ФІЗИКА І ХІМІЯ ТВЕРДОГО ТІЛА
Т. 8, № 2 (2007) С. 305-310

PHYSICS AND CHEMISTRY OF SOLID STATE
V. 8, № 2 (2007) P. 305-310

УДК 539.213+539.25

ISSN 1729-4428

Б.П. Яцишин[1,3], Д.М. Фреїк[1], Ю.К. Гореленко[2], О.Г. Миколайчук[2], Г.С. Байцар[2]

Магнітні та електричні властивості аморфних та нанокристалічних тонких плівок РЗМ-перехідний метал-напівпровідник

[1]Прикарпатський національний університет ім. Василя Стефаника, вул. Шевченка, 57, Івано-Франківськ, 76000, Україна
E-mail: ecofizbo@ lac.lviv.ua
[2]Львівський національний університет ім. Івана Франка, вул. Кирила і Мефодія, 8, Львів, 79005, Україна
[3]Львівська комерційна академія, вул. Туган-Бараноського, 10, Львів, 79008, Україна

Досліджено зміну електропровідності та магнітних властивостей тонких аморфних і нанокристалітних плівок рідкісноземельний метал РЗМ (Sc, La, Y)-Fe- Ge, отриманих методами вакуумтермічного напилення. Склад і структурні характеристики плвок аналізувалися методом електронографії та електронної мікрокопії. Виявлено залежність субструктури плівок та параметрів процесу електропереносу від швидкості росту, хімічного складу та наступної часової і термічної обробки.

Ключові слова: тонкі плівки, рідкісноземельні матеріали, структура, електропровідність, магнетоопір.

Стаття поступила до редакції 06.08.2006; прийнята до друку 15.03.2007.

Вступ

Аморфно-кристалічні композити є предметом теоретичних та експериментальних досліджень, що зумовлено перспективами їхнього використання у сучасних пристроях. При зміні технологічних процесів одержання тонкоплівкових композитів можна вибрати найбільш сприятливі умови формування кристалітів у аморфних матрицях на різних типах підкладок. Термодинамічні умови осадження визначають структуру та властивості конденсатів [1-3]. Поєднання у сплавах рідкісноземельних металів, перехідного металу та напівпровідника дає можливість отримати широкий спектр наноструктурних утворень та забезпечити необхідні електричні та магнітні властивості.

Метою роботи було вивчення особливостей формування структури, дослідження електропровідності та магнетоопору тонкоплівкових аморфних та наноструктурних матеріалів РЗМ (La, Y, Sc) – Fe – Ge.

I. Методика експерименту

Плівки отримували двома різними методами вакуумтермічного випаровування – дискретним напиленням сплавів та узгодженим випаровуванням компонент. Для напилення зразки сплавляли зразки в індукційній печі в атмосфері очищеного аргону. Вихідними матеріалами для обох методів слугували германій напівпровідникової чистоти, карбонільне залізо і РЗМ марки ОСЧ. Плівки, товщиною h = 80-100 нм, конденсувались на ситалових підкладках зі швидкістю v_p = 5-28 нм/с, тиск залишкових газів у камері для напилення не перевищував 10^{-5} Па. Контроль фазового складу зразків сплавів та закристалізованого конденсату, компонованого в пакети, здійснювали рентгенографічним методом на дифрактометрі ДРОН-2,0 (Fe K_α-випромінювання).

Магнетоопір ($\Delta\rho/\rho_o$) досліджували у магнітних полях до 1,5 Тл. Дослідження морфології поверхні проводились на електронному мікроскопі “Tesla”.

Нанокристалітні плівки отримувалися шляхом ізотермічного відпалу (t = 20 хв.) аморфних конденсатів при $T_п$ = 370 К.

II. Результати експерименту

Температурна залежність електроопору аморфних і нанокристалітних конденсатів РЗМ (Y, La, Sc) – Fe – Ge характеризувалася плавною зміною з від’ємним температурним коефіцієнтом опору (рис. 1-4). Конденсатам, отриманим з великими швидкостями росту (v_p = 25-28 нм/с), відповідав вищий (у 1,3 рази) початковий питомий електроопір та більші значення температурного коефіцієнта опору (ТКО).

