Влияние температуры окислительного отжига на структурные и оптические характеристики пленок оксидов олова

В.К. Ксеневич[1,2] *, В.А. Доросинец[1], М.А. Самарина[1], Д.В. Адамчук[3], Г. Абдурахманов[4], Hongsheng Liu[2,5]

[1] Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030 Минск, Беларусь; e-mail: Ksenevich@bsu.by

[2] Dalian University of Technology and Belarusian State University Joint Institute & Innovation Center, Dalian 116024, China

[3] НИИ Ядерных проблем, Белорусский государственный университет, ул. Бобруйская, 11, 220006 Минск, Беларусь

[4] Национальный университет Узбекистана имени Мирзо Улугбека, ул. Университетская, 4, 100174 Ташкент, Узбекистан,

[5] Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams (Dalian University of Technology), Ministry of Education, Dalian 116024, China

Дата поступления статьи: (май 2024 г.)

Представлены результаты исследований кристаллической структуры и оптических характеристик неупорядоченных пленок оксидов олова, синтезированных методом магнетронного распыления мишени олова на стеклянные подложки с последующим двухстадийным отжигом на воздухе. Анализ микроструктуры пленок оксидов олова проводился методом рентгеновской дифракции и спектроскопии комбинационного рассеяния света. Измерены спектры пропускания образцов в диапазоне длин волн λ = 200-3000 нм. С помощью конвертного метода определены оптические константы (показатель преломления $n(\lambda)$, коэффициент поглощения $\alpha(\lambda)$) тонких пленок оксидов олова в зависимости от длины волны). Показана возможность получения пленок оксидов олова с управляемо варьируемыми оптическими параметрами (коэффициент поглощения α до 82% в видимом диапазоне электромагнитного спектра, показатель преломления n в диапазоне 2−2,6, оптическая щель Тауца в диапазоне 2,62−3,46 эВ) посредством изменения температуры на 2-ой стадии окислительного отжига в диапазоне 325–475 °C.

Ключевые слова: пленки оксидов олова, магнетронное распыление, окислительный отжиг, рентгеновская дифракция, спектроскопия комбинационного рассеяния света, коэффициент пропускания.

INFLUENCE OF OXIDATIVE ANNEALING TEMPERATURE ON THE STRUCTURAL AND OPTICAL CHARACTERISTICS OF TIN OXIDE FILMS

Vitaly Ksenevich[1, 2], Vladimir Dorosinets[1], Maria Samarina[1], Dzmitry Adamchuk[3], Gulmurza Abdurakhmanov[4], Hongsheng Liu[2, 5]

[1] Belarusian State University, 4 Nezavisimosti Ave., 220030 Minsk, Belarus; e-mail: Ksenevich@bsu.by

[2] Dalian University of Technology and Belarusian State University Joint Institute & Innovation Center, Dalian 116024, China

[3]Institute for Nuclear Problems, Belarusian State University, 11 Bobruiskaya str., 220006 Minsk, Belarus

[4] National University of Uzbekistan, 4 Universitet str., 100174 Tashkent, Uzbekistan

[5] Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams (Dalian University of Technology), Ministry of Education, Dalian 116024, China

The results of studies of the crystalline structure and optical characteristics of disordered tin oxide films are presented. Tin oxide films were synthesized by means of magnetron sputtering of a tin target on glass substrate followed by 2-stage annealing in air. The microstructure of tin oxide films was analyzed by X-ray diffraction method and Raman spectroscopy. Transmission spectra of the samples were measured in the wave length range λ = 200-3000 nm. The optical constants of thin tin oxide films depending on the wavelength (refractive index $n(\lambda)$, absorption coefficients $\alpha(\lambda)$) were determined using the envelope method. The possibility of synthesis of the tin oxide films with controllably varied optical parameters (absorption coefficient α up to 82 % in the visible range of electromagnetic spectra, refractive index n in the range 2−2.6, Tauc optical gap in the range 2.62−3.46 eV) by changing the temperature at the 2nd stage of oxidative annealing in the range of 325–475 °C was demonstrated.

Key words: tin oxides films, magnetron sputtering, oxidative annealing, X-ray diffraction, Raman scattering, transmission coefficient.

Введение

Диоксид олова (SnO_2) представляет собой широкозонный полупроводник *n*-типа с запрещенной зоной E_g = 3,6 эВ при 300 К, что обеспечивает нелегированному SnO_2 высокую оптическую прозрачность в видимом диапазоне спектра электромагнитного излучения. Легирование диоксида олова донорными примесями (например, сурьмой, фтором), образующими мелкие уровни в запрещенной зоне, позволяет получать прозрачные в видимом и УФ диапазоне материалы, при этом характеризующиеся высокой электропроводностью. Достижение оптимального соотношения коэффициента пропускания и проводимости для SnO_2, как и для ряда других широкозонных металлоксидных полупроводников (ZnO, In_2O_3), реализуется также посредством введения в них в процессе синтеза собственных дефектов с высокой концентрацией, что приводит к нестехиометрическому составу материала. Так, высокая электрическая проводимость нелегированного диоксида олова обычно связана с наличием вакансий кислорода, образующих мелкие донорные уровни в запрещенной зоне и обеспечивающих электронный тип проводимости [1–3]. Величина электропроводности диоксида олова при наличии собственных дефектов может варьироваться в широком диапазоне величин (вплоть до металлической) при высокой концентрации кислородных вакансий [4, 5]. Следует отметить, что в настоящее время в оптоэлектронных устройствах наиболее широко применяются металлооксидные полупроводники на основе оксида индия. Однако вследствие ограниченных разведанных запасов индия для создания функциональных элементов оптоэлектроники все большее применение находят пленки диоксида олова. Так, пленки SnO_2, например, могут быть использованы в качестве проводящих покрытий сенсорных панелей [6], прозрачных проводящих электродов для солнечных элементов [7, 8], резистивных датчиков газа [9, 10], датчиков УФ излучения [11], электродов литий-ионных [12] и натрий-ионных [13] аккумуляторов и т.д. Следует отметить, что нестехиометрический SnO_2 имеет ряд существенных преимуществ, например, низкую стоимость, нетоксичность, достаточно высокую механическую твердость и т.д.

