс. 32-35 (1988).
[19] В.М. Кришеник, О.В. Лукша, В.П. Иваницкий, Ю.Ю. Фирцак, И.В. Пригара. Исследование изменений оптических характеристик интегрально-оптических тонкопленочных волноводов на основе ХСП при структурном старении // *Квантовая электроника,* (37), сс. 45-49 (1996).
[20] *Физика тонких пленок. Современное состояние исследований и технические применения* (Под общей ред. Дж.Хасса, М.Х.Франкомба). Мир, М. 703 с. (1977).
[21] Г. Томас, М.Дк. Гориндж. *Просвечивающая электронная микроскопия материалов* (Пер. с англ. под ред. Б.В.Вайиштейна).– Наука, М. 317 с. (1983).
[22] Ю.А. Куницький, Я.І. Купина. *Електронна мікроскопія: навчальний посібник.* Либідь, Київ. 392 с. (1998).
[23] Р.Хайденрайх. *Основы просвечивающей электронной микроскопии* (Пер. с англ.). Мир, М. 472 с.(1966).
[24] З. Лейзеганг. *Электронная микроскопия* (Пер. с нем.). Из-во иностанной литературы, М. 240 с. (1960).
[25] A.G. Dirks, H.J. Leamy. *Columnar microstructurein vapour-deposited thin films* // Thin Solid Films, **47**(1), pp. 219-233 (1977).

D.I. Bletskan[1], V.P. Ivanitsky[2], V.S. Kovtunenko[3]

Micro- and Nanostructure of Ge-Se Amorphous Films

[1]*Physics Department, Uzhgorod National University, Voloshyn Str. 54, 88000 Uzhgorod, Ukraine*
[2]*Technical Engineering Departament, Uzhgorod National University, Capitulna Str. 13, 88000 Uzhgorod, Ukraine*
[3]*Cherkasy Technology University, Shevchenko Boulevard 460, Cherkasy, Ukraine*
ivanc@mail.uzhgorod.ua

In this paper we report the electron microscopic results of the study of a micro- and nanostructure of Ge-Se amorphous films. Are found nanoscale structural inhomogenities at a view of fluctuations of thickness and densities of films. Values of contrast between more dense and less the dense sites reaches 10 %, the sizes more the dense grains make 20-50 nm, and less the dense channels: 5-15 nm. The value of a degree of nanoinhomogenity is promoted by growth of the content of a selenium in a composition of films, and also rise in temperature of a substrate and velocity of condensation at their deposition. For substances from compositions, by the close up to germanium, in optimum technological modes of vacuum condensation are shaped nanohomogenity amorphous films without essential fluctuations of density on gauges more than 1 nm.