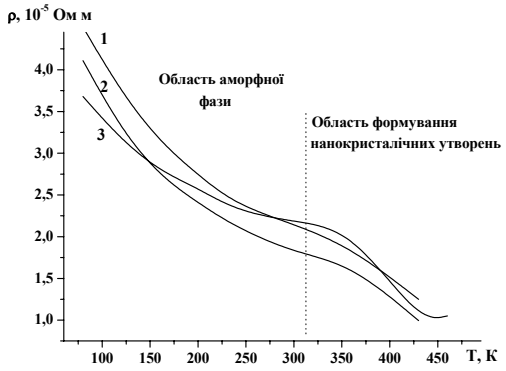


Рис. 1. Температурні залежності питомого електроопору аморфних плівок, отриманих при v_p = 25-28 нм/с (1) та v_p = 5-7 нм/с (2, 3): 1, 3 – $Fe_{33}Ge_{67}$ (у кристалічній фазі відповідає сполуці $FeGe_2$), 2 – $La_{15}Fe_{18}Ge_{67}$.

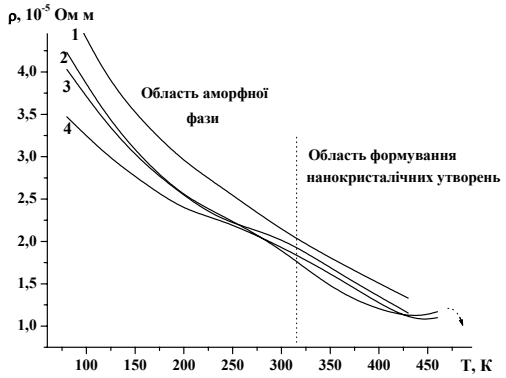


Рис. 2. Температурні залежності питомого електроопору аморфних плівок, отриманих при v_p = 25-28 нм/с (1) та v_p = 5-7 нм/с (2-4) методами дискретного випаровування сплавів (1,2,4) та узгодженого випаровування компонент (3): 1, 2 – $Sc_{15}Fe_{18}Ge_{67}$, 3, 4 – $Y_{15}Fe_{18}Ge_{67}$.

Заміщення перехідного металу на РЗМ у межах даного концентраційного інтервалу не призводить до значних змін електропровідності при 293 К. Проте слід відмітити різний вплив додатків РЗМ на процеси електропереносу (при T = 100 К) в аморфних плівках (в межах одного методу та термодинамічних умов отримання конденсатів) – заміщення заліза на Sc та La призводить до підвищення питомого електроопору, а на Y – до пониження. Зростання ж швидкості росту v_p (від 5 до 28 нм/с) конденсату, а також заміна методу отримання з дискретного на узгоджене випаровування підвищує значення питомого електроопору даних плівок, що особливо помітно при охолодженні зразків.

У діапазоні докристалізаційного нагрівання (T < 470 К) електроопір аморфних конденсатів понижується у зв'язку з процесами укрупнення аморфних кластерів за рахунок їх коалесценції. При цьому на температурній залежності електроопору аморфних плівок зі Sc і Y, отриманих при невеликих швидкостях росту (v_p = 5-7 нм/с), спостерігаються спади, що відповідають переходам у різні метастабільні структурні стани, що було раніше виявлено для аморфних плівок германідів перехідних металів [4-7]. Аномальні спади електроопору у докристалізаційному температурному діапазоні можна було б віднести за рахунок забруднень конденсату залишковими газами, зважаючи на велику адсорбуючу здатність РЗМ та невеликі пересичення під час конденсації. Однак рентгенодифракційними дослідженнями не встановлено відхилення фазового складу закристалізованих матеріалів [8].

