

Д.М. Фреїк<sup>1,2</sup>, Я.С. Яворський<sup>1,2</sup>, І.І. Чав'як<sup>4</sup>, В.І. Маковишин<sup>1</sup>,  
Матківський О.М.<sup>1</sup> Р.Я. Яремків<sup>3</sup>

## Структура і термоелектричні властивості легованих вісмутом парофазних конденсатів станумтелуриду SnTe:Bi

<sup>1</sup>Кафедра фізики і хімії твердого тіла,

<sup>2</sup>Фізико-хімічний інститут,

<sup>3</sup>Навчально-дослідний центр напівпровідникового матеріалознавства Прикарпатського національного університету імені Василя Стефаника, Вул. Шевченка 57, Івано-Франківськ, 76025 Україна, e-mail: [freik@pu.if.ua](mailto:freik@pu.if.ua)

<sup>4</sup>Івано-Франківський національний медичний університет, вул. Галицька, 2, Івано-Франківськ, 76018, Україна, e-mail: [ivan.chaviak@gmail.com](mailto:ivan.chaviak@gmail.com)

Представлено результати комплексного дослідження фазового складу, структури та термоелектричних властивостей легованих вісмутом (0,3- 2 ат.% Bi) тонких плівок SnTe:Bi, осаджених у відкритому вакуумі на свіжі сколи (0001) монокристалів слюди-мусковіт. Визначено механізми зародження і процеси росту, а також залежності розмірів нанокристалів і електричних параметрів від товщини конденсатів і вмісту легуючої домішки Bi. Встановлено оптимальні термоелектричні характеристики тонких плівок SnTe:Bi визначаються як товщиною, так і вмістом легуючої домішки. Отриманим результатам представлено фізико-хімічне трактування.

**Ключові слова:** тонкі плівки, наноструктури, легування, станум телуриду.

*Стаття постуила до редакції 15.11.2014; прийнята до друку 15.09.2014.*

### Вступ

Станум телурид відноситься до вузькощілинних напівпровідників, що широко використовуються в інфрачервоній техніці і термоелектричних перетворювачах енергії [1-3].

У бінарній системі Sn-Te існує тільки одна хімічна сполука SnTe, область гомогенності якої цілком зміщена відносно стехіометричного складу на бік надлишку телуру [4], а максимальна її протяжність від 50,0 до 50,85 ат.%. Те спостерігається при (800-900)K. [2]. При кімнатній температурі і нормальному тиску станум телурид кристалізується в гранецентрованій кубічній структурі типу NaCl (просторова група  $Oh_5 - Fm3m$ ) з параметром ґратки, який змінюється в межах області гомогенності: зменшується із ростом вмісту телуру [1].

Зазначені особливості фазового стану зумовлюють високу концентрацію власних точкових дефектів і, відповідно, носіїв заряду р-типу ( $10^{20}$ - $10^{21}$  см<sup>-3</sup>) [5]. Дослідження концентраційних залежностей властивостей в межах області гомогенності сполуки, а також легування, є

важливою проблемою, яка потребує подальшого вивчення їх поведінки.

Зауважимо, що оптимізація параметрів SnTe, яка пов'язана з необхідністю зниження концентрацій носіїв струму, можлива шляхом легування різними домішками, важливими серед яких є елементи 5-ої групи Періодичної таблиці, зокрема, Bi і Sb. [6]. Вплив домішки вісмуту на властивості плівок SnTe було розглянуто раніше також у роботах [7,8].

У даній статті проведено комплексне вивчення парофазних конденсатів SnTe:Bi яке містить результати дослідження його фазового складу, структурних характеристик, а також залежності термоелектричних параметрів від складу і товщини плівок.

### I. Методика експерименту.

Плівки для дослідження отримували осадженням пари у вакуумі на підкладки із свіжих сколів (0001) слюди мусковіт пари чистого SnTe та легованого Bi (0,3- 2 ат.% Bi) наперед синтезованого матеріалу у вакуумі на підкладки із свіжих сколів слюди (0001).

Температура випарника складала  $T_B=870$  К, а температура підкладок  $T_P=470$  К. Товщину плівок задавали часом осадження  $\tau \approx (5-480)$  с у межах  $d=(20-2.8 \cdot 10^3)$  нм.

Масиви експериментальних інтенсивностей та кутів відбивань від досліджуваних зразків отримано на автоматичному дифрактометрі STOE STADI P (виробник фірма «STOE & Cie GmbH», Німеччина) з лінійними позиційно-прецизійним детектором PSD за схемою модифікованої геометрії Гінье, методом проходження (CuK $\alpha_1$  – випромінювання; увігнутий Ge – монохроматор (111) типу Іоганна;  $2\theta/\omega$  – сканування, інтервал кутів  $10.000 \leq 2\theta \leq 125.185$ ) з кроком 0.0152 $\theta$ ; крок детектора 0.4802 $\theta$ , час сканування в кроці (100-230) с, температура при зйомці  $T=(297,6 \pm 0,3)$ К,  $U=40$  кВ,  $I=35$ мА. Первинну обробку експериментальних дифракційних масивів, розрахунок теоретичних дифрактограм відомих сполук з метою ідентифікації фаз, уточнення параметрів елементарних комірок проводили за допомогою пакету програм STOE WinXPOW (версія 3.03) та PowderCell (версія 2.4). Уточнення кристалічної структури фаз проведено методом Рітвельда з використанням функції профілю pseudoVoigt за допомогою програми FullProf.2k (табл.1).

