

Оригинальная статья / Original article

УДК 538.975

<https://doi.org/10.21869/2223-1528-2025-15-2-113-131>

Структурные и морфологические особенности магнетронных пленок теллурида висмута *n*-типа проводимости ВЧ МР

А.П. Кузьменко¹✉, А.И. Колпаков¹, К.А. Матарыкин¹, В.В. Родионов¹,
О.Н. Иванов², М.Н. Япрынцев²

¹ Юго-Западный государственный университет
ул. 50 лет Октября, д. 94, г. Курск 305040, Российская Федерация

² Белгородский государственный национальный исследовательский университет
ул. Победы, д. 85, г. Белгород 308015, Российская Федерация

✉ e-mail: apk3527@mail.ru

Резюме

Цель исследования. Характеризация нанопленок теллурида висмута *n*-типа проводимости из мишени $Bi_2Te_{2.7}Se_{0.3}$, формируемых методом высокочастотного магнетронного распыления в среде Ar на кремниевой подложке.

Методы. Высокочастотное магнетронное распыление на подложку из кремния осуществлялось в зависимости от изменений управляющих параметров (мощности $P = 50 - 80$ Вт и времени $t = 1800 - 2700$ с) распыления. Характеризация магнетронных нанопленок проводилась методами рентгенофазового анализа, атомно-силовой микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа, цифровой голографической микроскопии и комбинационного (рамановского) рассеяния света. Проводилась статистическая обработка АСМ-изображений МНП с построением автокорреляционных функций по прямому преобразованию Фурье, анализ изменений фрактальных размерностей МНП.

Результаты. Прецизионно с применением АСМ, ЦГМ, СЭМ и специально разработанной методики по ЭДА измерены толщины и рассчитаны скорости роста МНП, доказано их линейное увеличение в зависимости от P и t . По данным КРС и РФА установлено, что в процессе ВЧ МР $Bi_2Te_{2.7}Se_{0.3}$ формируются поликристаллические МНП, кристалличность которых была достигнута после отжига при 623 К. По дифрактограммам РФА рассчитаны размеры областей когерентности, текстурированности, микродеформаций и межплоскостных деформационных искажений МНП. Проведена статистическая обработка АСМ-изображений МНП с определением фрактальной размерности и построением по ППФ АКФ. Доказано, что МНП имеют 3D-мерность и формируются, подчиняясь смешанному механизму Странского – Крастанова.

Заключение. В магнетронных нанопленках Bi_2Te_3 *n*-проводимости обнаружены деформации обоих знаков: как сжимающие ($\Delta a < 0$), так и растягивающие ($\Delta a > 0$). Расчетные размеры когерентности согласуются с низким уровнем кристалличности и слабо зависят от роста как P , так и t . По измерениям методом «ступеньки» толщины МНП скорость их формирования составила $V \approx 0,6$ нм/с.

Ключевые слова: высокочастотное магнетронное распыление; магнетронные нанопленки; проводимость *n*-типа; механизм Странского – Крастанова.

Финансирование: Статья подготовлена в рамках государственного заказа на 2025 г. № 075-03-3025-526.

Конфликт интересов: Авторы декларируют отсутствие явных и потенциальных конфликтов интересов, связанных с публикацией настоящей статьи.

© Кузьменко А.П., Колпаков А.И., Матарыкин К.А., Родионов В.В., Иванов О.Н., Япрынцев М.Н., 2025

Для цитирования: Структурные и морфологические особенности магнетронных пленок теллурида висмута n-типа проводимости ВЧ МР / А.П. Кузьменко, А.И. Колпаков, К.А. Матарыкин, В.В. Родионов, О.Н. Иванов, М.Н. Япрынцеv // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2025. Т. 15, № 2. С. 113–131. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2025-15-2-113-131>.

Поступила в редакцию 30.04.2025

Подписана в печать 28.05.2025

Опубликована 30.06.2025

Structural and morphological features of magnetron films of bismuth telluride of n-type conductivity RF MR

Aleksander P. Kuzmenko¹✉, Artem I. Kolpakov¹, Konstantin A. Matarykin¹, Vladimir V. Rodionov¹, Oleg N. Ivanov², Maksim N. Yapyryntsev²

¹ Southwest State University
50 Let Oktyabrya Str. 94, Kursk 305040, Russian Federation

² Belgorod State National Research University
85 Pobeda Str., Belgorod 308015, Russian Federation

✉ e-mail: apk3527@mail.ru

Abstract

Purpose of research. Characterization of n-type bismuth telluride nanofilms from the $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$ target formed by high-frequency magnetron sputtering in Ar on a silicon substrate.

Methods. High-frequency magnetron sputtering on a silicon substrate was carried out depending on changes in the control parameters (power $P = 50 - 80$ W and time $t = 1800 - 2700$ s) of sputtering. Characterization of magnetron nanofilms was carried out by X-ray phase analysis, atomic force microscopy, scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray microanalysis, digital holographic microscopy and Raman scattering. Statistical processing of AFM images of MNFs with the construction of autocorrelation functions using the direct Fourier transform, analysis of changes in the fractal dimensions of MNFs

Results. Thicknesses were measured with precision using AFM, DHM, SEM and a specially developed EDS technique, and the growth rates of MNFs were calculated, their linear increase depending on P , and t was proven. According to the Raman and XRD data, it was found that polycrystalline MNFs are formed in the process of RF MR of $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$, the crystallinity of which was achieved after annealing at 623 K. The sizes of the coherence regions, texturing, microstrains and interplanar deformation distortions of MNFs were calculated using the XRD patterns. Statistical processing of AFM images of MNFs was carried out with the determination of the fractal dimension and the construction of the ACF using the DFT. It is proved that MNFs have 3D dimensions and are formed by the mixed Stranski – Krastanov mechanism.

Conclusion. In magnetron sputtered Bi_2Te_3 nanofilms with n-type conductivity, deformations of both signs were found: both compressive ($\Delta a < 0$) and tensile ($\Delta a > 0$). The calculated coherence sizes are consistent with the low level of crystallinity and weakly depend on the growth of both P and t . According to measurements by the “step” method of MNF thickness, the rate of their formation was $V \approx 0,6$ nm/s.

Keywords: high-frequency magnetron sputtering; magnetron nanofilms; n-type conductivity; Stranski – Krastanov mechanism.

Financing: The article was prepared within the framework of the state order for 2025 No. 075-03-3025-526.

Conflict of interest: The Authors declare no apparent or potential conflicts of interest related to the publication of this article.

For citation: Kuzmenko A.P., Kolpakov A.I., Matarykin K.A., Rodionov V.V., Ivanov O.N., Yapryntsev M.N. Structural and morphological features of magnetron films of bismuth telluride of n-type conductivity RF MR. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2025;15(2):113–131. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2025-15-2-113-131>.

Received 30.04.2025

Accepted 28.05.2025

Published 30.06.2025

Введение

Исследования термоэлектрических явлений активно развиваются, и не удивительно, что они находятся в списке самых приоритетных [1], поскольку направлены на решение глобальной проблемы энергопотребления [2]. Большие ожидания в этой области связываются с термоэлектричеством (ТЕ), основанным на эффекте Зеебека, и созданием материалов с улучшенными ТЕ параметрами [3] и разработкой ТЕ источников, работа которых заключена в прямом преобразовании тепла в электричество, что диктуется требованиями по сокращению выбросов углекислого газа [4]. ТЕ характеризуется безразмерным коэффициентом – термоэлектрической добротностью

$$ZT = S^2 \sigma T / \lambda, \quad (1)$$

где S – коэффициент Зеебека, мВ/К; σ – электропроводность, См/м; λ – теплопроводность, Вт/(м·К). Способность ТЕ материала вырабатывать электрическую энергию определяется размерным коэффициентом мощности $PF = S^2 \sigma$. Эффективность ТЕ обусловлена четырьмя механизмами с отличными причинами доминирования каждого из них. Так объемный механизм возникает за счет термодиффузии, контактный – под влиянием температуры на уровне Ферми, фононный вызывается воздействием фононов на носители зарядов, магнетонный при наличии магнитного упорядочения вызван взаимодействием носителей зарядов (электронов) с этими квазичастицами.

Полупроводниковый теллурид висмута (Bi_2Te_3) рассматривается как перспективный ТЕ материал [5], в качестве

трехмерных (3D) топологических изоляторов и фотоэлементов [6]. Диапазон практического применения объемного Bi_2Te_3 объясняется величиной, приближающейся к единице [7]. Наиболее высокие ТЕ характеристики демонстрируют материалы Bi_2Te_3 , в которых рост PF до $5,65 \cdot 10^{-4}$ Вт/(м·К²) при 470 К обусловлен снижением λ решетки из-за присутствия центров рассеяния фононов [8] и высоким значением σ даже при невысоких $S \sim 105$ мкВт/К.

Гибкие ТЕ генераторы, содержащие Bi_2Te_3 - Sb_2Te_3 (p -типа) и Bi_2Te_3 - Bi_2Se_3 (n -типа), изготовленные методом трафаретной печати из суспензий, дают напряжение от 0,8 до 14,8 мВ при комнатной температуре [9]. Изменениями мощности от 50 до 100 Вт при высокочастотном магнетронном распылении мишеней Sb_2Te_3 и Bi_2Te_3 в MNFs была улучшена: кристалличность (10,60...20,29 нм), достигнута проводимость ($\sigma = 6,31 \cdot 10^2 \dots 1,03 \cdot 10^4$ См/м) наряду с ростом $S = 3 \dots 5$ мВт/К [10].

Цель данного исследования – характеристика магнетронных нанопленок (МНП) Bi_2Te_3 с проводимостью n -типа, полученных высокочастотным магнетронным распылением (ВЧ МР) мишени $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,7}\text{Se}_{0,3}$ в инертной среде аргона.