Високий питомий електроопір аморфних плівок, перш за все, обумовлений невпорядкованістю структури при зростанні швидкості росту плівок (закристалізована фаза у цьому випадку характеризуються дрібнозернистою структурою). Зростання величини електроопору при збільшенні ступеня невпорядкованості аморфної фази спостерігається при зміні методів отримання: питомий електроопір матеріалу, конденсованого методом дискретного випаровування, значно менший від цієї величини дрібнодисперсного матеріалу, отриманого методом узгодженого випаровування.

Іншим фактором, який відіграє важливу роль у процесах переносу носіїв струму в плівках, є магнітне впорядкування, що виявляється у більших значеннях їхнього питомого електроопору (при T = 100 К). Конденсати, які містять "легкі" рідкісноземельні елементи церієвої групи (Sc, La) мають електроопір вищий ніж ті, конденсати, в склад яких входить "важкий" РЗЕ – Y.

Нагрівання аморфних плівок у діапазоні докристалізаційних температур призводить до зміни структури – у плівках отриманих при v_p = 5-7 нм/с спостерігалось зародження нанокристалів, їхнє зростання і укрупнення. У такому випадку швидкість росту зародків, проходження процесів коагуляції та коалесценції, формування нанокристалів визначались складом матеріалу. При цьому, РЗМ (у складі конденсату) є каталізатором утворення

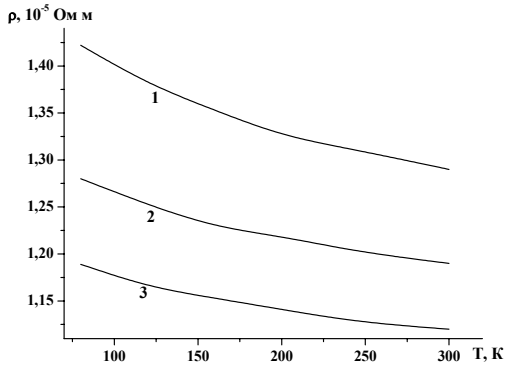


Рис. 3. Температурні залежності питомого електроопору нанокристалітних плівок: 1,3 – $Fe_{33}Ge_{67}$, 2 – $La_{15}Fe_{18}Ge_{67}$ (1 – v_p = 25-28 нм/с; 2,3 – v_p = 5-7 нм/с).

дрібнозернистої матриці [4,7]. Конденсати, отримані при високих швидкостях росту (v_p = 25-28 нм/с), характеризувались зростанням швидкості процесів кристалізації та збільшеною дрібнозернистістю плівок у закристалізованому стані.

Таким плівкам порівняно з аморфними конденсатами відповідає занижений питомий електроопір. Відношення величин $\rho_{аморфна}/\rho_{нанокристалітна}$ змінювалось від 2,0 – для конденсатів $Fe_{33}Ge_{67}$ до 1,5 – для плівок $Sc_{15}Fe_{18}Ge_{67}$ та $La_{15}Fe_{18}Ge_{67}$, що вказує на значну залишкову невпорядкованість плівок з рідкісноземельними елементами, відповідно $\rho_{аморфна}/\rho_{закристалізована}$ = 4...5. Тому, теоретично підрахувати величину питомого електроопору для аморфних і для нанокристалітних плівок, як це зроблено у випадку кристалічних зразків, утруднено. Застосування принципу Маттісена [9-11] дозволяє описати повний питомий електроопір магнітних кристалічних рідкісноземельних сполук за формулою:

$$\rho(T) = \rho_{зал} + \rho_{фон}(T) + \rho_{маг}(T),$$

де $\rho_{зал}$ – залишковий питомий електроопір при $T \approx 0$ К, обумовлений розсіюванням електронів на домішках і дефектах кристалічної структури; $\rho_{фон}(T)$ – фононна складова питомого електроопору, обумовлена розсіюванням електронів на коливаннях решітки; $\rho_{маг}(T)$ – магнітна складова питомого електроопору, обумовлена розсіюванням на магнітних неоднорідностях. В парамагнітній області $\rho_{маг}$ відповідає $\rho_{спін}$, обумовлене спіновою невпорядкованістю. У випадку сполуки з ітрієм, коли ефекти кристалічного поля не мають високого впливу на 4f моменти рідкісноземельних іонів