Так как в соединениях с кислородом олово проявляет две степени окисления (+2 и +4), возможно формирование двух стабильных оксидных фаз: монооксида олова (SnO) и диоксида олова (SnO_2). При этом в отличие от прямозонного SnO_2 монооксид олова (SnO) является непрямозонным полупроводником с шириной запрещенной зоны E_g = 2,5 эВ при 300 К и проводимостью *p*-типа в силу наличия вакансий Sn [6]. При варьировании технологических параметров синтеза пленок на основе оксидов олова

возможно получение многофазных образцов, в составе которых помимо SnO_2 могут содержаться фаза SnO, а также нестехиометрические фазы Sn_2O_3, Sn_3O_4. В частности, нами было показано, что кристаллическая структура и фазовый состав пленок оксидов олова при синтезе их методом магнетронного или реактивного магнетронного распыления с последующим отжигом на воздухе могут варьироваться посредством изменения содержания кислорода в аргон-кислородной плазме в процессе распыления и температуры последующего окислительного отжига [14–17].

Многофазность пленок оксидов олова может оказать положительный эффект при разработке на их основе термоэлектрических материалов в силу уменьшения в них теплопроводности из-за разупорядоченности структуры. В работе [18] показана возможность создания термоэлектрических сенсорных панелей на основе SnO_x, в состав которых входят фазы SnO и SnO_2. Многофазные структуры на основе оксидов олова могут быть использованы также для создания на их основе датчиков газов. Было, например, обнаружено вызванное формированием в нанокомпозитах SnO/SnO_2 *pn*-переходов повышение их чувствительности к водороду по сравнению с образцами на основе монофазного SnO_2 [19]. Повышение чувствительности к NO_2 и уменьшение рабочей температуры наблюдалось также в нанокомпозитах SnO/SnO_2 и SnO/Sn_3O_4 [20, 21].

Значительное изменение проводимости пленок нестехиометрического диоксида олова и многофазных пленок оксидов олова может сопровождаться также изменением его оптических свойств (ширины запрещенной зоны, коэффициентов поглощения и преломления), что дает возможность посредством подбора технологических режимов синтеза получать пленки оксидов олова с необходимыми для конкретных применений электрическими и оптическими параметрами.

В настоящей статье представлены результаты исследований структурных и оптических свойств тонких пленок оксидов олова, синтезированных на стеклянных подложках методом магнетронного напыления на постоянном токе с последующим окислительным отжигом на воздухе. Изучено влияние температуры отжига на фазовый состав пленок и их оптические параметры (коэффициенты поглощения и преломления, край оптического поглощения).

Эксперимент

Тонкие пленки оксидов олова синтезировались методом магнетронного распыления мишени олова чистотой 99,99 % в плазме аргона с последующим двухстадийным

окислительным отжигом на воздухе (при температуре 200 °C в течение 2 часов на 1-ой стадии и при различных температурах в диапазоне 325-475 °C в течение 1 часа на 2-ой стадии отжига). Анализ микроструктуры пленок оксидов олова проводился методом рентгеновской дифракции и спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС). Рентгеноструктурный анализ пленок проведен с помощью рентгеновского дифрактометра Ultima IV RIGAKU в конфигурации параллельного пучка с использованием монохроматизированного медного излучения CuKα (0,15406 нм) и высокоскоростного рентгеновского детектора D/teX. Спектры КРС записывались при комнатной температуре с помощью спектрально-аналитического комплекса Nanofinder High End (Lotis TII). Регистрация спектров КРС осуществлялась по схеме обратного рассеяния, разрешение спектрометра составляло 0,3 $см^{-1}$. Подводимая к образцу мощность составляла 0,6 мВт, диаметр возбуждающего пучка – около 1 мкм. Использовалось возбуждение излучением твердотельного лазера с длиной волны 532 нм. Регистрация оптических спектров пропускания образцов производилась с использованием спектрофотометра PHOTON RT в спектральном диапазоне от 200 до 3000 нм. Спектральное разрешение прибора составляло 1,2 нм.

Результаты и их обсуждение

Рентгеновские дифрактограммы исследуемых образцов показаны на рисунке 1. Из анализа дифрактограмм можно сделать вывод, что использованный нами метод синтеза позволяет формировать поликристаллические многофазные пленки оксидов олова, в состав которых входят как монооксид олова SnO тетрагональной структуры, так и диоксид олова SnO_2 тетрагональной структуры типа рутила, а также нестехиометрические фазы оксидов олова Sn_2O_3 и Sn_3O_4 [22–25]. При этом варьирование температуры на второй стадии отжига пленок в диапазоне 325–475 °C (после предварительного отжига в течении двух часов при температуре 200 °C) позволяет изменять фазовый состав образцов. Так, на дифрактограмме пленки, отожженной при 325 °C на 2-ой стадии отжига, наблюдаются рефлексы вблизи 29,9°, 33,3°, 57,4°, которые обусловлены отражением рентгеновского излучения от плоскостей фазы SnO (101), (110), (211) соответственно.

