

ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ ДЛЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

М. С. Тиванов^{1*}, Т. М. Разыков^{2,3}, К. М. Кучкаров^{2,3}, Л. С. Ляшенко¹,
Е. С. Воропай¹, Ш. Б. Утамуродова³, Д. З. Исаков², М. А. Махмудов²,
А. Н. Олимов², С. А. Музафарова³, Д. С. Байко¹

УДК 538.97

¹ Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь; e-mail: tivanov@bsu.by

² Физико-технический институт АН РУз, Ташкент, Узбекистан

³ Институт физики полупроводников и микроэлектроники, Ташкент, Узбекистан

(Поступила 9 октября 2024)

Методом вакуумного термического испарения получены пленки $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ из порошков бинарных соединений Sb_2S_3 и Sb_2Se_3 при температуре подложки 300 °С. Исследовано влияние соотношения элементного состава $S/(S+Se)$ на оптические и электрические свойства пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$. Показано, что ширина запрещенной зоны полученных пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ увеличивается с ростом концентрации серы. Синтезируемые пленки обладают малой энергией Урбаха, что свидетельствует об их низкой дефектности. Из температурных зависимостей электрического сопротивления установлено наличие глубоких уровней в запрещенной зоне, энергия активации которых изменяется в диапазоне 0.5—0.8 эВ в зависимости от соотношения атомарной концентрации $S/(S+Se)$. Подтверждена возможность получения эффективных солнечных элементов на основе $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ с использованием метода вакуумного осаждения из порошков бинарных соединений Sb_2S_3 и Sb_2Se_3 .

Ключевые слова: Sb_2Se_3 , Sb_2S_3 , $Sb_2(Se,S)_3$, показатель поглощения, ширина запрещенной зоны, энергия Урбаха, электропроводность.

Using the thermal evaporation method, $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ films have been produced from powders of the binary compounds of Sb_2S_3 and Sb_2Se_3 at temperature of the substrate of 300°C. The effect exerted by the elemental composition ratio $S/(S+Se)$ on optical and electric properties of $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ films has been studied. It has been demonstrated that the band gap width of $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ films is growing with an increase in the concentration of sulfur in the films produced. It has been found that the synthesized films feature low Urbach energies, offering their low-defect structure. Based on the temperature dependences of resistance, the presence of deep-lying levels within the band gap of synthesized films has been revealed. The activation energy of these deep-lying levels was varying in the range of 0.5–0.8 eV depending on the ratio of the atomic concentration $S/(S+Se)$. These results indicate the possibility of producing effective solar cells based on $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ with the use of thermal evaporation from powders of the binary compounds of Sb_2S_3 and Sb_2Se_3 .

Keywords. Sb_2Se_3 , Sb_2S_3 , $Sb_2(Se,S)_3$, absorption coefficient, band gap width, Urbach energy, conductivity.

Введение. Растущий во всем мире спрос на электроэнергию ведет к поиску устойчивых, надежных и доступных фотоэлектрических материалов. В настоящее время поликристаллический кремний (Si), теллурид кадмия (CdTe) и селенид меди, индия, галлия ($Cu(In,Ga)Se_2$, CIGS) используются в ка-

OPTICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF THE $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ FILMS FOR SOLAR CELLS

M. S. Tivanov^{1*}, T. M. Razykov^{2,3}, K. M. Kuchkarov^{2,3}, L. S. Lyashenko¹, E. S. Voropay¹,
Sh. B. Utamurodova³, D. Z. Isakov², M. A. Makhmudov², A. N. Olimov², S. A. Muzafarova³,
D. S. Bayko¹ (¹ Belarusian State University, Minsk, Belarus; e-mail: tivanov@bsu.by; ² Physicotechnical Institute of the Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan, Tashkent, Uzbekistan; ³ Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics, Tashkent, Uzbekistan)