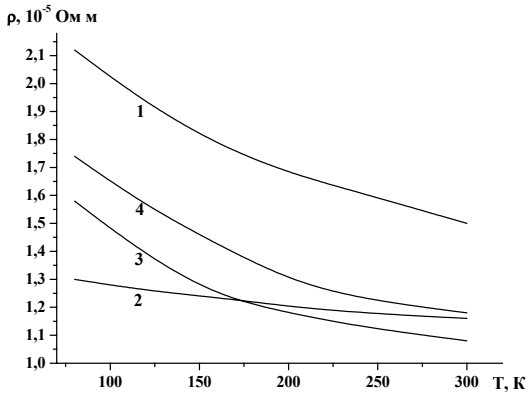


Рис. 4. Температурна залежність питомого електроопору нанокристалітних плівок, отриманих при v_p = 25-28 нм/с (1) та v_p = 5-7 нм/с (2-4) методами дискретного випаровування сплавів (1,2,4) та узгодженого випаровування компонент (3): 1,2 – $Sc_{15}Fe_{18}Ge_{67}$, 3,4 – $Y_{15}Fe_{18}Ge_{67}$.

кристалічного остову, частка питомого електроопору з-за розсіювання носіїв на спінах рівна [12]

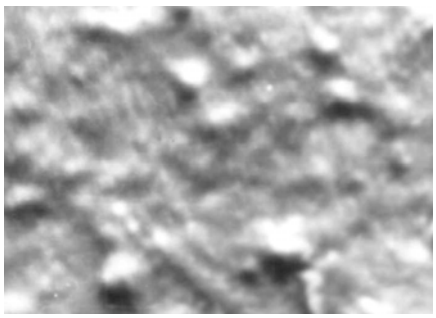
$$\rho_{спін} = \frac{3\pi m^* N}{2\hbar e^2 \varepsilon_F} |\Gamma|^2 (g-1)^2 J(J+1),$$

де J – квантове число, що характеризує суму повного орбітального і повний спіновий момент іона, N – число магнітних моментів в одиниці об'єму матеріалу, які розсіюють носії ; m* – ефективна маса електронів провідності; e – заряд електронів; E_F – енергія Фермі; Г – константа обмінної взаємодії між R-спінами та електронами, g – фактор Ланде.

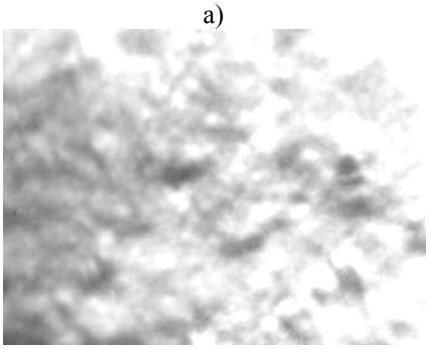
Тобто, $\rho_{спін}$ не залежить від температури і пропорційне фактору де Женна $(g-1)^2 J(J+1)$.

Проходження процесів переносу носіїв у аморфних і нанокристалічних конденсатах менше прогнозовані порівняно з їхніми кристалічними аналогами [11,13]. Неоднорідність структури плівок унеможливлює описелектропровідності відомими емпіричними формулами зі встановленими степеневими залежностями від температури. Більш близьким є підхід, що поєднує принцип Маттісена з його можливістю визначати сумарний питомий електроопір, враховуючи різні види провідності, та принципами Флорі, що застосовуються для визначення електропровідних характеристик композитних полімерів з його можливістю враховувати різні степеневі залежності процесу переносу [14,15].