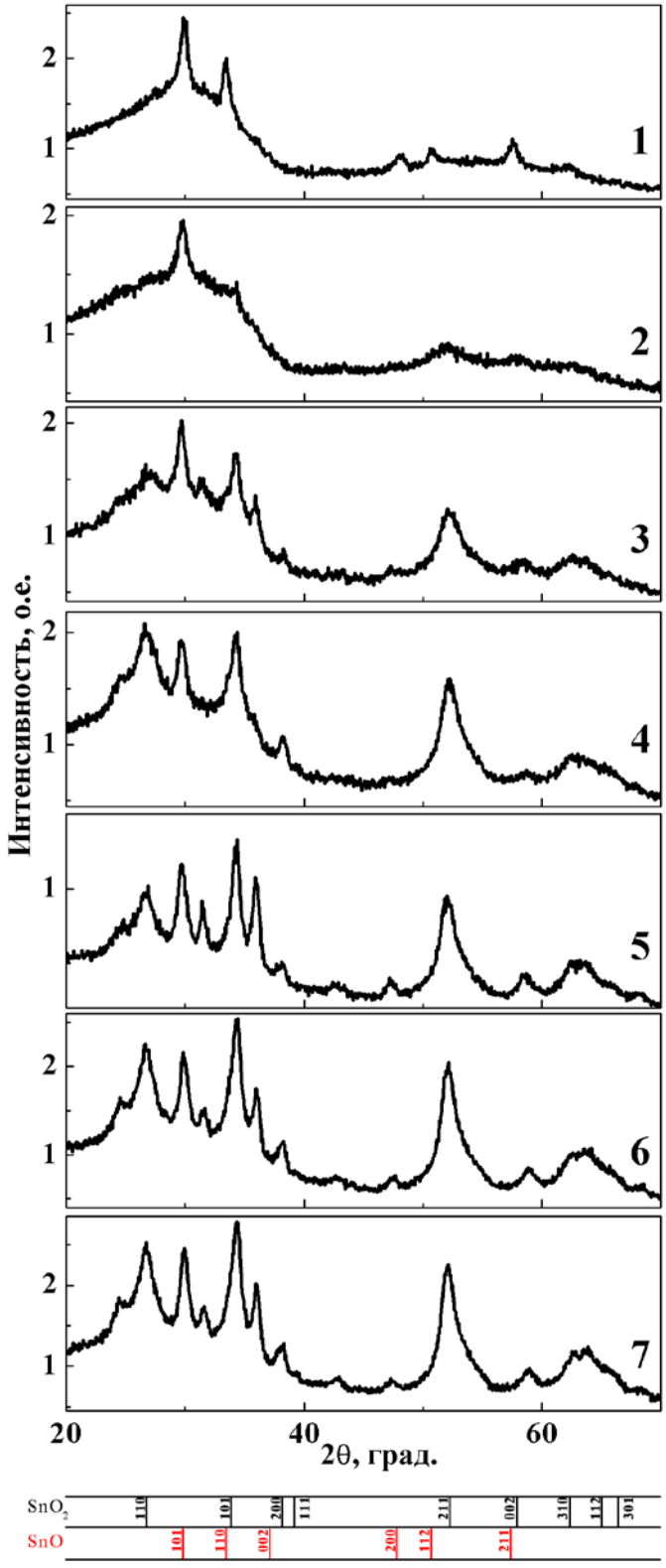

Рисунок 1 – Рентгенограммы пленок оксидов олова, полученных магнетронным распылением мишени олова с последующим отжигом на воздухе при температуре 200 °С в течение 2 часов на 1-ой стадии и 325 °С (1), 350 °С (2), 375 °С (3), 400 °С (4), 425 °С (5), 450 °С (6) и 475 °С (7) в течение 1 часа − на 2-ой

При этом рефлексы, характерные для фазы SnO_2, для этого образца практически не прослеживаются. Формирование фазы диоксида олова становится заметным для пленки, отожженной при 400 °C. В частности, на дифрактограмме этого образца наблюдаются рефлексы вблизи 26,6°, 33,9°, 52,2°, которые могут быть обусловлены отражениями рентгеновского излучения от плоскостей фазы SnO_2 (110), (101) и (211) соответственно. При дальнейшем повышении температуры на второй стадии отжига наблюдается увеличение интенсивности пиков, характерных для фаз SnO и SnO_2, что свидетельствует об улучшении кристаллической структуры синтезируемых пленок. Следует отметить, что наряду с рефлексами, характерными для фаз монооксида и диоксида олова, на дифрактограммах пленок прослеживаются также пики, обусловленные отражением от плоскостей нестехиометрических фаз Sn_2O_3 (011) и (0-21) (вблизи 26,9° и 31,6°) и Sn_3O_4 (вблизи 38,2°).

Влияние температуры 2-ой стадии окислительного отжига на структурные свойства и фазовый состав пленок оксидов олова подтверждается также исследованиями их спектров комбинационного рассеяния света, которые представлены на рисунке 2.

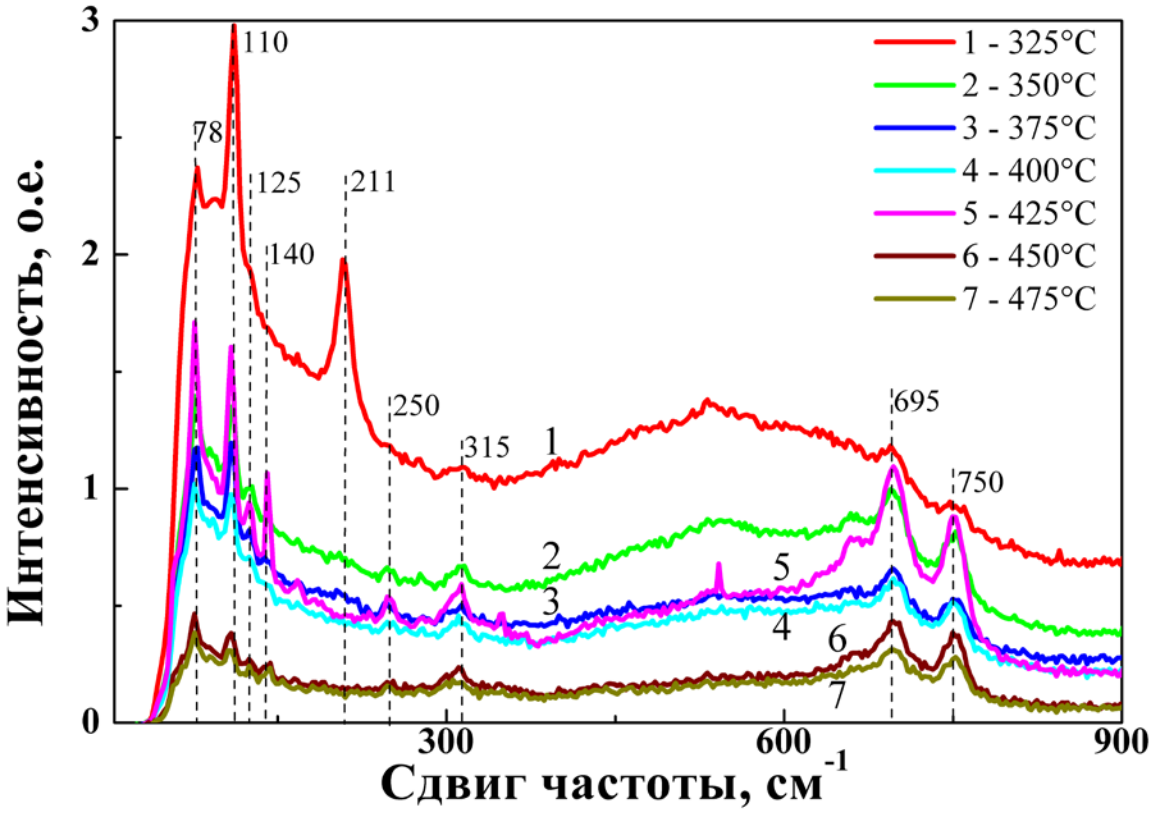

Рисунок 2 – Спектры КРС пленок оксидов олова, полученных магнетронным распылением мишени олова с последующим отжигом на воздухе при температуре 200 °C в течение 2 часов на 1-ой стадии и 325 °C (1), 350 °C (2), 375 °C (3), 400 °C (4), 425 °C (5), 450 °C (6) и 475 °C (7) в течение 1 часа − на 2-ой