**Таблиця 1**

Результати x- дифрактометричного дослідження синтезованого SnTe:Bi

№ зр.	Опис зразка	Основна фаза	Параметр елементарної комірки a, Å
14-3	SnTe + 0.3 ат. % Bi	SnTe Sn <sub>1-x</sub> Bi <sub>x</sub> TeCT NaCl ПГ Fm-3m Z = 4	6.3208(2)
14-5	SnTe + 1.5 ат. % Bi	SnTe <sub>1-x</sub> Bi <sub>x</sub>	6.31349(15)
14-6	SnTe + 2.0 ат. % Bi	SnTe <sub>1-x</sub> Bi <sub>x</sub>	6.31644(15)

Отримані парофазні конденсати досліджувалися методами атомно-силової мікроскопії (АСМ) Nanoscope 3a Dimension 3000 (Digital Instruments USA) у режимі періодичного контакту. Вимірювання проведені в центральній частині зразків з використанням серійних кремнієвих зондів NSG-11 із номінальним радіусом закруглення вістря до 10 нм (NTOMDT, Росія). За результатами АСМ-досліджень у програмі WSxM 4.0 Developer 10.4 визначені розміри окремих нанокристалів.

Вимірювання електричних параметрів конденсату проводили при кімнатних температурах у постійних магнітних і електричних полях на розробленій автоматизованій установці, яка забезпечує як процеси вимірювання електричних параметрів, так і реєстрацію і первинну обробку даних. Вимірюваний зразок мав чотири холлівські і два струмові контакти. В якості омичних контактів використовувалися плівки срібла. Струм через зразки складав  $\approx 1$  мА. Магнітне поле було напрямлене

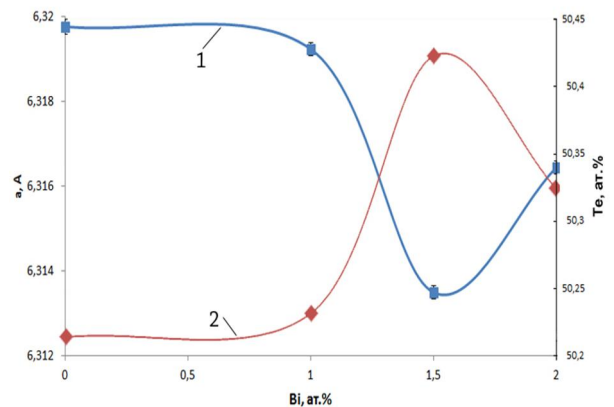
перпендикулярно до поверхні плівок при індукції 1,5 Тл.

## II. Результати досліджень та їх обговорення

**2.1 Фазовий склад і структура.** Згідно даних X-дифракційного аналізу встановлено, що у синтезованих наважках для випаровування основними фазовими є структури на основі станум телуриду SnTe типу NaCl, просторова група (ПГ) Fm-3m: SnTe, Sn<sub>1-x</sub>Bi<sub>x</sub>Te, SnTe<sub>1-x</sub>Bi<sub>x</sub> (табл. 1). При цьому зміна параметра ґратки SnTe:Bi від вмісту легуючої домішки вісмуту має складний характер (табл. 1; рис. 1). Це свідчить про складну взаємодію між атомами бісмуту та власними точковими дефектами кристалічної ґратки основної матриці. Можна припустити, що до концентрацій 1,5 ат.% Bi домінують як механізм заміщення катіонних вузлів