Відмінності в електропровідних властивостях можуть бути викликані різноплановістю характеру осадження. Відомо про присутність великої кількості комплексів та часток матеріалу у складі потоку пару при дискретному методі випаровування, що сприяє збереженню хімічного складу та формуванню нанокристалітних утворень [16,17]. Поверхня таких конденсатів більш рельєфна, містить великі агрегати, порівняно з поверхнею плівок отриманих узгодженим випаровуванням компонент (рис. 5, 6).

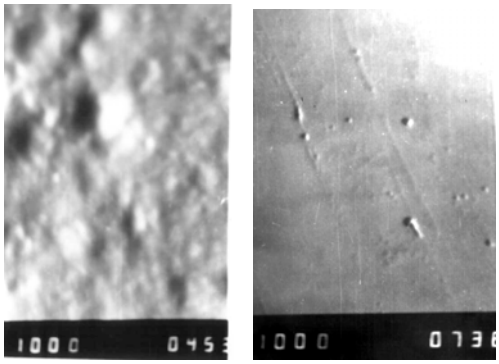


а)



б)

Рис. 5. Зображення поверхні плівок $La_{15}Fe_{18}Ge_{67}$ (а) та $Sc_{15}Fe_{18}Ge_{67}$ (б), отриманих методом дискретного випаровування при v_p = 5 нм/с та $T_п$ = 293 К (Х 1000).



а) б)

Рис. 6. Морфологія поверхні плівок $Y_{15}Fe_{18}Ge_{67}$, отриманих при v_p = 5 нм/с та $T_п$ = 293 К методом дискретного випаровування сплавів (а) та методом узгодженого випаровування компонент (б) (Х 1000).

Конденсати, отримані дискретним методом при малих швидкостях росту, відзначались рельєфною поверхневою структурою з лінійним розміром деяких лінійних утворень до $l \approx 10^{-6}$ м. Найбільша дрібнозернистість спостерігалась на конденсатах $Sc_{15}Fe_{18}Ge_{67}$ та плівках, отриманих методом узгодженого випаровування компонент ($l < 2{,}5 \cdot 10^{-7}$ м).

Магнетоопір аморфних та нанокристалічних конденсатів негативний, незначно зростає при збільшенні величини зовнішнього магнітного поля. Заміщення частини атомів перехідного металу на рідкісноземельний призводить до зменшення магнетоопору, аналогічно як і збільшення швидкості росту [18]. Вплив технологічних факторів напилення (методи отримання, термодинамічні умови) на залежність магнетоопору нанокристалітних конденсатів більш відчутний, порівняно з аморфними аналогами (рис. 7,8).

III. Обговорення результатів експерименту

Дослідженнями встановлено, що зміни питомого електроопору в аморфних та нанокристалічних зразках $РЗМ_{15}Fe_{18}Ge_{67}$ визначаються трьома факторами впливу:

– флуктуаціями ближнього порядку в просторовому розміщенні атомів, які більш суттєві для аморфних зразків. Такі флуктуації у ближньому порядку розміщення атомів можуть бути викликані термодинамічними умовами (тиск парів, температура підкладки, пересичення) і методом одержання (дискретне, узгоджене напилення);
– температурними та часовими умовами стабілізації після завершення конденсації;
– магнітними властивостями конденсату.

Всі три фактори взаємопов'язані по компонентному складу і кожний окремо може бути визначальним при встановленні електропровідних

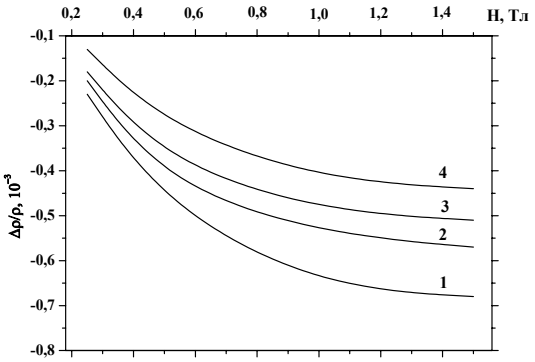


Рис. 7. Залежність магнетоопору аморфних плівок, отриманих при v_p = 5-7 нм/с: 1 – $Fe_{33}Ge_{67}$; 2 – $La_{15}Fe_{18}Ge_{67}$; 2 – $Y_{15}Fe_{18}Ge_{67}$; 2 – $Sc_{15}Fe_{18}Ge_{67}$.