Материалы и методы

На малогабаритной вакуумной установке (МВУ) ТМ-Магна Т, оснащенной высокочастотным магнетроном (13,56 МГц), распылялась мишень из $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,7}\text{Se}_{0,3}$ (n -проводимость). Мишень диаметром 100 мм и толщиной 6 мм изготовлена методом горячего прессования в ЦКП «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ» на

установке искрового плазменного спекания (Spark Plasma Sintering, модель 25-10). Исходные порошки запрессовывались в вакууме ($2 \cdot 10^{-2}$ тор) в графитовой пресс-форме при импульсном токе до 10 кА, длительностью несколько миллисекунд. Нагрев до 520 К осуществлялся со скоростью 50 град/мин. Время изотермической выдержки составляло 10 мин. При достижении температуры 680 К давление в системе повышалось с 5 МПа до максимального 25 МПа со скоростью 5 МПа/мин. Как показано в [11], создаваемые мишени обладали наибольшей гомогенностью.

Подложки из монокристаллического кремния (100) имели размеры ($10 \cdot 15$ мм²) с учетом требований используемого аналитического оборудования (АСМ, СЭМ и др.). Поверхности подложек последовательно очищались от неорганических и органических загрязнений хромовой смесью ($H_2SO_4 + K_2Cr_2O_4$) и плазмой на установке «Pico» [12]. В камере создавались вакуум $5 \cdot 10^{-4}$ Па и ИК-нагревом температура 400 К. Перед нанесением МНП в течение 60 с проводилась ионная чистка поверхности подложек. Давление атмосферы рабочего газа Ar 1,0 Па с расходом 0,5 л/ч. Мощность варьировалась от 50 до 80 Вт через 10 Вт. Время распыления изменялось от 1800 до 2700 с через 300 с.

Характеризация МНП осуществлялась методами: атомно-силовой микроскопии (АСМ) (AistNT SmartSPM с пространственным разрешением по Z-координате 30 пм), рентгенофазового анализа (РФА) (GBC ЕММА (60 кВ, 80 мА, Cu K α , 2 θ от 20 до 60°), сканирующий электронной микроскопии (СЭМ) (JEOL JSM LV6610), микрорентгеноспектральным энергодисперсионным анализатором (ЭДА) (Oxford Instruments X-Max Silicon Drift Detector 150 мм²), голографической микроскопии (Lyncee Tec R2203 с пространственным разрешением 30 пм) и комбинационного (рамановского) рассея-

ния света (КРС) (OmegaScope™, спектральное и пространственное разрешения: $0,8$ см⁻¹, 1800 штрих/мм и 0,250 мкм на длине волны 532 нм).

Результаты и их обсуждение

По введенным критериям качества в [13], учитывающим минимальные значения средней (R_a) и среднеквадратичной шероховатостей (R_q), устанавливались приемлемые мощность и время распыления ВЧ МР для формирования и исследования МНП. Толщины наносимых МНП (h) определялись методом «ступеньки» по измерениям на АСМ (≈ 1299 нм) и голографическом микроскопе (≈ 1401 нм) (рис. 1, а и б).

Толщина МНП линейно зависела от времени распыления: $h = Vt$, т. е. росла со скоростью $V = h/t$. По атомно-силовым измерениям V составила $\approx 0,6$ нм/с, а по измерениям на голографическом микроскопе $\approx 0,46$ нм/с, т. е. рост пленки из $Bi_2Te_{2,7}Se_{0,3}$ n -типа в наших условиях происходил со средней скоростью 0,53 нм/с. Отметим важность измерений толщины МНП при анализе их структурирования в зависимости от указанных управляющих параметров.

Морфология поверхности, структура, химический состав и толщина МНП на кремниевой подложке были проанализированы по СЭМ-изображениям (с увеличением в $2 \cdot 10^5$ раз). На рисунках 2, а и б СЭМ-изображения иллюстрируют структуру МНП, нанесенные при времени распыления $t = 2700$ с при мощности $P = 70$ Вт, с характерными минимальными и максимальными размерами: ~ 37 и 65 нм, величины которых при $P = 80$ Вт возросли до ~ 65 и 115 нм. Здесь же (рис. 2, в) показаны гексагональная структура, характерная для теллурида висмута, и скол МНП с высокой точностью измеренной толщиной $h = 249$ нм (рис. 2, г).

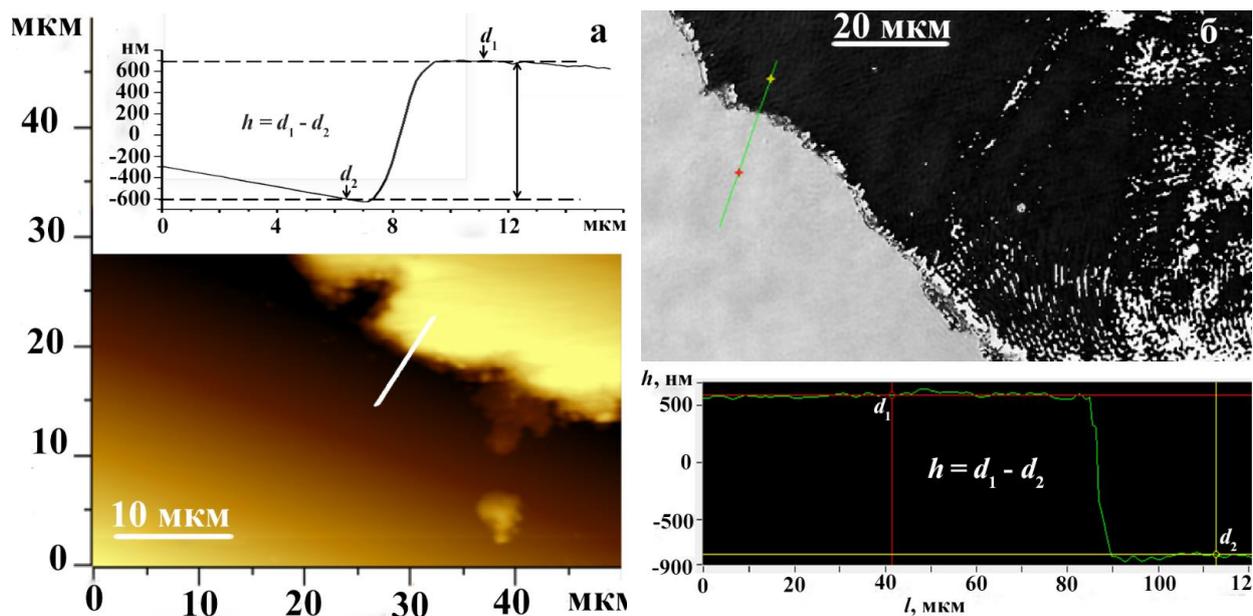


Рис. 1. Изображения «ступеньки» магнетронной нанопленки $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$, полученные на микроскопах: а – атомно-силовом; 1299 нм; б – голографическом; 1401 нм. На вставках показаны их профили

Fig. 1. Images of a “step” of a $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$ magnetron nanofilms obtained using a microscope: а – atomic force; 1299 nm; б – holographic; 1401 nm. The insets show their profiles

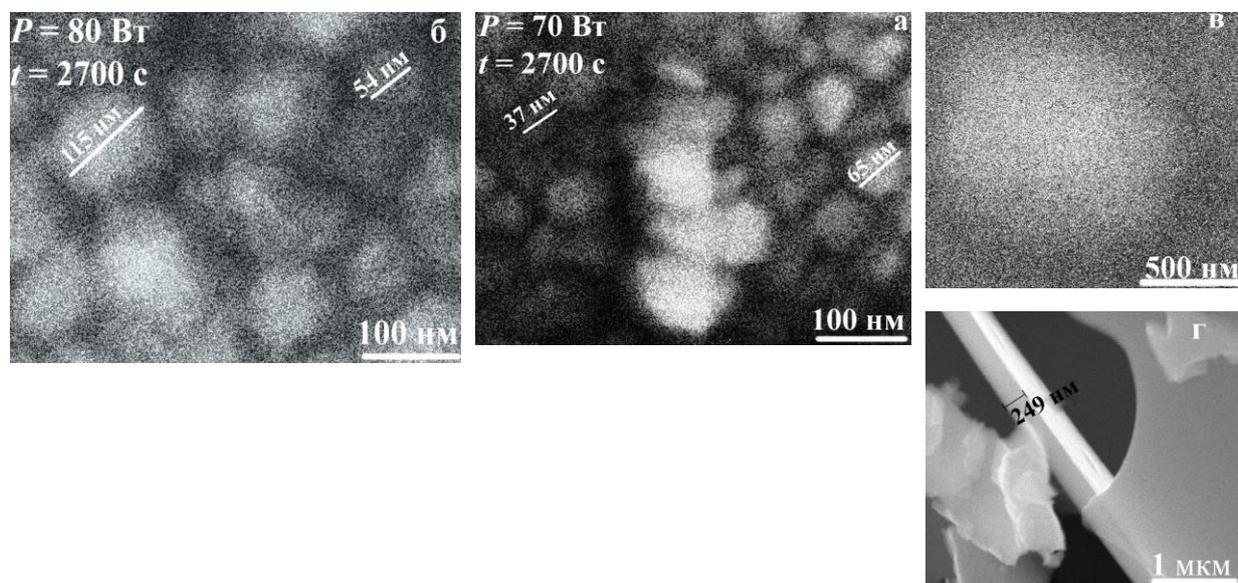


Рис. 2. Растровые электронно-микроскопические изображения поверхностей МНП ВЧ МР: а, б – СЭМ-изображения при указанных P и t ; в – отдельно представленный структурный элемент; г – толщина ~ 249 нм на сколе

Fig. 2. Scanning electron microscopic image of the surfaces of the RF MS MNFs: а, б – SEM images at the indicated P and t ; в – separately presented structural element; г – thickness ~ 249 nm on the cleavage

Элементный состав и стехиометричность структуры по энергомикрорентгеноспектральному анализу (ЭДА) МНП $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,7}\text{Se}_{0,3}$ изучались зондом с площадью $s = 12 \cdot 10^3 \text{ мкм}^2$ на постоянном токе при 30 кВ. Скорость счёта импульсов на уровне 24 000 имп/с. Стробирование в спектре проводилось с разрешением по энергии 61 эВ. В МНП при ВЧ МР, нанесенных при t 35 и 45 мин, зарегистрированы изменения содержания массы: Se – от 5,015 до 5,785%; Te – от 30,72 до

33,87%; Bi – от 64,27 до 60,345%. Линейное поэлементное снижение плотности $\rho(\omega)$:

$$\frac{100\%}{\rho(\omega)} = \frac{\omega_{\text{Se}}}{\rho_{\text{Se}}} + \frac{\omega_{\text{Te}}}{\rho_{\text{Te}}} + \frac{\omega_{\text{Bi}}}{\rho_{\text{Bi}}}, \quad (2)$$

с точностью 0,2% описывалось функцией $\rho(\omega) = -0,0058\omega + 8,2772$ и отвечало указанному снижению содержания Bi в МНП с ростом мощности ВЧ МР, т. е. в создаваемых МНП наблюдалась относительная стехиометричность состава (табл. 1).