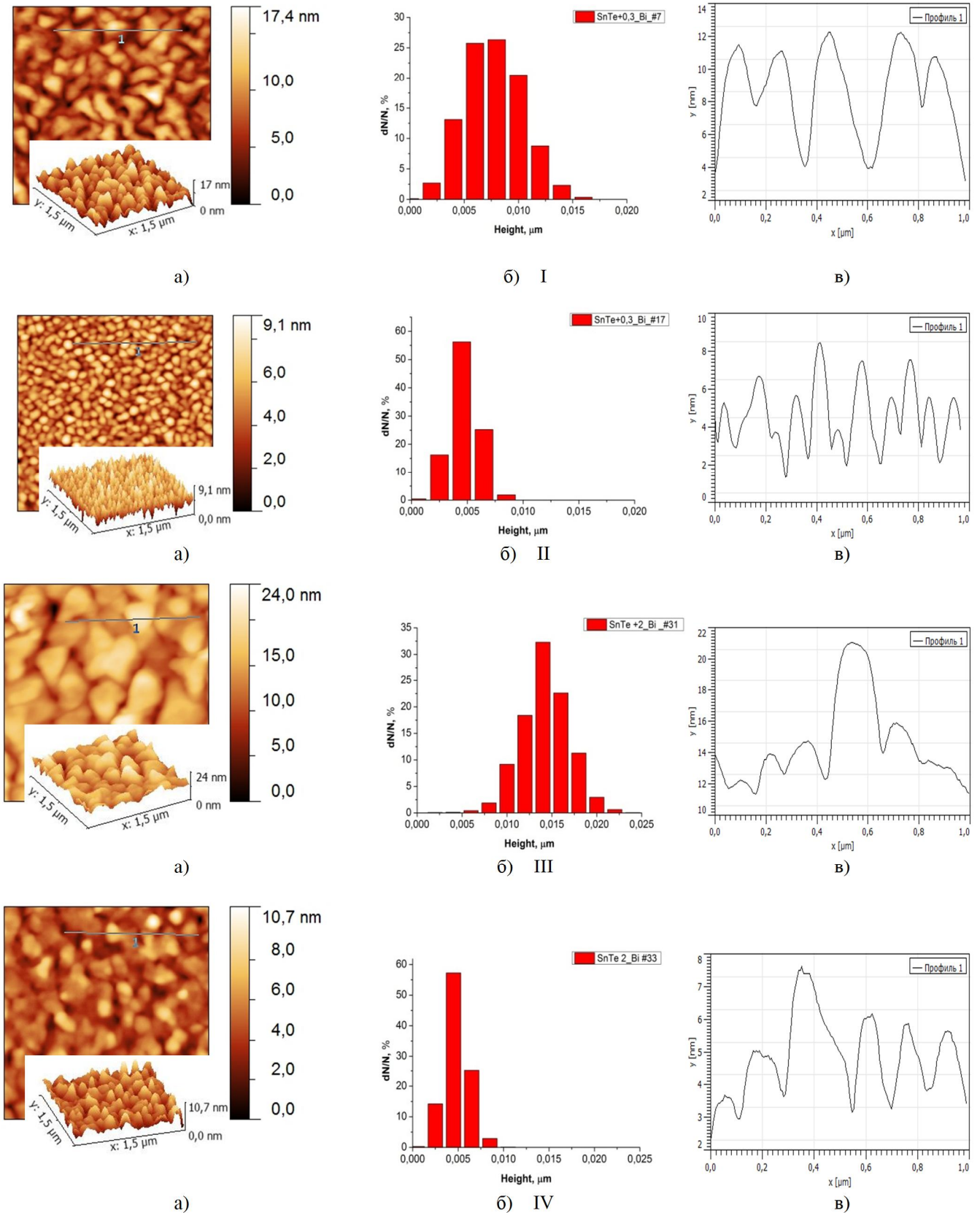
$Bi^{3+} \rightarrow Bi_{Sn}^{1+}$ , так і розширення області гомогенності на боці халькогену із утворенням вакансій у підґратці металу  $V_{Sn} (V_{Sn}^{2-}, V_{Sn}^{4-})$ . Відзначені механізми добре пояснюють спостережувані зменшення параметра елементарної комірки a (рис. 1). Зауважимо, що якщо нелегованому SnTe із значенням параметра елементарної комірки  $a = 6,328 \text{Å}$ , згідно співвідношення [1], відповідає 50,24 ат.% надстехіометричного телуру, то вже для зразків із вмістом 1,5 ат.% Bi ( $a = 6,315 \text{Å}$ ) область гомогенності зростає до 50,40 ат.% Te. Це однозначно вказує на вакансійний механізм дефектоутворення. Якщо б при легуванні утворення вакансій не відбувалось, то параметр елементарної комірки повинен зрости, оскільки йонний радіус  $Bi^{3+} (1,2 \text{Å})$  є більший за йонний радіус  $Sn^{2+} (1,02 \text{Å})$  [6]. З ростом концентрації домішки процеси самокомпенсації посилюються, вакансії утворюються активніше, що й змінює швидкість зменшення величини a (рис. 1 – крива 1)

При значних концентраціях вісмуту ( $\geq 1,5$  ат.%) останній, через свої амфотерні властивості, вже буде



**Рис. 1.** Залежність параметра елементарної комірки (1) та вмісту надстехіометричного Te (2), досліджуваних зразків SnTe:Bi від концентрації домішки Bi.

Структура і термоелектричні властивості легованих вісмутом парофазних конденсатів станумтелуриду SnTe:Bi



**Рис. 2.** 3D АСМ- зображення (а), гістограми висот (б) та профілограми поверхонь (в) тонких плівок SnTe+0,3ат% Bi (I,II) і SnTe+2ат% Bi (III-IV) на свіжих сколах (0001) слюда-мусковіт товщиною d, нм: I – 1134, II – 162, III – 1080, IV - 135.