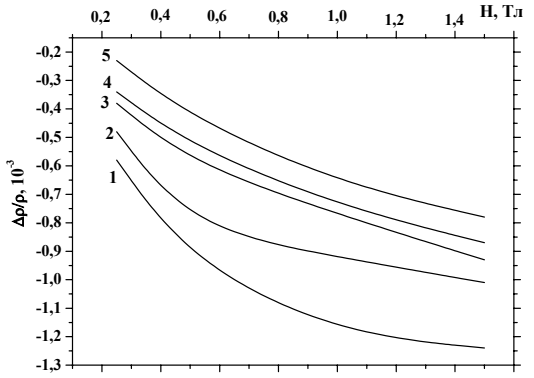


Рис. 8. Залежність магнетоопору нанокристалітних плівок, отриманих при v_p = 5-7 нм/с (1-3, 5) та v_p = 25-28 нм/с (4) методами дискретного випаровування сплавів (1-4) та узгодженого випаровування компонент (5): 1, 4 – $Fe_{33}Ge_{67}$; 2, 5 – $Y_{15}Fe_{18}Ge_{67}$; 3 – $La_{15}Fe_{18}Ge_{67}$.

характеристик зразків.

Основний фактор при визначенні електропровідних характеристик зразків є ступінь невпорядкованості матриці, що добре видно з температурних залежностей електропровідності та змін магнетоопору.

Виявлена залежність появи мінімуму електроопору при нагріванні від умов напилення та "нечутливість" до такого ефекту зразків, отриманих при великих швидкостях росту, вказує, що збільшення кількості металоїду в оточенні Fe (за рахунок невпорядкованості росту конденсату, що має місце при великих термодинамічних пересиченнях під час напилення) призводить до зміни електронних конфігурацій та розорієнтації магнітних моментів атомів перехідного металу. Аморфизація сплавів тернарних сполук германідів РЗМ з перехідними металами групи заліза ускладнює картину взаємодії атомних магнітних моментів, але загальна тенденція утворення ферро- і ферримагнітного стану зберігається [18-21]. В роботі [22,23] припущено, що зменшення магнітного моменту в аморфних плівках Fe-Ge з ростом концентрації германію можливе з-за переходу електронів з атомів напівпровідника на *d*-

рівні заліза, на що вказує зменшення піків L_{III}- та L_{II}-спектрів при проведенні рентгенівського фотоелектронного аналізу. При заміщенні атомів заліза на Sc, Y та La проходить зміна структури спектрів зовнішніх енергетичних смуг напівпровідника у вигляді довгохвильового зміщення, що для випадку кристалічних сполук пояснюється "занесенням" валентних електронів германію на більш низькі гібридизовані *dsp*-рівні, які утворюються як з *4p*-, так і з *4s*-електронами [22]. Вказується, що виявлений тип провідності германідів РЗМ може визначатись числом вакансій в d-смузі металів, який обумовлює певну поляризацію зв'язуючих орбіт в напрямку зв'язків РЗМ- Ge. При цьому в германідах систем зі Sc і Y поляризація вказаних зв'язків направлена переважно в сторону атомів напівпровідника, а в германідах лантану – в сторону атомів металу. Аморфизація сполук германідів, яка супроводжується збільшенням хімічної і позиційної невпорядкованості, а також зменшенням густини станів, неодмінно приводить до більшої локалізації електронів заліза. Останнє може бути основною причиною у відмінностях величин питомих електроопорів аморфних плівок $РЗМ_{15}Fe_{18}Ge_{67}$ (при T = 293 K) та аморфних конденсатів $(РЗМ\ Fe)_XGe_{95}$, де зміна фізичних властивостей аморфних плівок при заміщенні атомів заліза на атоми РЗМ проходить відповідно до зростання кількості локалізованих станів на рівні Фермі та у хвостах зон, а величиною магнітної складової питомого електроопору можна знехтувати [24].