Таблица 1. Поэлементный массовый состав магнетронных пленок n -типа $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,7}\text{Se}_{0,3}$ от мощности распыления с расчетными скоростями роста их толщины

Table 1. Elemental mass composition of n -type $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,7}\text{Se}_{0,3}$ magnetron films from sputtering power with calculated growth rates of their thickness

| W, Вт | ω_{Se} , мас. % | ω_{Te} , мас. % | ω_{Bi} , мас. % | ρ , г/см ³ | Скорость напыления, нм/с | Диапазон отклонений, % |
|-------|-------------------------------|-------------------------------|-------------------------------|----------------------------|--------------------------|------------------------|
| 50 | 5,02 | 30,72 | 64,27 | 7,98 | 0,53 | 20 |
| 60 | 5,26 | 31,36 | 63,4 | 7,94 | 0,87 | 2 |
| 70 | 5,68 | 32,88 | 61,44 | 7,86 | 1,02 | 10 |
| 80 | 5,79 | 33,87 | 60,35 | 7,82 | 1,22 | 12 |

Расчет радиуса полусферы взаимодействия пучка электронов с центром в точке его падения, учитывающий не менее 95% траекторий как упругих, так и неупругих столкновений с атомами в МНП, проведен по формула Кана и Окаяма:

$$R_{\text{КО}} = \frac{0,0276AE_0^{1,67}}{\rho Z^{0,89}} = 4,08 \text{ мкм}, \quad (3)$$

где A – средний атомный вес, г/моль; Z – средний атомный номер; ρ – плотность, г/см³; $E_0 = 30$ кэВ – первоначальная энергия падающего пучка. Согласно (3) в $R_{\text{КО}}$ учтены максимальные пространственные распределения вторичных, обратно рассеянных электронов внутри МНП. Характеристическое рентгеновское излучение K -серии атомов кремниевой подложки при $E_0 = 30$ кэВ достигало

$E_{\text{Si}} = 1,84$ кэВ. Максимальная глубина возбуждения по модифицированной формуле Канаи – Окаямы (МКО) достигала [14]

$$R_{\text{МКО}} = \frac{0,0276A(E_0^{1,67} - E_{\text{Si}}^{1,67})}{\rho Z^{0,89}} = 4,04 \text{ мкм}. \quad (4)$$

На этом основании была получена оценка толщины МНП по изменению доли прошедшего характеристического излучения от кремния сквозь атомы $i = \text{Bi}, \text{Te}$ и Se по формуле, учитывающей аддитивный вклад коэффициентов ослабления всех составляющих МНП элементов μ_i :

$$I = I_0 \exp(-\mu^* \rho s), \quad (5)$$

где $\mu^* = \sum_{i=1}^3 (\omega \times \mu / \rho)_i$, см²/г;

I_0 и I – интенсивности исходного рентгеновского излучения до и после прохождения через толщину h материала с плотностью ρ . Эффективность пропускания для Si $K_{\alpha 1}$ уменьшалась с ростом толщины пленки. Для МНП, нанесенной при $P = 50$ Вт и $t = 2100$ с, коэффициенты поглощения рентгеновских лучей K_{α} -серии Si составили: для Bi – 1969,3; Te – 2511,12; Se – 4455,2. Расчетные модельные траектории для 200 электронов по методу Монте-Карло для 18,2% прошедшего излучения занимали объём, показанный на вставке I к рисунку 3. На этой основе,

кроме измерений толщины МНП, показанных на рисунках 1, а и б, величина h была оценена и по измерениям ЭДА на линии K-серии кремния с минимальной интенсивностью при ускоряющем напряжении 10 кВ, которая соответствовала толщине пленки 950 нм.

Расчетные глубины проникновения (4) с учетом долей прошедшего через МНП излучения при условии аппроксимирующей линейной зависимости по Bi (5) и их значения при соответствующих мощностях, усредненные методом наименьших квадратов, приведены на рисунке 3.

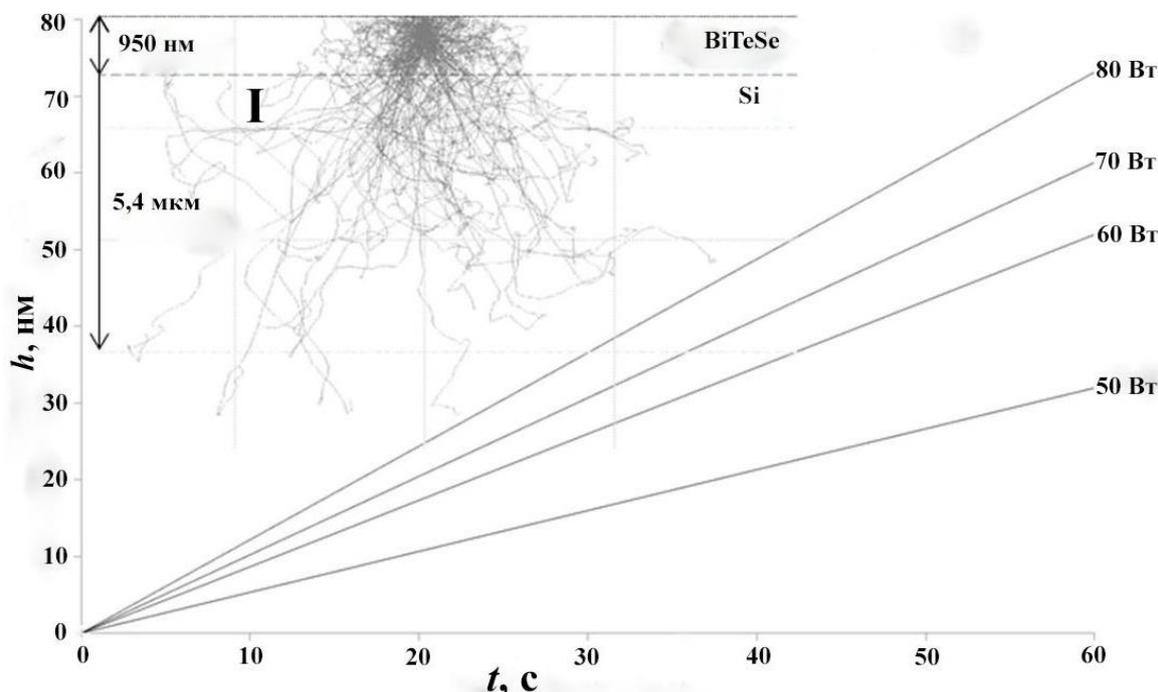


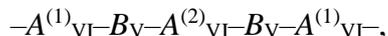
Рис. 3. Расчетные зависимости $h(t)$ (методом Монте-Карло) при указанных P . Здесь же показаны модельные траектории распространения 200 электронов в МНП (вставка I)

Fig. 3. The $h(t)$ dependences calculated by the Monte Carlo method for the specified P . The model trajectories of the propagation of 200 electrons in the MNF are also shown here (Insert I)

Для всех использованных P наблюдались пропорциональные зависимости $h(t)$, по которым определены скорости роста МНП $V = h/t$, приведенные в таблице 1. Их значения при $P = 50$ Вт составили 0,53 нм/с, а при 80 Вт – 1,22 нм/с. Отклонения значений скорости $V = h/t$ от аппроксимирующей линейной зависимости

не превышали 20% и оказались минимальными для $P = 60$ Вт – 2 % (см. табл. 1). Фактически измерения скорости по методу ступеньки с помощью АСМ и цифрового голографического микроскопа, где V составляла $\approx 0,6$ нм/с и $\approx 0,46$ нм/с, оказались более достоверными.

Кристаллы теллурида висмута принадлежат к ромбоэдрической пространственной группе $R\bar{3}m(D^5_{3d})$ и образуют ковалентно-связанные моноатомные слои с поэлементным составом:



где A_{VI} – Te либо Se, а B_V – Bi. Силами Ван-дер-Ваальса эти слои объединены в пяти-кратные стопки атомов, которым в элементарной ячейке решетки отвечают объемные колебательные моды: $\Gamma_{\text{bulk}} = 2(A_{1g} + E_g) + 2A_{2u} + 2E_u$ [15 – 18].

Спектры КРС содержали характерную для Bi_2Te_3 линию с сильно аморфной формой с максимумом на $A^2_{1g} = 148 \text{ см}^{-1}$ (рис. 4) с колебаниями вдоль главной оси

[001] ромбоэдрической структуры, что связано с ограничением используемого в микроспектрометре edge-фильтра, работающего в диапазоне от 100 см^{-1} . Здесь моды A^2_{1g} – симметричные внеплоскостные растяжения с противоположными направлениями колебаний атомов $A_{VI}-B_V$ с малыми высокочастотными смещениями (коротковолновые фононы). Моды E_g – симметричные внутриплоскостные изгибные и сдвиговые сонаправленные колебания двух верхних слоев атомов $A_{VI}-B_V$ с большими атомными низкочастотными смещениями (длинноволновые фононы). A^2_{1g} обладают сильными межатомными связями соседних атомов, поэтому более интенсивные по сравнению с E_g .