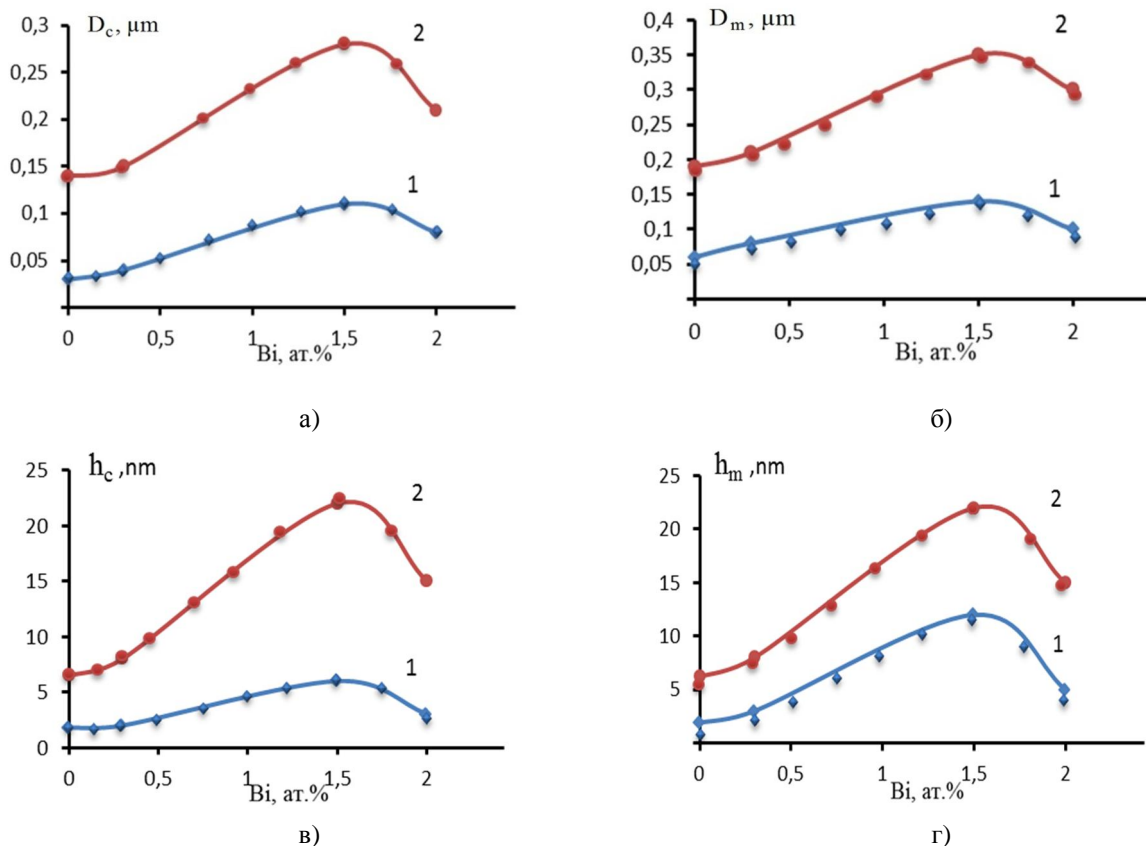
заміщати телур в аніонній підґратці  $\text{Bi}^{3+} \rightarrow \text{Bi}_{\text{Te}}^{1-}$ . Спостережувальний ріст параметра елементарної комірки при цих концентраціях домішки (рис. 1), очевидно, зумовлений тим, що йонний радіус  $\text{Bi}^{3+}$  (2,13 Å) є більшим за йонний радіус  $\text{Te}^{2-}$  (2,1 Å).

**2.2 Топологія поверхонь плівок і розміри нанокристалів.** АСМ – зображення топології і профілограм поверхонь конденсатів, а також гістограми розподілу за висотами окремих нанокристалів зображені на рис. 2.

Видно що парофазний конденсат сформований з нанорозмірних кристалів різної форми: тригранні і чотиригранні та їх комбінації. Встановлено, що пірамідальні структурисередні розміри нанокристалів із товщиною конденсату збільшується (рис. 2, 3). Введення домішки Ві призводить також до значного зростання розмірів нанокристалів як у нормальному так і латеральному до поверхні напрямках (рис. 3). При цьому латеральні ( $D_c$ ,  $D_m$ ) розміри нанокристалів на порядок перевищують їх висоти ( $h_c$ ,  $h_m$ ) (рис 2;3) за заданих технологічних факторів осадження ( $T_v$ ,  $T_p$ ) та часу осадження ( $\tau$ ) (товщини  $d$ ) конденсату. Зародження парофазних конденсатів, судячи з характеру АСМ зображень (рис. 2), описуються механізмом Фолмера–Вебера, заякими на