честве основных поглотителей в солнечных элементах (СЭ) и имеют сертифицированную эффективность преобразования энергии (PCE) >20 % [1, 2]. При этом высокая стоимость переработки Si, токсичность Cd, дороговизна Ga и In, а также дефицит In, Ga и Te являются препятствиями для массового производства тонкопленочных СЭ на их основе [3]. Для преодоления экологических проблем и проблем, связанных с недостатком материалов для массового производства, представлен новый СЭ на основе поглотителя Cu_2ZnSnS_4 (CZTS) со структурой, подобной $Cu(In,Ga)(Se,S)_2$, где индий и галлий замещены атомами цинка и олова, более доступными в земной коре. В научном центре IBM достигнута эффективность 12.6 % СЭ на основе $Cu_2ZnSnS_xSe_{4-x}$ [4], что значительно меньше эффективности $Cu(In,Ga)(Se,S)_2$. Это объясняется сложностью метода получения и контроля состава пленок $Cu_2ZnSnS_xSe_{4-x}$ [4].

В настоящее время уделяется особое внимание использованию халькогенидных бинарных соединений Sb_2Se_3 , Sb_2S_3 и твердых растворов $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ на их основе в качестве поглощающего слоя СЭ. Физические свойства данных материалов (*p*-тип проводимости, ширина запрещенной зоны $E_g = 1.1$ — 1.8 эВ, высокий коэффициент поглощения $\alpha > 10^5$ см⁻¹ в видимой области, низкая температура плавления — 612 °С для Sb_2Se_3 и 550 °С для Sb_2S_3 , высокое парциальное давление паров) близки к свойствам $Cu(In,Ga)(Se,S)_2$ [5]. Химические элементы в составе этих материалов имеют относительно низкую стоимость (распространены в природе) и стабильны при внешних воздействиях [6], что создает предпосылки для изготовления эффективных СЭ в промышленном масштабе.

Эффективность тонкопленочных СЭ на основе твердого раствора $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ составляет 5.60—10.75 % [7—10]. Подобно СЭ на основе CdTe и $Cu(In,Ga)(Se,S)_2$, это очень низкие значения для широкого использования. Эффективность можно повышать, управляя шириной запрещенной зоной пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$. Максимальный теоретический предел эффективности $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ СЭ составляет ~32.88 % (предел Шокли—Кейссера) [11], и имеется возможность повысить эффективность данного СЭ, которая еще не достигла своего максимума. Предельные значения напряжения холостого хода (U_{XX}), тока короткого замыкания ($I_{КЗ}$) и коэффициента заполнения (FF) для СЭ $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ рассчитаны в [11]: $U_{XX} = 1.122$ В, $I_{КЗ} = 32.88$ мА/см², $FF \leq 89.3$ %. Согласно [12], параметры СЭ $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ достигали $U_{XX} = 0.630$ В, $I_{КЗ} = 25.7$ мА, $FF \leq 67.85$ %. За последние пять лет значения U_{XX} и FF незначительно возросли. Дальнейшего повышения эффективности СЭ можно достичь путем повышения U_{XX} и FF . Согласно [13—15], напряжение холостого хода сильно зависит от многих факторов, основные из которых — выбор метода получения слоя-поглотителя, физические свойства базового слоя, структура СЭ и механизм токопереноса на границе раздела CdS/ $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ СЭ [16—24].

Ранее в [14, 15] были исследованы структурные и морфологические свойства пленок Sb_2Se_3 , полученных методом химического молекулярно-пучкового осаждения (ХМПО) из порошков бинарного соединения Sb_2Se_3 при различных температурах подложек. Указанные пленки обогащены сурьмой и имеют орторомбическую структуру с преимущественными ориентациями (120) и (221). Размеры кристаллов пленок Sb_xSe_y , состоящих из стержней, составляли 0.5—8 мкм. Средние диаметры и длина стержней Sb_xSe_y , осажденных при соотношениях Sb/Se 0.66 и 0.7, примерно одинаковые и составили 0.5—1 и 1—4 мкм.

В данной работе исследованы оптические и электрические свойства тонких пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$, полученных методом вакуумного термического испарения на стеклянных подложках, на основе которых можно создать СЭ с планарной структурой стекло/ITO/CdS/ $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ /Au.