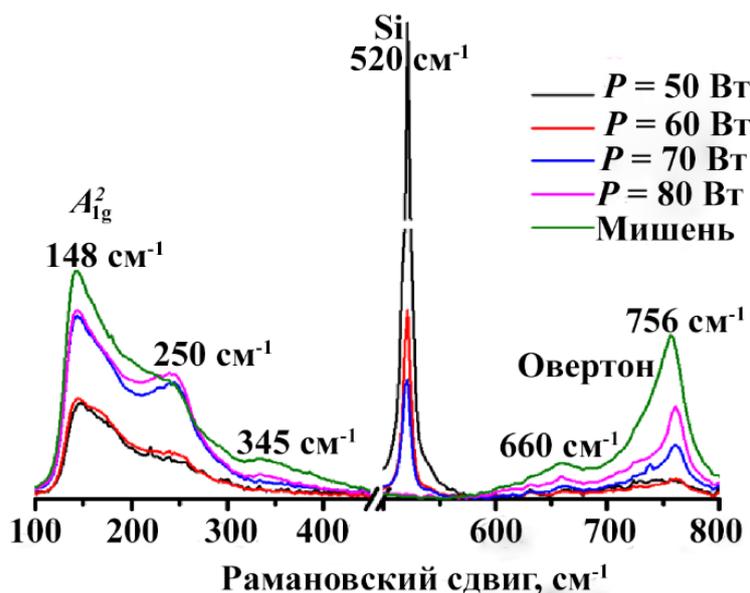


Рис. 4. Спектры КРС в МНП, нанесенных методом ВЧ МР при постоянной времени 1800 с и при указанных P , а также от мишени

Fig. 4. Raman spectra in MNFs deposited by the RF MS method at a constant of the time 1800 s and the specified P , as well as from the target

Колебания на линии 248 см^{-1} , не характерные для $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$, в [19] связаны с кристаллизацией аморфного α -Se под воздействием возбуждающего лазерного излучения. Измеренная индикатором Laser Power Meter LP-1 пороговая мощность излучения с $\lambda = 532 \text{ нм}$, начиная с которой в спектре КРС как на мишени, так и от МНП возбуждались колебания на

этой линии, составила 5,2 мВт. Ее интенсивность коррелировала с ростом толщины МНП (см. рис. 1, а, б и рис. 4) и зависела от квантовой энергии излучения ($E = h\nu$). С уменьшением мощности ВЧ МР (при P ниже 60 Вт) она исчезала. Слабо выраженные в спектре КРС возбуждения на линиях 345 и 660 см^{-1} также

могли свидетельствовать о фазовых превращениях оксидов теллура [20] и висмута [21], вызванных иницирующим лазерным излучением и температурой процесса ВЧ МР.

Линия 756 см^{-1} является обертоном моды A_{1g}^2 [22] и наиболее сильно выражена в спектре от мишени (см. рис. 4). Достоверность наблюдаемых спектров КРС на всех режимах формирования МНП подтверждена представленными в спектрах калибровочными линиями 520 см^{-1} от подложки из Si. Уменьшение интенсивности этой линии с ростом мощности ВЧ МР и ее полное отсутствие начиная с $P = 70\text{ Вт}$ (см. рис. 4) свидетельствовали о росте толщины МНП.

Размытость наблюдаемых линий свидетельствовала о поликристалличности структур МНП, уровень которой заметно снижался (после отжига МНП при оптическом нагреве в вакууме (Advance Rico, MPLA5050)), исключая разрушение структуры МНП. Таким образом, опытно

определенная температура отжига составила $T_{\text{пл}} = 623\text{ К}$.

Фазовый состав пленочных структур, нанесенных при $t = 2100$ и 2700 с и при всех указанных выше P , проиллюстрирован некоторыми дифрактограммами (рис. 5, а и б) и проведена их комплексная идентификация. Установлено совпадение наблюдаемых рефлексов по Bi_2Te_3 (015) при $2\theta = 27,64^\circ$, Bi_2Te_3 (0015) – $45,5^\circ$, Bi_2Te_3 (205) – $49,64^\circ$, которые соответствуют ромбоэдрической фазе в соответствии с картой JCPDS No. 50-0954 для $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$ [23]. Наблюдаемые на рисунке 5, а уширения линий (015), (0015) и (205) (кроме линии Bi (101)) свидетельствовали о низком уровне кристалличности структур, формируемых в процессе ВЧ МР. Можно отметить заметное усиление интенсивности линии (205) с ростом мощности, что отвечало увеличению толщины МНП. Появление линии (0015) при P выше 70 Вт указывало на повышение уровня стехиометрии состава МНП [24].

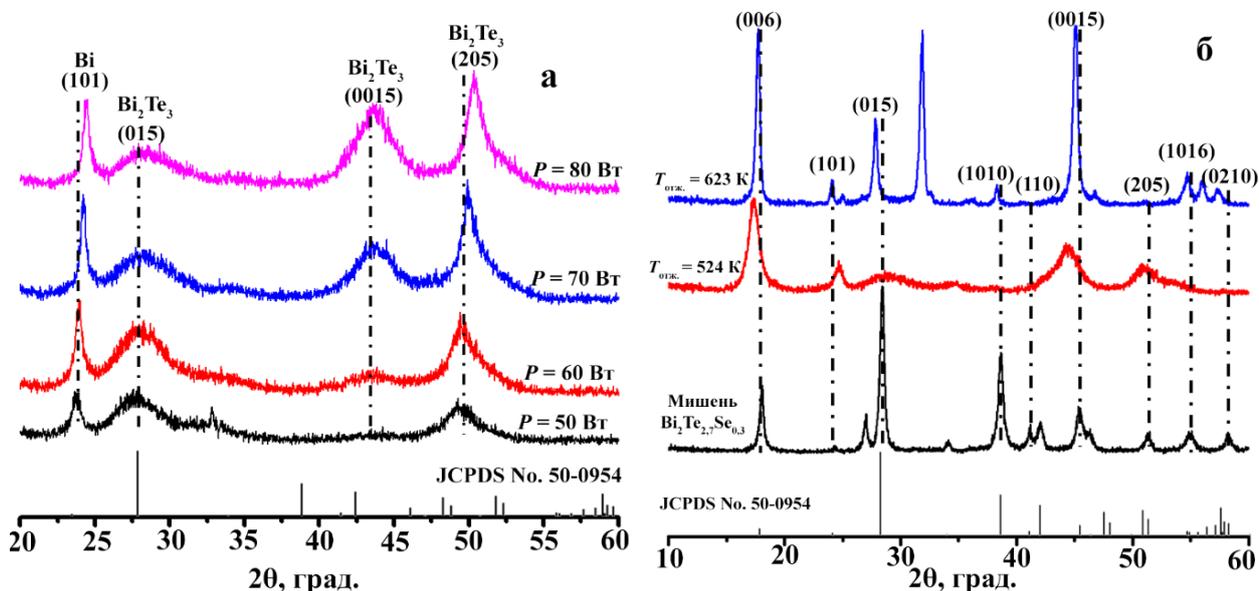


Рис. 5. Дифрактограммы МНП из $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$, напыленные при $t = 2700\text{ с}$: а – на указанных P ; б – от мишени и после отжига с указанными температурами

Fig. 5. Diffraction patterns of MNFs from $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$, deposited at $t = 2700\text{ s}$: а – on the indicated P ; б – from the target and after annealing at the indicated temperatures

Для анализа наблюдаемой аморфности линий Bi_2Te_3 (см. рис. 5, а) проведено модифицирование классической формулы Дебая – Шеррера $L = K\lambda/(\beta_{1/2}\cos\theta)$ [25]. В расчетах областей когерентности L были учтены выводы [26]:

$$L_{hkl} = K\lambda/(\beta_{hkl} \cos \theta_{hkl} - 4\varepsilon \sin \theta_{hkl}), \quad (6)$$

где величина β определена по уровню 0,5 (FWHM) для соответствующих θ и индексов Миллера hkl ; $\lambda = 0,1541$ нм; ε – микродеформация. Следует отметить необходимость учета атомарного формирования структур МНП в процессе ВЧ МР и соответствующей корректировки величины форм-фактора $K = (3/\pi)^{1/2} = 0,977$, как это показано в [25]. Только таким путем было достигнуто согласование между опытными данными (см. рис. 5, а) и рас-

четными значениями L_{hkl} , величины которых приведены в таблице 2, наряду с величинами микродеформаций (ε) и текстурированием (T) МНП:

$$\varepsilon = \beta_{hkl}/(4t\theta_{hkl}), \quad (7)$$

$$T = I_{hkl}/\sum I_{i(hkl)}. \quad (8)$$

Суммирование $\sum I_{i(hkl)}$ ведется по всем наблюдаемым рефлексам в каждой МНП, а в числителе берется I_{hkl} – интенсивность линии вдоль главной оси. В таблицу 2 внесены также деформации в МНП. По наблюдаемым углам по формуле Вульфа – Брегга $2a \sin \theta = \lambda$ рассчитаны постоянные решеток a_{hkl} и их отличия от эталонных значений JCPDS No. 50-0954 a_{0hkl} :

$$\Delta a = (a_{hkl} - a_{0hkl})/a_{0hkl} \cdot 100 \%. \quad (9)$$

Таблица 2. Расчетные области когерентности (L_{hkl}), коэффициенты текстуры (T), микродеформации (ε) и деформации межплоскостных расстояний (Δa) для МНП, осажденных в течение $t = 2700$ с на указанных P и после отжига