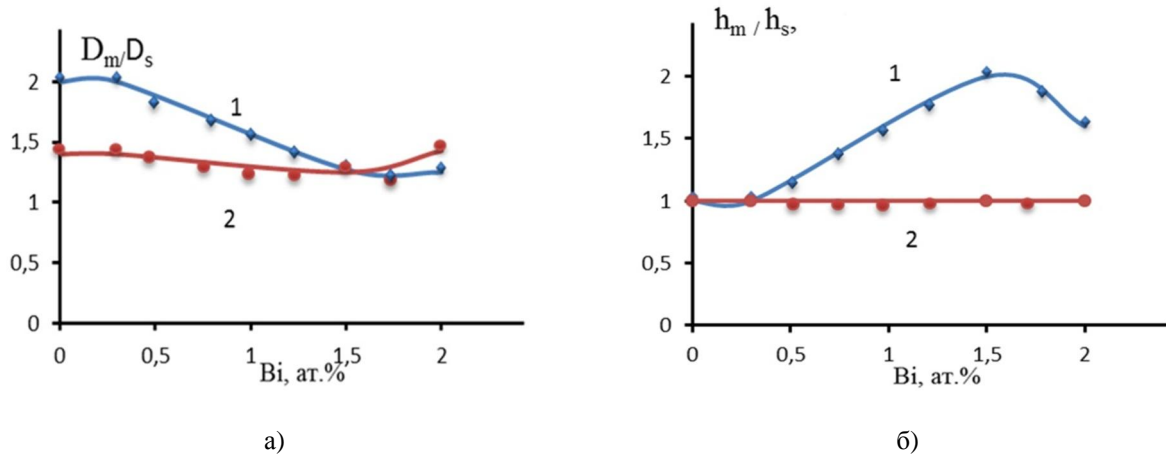
початкових етапах осадження пари на субґратці формуються окремі індивідуальні зародки. Із збільшенням часу осадження острівці розростаються і має місце їх коалесценція (рис. 2). При цьому, за малих товщин конденсату (малі часи осадження пари) не виявлено об'єктів кристалічного габітусу (рис.2, а – II, IV). При збільшенні тривалості осадження починають з'являтися утворення із плоскими гранями (рис.2, а – I, III). Відзначимо, що так як кристали SnTe відносяться до речовин із переважаючим йон-йонним зв'язком із структурою типу NaCl, то електрично-нейтральними з найбільшими ретикулярними густинами є атомні площини систем {100} і {110}. Саме шість площин системи {100} і дванадцять системи {110} за певних умов можуть утворювати нанокристали на поверхні субґратку у вигляді тригональних і тетрагональних пірамід із певною орієнтацією відносно кристалографічної симетрії сколу (0001) монокристалів слюди-мусковіт (рис. 2,а – I, III).

**2.3 Процеси росту.** Отримані результати щодо формування наноструктур SnTe: Ві можна пояснити з позицій реалізації оствальдівського дозрівання [9]. Так, згідно теорії закладені у роботах Оствальда [9]. Ліфшица і Сльозова [10], Вагнера [11], Венгреневича [12] стосовно поверхневих дискретних систем і,



**Рис. 3.** Концентраційні залежності питомої електропровідності ( $\sigma$  - а), коефіцієнта термо-ЕРС ( $S$  - б), рухливості носіїв струму ( $\mu$  - г) та питомої термоелектричної потужності ( $S^2\sigma$  - в) легованого вісмутом станум телуриду SnTe:Bi від вмісту Ві за різних товщин  $d$ , мкм: 1 - 0,1; 2 – 2.





**Рис. 4.** Концентраційні залежності відношення максимальних до середніх латеральних ( $D_m/D_c$  - а) та нормальних ( $h_m/h_c$  - б) до поверхні конденсату розмірів нанокристалів у легованих вісмутом плівках станумтелуриду SnTe:Bi/слюда від вмісту Bi за різних товщин  $d$ , мкм : 0,1 – (1), 1,0 – (2).

зокрема, острівцевих плівок і напівпровідникових гетероструктур з квантовими точками, розрізняють дифузійний механізм росту кластерів і механізм, контрольований швидкістю утворення хімічних зв'язків на їх поверхні. Ці два процеси можуть конкурувати, тобто реалізовуватися одночасно за умови, якщо електронні процеси утворення хімічних зв'язків є активаційними і енергії активації обох процесів – електронного і дифузійного порівняльні між собою. При цьому загальний потік  $j$  атомів буде дорівнювати сумі дифузійного  $j_o$  і вагнерівського (електронного)  $j_u$  потоків ( $j = j_o + j_u$ ). За умови, що

$$x = \frac{j_u}{j}, 1 - x = \frac{j_o}{j}, \frac{j_u}{j_o} = \frac{x}{1-x}, \quad (1)$$