Эксперимент. Тонкие пленки $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ ($x = S/(S+Se)$) получены методом вакуумного термического испарения. Исходным материалом служили порошки Sb_2S_3 и Sb_2Se_3 полупроводниковой чистоты (99.999 %, Hangzhou Kaiyada Semiconductor Materials Co., Ltd.) в разных массовых соотношениях ($Sb_2S_3/(Sb_2S_3+Sb_2Se_3) = 0$ —1 ($m(Sb_2S_3) = 100$ —0 мг, $m(Sb_2Se_3) = 0$ —100 мг) (табл. 1). Испарение порошков проводилось с помощью кварцевых испарителей (тиглей). Расстояние между подложкой и тиглями в рабочей камере 5 см. В качестве подложки использовано содово-известковое стекло (SLG, стекла предметные для микроскопии премиум качества, тип стекла SUPER Grade, со шлифованной кромкой, углами 90°, матовым полем для маркировки, размеры 75×25×1.1 мм) для изготовления СЭ со структурой FTO/CdS/ $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ /ZnO/ZnO:Al/Au. Размеры образцов 1.5×1.5 см. Перед осаждением тонких пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ проводилось обезгаживание тиглей с испаряемыми материалами. Осаждение тонких пленок проводилось при остаточном давлении в вакуумной камере 10^{-5} — 10^{-6} мм рт. ст.

Т а б л и ц а 1. Химический состав тонких пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$

№ образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$m(Sb_2Se_3)$, мг	100	90	80	70	60	50	40	30	20	0
$m(Sb_2S_3)$, мг	0	10	20	30	40	50	60	70	80	100
[Sb], ат. %	40.22	40.38	40.53	39.9	39.81	39.76	39.93	39.45	38.92	40.76
[S], ат. %	—	8.29	12.98	23.87	25.67	32.73	40.09	49.75	51.26	59.24
[Se], ат. %	59.78	51.33	46.49	36.23	34.51	27.51	19.98	10.8	9.83	—
Sb/(S+Se)	0.67	0.68	0.68	0.66	0.66	0.66	0.66	0.65	0.64	0.69
$x = S/(S+Se)$	0.00	0.14	0.22	0.40	0.43	0.53	0.67	0.82	0.84	1.00

В процессе осаждения пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ температура подложки составляла 300 °С, температура испарителя поддерживалась постоянной ~600 °С. Скорость осаждения тонких пленок ~0.1 мкм/мин. После нанесения проводилось медленное охлаждение пленок при высоком вакууме. Толщина нанесенных пленок оценивалась с помощью микровзвешивания на весах FA 120 4C (с точностью 0.1 мг) и составляла ~2 мкм.

Химический состав полученных пленок определен методом энергодисперсионного рентгеновского анализа (EDX) с использованием спектрометра Aztec Energy Advanced X-Max-80 (Oxford Instruments) с ускоряющим напряжением 20 кВ и расчетной глубиной проникновения ~1.6 мкм. Содержание химических элементов в образцах приведено в табл. 1. Как видно, все полученные пленки имеют стехиометрический или близкий к нему состав. Более точно толщины полученных тонких пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ определены по микрофотографиям поперечных сечений синтезированных образцов, полученных методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе LEO1455VP; для соотношений $S/(S+Se) = 0, 0.14, 0.22, 0.40, 0.43, 0.53, 0.67, 0.82, 0.84, 1.00$ получено $d = 3.5\text{—}4, 2.5\text{—}3, 3\text{—}3.5, 3.5\text{—}4, 2\text{—}2.5, 2\text{—}3, 2.8\text{—}3.5, 2\text{—}2.5, 3\text{—}3.5$ и $2.5\text{—}3$ мкм соответственно.