Переведення аморфних конденсатів у нанокристалічні з частковим впорядкуванням структури та магнітних характеристик призводить до випрямлення графіку залежності $\rho = f(T)$, зменшення або зникнення мінімуму електроопору ($T \approx 430$ K) в діапазоні докристалізаційних температур. Нанокристалітним плівкам отриманих при великих швидкостях росту, не були притаманні аномальні характеристики. В цьому випадку при визначенні температурного ходу електроопору чітко проглядався превалюючий вплив фононного механізму розсіювання над розсіюванням на магнітних домішках.

Висновок

Електричні властивості складних тернарних аморфних систем на основі рідкісноземельного металу та напівпровідника, аномальність та залежність їх характеристик від умов отримання необхідно розглядати в розрізі формування та змін структурних і магнітних властивостей матеріалів. Дослідження нанокристалічних плівок вказує на важливість докристалізаційного відпалу, який дозволяє створювати структуру з наночастинок металу в аморфній матриці напівпровідника і коригувати електричні характеристики в широких межах.

[1] С.В. Сухвало. *Структура и свойства магнитных пленок железо-никель-кобальтовых сплавов.* Наука и техника, Минск. 336 с. (1974).

[2] Н.Н. Сирота, С.В. Сухвало, А.И. Демченко и др. Зависимость магнитных свойств тонких пленок от степени термодинамического пересыщения при кристаллизации // *Магн. Пленки. Тр. VI междунар. Колоквиума по тонким магнитным пленкам.* Высшейшая школа, Минск. сс. 55-61 (1974).

[3] К.П. Белов. *Редкоземельные магнетики и их применение.* Наука, М. 240 с. (1980).

[4] А.Г. Миколайчук, А.С. Байцар, Р.И. Андрусяк, Б.П. Яцишин. Термическая стабильность и кристаллизация пленок системы Sc – M – Ge (M – Fe, Co) // *Изв. АН СССР. Неорган. Матер.,* **25** (12), сс. 2019-2022 (1989).

[5] Б.П. Яцишин. Електрофізичні властивості аморфних плівок РЗМ-перехідний метал-напівпровідник // *Вісник Львівської комерційної академії, сер. Товарознавча,* **6**, сс. 102-106 (2002).

[6] P. Nath, S.K. Barthwal, K.L. Chopra. Structural stability and electrical conductivity of amorphous Ge-metal alloy films // *Solid state commun.,* **16**, pp. 301-305 (1975).

[7] А.Г. Миколайчук, А.С. Байцар, Б.П. Яцишин, Н. Філь? Вплив домішок РЗМ на стабільність аморфної фази Me-Ge (Me: Ni, Co, Fe) // *Вісник Львів. ун-ту, сер. Фізична*, **25**, сс. 79-83 (1991).

[8] А.Г. Миколайчук, А.С. Байцар, Н.В. Герман, Б.П. Яцишин. Структура тонких пленок эвтектик германидов никеля и железа // *Физика материалов. Вестник Львов. ун-та,* **18**, сс. 55-59 (1984).

[9] E. Gratz. The influence of magnetism on transport properties (electrical resistivity, thermopower and thermal conductivity) in rare earth compounds // *Physica Scripta,* **1**, pp. 97-99 (1982).

[10] E. Gratz, E. Bauer, H. Nowotny, A.T. Burkov, M.V. Vedernikov. Temperature dependence of the electrical resistivity of $REFe_2$ compounds // *Solid State Communication,* **69** (10), pp. 1007-1010 (1989).

[11] T. Stobiecki. Zjawiska przewodnictwa elektrycznego w magnetycznych stopach amorficznych i ich zastosowania // *Zeszyty naukowe Akademii górniczo-hutniczej (Kraków), Fizyka,* **5** (1063), ss. 79-96 (1986).