х буде визначати частку  $j_u$  у загальному потоці  $j_a$ , а  $(1-x)j_o$  у загальному потоці  $j$  відповідно. Згідно [9] відношення критичного радіуса  $r_k$  який у рамках теорії ЛСВ співпадає з середнім радіусом кластера  $r_k = \langle r \rangle$  до максимального розміру  $r_g$  пов'язане із часткою вагнерівського потоку  $x$  у загальному потоці співвідношенням

$$\frac{r_g}{r_k} = \frac{2+x}{1+x}. \quad (2)$$

При  $x=1$  ріст кластерів повністю контролюється коефіцієнтом об'ємної дифузії

$$\frac{r_g}{r_k} = \frac{3}{2}, \quad (3)$$

а при  $x=0$ , процес повністю контролюється кінетикою переходу через межу розділу кластер-матриця, і це відношення буде рівне

$$\frac{r_g}{r_k} = 2. \quad (4)$$

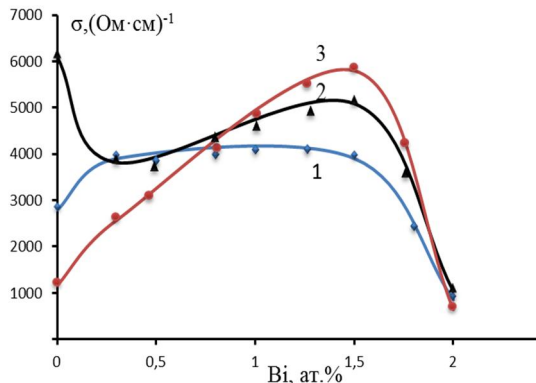
Визначивши максимальні  $D_m(h_m)$  латеральні (нормальні) розміри нанокристалів(рис.3) та їхнє відношення можна зробити висновок, що у нашому випадку  $1,5 \leq D_m/D_c \leq 2,0$ , а  $1,0 \leq h_m/h_c \leq 2,0$ . (рис. 4). Тобто має місце реалізація двох відзначених процесів росту: дифузійного і вагнерівського. При цьому якщо на початкових етапах осадження пари (малі товщини конденсату, рис. 5 – криві 1) домінують вагнерівські процеси пов'язані із електронними взаємодіями, що беруть участь в хімічних зв'язках ( $1,5 \leq D_m/D_c$ ,  $h_m/h_c \leq 2,0$ ), то вже в сформованих структурах переважають об'єктивні дифузійні

процеси ( $1,0 \leq D_m/D_c$ ,  $h_m/h_c \leq 1,5$ ) (рис.4 – криві 2). Цікавою є тенденція зміни величини відзначених відношень розмірів нанокристалів із хімічним складом конденсату (рис.4). А саме, якщо збільшення вмісту легуючої домішки у конденсаті зумовлює у тонких плівках перехід процесів латерального росту нанокристалів від «вагнерівського до дифузійного» (рис.4,а – крива 1), то для нормальних розмірів навпаки від «дифузійного до Вагнерівського» (рис.4,б – крива 1). Тобто можна стверджувати, що у формуванні пірамідальних окремих наноструктур більш активними є якраз вагнерівські процеси, що зумовлюють їх формування за висотою і ограненням кристалітів. Це може бути пов'язано із зростанням середньої електричної активності атомів бісмуту, що заміщають вузли катіонної підґратки  $Bi^{3+} \rightarrow Bi_{Sn}^{1+}$  основної матриці SnTe. Природньо, що при цьому вагнерівські процеси, пов'язані із латеральними розмірами дещо сповільнюються (рис. 4,а – крива 1)

**2.4. Термоелектричні властивості.** Залежності термоелектричних параметрів парофазних конденсатів SnTe:Bi/(0001) слюда мусковіт від вмісту легуючої домішки за різних товщин ( $d$ ) представлено на рис.5. У цілому характер їх змін підтверджують дані структурних досліджень (рис.2). Так, зокрема, якщо до складу 1,5 ат.% Bi питома електропровідність має тенденцію до зростання, то збільшення вмісту легуючої домішки зумовлює наступне її зменшення (табл.2; рис. 5, а).

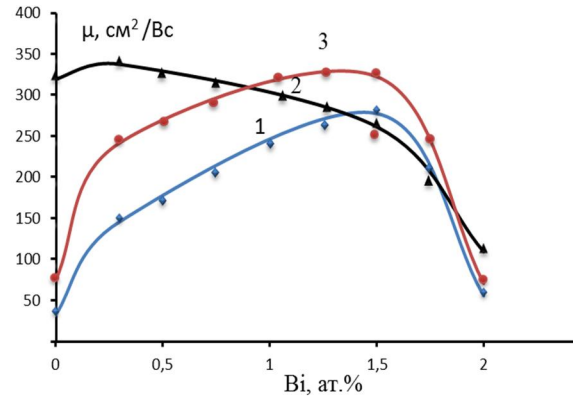
Дещо протилежний характер зміни із складом спостерігаються у концентраційній залежності коефіцієнта термо-ЕРС (рис. 5,в). Зауважимо, що хоча конденсати SnTe:Bi за всіх технологічних факторів отримання та хімічного складу мають явно виражений р-тип провідності, однак певної закономірності у зміні концентрації дірок ми не спостерігали. Холлівська рухливість носіїв заряду  $\mu$  (рис. 5,б) адекватно змінюється до величини значень розмірів окремих нанокристалів структури SnTe:Bi/ (0001) слюда-мусковіт: зростає як із