Как видно из рисунка 2, в спектрах КРС пленки, отожженной при 325 °С, присутствуют ярко выраженные линии вблизи 110 $см^{-1}$ и 211 $см^{-1}$, соответствующие колебательным модам E_g и A_{1g} фазы монооксида олова SnO [26], а также линия вблизи 78 $см^{-1}$, которая соответствует фазе Sn_2O_3 [27]. Кроме того, в спектре КРС этого образца наблюдаются низкоинтенсивные линии вблизи 315, 695, 750 $см^{-1}$, соответствующие фазе SnO_2. [28]. Это свидетельствует о том, что после отжига при температуре 325 °С формируется преимущественно фаза SnO. При увеличении температуры на 2-ой стадии отжига до 350 °С в спектрах КРС наблюдается уменьшение интенсивности пиков, соответствующих фазе монооксида олова и увеличение интенсивности пиков, соответствующих фазе SnO_2 и нестехиометрическим фазам Sn_2O_3 или Sn_3O_4. В частности, для пленок, отожжённых при 350 °С и более высоких температурах, не наблюдается характерная для фазы SnO линия вблизи 211 $см^{-1}$, но начинают прослеживаться линия вблизи 125, 140 и 250 $см^{-1}$, соответствующие колебаниям, характерным для фаз SnO_2, Sn_3O_4 и Sn_2O_3 соответственно [29]. Дальнейшее увеличение температуры отжига вплоть до 425 °С приводит к улучшению кристалличности пленок и увеличению интенсивности пиков, соответствующих фазе диоксида олова. В спектрах КРС пленок, отожженных на 2-ой стадии при температурах 450 °С и 475 °С, наблюдается уменьшение интенсивности линий, соответствующих колебательным модам как монооксида олова, так и диоксида олова. Уменьшение интенсивности линий, характерных для SnO и нестехиометрических фаз, объясняется увеличением содержания фазы диоксида олова в пленках. Более низкая интенсивность характерных для SnO_2 линий в пленках, отожжённых при 450 °С и 475 °С, по сравнению с образцами, подвергнутыми отжигу в диапазоне температур 350-425 °С, может быть объяснена эффектом резонансного комбинационного рассеяния света. Суть этого эффекта состоит в увеличении интенсивности неупругого рассеяния света, когда энергия возбуждения лазера совпадает с энергией электронных переходов в исследуемом материале [29]. Нами при регистрации спектров КРС было использовано возбуждение лазера с длиной волны λ=532 нм, которому соответствует энергия 2,33 эВ. Как известно, ширина запрещенной зоны E_g у монооксида олова SnO составляет 2,5-3,0 эВ, что существенно меньше, чем у диоксида олова SnO_2, у которого E_g =3,6 эВ [6]. Поэтому при увеличении содержания SnO_2 в исследуемых многофазных пленках оксидов олова оптическая щель Тауца должна увеличиваться. Это, согласно данным рентеновского дифракционного анализа и спектроскопии КРС, происходит при увеличении температуры на второй стадии отжига. Поэтому энергия возбуждения лазера становится существенно меньше энергии

возможных электронных переходов в пленках, отожжённых при 450 °C и 475 °C, и вероятность резонансного комбинационного рассеяния света, а, соответственно, и интенсивность линий КРС уменьшаются.

Для оценки оптической щели Тауца пленок оксидов олова, синтезированных на стеклянных подложках при различных температурах на второй стадии отжига на воздухе, нами были проведены измерения спектров пропускания образцов в диапазоне длин волн 200−3000 нм, которые представлены на рисунке 3. Как видно, спектры пропускания имеют осциллирующий характер, обусловленный интерференционными явлениями в системе пленка−подложка. Полученные тонкие пленки характеризуются высоким значением коэффициента пропускания в интервале длин волн λ = 350−3000 нм.