Для электрических измерений использованы образцы размером 3×5 мм с контактами из серебряной пасты, расстояние между которыми 0.4—0.7 мм. Тип проводимости образцов (*p*-тип) определен по знаку термо-ЭДС. Температурные зависимости сопротивления установлены двухзондовым методом с использованием высокотемпературной ячейки, позволяющей проводить измерения температурных зависимостей сопротивления в вакууме с остаточным давлением $p = 5$ Па в диапазоне 300—440 К. При измерении сопротивления образца в качестве источника использован измеритель постоянного тока Keithley-2400, обеспечивающий возможность измерять токи в диапазоне 10^{-11} —1 А и напряжения 10^{-6} —100 В с точностью не хуже 0.1 %. Для регулировки и контроля температуры на образце использован температурный контроллер Lackeshore-332. Температура измерена с помощью закрепленного вблизи образца термометра сопротивления Pt-100M, позволяющего проводить измерения с точностью ± 0.3 °С. Спектры зеркального оптического отражения и пропускания зарегистрированы со спектральным разрешением не хуже 5 нм в диапазоне длин волн 400—3000 нм в неполяризованном свете с помощью многофункционального сканирующего спектрофотометра Photon RT (Essent Optics). Размер пучка оптического излучения на поверхности исследуемого образца ~2×6 мм.

Результаты и их обсуждение. Экспериментальные зависимости коэффициентов отражения (R) и пропускания (T) от длины волны излучения λ в диапазоне 400—3000 нм в неполяризованном свете представлены на рис. 1. В спектрах отражения видны периодические пики и впадины, обусловленные интерференцией, что свидетельствует о высоком структурном совершенстве полученных тонких пленок. Как видно из рис. 1, б, область 400—900 нм для исследуемых пленок характеризуется близким к нулю коэффициентом пропускания T , затем наблюдается его увеличение с ростом длины волны. С учетом экспериментальных данных пропускания и отражения рассчитан показатель оптического поглощения (α) пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$:

$$\alpha = -\frac{1}{t} \ln \left(\frac{\sqrt{(1-R)^4 + 4T^2R^2} - (1-R)^2}{2TR^2} \right), \quad (1)$$

где t — толщина образца; R — коэффициент отражения; T — коэффициент пропускания [25].

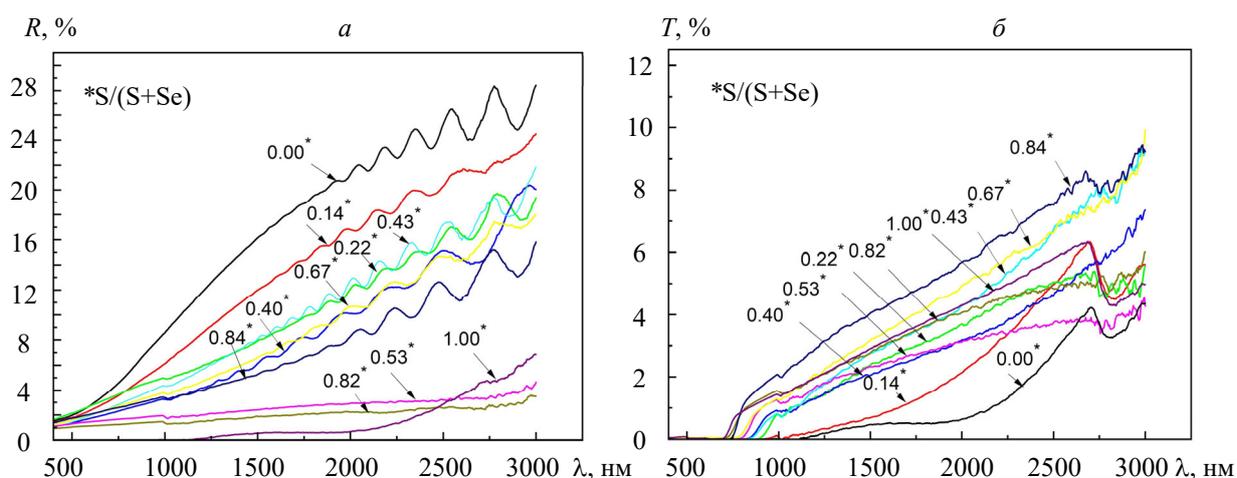


Рис. 1. Спектры отражения $R(\lambda)$ (а) и пропускания $T(\lambda)$ (б) тонких пленок $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$

В спектральной зависимости показателя поглощения можно выделить область фундаментального поглощения, соответствующую электронным переходам зона—зона. Используя зависимость $\alpha(h\nu)$ и полагая прямые оптические переходы зона-зона разрешенными, из соотношения Тауца найдем оптическую ширину запрещенной зоны E_g пленок:

$$(\alpha h\nu)^2 = A(h\nu - E_g), \quad (2)$$

где $h\nu$ — энергия падающего фотона; A — константа.