збільшенням вмісту легуючої домішки до 1,5 ат. %

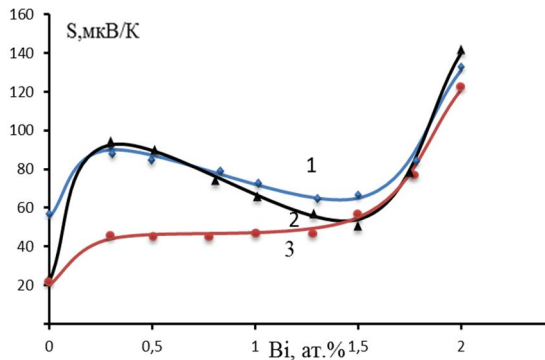


а)

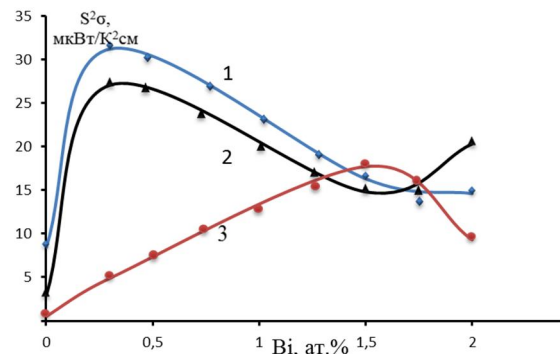
Bi, так і товщини конденсату (рис.2; рис 3).



б)



в)



г)

**Рис. 5.** Концентраційні залежності питомої електропровідності ( $\sigma$  - а), рухливості носіїв струму ( $\mu$  - б), коефіцієнта термо-ЕРС ( $S$  - в) та питомої термоелектричної потужності ( $S^2\sigma$  - г) легованих вісмутом тонких плівок станум телуриду SnTe:Bi/слюда від вмісту Bi за різних товщин  $d$ , мкм : 0,1 – (1), 1,0 – (2), 2,0 – (3).

**Таблиця 2**

Термоелектричні параметри тонких плівок SnTe:Bi на свіжих сколах (0001) слюди мусковіт.

ат. % Bi	$\sigma$ , $\text{Om}^{-1} \text{cm}^{-1}$	$\mu$ , $\text{cm}^2/\text{Vs}$	$S$ , $\text{мкВ}/\text{K}$	$S^2\sigma$ , $\text{мкВт}/\text{K}^2\text{cm}$
Плівки товщиною ~0,1 мкм				
0	2784	30	54	8,3
0,3	3875	143	87	30,2
1,5	3910	280	67	16,5
2	860	55	129	14,8
Плівки товщиною ~1 мкм				
0	6094	319	21	2,9
0,3	3815	337	92	27,05
1,5	5087	261	54	14,8
2	1035	109	140	20,3
Плівки товщиною ~2 мкм				
0	1412	72	19	0,5
0,3	2775	239	43	4,8
1,5	5814	321	56	17,5
2	650	70	123	9,1

Особливу увагу привертають до себе ідентичні зміни досліджуваних структурних (рис.2-рис.4) та термоелектричних параметрів (рис.5) в області складів до 1,5 ат. % Bi і після 2 ат.% Bi. Виявляється що зміна характеру заміщення атомами

бісмутукаціонних вузлів  $\text{Bi}^{3+} \rightarrow \text{Bi}_{\text{Sn}}^{1+}$  на аніонних  $\text{Bi}^{3-} \rightarrow \text{Bi}_{\text{Sn}}^{-}$  є суттєвим фактором впливу як на процеси росту і формування конденсатів, так і комплекс їх термоелектричних параметрів. Останнє зумовлене зміною знаку локального електростатичного впливу у структурах SnTe:Bi/ (0001) слюда-мусковіт.

Питоматермоелектрична потужність (ПТП) визначається як електропровідністю ( $\sigma$ ), так і коефіцієнтом термо-ЕРС ( $S$ ) конденсатів ( $\text{ПТП} = S^2\sigma$ ) (рис.5,г). Видно що її оптимальне (максимальне) значення визначається товщиною ( $d$ ) і хімічним складом. Найбільше значення  $S^2\sigma = (26-30)$  мкВт/ $\text{K}^2\text{cm}$  мають конденсати товщиною (0,1-1)мкм із 0,3 ат. % Bi (рис.5-криві 1,2). Збільшення товщини плівок до  $d \approx 2$ мм зміщує оптимальне значення ПТП в область складів до  $\sim 1,5$  ат. % Bi (рис.5 – крива 3). Але її максимальне значення дещо менше і складає  $\approx 17$  мкВт/ $\text{K}^2\text{cm}$ .