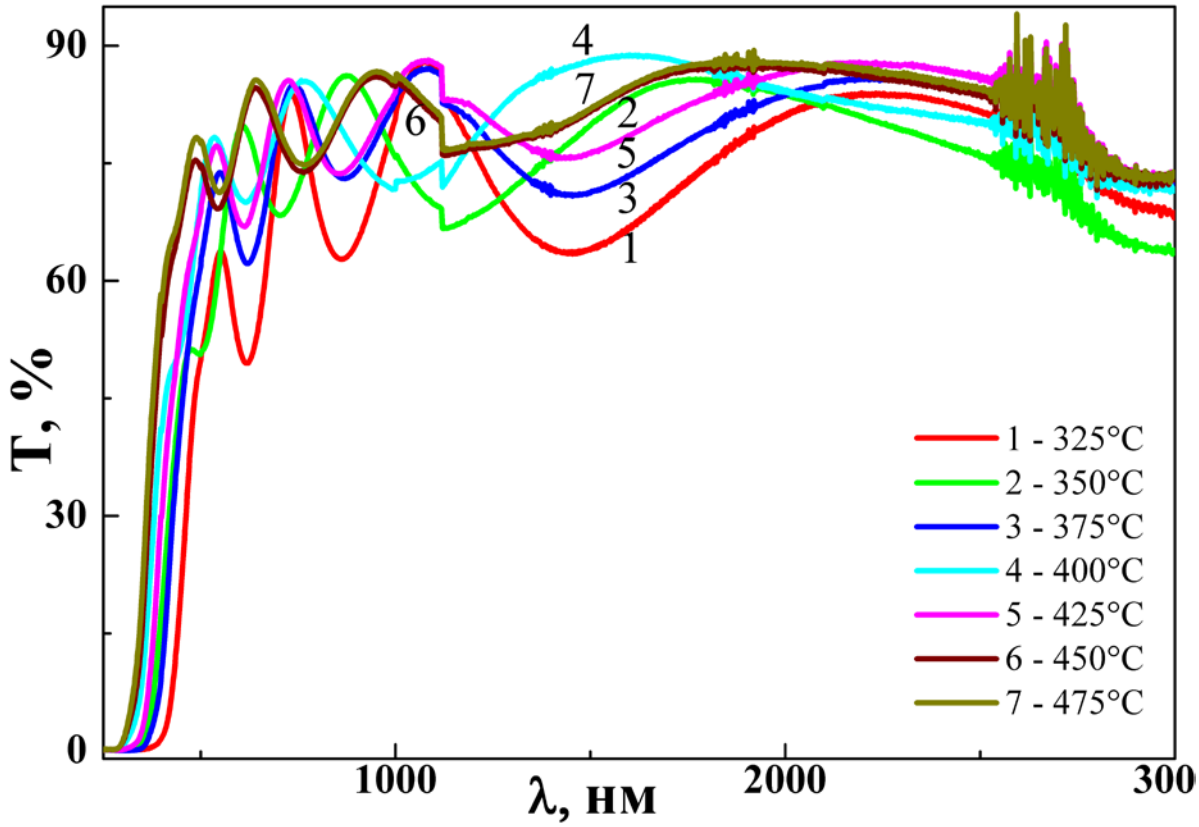

Рисунок 3 – Спектры пропускания пленок оксидов олова, полученных магнетронным распылением мишени олова с последующим отжигом на воздухе при температуре 200 °C в течение 2 часов на 1-ой стадии и 325 °C (1), 350 °C (2), 375 °C (3), 400 °C (4), 425 °C (5), 450 °C (6) и 475 °C (7) в течение 1 часа − на 2-ой

Оптические характеристики тонких пленок оксидов олова (показатель преломления $n(\lambda)$, коэффициент поглощения $\alpha(\lambda)$), а также толщина пленок d определялись из имеющих интерференционный вид спектров пропускания с использованием конвертного метода,

описанного в [30]. Данная методика используется при условии слабого поглощения света тонкой пленкой и высокой прозрачности подложки, толщина которой намного больше толщины пленки. Суть этого метода состоит в следующем. Из спектров пропускания строятся конвертные кривые $T_M(\lambda)$ и $T_m(\lambda)$. Они получаются в результате интерполяции спектров пропускания между наблюдаемыми на них экспериментальными значениями интерференционных максимумов и минимумов. Следует отметить, что при получении из экспериментальных данных конвертных кривых может использоваться как линейная интерполяции, так и интерполяция сплайнами [30].

Зависимость показателя преломления от длины волны $n(\lambda)$ исследуемых тонких пленок далее определялась из соотношения [30, 31]:

$$n(\lambda)=\left[\left(\frac{2n_s\left(T_M(\lambda)-T_m(\lambda)\right)}{T_M(\lambda)T_m(\lambda)}+\frac{n_s^2+1}{2}\right)+\sqrt{\left(\frac{2n_s\left(T_M(\lambda)-T_m(\lambda)\right)}{T_M(\lambda)T_m(\lambda)}+\frac{n_s^2+1}{2}\right)^2-n_s^2}\right]^{1/2} \quad (1)$$

В формуле (1) n_s – показатель преломления подложки, который определяется из выражения

$$n_s=\frac{1}{T_s}+\sqrt{\frac{1}{T_s^2}-1} \quad (2)$$

где T_s – коэффициент пропускания подложки. Для стеклянных подложек, использованных в данной работе, T_s = 0,9. Таким образом, из формулы (2) получаем, что n_s = 1,595. Результаты расчетов показателя преломления приведены на рисунке 4. Видно, что показатель преломления немонотонно зависит от длины волны λ. Похожий вид зависимостей $n_s(\lambda)$ в видимом диапазоне спектра электромагнитного излучения для пленок SnO_2 наблюдался и в работе [30].

Для определения толщины исследуемых пленок использовалось следующая формула [30]:

$$d=\frac{A\lambda_1\lambda_2}{2\left[n(\lambda_1)\lambda_2-n(\lambda_2)\lambda_1\right]} \quad (3)$$

где λ_1 и λ_2 — длины волн, которые соответствуют соседним экстремальным точкам на спектре пропускания, A = 1 для двух соседних экстремумов одного типа (*max-max, min-min*) и A = 0,5 для двух соседних экстремумов противоположного типа (*max-min, min-max*). Полученные результаты представлены в таблице 1. Диапазон значений оцененной по формуле (3) толщины d пленок оксидов олова, синтезированных при различных

температурах на 2-ой стадии отжига, составил 340-500 нм. Наблюдаемые различия по величине *d* в основном связаны с тем, что при магнетронном распылении наблюдается достаточно существенный разброс по толщине пленки в радиальном направлении. Образцы, вырезанные из участков подложки, расположенных ближе к ее центру, имеют большую толщину.