Ширина запрещенной зоны исследуемых пленок E_g определялась экстраполяцией прямолинейного участка зависимости $(\alpha h\nu)^2$ от энергии фотона $h\nu$ до пересечения с осью абсцисс. Спектральные зависимости $(\alpha h\nu)^2$ от $h\nu$ для пленок $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$ и рассчитанные по ним ширины запрещенной зоны приведены на рис. 2. Полученные значения E_g для пленок с различными значениями $x = \text{S}/(\text{S}+\text{Se})$ соответствуют данным [26, 27]. Рост ширины запрещенной зоны от 1.09 эВ для Sb_2Se_3 до 1.65 эВ для Sb_2S_3 наблюдается по мере увеличения концентрации S в синтезированных тонких пленках $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$. Зависимость ширины запрещенной зоны E_g от доли серы в пленках представлена на рис. 2 (вставка). Тонкие пленки $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$, полученные при соотношениях $\text{S}/(\text{S}+\text{Se}) = 0.00, 0.14, 0.22, 0.40, 0.43, 0.53, 0.67$, имеют ширины запрещенной зоны, соответствующие интервалу наиболее эффективного фотоэлектрического преобразования 1.1—1.5 эВ [7]. Возможность варьирования ширины запрещенной

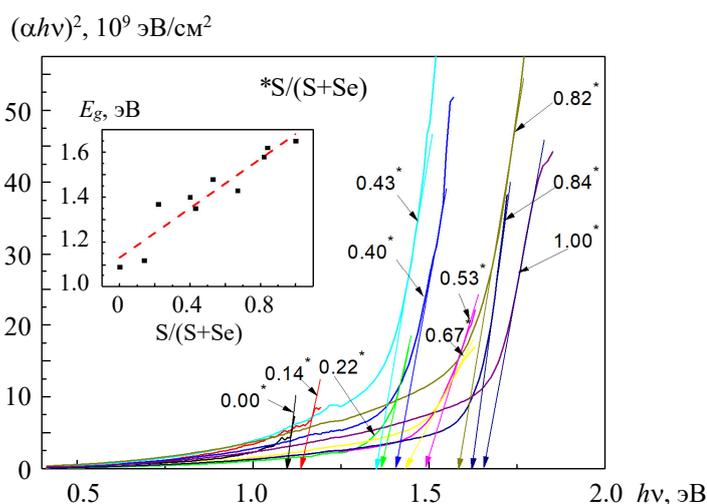


Рис. 2. Определение ширины запрещенной зоны тонких пленок $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$ в координатах Тауца; на вставке — зависимость ширины запрещенной зоны E_g от доли серы в тонких пленках $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$

зоны за счет изменения соотношения $S/(S+Se)$ позволяет синтезировать тонкие пленки $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ для эффективных СЭ, используемых как с концентраторами солнечного излучения, так и без них. Согласно расчетам на основе теории Шокли—Квиссера [28], для случая полной концентрации солнечного излучения (телесный угол, под которым видно Солнце, 4π ср) оптимальное соотношение элементов $S/(S+Se)$ для фотопоглощающего слоя $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3 = 0—0.1$ ($E_g \sim 1.1$ эВ), а для случая нормальной концентрации (AM0 и телесный угол, под которым видно Солнце, $6.65 \cdot 10^{-5}$ ср) оптимальное соотношение элементов $S/(S+Se) = 0.3—0.4$ ($E_g \sim 1.3$ эВ).

На участке слабого поглощения зависимость $\alpha = f(h\nu)$ характеризуется экспоненциальным ростом. Этот участок (“хвост” Урбаха [29]) наблюдается вследствие оптического поглощения на дискретных уровнях в запрещенной зоне, соответствующих дефектам кристаллической решетки. О степени разупорядоченности кристаллической решетки можно судить по энергии Урбаха E_U . В области низких энергий фотонов ($h\nu \leq E_g$) выполняется эмпирическое правило Урбаха:

$$\alpha = \alpha_0 \exp(h\nu/E_U), \quad (3)$$

где α_0 — константа.