Table 2. Calculated coherence regions (L_{hkl}), texture coefficients (T), microstrains (ε) and interplanar spacing strains (Δa) for MNPs deposited for $t = 2700$ s at the specified P and after annealing

| P , Вт | T , о.е. | ε (10^{-3}) о.е. | Δa , % | | | L_{hkl} , нм | | |
|------------------------|------------|----------------------------------|-----------------------------------|------------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|------------------------------------|-----------------------------------|
| | | | Bi_2Te_3 (015) | Bi_2Te_3 (0015) | Bi_2Te_3 (205) | Bi_2Te_3 (015) | Bi_2Te_3 (0015) | Bi_2Te_3 (205) |
| Время нанесения 2700 с | | | | | | | | |
| 50 | 34,76 | 1,28 | -0,27 | – | 0,48 | 0,439 | – | 0,303 |
| 60 | 34,83 | 0,38 | -0,79 | – | 0,3 | 0,505 | – | 0,175 |
| 70 | 33,18 | 0,28 | -0,07 | 3,72 | -0,47 | 1,087 | 0,101 | 0,281 |
| 80 | 25,18 | 0,28 | -0,66 | 3,38 | -1,05 | 1,156 | 0,123 | 0,256 |
| Отжиг при 524 К | | | | | | | | |
| 80 | 49 | 0,38 | -3,51 | -2,09 | 1,94 | 0,175 | 0,101 | 0,104 |
| Отжиг при 623 К | | | | | | | | |
| 80 | 68,28 | 0,12 | -3,57 | 0,97 | – | 1,286 | 0,313 | – |

По данным, представленным в таблице 2, заметно снижение T и ε по мере роста P . Однако в МНП после отжига ее текстурированность возрастала, что связано с повышением кристалличности и согласуется с СЭМ-изображениями (см. рис. 2, а и б). Вдоль (015) возникало сжатие ($\Delta a < 0$), величина которого увеличивалась на порядок. В базисной плоскости

(0015) растяжение сменялось на сжатие при отжиге, тогда как в многослойной МНП вдоль (205) возникал обратный переход от сжатия к растяжению после отжига при 524 К. Размер области когерентности L_{hkl} вдоль всех плоскостей оказался минимальным, достигая десятка атомов только вдоль главной оси (015).

Для статистического анализа характерных особенностей морфологии поверхностей МНП, сформированных при соответствующих t и P , в программе Gwyddion были выполнены прямые преобразования Фурье (ППФ) от АСМ-изображений в области $2,5 \times 2,5$ мкм² (вставка к рисункам

б, а – г). С учетом диагональной симметрии каждой из ППФ от них на вставке выбраны два взаимно ортогональных направления и построены вдоль них автокорреляционные функции (АКФ), показанные на рисунках б, а–г).

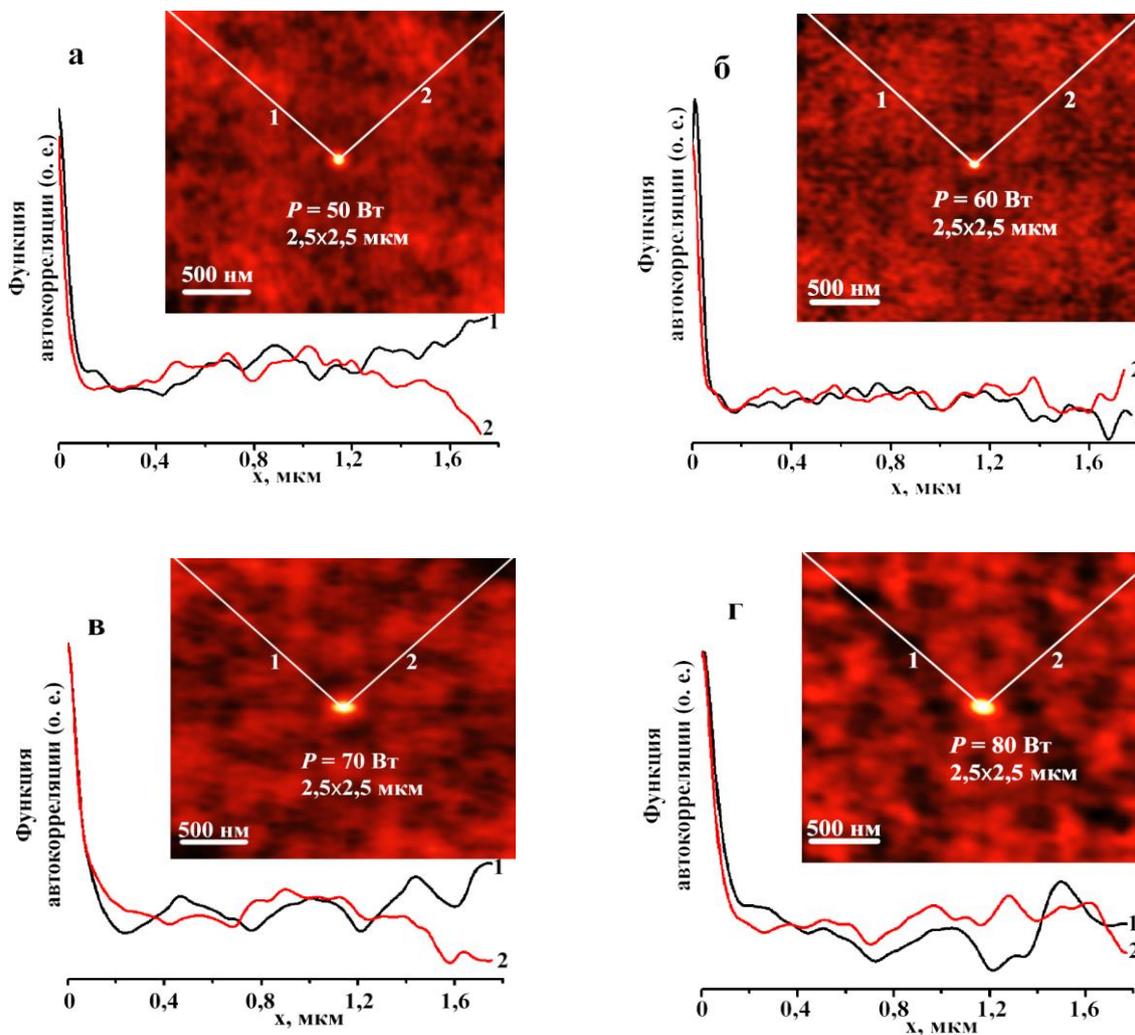


Рис. 6. Построенные с учетом диагональной симметрии каждой МНП ППФ с АКФ вдоль двух взаимно ортогональных направлений в них

Fig. 6. Constructed taking into account the diagonal symmetry of each MNF DFT with ACF along two mutually orthogonal directions in them

Наблюдалась периодичность АКФ вдоль этих направлений, согласованная по амплитуде с некоторым сдвигом по пространственным частотам, что служило дополнительным подтверждением статистической достоверности выполненного ППФ и построенных АКФ. Визуально это

проявлялось в симметрии наблюдаемых лакунарностей (пустот и отверстий) на изображениях ППФ. Каждая пара одномерных АКФ описывалась экспоненциально убывающей графической зависимостью [27]

$$G(d_i) = R_q^2 \exp(-d_i/T). \quad (10)$$

Наблюдается качественное соответствие между ППФ и АКФ, представленных на рисунках б, а–г и реально измеренных АСМ (вид проиллюстрирован рисунками 7, а и б для указанных t и P с длиной области для построения $G(d_{icp})$ $T = 1700$ нм). Следует отметить, что здесь же продемонстрировано формирование так называемых хиллоковых структур [28] (столбчатых) в виде укрупненных и по высоте, и по основанию образований. По АСМ-изображениям МНП, сформированным при $t = 2700$ с и мощностях, указанных на рисунках б, а–г, в

результате стандартных измерений и расчетов [29] были найдены величины среднеквадратичных отклонений (среднеквадратичная шероховатость) R_q и диапазонов изменений средних размеров $d_i = d_{icp} \pm \Delta d_i$, использованные для оценочных расчетов по (10) $G(d_{icp})$ (табл. 3). С учетом интервала дискретизации, совпадающего с d_i , расчетные изменения $G(d_{icp})$ отражали основные особенности АКФ, построенной в программе Gwyddion.