## Висновки

1. Встановлено, що упарофазні структури SnTe:Bi/(0001) слюда-мусковіт формуються за механізмом Фолмера-Вебера і пов'язані із утворенням окремих тривимірних зародків на поверхні твердотілого субстрату.

- Показано, що ріст окремих нанокристалітів, здійснюється за умов реалізації одночасно як дифузійного об'ємного, так і вагнерівськоелектронного процесів, домінуюча доля яких визначається як товщиною конденсатів, так і їх хімічним складом.
  - Показано, що розміри нанокристалітів у конденсатах SnTe:Bi/ (0001) слюда-мусковіт суттєвим чином впливають на значення величин основних термоелектричних параметрів.
  - Встановлено, що легуюча домішка вісмуту у SnTe проявляє амфотерні властивості: до 1,5 ат.%
- Вібісмут заміщує катіонні вузли ( $\text{Bi}^{3+} \rightarrow \text{Bi}_{\text{Sn}}^{1+}$ ), а після – аніонні ( $\text{Bi}^{3-} \rightarrow \text{Bi}_{\text{Sn}}^{-}$ ), що зумовлює зміну характеру залежностей структурних і термоелектричних параметрів від хімічного складу.
- Визначено товщини конденсатів SnTe:Bi/слюда-мусковіт і їх хімічні склади із оптимальними термоелектричними параметрами, зокрема питомою термоелектричною потужністю.

- V.M. Shperun, D.M. Freyik, V.V. Prokopiv, Teluryd olova. Fyzyko-khimichnivlastyivosti. (Play, Ivano-Frankivs'k, 2002).
- D.M. Freik, M.O. Galushak, I.M. Ivanyshyn, V.M. Shperun., R.I. Zapuklyak, M.V. Pyts, Semiconductor Physics. Quantum Electoniscs and Optoelectronics. 3 (3), 287 (2000).
- M.O. Galushcak, D.M. Freik, I.M. Ivanyshyn, A.V. Lysak, M.V. Pyts, JournalofThermoelectricity, #1, 43 (2000)
- N.Kh. Abrykosov, L.E. Shemyl'ova. Poluprovodnykovyye materyaly na osnove soedynenyu AIVBVI. (Nauka, Moskva, 1975).
- V.L. Kuznetsov, Neorhanycheskye materyaly., 32(3), 261 (1996).
- O.M. Matkivs'kyu, I.V. Horichok, D.M. Freyik, H.Ya. Hurhula, Fyzyka i khimiya tverdoho tila. 15(3), 469 (2014).
- D.M. Freyik, B.S. Dzunza, V.I. Makovyshyn, I.A. Arsenyuk, O.Yu. Kal'ka, Fyzyka i khimiyatverdohotila. 15(3), 510 (2014).
- D.M. Freyik, B.S. Dzunza, I.I. Chav'yak, V.I. Makovyshyn, I.A. Arsenyuk, Fyzychna inzheneriya poverkhni. 12(3), 405 (2014).
- Ostwald W. Js. Physics Chemistry. 34, 495, (1900).
- M. Lyfshyts, V.V. Slëzov. ZhETF. 35(2) 479 (1958).
- Wagner C. Zs. Electrochem. 65(7/8) 581 (1961).
- R.D. Venhrenovych, B.V. Ivans'kyu, A.V. Moskalyuk. Fyzyka i khimiyatverdohotila. 10(1). 19, (2009).

D.M. Freik<sup>1</sup>, Ya.S. Yavorsky<sup>1</sup>, I.I. Chav'yak<sup>2</sup>, V.I. Makovyshyn<sup>1</sup>,  
O.M. Matkivskyi<sup>1</sup>, R. Ya Yaremki<sup>2</sup>

## Structure and Thermoelectric Properties of Doped Bismuth Telluride Vapor-Phase Condensation Tin SnTe: Bi

<sup>1</sup>Vasyl Stefanyk Precarpathian National University  
57, Shevchenko Str., 76018, Ivano-Frankivsk, Ukraine, E-mail: [freik@pu.if.ua](mailto:freik@pu.if.ua)  
<sup>2</sup>Ivano-Frankivsk National Medical University,  
2, Galyzka Str, Ivano-Frankivsk, 76018, Ukraine, E-mail: [freik@pu.if.ua](mailto:freik@pu.if.ua)

The results of a comprehensive study of the phase composition, structure and thermoelectric properties of doped bismuth (0,3 2 at.% Bi) thin films SnTe: Bi, deposited on the high vacuum for fresh chips (0001) single crystals of muscovite mica. The mechanisms of nucleation and growth processes, and depending on the size of nanocrystals and electrical parameters on the thickness of the condensate and content of Bi dopant. Found that the optimal thermoelectric properties of thin films SnTe: Bi defined as the thickness and dopant content. The results are presented physico-chemical treatment.

**Keywords:** thin films, nanostructures, doping, Tin Telluride.