Значение E_U может быть получено по наклону линейной части кривой $\ln\alpha$ от $h\nu$ (рис. 3). Зависимость энергии Урбаха E_U от доли серы в пленках представлена на рис. 3 (вставка). Для всех образцов энергия Урбаха E_U находится в диапазоне 0.16—0.35 эВ, что свидетельствует о достаточно низкой дефектности пленок. Зависимость E_U от доли серы в пленках не установлена.

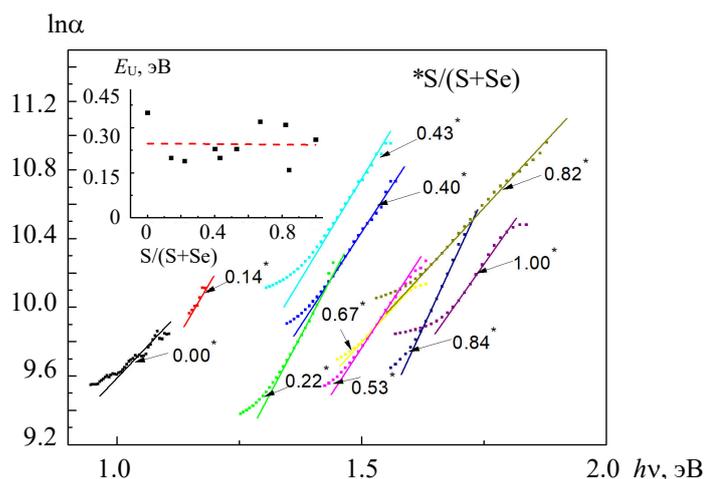


Рис. 3. Определение энергии Урбаха E_U пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$; на вставке — зависимость энергии Урбаха E_U от доли серы в пленках $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$

Для создания фотоэлектротрансформаторов важную роль играет изучение электрофизических параметров слоев. Вид температурных зависимостей удельной электропроводности в координатах Аррениуса (рис. 4) исследуемых тонких пленок $Sb_2(S_xSe_{1-x})_3$ указывает на активационный механизм электропереноса с постоянной энергией активации E_a , которая может быть рассчитана по формуле:

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-E_a/kT), \quad (4)$$

где k — постоянная Больцмана; T и σ — температура и удельная электропроводность. На основании рассчитанных значений построена зависимость энергии активации от доли серы в тонких пленках (рис. 4, вставка).

Согласно [27], энергетические уровни с рассчитанной глубиной залегания обусловлены главным образом $5p$ -электронами Sb с $3p$ -электронами S и/или $4p$ -электронами Se . При увеличении доли серы в образцах $3d$ -электроны S также вносят значительный вклад в плотность состояний, что приводит к увеличению числа уровней в запрещенной зоне и, как следствие, росту энергии активации. Аналогичная тенденция наблюдается в настоящей работе.

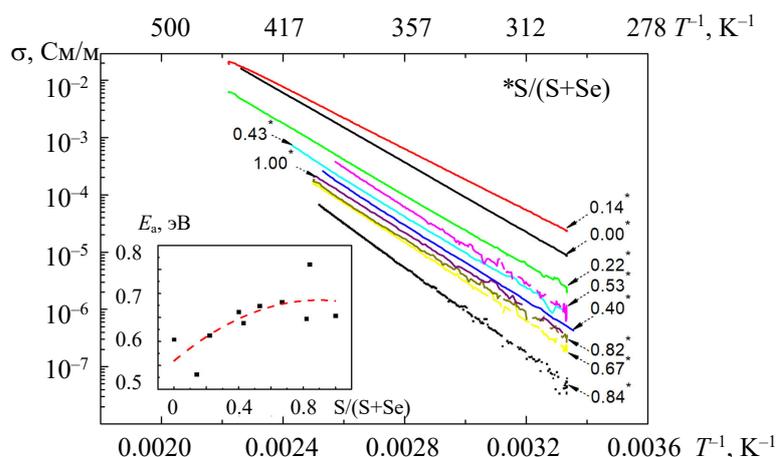


Рис. 4. Температурная зависимость удельной электропроводности пленок $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$ в координатах Аррениуса; на вставке — зависимость энергии активации проводимости тонких пленок $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$ от доли серы