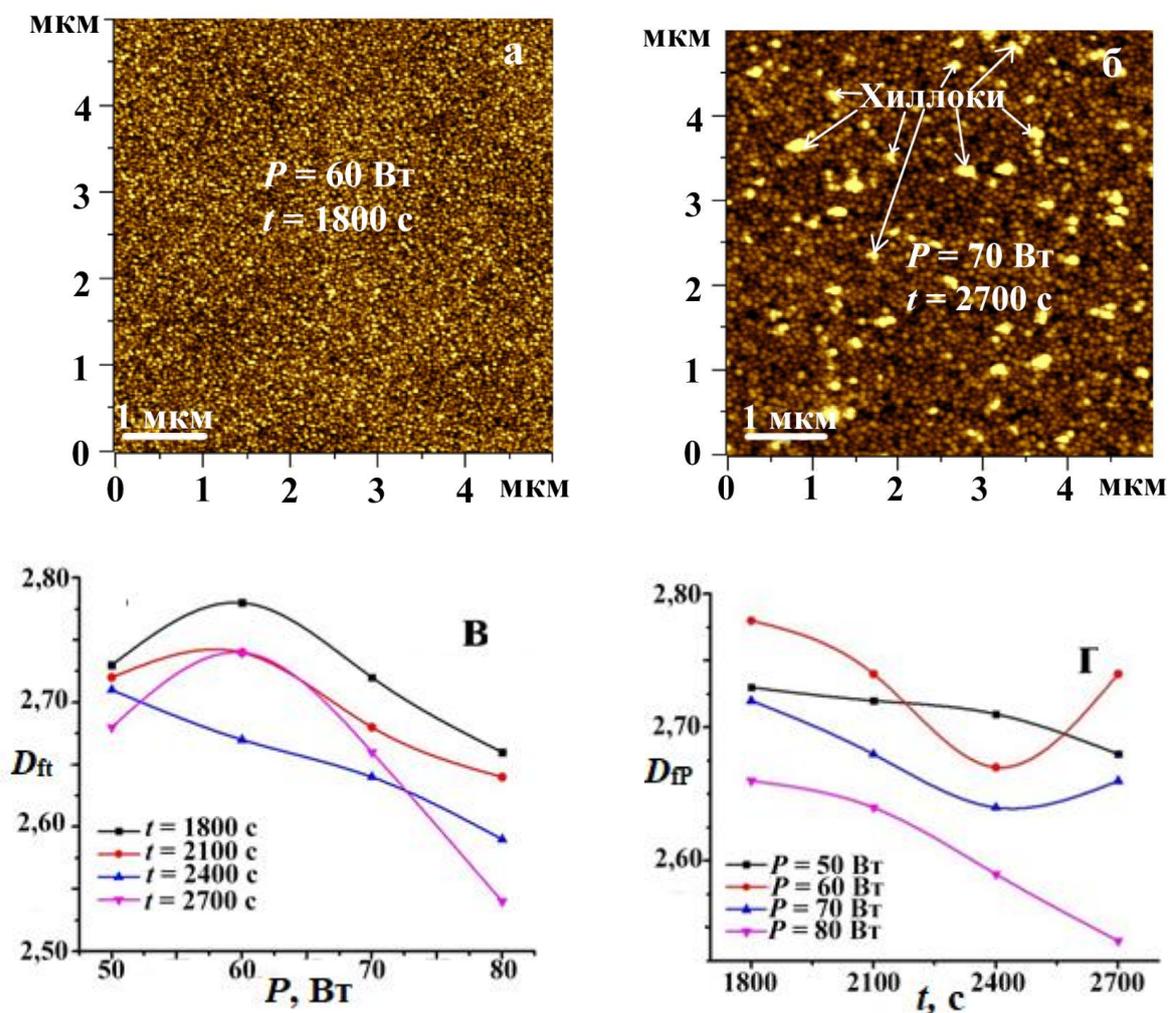


Рис. 7. Анализ фрактальных размерностей: а, б – типичные АСМ-изображения МНП поверхностей (с указанными t и P); в, г – семейство расчетных графических зависимостей величин D_{fr} и D_{ft}

Fig. 7. Analysis of fractal dimensions: а, б – typical AFM images of MNP surfaces (using the example with the indicated t and P); в, г – a family of calculated graphical dependencies of the values of D_{fr} and D_{ft}

Таблица 3. Расчетные и измеренные R_q , $d_{i\text{cp}}$ результаты анализа морфологии поверхности МНП при $t = 2700$ с и соответствующих мощностях**Table 3.** Calculated and measured R_q , $d_{i\text{cp}}$ results of the analysis of the surface morphology of the MNF at $t = 2700$ s and corresponding powers

| Показатели | Мощность, Вт | | | |
|-----------------------|--------------|-------------|-------------|-------------|
| | 50 | 60 | 70 | 80 |
| $d_{i\text{cp}}$, нм | 65 ± 10 | 71 ± 15 | 74 ± 17 | 98 ± 24 |
| R_q , нм | 1,59 | 2,96 | 5,32 | 5,07 |

По характерным для соответствующих t и P АСМ-изображениям поверхностей МНП, проиллюстрированных на рисунках 7, а–б, методом подсчета кубов, описанном в [30; 31], были рассчитаны (в программе Gwyddion) фрактальные размерности $D_f = \lim(\ln N(\delta) / \ln N(1/\delta))$ при $\delta \rightarrow 0$, где N – количество кубов размером δ , покрывающих поверхность МНП.

Рассчитанные величины D_f для АСМ-изображений МНП, сформированных при всех t и P (см. рис. 7, в и г), удовлетворяли условию $D_f > 2$, что соответствовало трехмерности МНП. Расчеты фрактальной размерности определили характер зависимости D_f от каждой в отдельности переменной, что оправдывало запись уравнения в частных производных как неявную функцию $D_f(t, P) = F\{(\partial D_f / \partial t)_P, (\partial D_f / \partial P)_t\}$ структурного упорядочения, где $(\partial D_f / \partial t)_P$ и $(\partial D_f / \partial P)_t$ – частные производные при постоянном значении одного из управляющих параметров ВЧ МР либо $t - D_{ft}$, либо $P - D_{fP}$ (см. рис. 7, в и г). На зависимостях D_{ft} и D_{fP} наблюдались экстремумы: при $P = 60$ Вт – $(\partial D_f / \partial P) - \text{max}$ для всех времен распыления, кроме $t = 2400$ с (см. рис. 7, в), а при $P = 60$ и 70 Вт с распылением $t = 2400$ – $(\partial D_f / \partial t) - \text{min}$ (см. рис. 7, г). Фактически в зависимости $D_f(t, P)$ происходило изменение знака вторых производных: с $(\partial^2 D_f / \partial t^2)_t < 0$ на $(\partial^2 D_f / \partial t^2)_P > 0$, что отвечало структурному переходу от механизма Вольмера – Вебера (островкового) [29] к механизму Странского – Крастанова (смешанному) [31]. Характерной особенностью такого структурного перехода яв-

лялось то, что возникал он как под влиянием мощности, так и времени нанесения МНП. Оба параметра ВЧ МР взаимно дополняли друг друга, однако при $(\partial^2 D_f / \partial t^2)_P > 0$, когда зависимость $(\partial D_f / \partial P)$ имела max , формирование МНП носило квазистабильный характер, тогда как при $(\partial^2 D_f / \partial t^2)_t < 0$ с $(\partial D_f / \partial t) - \text{min}$ позволяло на его основе реализовывать энтропийную инженерию путем более упорядоченного послойного структурирования.

Выводы

Методом высокочастотного магнетронного распыления получены МНП из $\text{Vi}_2\text{Te}_{2,7}\text{Se}_{0,3}$ с проводимостью n -типа, изучены структурные и морфологические их особенности. Методом «ступеньки» по измерениям на АСМ и ЦГМ найдена средняя скорость роста МНП, составившая 0,53 нм/с, которая согласовывалась с измерениями методом ЭДА по линии кремния и математическим моделированием с проверкой стехиометричности состава МНП.

Данные КРС (в диапазоне от 100 см^{-1}) в зависимости от управляющих параметров характеризуются наличием максимума аморфной формы на линии 148 см^{-1} , соответствующей колебаниям вдоль ромбоэдрической структуры. Отмечены также образования возбуждения на линиях нехарактерного пика на 248 см^{-1} , связанного с аморфным α -Se, величина интенсивности которого зависела от мощности лазерного излучения, $345, 660 \text{ см}^{-1}$ и обертона моды $A_{1g}^2 756 \text{ см}^{-1}$.

По данным РФА МНП выявлены существенные изменения областей когерентности, текстурированности, микродеформации и межплоскостных изменений кристаллических решеток Δa , согласие их расчетных величин достигнуто только при корректировке величины форм-фактора. Данные изменения обусловлены высоким уровнем кристалличности вдоль главных оси (015) и плоскости (0015), что подтверждено формированием наблюдаемых на АСМ-изображениях сильно развитых хиллоковых структур. Во всех случаях Δa имела разные знаки, что свидетельство-

вало о возникновении в процессе нанесения МНП как сжимающих, так и растягивающих деформаций.

Выполнен статистический анализ АСМ-изображений с построением по прямому преобразованию Фурье АКФ, позволивший выявить периодичность вдоль характерных взаимно ортогональных направлений. По расчетам фрактальных размерностей установлены параметры времени и мощности возникновения структурного перехода и преобладание смешанного механизма роста МНП.

Список литературы

1. High ZT and performance controllable thermoelectric devices based on electrically gated bismuth telluride thin films / Dongli Qin, Feng Pan, Jie Zhou, Zibo Xu, Yuan Deng // *Nano Energy*. 2021. Vol. 89. P. 1–8. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2021.106472>.
2. Thermoelectric properties of bismuth telluride thin films electrodeposited from a nonaqueous solution / K. Cicvaric, L. Meng, D.W. Newbrook, R. Huang, S. Ye, W. Zhang [et al.] // *ACS Omega*. 2020. Vol. 5, no. 24. P. 14679–14688. <https://doi.org/10.1021/acsomega.0c01284>.
3. Cao T., Shi X.-L., Chen Z.-G. Advances in the design and assembly of flexible thermoelectric device // *Progress in Materials Science*. 2023. Vol. 131. P. 101003. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2022.101003>.
4. Мустафаева Д.Г., Магкоев Т.Т. Термоэлектрические свойства халькогенидных полупроводниковых соединений и эффективность процесса преобразования // *Сибирский физический журнал*. 2024. Т. 19, № 1. С. 89–96. <https://doi.org/10.25205/2541-9447-2024-19-1-89-96>.
5. Metal-ceramic composite $\text{Bi}_2\text{Te}_3\text{-Gd}$: thermoelectric properties / O.N. Ivanov, M.N. Yaryntsev, A.E. Vasil'ev, M.V. Zhezhu, V.V. Khovaylo // *Glass and Ceramics*. 2022. Vol. 79, no. 5-6. P. 180–184. <https://doi.org/10.1007/s10717-022-00480-7>.
6. Topological thermoelectric materials based on Bismuth Telluride / L.N. Lukyanova, O.A. Usov, M.P. Volkov, I.V. Makarenko // *Nanobiotechnology Reports*. 2021. Vol. 16. P. 282–293. <https://doi.org/10.1134/S2635167621030125>.
7. Effects of preparation methods on the thermoelectric performance of SWCNT/ Bi_2Te_3 bulk composites / Yuqi Liu, Yong Du, Qiufeng Meng, Jiayue Xu, Shirley Z. Shen // *Materials*. 2020. Vol. 13, 11. P. 2636. <https://doi.org/10.3390/ma13112636>.
8. Growth of single-crystalline Bi_2Te_3 hexagonal nanoplates with and without single nanopores during temperature-controlled solvothermal synthesis / Yuichi Hosokawa, Koji Tomita, Masayuki Takashiri // *Scientific reports*. 2019. Vol. 9. P. 10790. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-47356-5>.
9. Flexible thermoelectric generator fabricated by screen printing method from suspensions based on $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.8}\text{Se}_{0.2}$ and $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$ / I. Voloshchuk, A. Babich, S. Pereverzeva, D. Terekhov, A. Sherchenkov // *Journal of Central South University*. 2023. Vol. 30. P. 2906–2918. <https://doi.org/10.1007/s11771-023-5257-0>.
10. Amirghasemi F., Kassegne S. Effects of RF magnetron sputtering deposition power on crystallinity and thermoelectric properties of antimony telluride and bismuth telluride thin films on flexible substrates // *Journal of Electronic Materials*. 2021. Vol. 50. P. 2190–2198. <https://doi.org/10.1007/s11664-020-08681-y>.