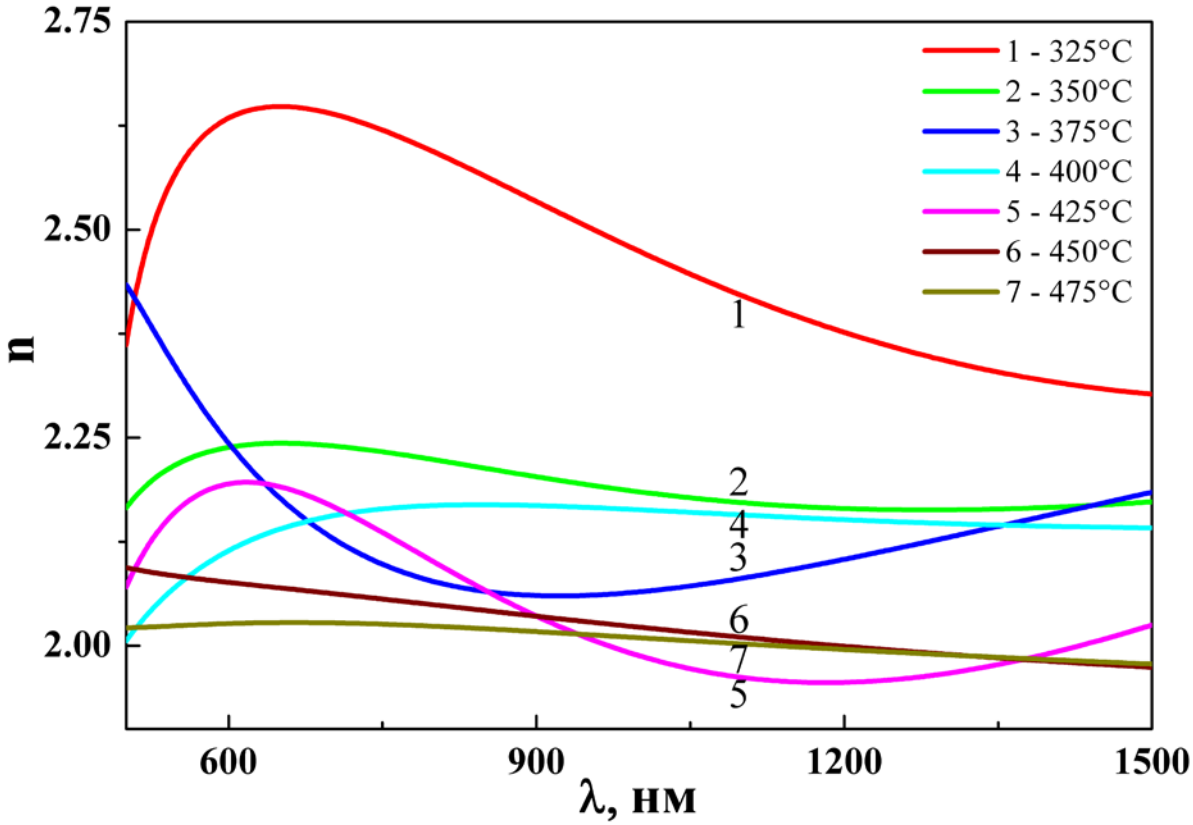

Рисунок 4 – Зависимость показателя преломления от длины волны пленок оксидов олова, полученных магнетронным распылением мишени олова с последующим отжигом на воздухе при температуре 200 °C в течение 2 часов на 1-ой стадии и 325 °C (1), 350 °C (2), 375 °C (3), 400 °C (4), 425 °C (5), 450 °C (6) и 475 °C (7) в течение 1 часа − на 2-ой

Для определения края поглощения (оптической щели Тауца) пленок оксидов олова измеренные спектры пропускания пересчитывались в спектры поглощения по формуле (4) [32].

$$\alpha(\lambda)=\frac{1}{d}\ln\left[\frac{\left(n(\lambda)-1\right)\left(n(\lambda)-n_s\right)\left[\left(\frac{T_M(\lambda)}{T_m(\lambda)}\right)^{1/2}+1\right]}{\left(n(\lambda)+1\right)\left(n(\lambda)+n_s\right)\left[\left(\frac{T_M(\lambda)}{T_m(\lambda)}\right)^{1/2}-1\right]}\right] \quad (4)$$

Как известно, ширина запрещенной зоны прямозонных и непрямозонных полупроводников может быть оценена из зависимостей их коэффициента поглощения α от энергии излучения $h\nu$, построенной в координатах $(\alpha h\nu)^2 - h\nu$ и $(\alpha h\nu)^{1/2} - h\nu$ соответственно [33, 34]. На рисунке 5 показаны спектры поглощения в координатах $(\alpha h\nu)^2 - h\nu$ для пленок, синтезированных при различных температурах на 2-ой стадии отжига.

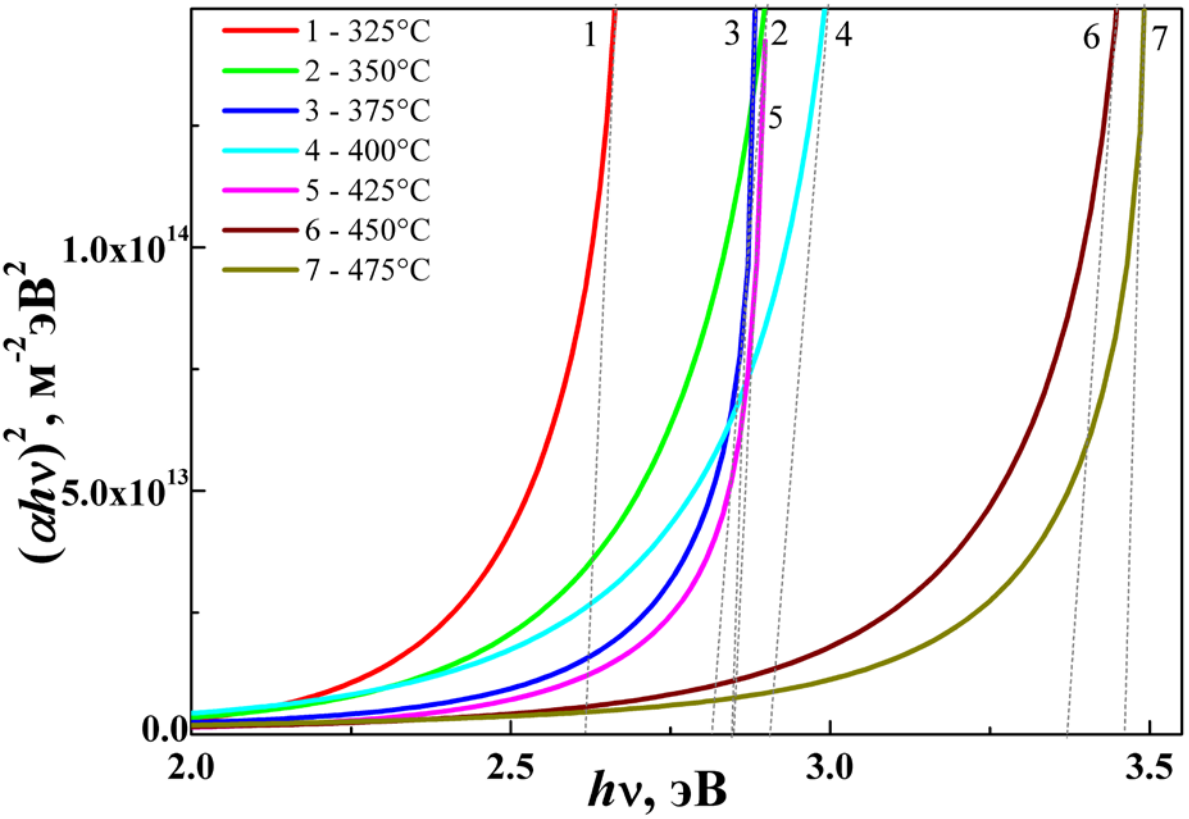

Рисунок 5 – Спектры поглощения (в координатах $(\alpha h\nu)^2$ - $h\nu$) пленок оксидов олова, полученных магнетронным распылением мишени олова с последующим отжигом на воздухе при температуре 200 °С в течение 2 часов на 1-ой стадии и 325 °С (1), 350 °С (2), 375 °С (3), 400 °С (4), 425 °С (5), 450 °С (6) и 475 °С (7) в течение 1 часа − на 2-ой