Заключение. Методом спектроскопии оптического отражения и пропускания определены ширины запрещенной зоны и энергии Урбаха тонких пленок $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$, полученных методом вакуумного осаждения при различных соотношениях селена и серы. Ширина запрещенной зоны исследованных пленок для прямых оптических переходов изменяется от ~ 1.1 до ~ 1.7 эВ при увеличении соотношения $\text{S}/(\text{S}+\text{Se})$ от 0 до 1, при этом энергия Урбаха достаточно мала (0.16—0.35 эВ), что свидетельствует о низкой дефектности пленок. Из температурных зависимостей электрического сопротивления установлено наличие глубоких уровней в запрещенной зоне синтезированных тонких пленок с энергией активации электропроводности, возрастающей от ~ 0.6 до ~ 0.7 эВ с увеличением доли серы. Возможность вариации ширины запрещенной зоны в области максимальной эффективности фотоэлектропреобразования согласно теории Шокли—Квиссера и достаточно резкий край поглощения согласно критерию Урбаха свидетельствуют о потенциале тонких пленок $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$ для создания эффективных солнечных элементов. Для полной концентрации солнечного излучения оптимальное соотношение элементов $\text{S}/(\text{S}+\text{Se})$ для поглощающего слоя $\text{Sb}_2(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_3$ составляет 0—0.1 ($E_g \sim 1.1$ эВ), а для нормальной концентрации — 0.3—0.4 ($E_g \sim 1.3$ эВ).

Работа выполнена при поддержке Министерства инновационного развития Республики Узбекистан (грант № МРБ-2021-540) и Государственного комитета по науке и технологиям Республики Беларусь (грант № Ф21УЗБГ-022).

- [1] M. A. Green, E. D. Dunlop, J. Hohl-Ebinger, M. Yoshita, N. Kopidakis, X. Hao. *Prog. Photovolt.: Res. Appl.*, **31** (2023) 3—16, <https://doi.org/10.1002/pip.3646>
- [2] Photovoltaics report Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems, ISE with support of PSE Projects GmbH [Online], <https://www.ise.fraunhofer.de/content/dam/ise/de/documents/publications/studies/Photovoltaics-Report.pdf>. [Accessed: Nov. 12, 2023]
- [3] T. M. Razykov, C. S. Ferekides, D. Morel, E. Stefanakos, H. S. Ullal, H. M. Upadhyaya. *Solar Energy*, **85** (2011) 1580—1608, <https://doi.org/10.1016/j.solener.2010.12.002>
- [4] Y. Cao, C. Wang, B. Li, K. Zhang, X. Xu, J. Hu, X. Chen. *Jap. J. Appl. Phys.*, **50** (2011) 125001, <https://doi.org/10.1143/JJAP.50.125001>
- [5] X. Wang, R. Tang, Ch. Wu, Ch. Zhu, T. Chen. *J. Energy Chem.*, **27** (2018) 713—721, <https://doi.org/10.1016/j.jechem.2017.09.031>
- [6] A. Mavlonov, T. Razykov, F. Raziq, J. Gan, J. Chantana, Y. Kawano, T. Nishimura, H. Wei, A. Zakutayev, T. Minemoto, X. Zu, S. Li, L. Qiao. *Solar Energy*, **201** (2020) 227—246, <https://doi.org/10.1016/j.solener.2020.03.009>
- [7] Y. Zhou, L. Wang, S. Chen, S. Qin, X. Liu, J. Chen, D.-J. Xue, M. Luo, Y. Cao, Y. Cheng, E. H. Sargent, J. Tang. *Nature Photon.*, **9** (2015) 409—415, <https://doi.org/10.1038/nphoton.2015.78>