[12] A.J. Dekker. Elektrical resistivity of metals and alloys containing localized magnetic moments // *Journal of applied physics,* **36(**3), pp. 906 – 912 (1965); E. Gratz, G. Hilscher, H. Sassik, V. Sechovsky. Magnetic properties and electrical resistivity of $(Gd_xLa_{1-x})Ni$, $(0 \le x \le 1)$ // *Journal of magnetism and magnetic materials,* **54-57**, pp. 459-460 (1986).
[13] А. Гиль, Х. Тубилевич Магнетизм интерметаллических соединений типа RTX_2 (R – редкоземельный металл, E – переходной металл, X = Si, Ge) // *Металлофизика и новейшие технологии,* **23** (2), сс. 153-165 (2001).
[14] Б.П. Яцишин. Теоретичні аспекти явищ переносу в рідкісноземельних аморфних сплавах // *Мат-ли II міжн. наук. конф. "Фізика невпорядкованих систем",* Львів, сс. 60-61 (2003).
[15] F.Family, A.Conigilio. Flory theory for conductivity of random resistor networks // *J. Physique Lett.,* **46**(1), pp. L9-L12 (1985).
[16] Л.С. Палатник, М.Я. Фукс, В.М. Косевич. *Механизм образования и субструктура конденсированных плёнок.* Наука, М. 320 с. (1972).
[17] Л.С. Палатник, Сорокин В.И. Основы плёночного полупроводникового материаловедения. М.: Энергия, 296 с. (1973).
[18] Г.С. Байцар, Ю.К. Гореленко, О.Г. Миколайчик. Вплив температури і концентрації на магнітні та електричні властивості тонких плівок Fe_xGe_{1-x} $(0{,}05 \le x \le 0{,}79)$ // *УФЖ*, **45**(12), сс. 1462-1464 (2000).
[19] И.В. Золотухин. *Физические свойства аморфных металлических материалов.* Металлургия, М. 176 с. (1986).
[20] З. Метфесель, Д. Маттис. *Магнитные полупроводники.* Мир, М. 405 с. (1972).
[21] В.В. Немошкаленко, А.В. Романова, А.Г. Ильинский и др. *Аморфные металлические сплавы.* Наук. Думка, Киев, 248 с. (1987).
[22] Я.И. Дутчак, И.В. Кавич, В.Г. Синюшко, П.И. Шевчук, Б.Н. Яцык. Рентгеноспектральное и ренгеноэлектронное исследование энергетического спектра электронов в германидных фазах переходных и редкоземельных металлов // *УФЖ*, **24** (10), сс. 1556-1562 (1979).
[23] T.I. Morrison, M.B. Brodsky, N.J. Zaluzec, L.R. Sill. Iron d-band occupancy in amorphous Fe_xGe_{1-x} // *Physical Review B.* **32** (5), pp. 3107-3111 (1985).
[24] Б.П. Яцишин. Оптичні та електричні властивості тонкоплівкових структур на основі германію та РЗМ // *Фізика і хімія твердого тіла,* **6** (3), сс. 418-422 (2005).

B. Yatsyshyn[1,3], D. Freik[1], Yu. Gorelenko[2], O. Mykolajchuk[2], H. Bajtsar[2]

Magnetic and Electrical Properties Amorphous and Nanocrystalline RE-Transition Metal-Semiconductor Thin Films

[1]Vasyl Stefanyk Precarpathion National University, 57 Shevchenko Str., Ivano-Frankivsk, 76000, Ukraine
[2]'Ivan Franko' National University, 8, Kyryla and Mefodiya Str., , 79005,
[3]Lviv Commercial Academy, 10, Tugan-Baranovskogo, Str, Lviv, 79008, Ukraine

The changes in electroconductivity and magnetic properties amorphous and nanocrystalline RE (Sc, La, Y)-Fe-Ge thin films, received by methods thermal evaporation, are investigated. The dependence of structure and transport properties thin films from growth rate, chemical structure both subsequent temporary and thermal processing is revealed.