Из линейной аппроксимации зависимости коэффициента поглощения от частоты электромагнитного излучения в координатах $(\alpha h\nu)^2 - h\nu$, указывающей на наличие

прямых оптических переходов, была определена величина оптической щели Тауца. Определенные таким образом ее значения приведены в таблице 1. Как было установлено из анализа структурных свойств образцов, в их составе присутствуют как фазы SnO и SnO_2, так и нестехиомтерические фазы, что позволяет предполагать наличие как прямых, так и непрямых оптических переходов. Однако, из-за сильной разупорядоченности структуры пленок оксидов олова и наличия глубоких «хвостов» плотности состояний в зоне запрещенных энергий, значения величины оптической щели Тауца (соответсвующей оптической ширине запрещенной зоны исследумых пленок), определенные из линейной аппроксимации зависимости $\alpha(\nu)$ в координатах $(\alpha h\nu)^{1/2} - h\nu$ и в координатах $(\alpha h\nu)^2 - h\nu$, различаются несущественно для образцов, полученных при одной и той же температуре на 2-ой стадии отжига.

Таблица 1. Оптические характеристики и толщина пленок оксидов олова, синтезированных при различных температурах на 2-ой стадии отжига

Температура на 2-ой стадии отжига (°C)	Показатель преломления (на длине волны 550 нм)	Оптическая щель Тауца (эВ)	Толщина пленки (нм)
325	2,6	2,62	340
350	2,2	2,81	330
375	2,9	2,85	400
400	2,5	2,91	300
425	2,16	2,85	480
450	2	3,37	500
475	2	3,46	500

Как видно из таблицы, при увеличении температуры на 2-ой стадии отжига образцов наблюдается тенденция к увеличению оптической щели Тауца, которая изменяется в диапазоне 2,62-3,46 эВ. Это связано с процессами доокисления монооксида олова и увеличением содержания фазы SnO_2 в пленках. Данный вывод хорошо согласуется с результатами исследования структурных свойств пленок оксидов олова методами рентгеновского дифракционного анализа и комбинационного рассеяния света. Варьирование температуры отжига позволяет получать материалы с изменяемой шириной оптической щели Тауца, что может найти практическое применение при создании светофильтров.

Заключение

Показана возможность изменения кристаллической структуры, фазового состава и оптических характеристик тонких пленок оксидов олова, полученных методом магнетронного распыления на стеклянные подложки с последующим двухстадийным отжигом на воздухе (в диапазоне температур 325-475 °C на 2-ой стадии). Результаты исследований структурных и оптических свойств пленок методами рентгеновской дифракции, спектроскопии комбинационного рассеяния света и спектроскопии пропускания света видимого и УФ диапазона позволяют сделать следующие выводы: 1) в результате магнетронного напыления пленок олова на стеклянные подложки и последующего окислительного отжига формируются тонкие поликристаллические неупорядоченные пленки оксидов олова, в которых помимо фазы SnO_2 содержатся также фазы SnO, Sn_2O_3 и Sn_3O_4; 2) состав пленок оксидов олова может регулироваться посредством изменения температуры на 2-ой стадии отжига, при увеличении которой наблюдается тенденция к увеличению содержания фазы SnO_2 в пленках; 3) варьирование температуры на 2-ой стадии отжига позволяет получать пленки оксидов олова, характеризующиеся высоким коэффициентом пропускания в видимом диапазоне электромагнитного спектра (до ~82 %), а также дает возможность изменения оптических характеристик пленок (показателя преломления в диапазоне 2−2,6 и оптической щели Тауца в диапазоне 2,62-3,46 эВ).

Благодарности

Работа выполнена в рамках проекта БРФФИ №Ф22УЗБ-056, задания ГПНИ 2.14 (НИР 3) «Материаловедение, новые материалы и технологии», гранта совместного института ДПУ (Далянь, Китай) – БГУ (Минск, Беларусь) ICR2202. Авторы выражают благодарность С.В. Злоцкому и В.И. Шиманскому за проведение рентгеноструктурных измерений образцов, а также О.В. Королик за проведение измерений спектров КРС пленок.

Литература

[1] **M. Z. Iqbal, F. Wang, R. Hussain, M. Y. Rafique, S. Ali, I. Ali.** Materials Focus, **3** (2014) 1–6

[2] **Y. Li, T. Cui, L. Zhang, Y. M. Ma, G. T. Zou.** Journal of Physics: Condensed Matter, **19**, N 42 (2007) 425230 (1–10)

[3] **M. Ristić, M. Ivanda, S. Popović, S. Musić.** Journal of Non-Crystalline Solids, **303**, N 2 (2002) 270–280

[4] **C. Li, M. Zheng, X. H. Wang, L. Yao, L. Ma, W. Shen.** Nanoscale Research Letters, **6**, N 1 (2011) 615 (1–7)

[5] **V. Ksenevich, V. Dorosinets, D. Adamchuk, J. Macutkevic, J. Banys.** Materials, **13**, N 23 (2020), 5415 (1–14)

[6] **M. Batzill, U. Diebold.** Progress in Surface Science, **79** (2005) 47–154

[7] **О. Л. Берсирова, Л. И. Брук, А. И. Дикусар, М. И. Караман, С. П. Сидельникова, А. В. Симашкевич, Д. А. Шербан, Ю. С. Японцева.** Электронная обработка материалов, **6** (2007) 40–49 [**O. L. Bersirova, L. I. Bruk, A. I. Dikusar, M. I. Karaman, S. P. Sidel'nikova, A. V. Simashkevich, D. A. Sherban, Yu. S. Yapontseva.** Surface Engineering and Applied Electrochemistry, **43**, N 6 (2007) 443–452]