11. Thermoelectric properties of $\text{Bi}_{2-x}\text{Lu}_x\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$ solid solutions / A.E. Vasil'ev, M.N. Yapruntsev, O.N. Ivanov, M.V. Zhezhu // *Semiconductors*. 2019. Vol. 53, no. 5. P. 673–677. <https://doi.org/10.1134/S1063782619050282>.

12. Влияние материала подложки на структуру, топологию, состав, оптические и механические свойства химически осажденных пленок PbS / Л.Н. Маскаева, А.В. Поздин, В.Ф. Марков, Е.В. Мостовщикова, В.И. Воронин, П.Н. Мушников [и др.] // *Журнал технической физики*. 2024. Т. 94, № 11. С. 1922–1934. <https://doi.org/10.61011/jtf.2024.11.59110.39-24>.

13. Магнетронные углеродные структуры, полученные высокочастотным магнетронным распылением в среде аргона и азота / А.П. Кузьменко, А.И. Колпаков, А.С. Сизов, В.М. Емельянов, Ю.А. Неручев // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2024. Т. 14, № 2. С. 71–87. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-2-71-87>.

14. A simple approach for thickness measurements using electron probe microanalysis / M. Esani, V. Krawiec, E. Brackx, E. Excoffier, P. Jonnard // *Microscopy and Microanalysis*. 2021. Vol. 27. P. 337–343. <https://doi.org/10.1017/S1431927621000088>.

15. Interlayer vibrational modes in few-quintuple-layer Bi_2Te_3 and Bi_2Se_3 two-dimensional crystals: Raman spectroscopy and first-principles studies / Y. Zhao, X. Luo, J. Zhang, J. Wu, X. Bai, M. Wang [et al.] // *Physical Review B*. 2014. Vol. 90, no. 24. P. 245428. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.90.245428>.

16. Bose R.S.C., Ramesh K. Study of anisotropic thermal conductivity in textured thermoelectric alloys by Raman spectroscopy // *RSC advances*. 2021. Vol. 11. P. 24456. <https://doi.org/10.1039/D1RA04886D>.

17. Weak antilocalization in thin films of the $\text{Bi}_2\text{Te}_{2.7}\text{Se}_{0.3}$ solid solution / N.A. Abdullaev, O.Z. Alekperov, Kh.V. Aligulieva, V.N. Zverev, A.M. Kerimov, N.T. Mamedov // *Physics of the Solid State*. 2016. Vol. 58, no. 9. P. 1870–1875. <https://doi.org/10.1134/S106378341609002X>.

18. Structural, electronic and thermoelectric properties of Bi_2Se_3 thin films deposited by RF magnetron sputtering / S. Gautam, A.K. Verma, A. Balapure, B. Singh, R. Ganesan, M.S. Kumar [et al.] // *Journal of Electronic Materials*. 2022. Vol. 51, no. 5. P. 2500–2509. <https://doi.org/10.1007/s11664-022-09498-7>.

19. Raman scattering in amorphous selenium molecular structure and photoinduced crystallization / A.A. Baganich, V.I. Mikla, D.G. Semak, A.P. Sokolov, A.P. Shebanin // *Physica Status Solidi (B) Basic Research*. 1991. Vol. 166. <https://doi.org/10.1002/pssb.2221660133>.

20. Evidence of Chlorotellurate (IV) – Hedroxochlorotellurate (IV) species equilibrium upon dissolution of tellurite glasses in aqueous hydrochloric acid: A Raman spectroscopic study / N.K. Nasikas, P. Siafarika, S. Tsigoiias, C. Kouderis, S. Boghosian, A.G. Kalampounias // *Physica B: Condensed Matter*. 2023. Vol. 668. P. 415225. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2023.415225>.

21. Phase transformation and room temperature stabilization of various Bi_2O_3 nano-polymorphs: effect of oxygen-vacancy defects and reduced surface energy due to adsorbed carbon species / A.C. Gandhi, C.-Y. Lai, K.-T. Wu, P.V.R.K. Ramacharyulu, V.B. Koli, C.-L. Cheng [et al.] // *Nanoscale*. 2020. Vol. 12. P. 24119–24137. <https://doi.org/10.1039/D0NR06552H>.

22. Optimization in fabricating bismuth telluride thin films by ion beam sputtering deposition / Z.H. Zheng, P. Fan, T.B. Chen, Z.K. Cai, P.J. Liu, G.X. Liang [et al.] // *Thin Solid Films*. 2012. Vol. 520. P. 5245–5248. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2012.03.086>.

23. Influences of substrate types and heat treatment conditions on structural and thermoelectric properties of nanocrystalline Bi_2Te_3 thin films formed by DC magnetron sputtering / T. Kurokawa, R. Mori, O. Norimasa, T. Chiba, R. Eguchi, M. Takashiri // *Vacuum*. 2020. Vol. 179. P. 109535. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109535>.

24. [Bi]:[Te] control, structural and thermoelectric properties of flexible Bi_xTe_y thin films prepared by RF magnetron sputtering at different sputtering pressures / P. Nuthongkum, R. Sakdanuphab,

M. Horprathum, A. Sakulkalavek // *Journal of Electronic Materials*. 2017. Vol. 46. P. 6444–6450. <https://doi.org/10.1007/s11664-017-5671-x>.

25. Vorokh A.S. Scherrer formula: estimation of error in determining small nanoparticle size // *Nanosystems: physics, chemistry, mathematics*. 2018. Vol. 9, no. 3. P. 364–369. <https://doi.org/10.17586/22208054201893364369>.

26. Структурные, оптические и электрические свойства тонких пленок Cu_2SnSe_3 , полученных золь-гель-методом / И.Г. Орлецкий, М.Н. Солован, Ф. Pinna, G. Cicero, П.Д. Марьянчук, Э.В. Майструк [и др.] // *Физика твердого тела*. 2017. Т. 59, 4. С. 783–789. <https://doi.org/10.21883/FTT.2017.04.44283.354>.

27. Necas D., Valtr M., Klapetek P. How levelling and scan line corrections ruin roughness measurement and how to prevent it // *Scientific reports*. 2020. Vol. 10. P. 15294. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-72171-8>.

28. Taguchi optimized synthesis of graphene films by copper catalyzed ethanol decomposition / S. Santangelo, G. Messina, A. Malara, N. Lisi, T. Dikonimos, A. Capasso [et al.] // *Diamond and Related Materials*. 2014. Vol. 41. P. 73–78. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2013.11.006>.

29. Структурные и морфологические особенности магнетронных нанопленок HfN с разной толщиной / А.П. Кузьменко, Е.О. Гусев, В.В. Родионов, А.С. Сизов, Ю.А. Миргород, Мью Мин Тан // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2022. Т. 12. № 4. С. 110–123. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-4-110-12>.

30. Analyzing the surface dynamics of Titanium thin films using fractal and multifractal geometry / A. Das, R.P. Yadav, V. Chawla, S. Kumar, S. Talu, E. P. Pinto [et al.] // *Materials Today Communications*. 2021. Vol. 27. P. 102385. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102385>.

31. Структурные и морфологические особенности магнетронных нанопленок TaN с разной толщиной / А.П. Кузьменко, И.С. Кашкин, А.И. Колпаков, А.И. Жакин, В.М. Емельянов // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2024. Т. 14, № 3. С. 147–164. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-147-164>.

References

1. Qin D., Pan F., Zhou J., Xu Z., Deng Y. High ZT and performance controllable thermoelectric devices based on electrically gated bismuth telluride thin films. *Nano Energy*. 2021;89:1-8. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2021.106472>.

2. Cicvaric K., Meng L., Newbrook D.W., Huang R., Ye S., Zhang W., et al. Thermoelectric properties of bismuth telluride thin films electrodeposited from a nonaqueous solution. *ACS Omega*. 2020;5(24):14679-14688. <https://doi.org/10.1021/acsomega.0c01284>.

3. Cao T., Shi X.-L., Chen Z.-G. Advances in the design and assembly of flexible thermoelectric device. *Progress in Materials Science*. 2023;131:101003. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2022.101003>.

4. Mustafaeva D.G., Magkoev T.T. Thermoelectric properties of chalcogenide semiconductor compounds and conversion process efficiency. *Sibirskii fizicheskii zhurnal = Siberian journal of physics*. 2024;19(1):89-96. (In Russ.) <https://doi.org/10.25205/2541-9447-2024-19-1-89-96>.

5. Ivanov O.N., Yaprntsev M.N., Vasil'ev A.E., Zhezhu M.V., Khovaylo V.V. Metal-ceramic composite $\text{Bi}_2\text{Te}_3\text{-Gd}$: thermoelectric properties. *Glass and Ceramics*. 2022;79(5-6):180-184. <https://doi.org/10.1007/s10717-022-00480-7>.

6. Lukyanova L.N., Usov O.A., Volkov M.P., Makarenko I.V. Topological thermoelectric materials based on Bismuth Telluride. *Nanobiotechnology Reports*. 2021;16:282-293. <https://doi.org/10.1134/S2635167621030125>.

7. Liu Y., Du Y., Meng Q., Xu J., Shen S.Z. Effects of preparation methods on the thermoelectric performance of SWCNT/Bi₂Te₃ bulk composites. *Materials*. 2020;13(11):2636. <https://doi.org/10.3390/ma13112636>.
8. Hosokawa Y., Tomita K., Takashiri M. Growth of single-crystalline Bi₂Te₃ hexagonal nanoplates with and without single nanopores during temperature-controlled solvothermal synthesis. *Scientific reports*. 2019;9:10790. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-47356-5>.
9. Voloshchuk I., Babich A., Pereverzeva S., Terekhov D., Sherchenkov A. Flexible thermoelectric generator fabricated by screen printing method from suspensions based on Bi₂Te_{2.8}Se_{0.2} and Bi_{0.5}Sb_{1.5}Te₃. *Journal of Central South University*. 2023;30:2906-2918. <https://doi.org/10.1007/s11771-023-5257-0>.
10. Amirghasemi F., Kassegne S. Effects of RF magnetron sputtering deposition power on crystallinity and thermoelectric properties of antimony telluride and bismuth telluride thin films on flexible substrates. *Journal of Electronic Materials*. 2021;50:2190-2198. <https://doi.org/10.1007/s11664-020-08681-y>.
11. Vasil'ev A.E., Yapryntsev M.N., Ivanov O.N., Zhezhu M.V. Thermoelectric properties of Bi_{2-x}Lu_xTe_{2.7}Se_{0.3} solid solutions. *Semiconductors*. 2019;53(5):673-677. <https://doi.org/10.1134/S1063782619050282>.
12. Maskaeva L.N., Pozdin A.V., Markov V.F., Mostovshchikova E.V., Voronin V.I., Mushnikov P.N., et al. Effect of substrate material on the structure, topology, composition, optical and mechanical properties of chemically deposited PbS films. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki = Journal of Technical Physics*. 2024;94(11):1922-1934. (In Russ.) <https://doi.org/10.61011/jtf.2024.11.59110.39-24>.
13. Kuzmenko A.P., Kolpakov A.I., Sizov A.S., Emelyanov V.M., Neruchev Yu.A. Magnetron carbon structures obtained by high-frequency magnetron sputtering in Argon and Nitrogen. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technology*. 2024;14(2):71-87. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-2-71-87>.
14. Essani M., Krawiec V., Brackx E., Excoffier E., Jonnard P. A simple approach for thickness measurements using electron probe microanalysis. *Microscopy and Microanalysis*. 2021;27:337-343. <https://doi.org/10.1017/S1431927621000088>.
15. Zhao Y., Luo X., Zhang J., Wu J., Bai X., Wang M., et al. Interlayer vibrational modes in few-quintuple-layer Bi₂Te₃ and Bi₂Se₃ two-dimensional crystals: Raman spectroscopy and first-principles studies. *Physical Review B*. 2014;90(24):245428. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.90.245428>.
16. Bose R.S.C., Ramesh K. Study of anisotropic thermal conductivity in textured thermoelectric alloys by Raman spectroscopy. *RSC advances*. 2021;11:24456. <https://doi.org/10.1039/D1RA04886D>.
17. Abdullaev N.A., Alekperov O.Z., Aligulieva Kh.V., Zverev V.N., Kerimov A.M., Mamedov N.T. Weak antilocalization in thin films of the Bi₂Te_{2.7}Se_{0.3} solid solution. *Physics of the Solid State*. 2016;58(9):1870-1875. <https://doi.org/10.1134/S106378341609002X>.
18. Gautam S., Verma A.K., Balapure A., Singh B., Ganesan R., Kumar M.S., et al. Structural, electronic and thermoelectric properties of Bi₂Se₃ thin films deposited by RF magnetron sputtering. *Journal of Electronic Materials*. 2022;51(5):2500-2509. <https://doi.org/10.1007/s11664-022-09498-7>.
19. Baganich A.A., Mikla V.I., Semak D.G., Sokolov A.P., Shebanin A.P. Raman scattering in amorphous selenium molecular structure and photoinduced crystallization. *Physica Status Solidi (B) Basic Research*. 1991;166. <https://doi.org/10.1002/pssb.2221660133>.
20. Nasikas N.K., Siafarika P., Tsigoiias S., Kouderis C., Boghosian S., Kalampounias A.G. Evidence of Chlorotellurate (IV) – Hedroxochlorotellurate (IV) species equilibrium upon dissolution of

tellurite glasses in aqueous hydrochloric acid: A Raman spectroscopic study. *Physica B: Condensed Matter*. 2023;668:415225. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2023.415225>.

21. Gandhi A.C., Lai C.-Y., Wu K.-T., Ramacharyulu P.V.R.K., Koli V.B., Cheng C.-L., et al. Phase transformation and room temperature stabilization of various Bi₂O₃ nano-polymorphs: effect of oxygen-vacancy defects and reduced surface energy due to adsorbed carbon species. *Nanoscale*. 2020;12:24119-24137. <https://doi.org/10.1039/D0NR06552H>.

22. Zheng Z.H., Fan P., Chen T.B., Cai Z.K., Liu P.J., Liang G.X., et al. Optimization in fabricating bismuth telluride thin films by ion beam sputtering deposition. *Thin Solid Films*. 2012;520:5245-5248. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2012.03.086>.

23. Kurokawa T., Mori R., Norimasa O., Chiba T., Eguchi R., Takashiri M. Influences of substrate types and heat treatment conditions on structural and thermoelectric properties of nanocrystalline Bi₂Te₃ thin films formed by DC magnetron sputtering. *Vacuum*. 2020;179:109535. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109535>.

24. Nuthongkum P., Sakdanuphab R., Horprathum M., Sakulkalavek A. [Bi]:[Te] control, structural and thermoelectric properties of flexible Bi_xTe_y thin films prepared by RF magnetron sputtering at different sputtering pressures. *Journal of Electronic Materials*. 2017;46:6444-6450. <https://doi.org/10.1007/s11664-017-5671-x>.

25. Vorokh A.S. Scherrer formula: estimation of error in determining small nanoparticle size. *Nanosystems: physics, chemistry, mathematics*. 2018;9(3):364-369. <https://doi.org/10.17586/22208054201893364369>.

26. Orletsky I.G., Solovan M.N., Pinna F., Cicero G., Maryanchuk P.D., Maistruk E.V., et al. Structural, optical and electrical properties of Cu₂SnSe₃ thin films obtained by the sol-gel method. *Fizika tverdogo tela = Solid State Physics*. 2017;59(4):783-789. (In Russ.) <https://doi.org/10.21883/FTT.2017.04.44283.354>.

27. Necas D., Valtr M., Klapetek P. How levelling and scan line corrections ruin roughness measurement and how to prevent it. *Scientific reports*. 2020;10:15294. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-72171-8>.

28. Santangelo S., Messina G., Malara A., Lisi N., Dikonimos T., Capasso A., et al. Taguchi optimized synthesis of graphene films by copper catalyzed ethanol decomposition. *Diamond and Related Materials*. 2014;41:73-78. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2013.11.006>.

29. Kuzmenko A.P., Gusev E.O., Rodionov V.V., Sizov A.S., Mirgorod Yu.A., Than M. Structural and morphological features of HfN magnetron nanofilms with varying thickness. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technology*. 2022;12(4):110-123. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-4-110-123>.

30. Das A., Yadav R.P., Chawla V., Kumar S., Talu S., Pinto E.P., et al. Analyzing the surface dynamics of titanium thin films using fractal and multifractal geometry. *Materials Today Communications*. 2021;27:102385. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102385>.

31. Kuzmenko A.P., Kashkin I.S., Kolpakov A.I., Zhakin A.I., Yemelyanov V.M. Structural and morphological features of magnetron nanofilms of TaN with different thicknesses. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technology*. 2024;14(3):147-164. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-147-164>.

Информация об авторах / Information about the Authors

Кузьменко Александр Павлович, доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник Регионального центра нанотехнологий, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: apk3527@mail.ru, ORCID: 0000-0001-7089-0692

Aleksander P. Kuzmenko, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Chief Researcher of the Regional Center for Nanotechnology, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: apk3527@mail.ru, ORCID: 0000-0001-7089-0692

Колпаков Артем Игоревич, аспирант, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: artem.kolpakov.96@mail.ru, ORCID: 0009-0004-8571-8544

Artem Ig. Kolpakov, Postgraduate Student, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: artem.kolpakov.96@mail.ru, ORCID: 0009-0004-8571-8544

Матарыкин Константин Александрович, студент кафедры нанотехнологий, микроэлектроники, общей и прикладной физики, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: icego132@gmail.ru

Konstantin A. Matarykin, Student of the Department of Nanotechnology, Microelectronics, General and Applied Physics, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: icego132@gmail.ru

Родионов Владимир Викторович, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Регионального центра нанотехнологий, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: vovarodionov2009@yandex.ru, ORCID: 0000-0002-1893-1941

Vladimir V. Rodionov, Candidate of Science (Physics and Mathematics), Senior Researcher of the Regional Center of Nanotechnology, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: vovarodionov2009@yandex.ru, ORCID: 0000-0002-1893-1941

Иванов Олег Николаевич, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории перспективных материалов и технологий, Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Российская Федерация, e-mail: ivanov.oleg@bsu.edu.ru, ORCID: 0000-0002-1803-5928

Oleg N. Ivanov, Doctor of Science (Physics and Mathematics), Leading Researcher at the Laboratory of Advanced Materials and Technologies, Belgorod State National Research University, Belgorod, Russian Federation, e-mail: ivanov.oleg@bsu.edu.ru, ORCID: 0000-0002-1803-5928

Япрынтцев Максим Николаевич, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник ЦКП «Технологии и материалы», Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Российская Федерация, e-mail: yaprintsev@bsu.edu.ru, ORCID: 0000-0001-8791-8102

Maksim N. Yapryntsev, Candidate of Science (Physics and Mathematics), Researcher at the Center for Collective Use "Technologies and Materials", Belgorod State National Research University, Belgorod, Russian Federation, e-mail: yaprintsev@bsu.edu.ru, ORCID: 0000-0001-8791-8102