[8] **В. Ф. Громов, Г. Н. Герасимов, Т. В. Белышева, Л. И. Трахтенберг.** Российский Химический Журнал, **LII**, № 5 (2008) 80–87 [**V. F. Gromov, G. N. Gerasimov, T. V. Belysheva, L. I. Trakhtenberg.** Russian Chemical Journal, **LII**, N 5 (2008) 80–87 (in Russian)]

[9] **К. П. Богданов, Д. Ц. Димитров, О. Ф. Луцкая, Ю. М. Таиров.** Физика и техника полупроводников, **32**, № 10 (1998) 1158–1160 [**K. P. Bogdanov, D. Ts. Dimitrov, O. F. Lutskaya, Yu. M. Tairov.** Semiconductors, **32**, N 10 (1998) 1033–1035]

[10] **B. Yuliarto, G. Gumilar, N. L. W. Septiani.** Advances in Materials Science and Engineering, **2015**, N 12 (2015) 694823 (1–14)

[11] **T. Oshima, T. Okuno, S. Fujita.** Jpn. J. Appl. Phys, **48** (2009) 120207 (1–3)

[12] **M. Alaf, D. Gultekin, H. Akbulut.** Acta Physica Polonica A, **123**, N 2 (2013) 323–325

[13] **Y. C. Lu, C. Ma, J. Alvarado, T. Kidera, N. Dimov, Y. S. Meng, S. Okada.** Journal of Power Sources, **284** (2015) 287–295

[14] **V. K. Ksenevich, D. V. Adamchuk, V. B. Odzhaev, P. Zhukowski.** Acta Physica Polonica A, **128**, N 5 (2015) 861–863

[15] **Д. В. Адамчук, В. К. Ксеневич.** Приборы и методы измерений, **10**, № 2 (2019) 138–150. [**D. V. Adamchuck, V. K. Ksenevich.** Devices and Methods of Measurements, **10**, N 2 (2019) 138–150 (in Russian)]

[16] **D. V. Adamchuk, V. K. Ksenevich, N. A. Poklonski, M. Navickas, J. Banys.** Lithuanian Journal of Physics, **59**, N 4 (2019) 179–187

[17] **Д. В. Адамчук, В. К. Ксеневич, Н. А. Поклонский, А. И. Ковалев.** Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-математических наук, **56**, № 1 (2020) 102–113. DOI: 10.29235/1561-2430-2020-56-1-102-113 [**D. V. Adamchuck, V. K. Ksenevich, N. A. Poklonski, A. I. Kavaleu.** Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physics and Mathematics series, **56**, N 1 (2020) 102–113 (in Russian)]

[18] **E. M. F. Vieira, J. P. B. Silva, K. Veltruská, V. Matolín, A. L. Pires, A. M. Pereira, M. J. M. Gomes, L. M. Goncalves.** Nanotechnology, **30**, N 43 (2019) 435502 (1–22)

[19] **A. Shanmugasundaram, P. Basak, L. Satyanarayana, S. V. Manorama.** Sensors and Actuators B, **185** (2013) 265–273

[20] **L. Li, C. Zhang, W. Chen.** Nanoscale, **7**, N 28 (2015) 12133–12142

[21] **W. Zeng, Y. Liu, G. Chen, H. Zhan, J. Mei, N. Luo, Z. He, C. Tang.** RSC Adv., **10**, N 50 (2020), 29843–29854

[22] **M. Saravanakumar, S. Agilan, N. Muthukumarasamy, V. Rukkumani.** International Journal of Chemical Sciences, **13**, N 2 (2015) 605–612

[23] **P. Boroojerdian.** Int. J. Nanosci. Nanotechnol, **9**, N 2 (2013) 95–100

[24] **L. Sangaletti, L. E. Depero, B. Allieri, F. Pioselli, E. Comini, G. Sberveglieri, M. Zocchi.** Journal of Materials Research, **13**, N 9 (1998) 2457–2460

[25] **M. Khosravi-Nouri, N. Shahtahmassebi, E. Attaran-Kakhki, G. Zohuri.** Materials Physics and Mechanics, **17** (2013) 29–32

[26] **Y. Q. Guo, R. Q. Tan, X. Li, J. H. Zhao, Z. L. Luo, C. Gao, W. J. Song.** Cryst. Eng. Comm, **13** (2011) 5677–5680

[27] **B. Eifert, M. Becker, C.T. Reindl, M. Giar, L. Zheng, A. Polity, Y. He, C. Heiliger, P.J. Klar.** Phys. Rev. Materials, **1**, N 1 (2017) 014602 (1–6)

[28] **C. Guillén, J. Herrero.** Journal of Materials Science & Technology, **35**, N 8 (2019) 1706–1711

[29] **D. Tuschel.** Spectroscopy, **33**, N 12 (2018) 12–19

[30] **В. И. Кондрашин.** Технические науки. Электроника, измерительная и радиотехника, **2**, № 38 (2016) 93–101 [**V. I. Kondrashin.** Technical science. Electronics, measuring and radio engineering, **2**, N 38 (2016) 93–101 (in Russian)]

[31] **В. В. Брус, З. Д. Ковалюк, П. Д. Марьянчук.** Журнал технической физики, **82**, №8 (2012) 110–113 [**V. V. Brus, Z. D. Kovalyuk, P. D. Maryanchuk.** Technical Physics, **57** (2012) 1148–1151]

[32] **В. В. Брус, М. Н. Солован, Э. В. Майструк, И. П. Козярский, П. Д. Марьянчук, К. С. Ульяницкий, J. Rappich.** Физика твердого тела, **56**, № 10 (2014) 1886–1890 [**V. V. Brus, M. N. Solovan, E. V. Maistruk, I. P. Kozyarskii, P. D. Maryanchuk, K. S. Ulyanytsky, J. Rappich.** Physics of the Solid State, **56** (2014) 1947–1951]

[33] **D. L. Wood, J. Tauc.** Phys. Rev. B, **5** (1972) 3144–3151

[34] **J. Klein, L. Kampermann, B. Mockenhaupt, M. Behrens, J. Strunk, G. Bacher.** Advanced Functional Materials, **33** (2023) 2304523 (1–19)