- [8] **B. Yang, S. Qin, D. Xue, L. Jiang, R. Tang, Ch. Jiang, Ch. Wu, D. Gao, X. Wang, F. Fang, Ch. Zhu, T. Chen.** *Prog. Photovolt.: Res. Appl.*, **25** (2017) 113—122, <https://doi.org/10.1002/pip.2819>
- [9] **X. Hu, J. Tao, R. Wang, Y. Wang, Y. Pan, G. Weng, X. Luo, Sh. Chen, Z. Zhu, J. Chu, H. Akiyama.** *J. Power Sources*, **493** (2021) 229737, <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2021.229737>
- [10] **X. Wang, R. Tang, Ch. Jiang, W. Lian, H. Ju, G. Jiang, Zh. Li, Ch. Zhu, T. Chen.** *Adv. Energy Mater.* (2020) 2002341, <https://doi.org/10.1002/aenm.202002341>
- [11] **X. Liu, X. Xiao, Y. Yang, D. J. Xue, D. B. Li, Ch. Chen, Sh. Lu, L. Gao, Y. He, M.C. Beard, G. Wang, Sh. Chen, J. Tang.** *Prog. Photovolt.: Res. Appl.*, **25**, N 10 (2017) 861—870, <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2023.110107>
- [12] **F. I. Mustafa, S. Gupta, N. Goyal, S. K. Tripathi.** *J. Optoelectron. Adv. Mater.*, **11**, N 12 (2019) 2019—2023
- [13] **Mamta, Y. Singh, K. K. Maurya, V. N. Singh.** *Solar Energy Mater. Solar Cells*, **230** (2021) 111223, <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2021.111223>
- [14] **T. M. Razykov, A. Kh. Shukurov, K. M. Kuchkarov, B. A. Ergashev, R. R. Khurramov, J. G. Bekmirzoyev, A. A. Mavlonov.** *Appl. Solar Energy*, **55** (2019) 376—379, <https://doi.org/10.3103/S0003701X19060094>
- [15] **T. M. Razykov, K. M. Kuchkarov, M. S. Tivanov, B. A. Ergashev, R. Khurramov, D. Z. Isakov, A. Olimov, D. S. Baiko, N. I. Polyak, O. V. Korolik, S. D. Sharipov.** *Appl. Solar Energy*, **58**, N 4 (2022) 461—465, <https://doi.org/10.3103/S0003701X22040132>
- [16] **G.-X. Liang, X.-H. Zhang, H.-L. Ma, J.-G. Hu, B. Fan, Zh.-K. Luo, Zh. H. Zheng, J. T. Luo, P. Fan.** *Solar Energy Mater. and Solar Cells*, **160** (2017) 257—262, <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.10.042>
- [17] **O. S. Hutter, L. J. Phillips, P. J. Yates, J. D. Major, K. Durose.** *IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC)* (2018) 0027—0031, <https://doi.org/10.1109/PVSC.2018.8547653>
- [18] **X. Liu, J. Chen, M. Luo.** *Appl. Mater. Interfaces*, **6** (2014) 10687—10695, <https://doi.org/10.1021/am502427s>
- [19] **Y. H. Kwon, Y. B. Kim, M. Jeong, H. W. Do, H. K. Cho, J. Y. Lee.** *Solar Energy Mater. and Solar Cells*, **172** (2017) 11—17, <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.07.004>
- [20] **H. M. Pathan, Ch. D. Lokhande.** *Bull. Mater. Sci.*, **27**, N 2 (2004) 85—111, <https://doi.org/10.1007/BF02708491>
- [21] **A. Kulkarni, S. Arote, H. Pathan, R. S. Patil.** *Mater. Renewable and Sust. Energy*, **4**, N 1 (2015), <https://doi.org/10.1007/s40243-015-0058-5>
- [22] **Y. Zhou, M. Leng, Z. Xia, J. Zhong, H. Song, X. Liu, B. Yang, Ju. Zhang, J. Chen, K. Zhou, J. Han, Y. Cheng, J. Tang.** *Adv. Energy Mater.*, **4** (2014) 1301846, <https://doi.org/10.1002/aenm.201301846>
- [23] **M. D. Khan, M. Aamir, M. Sohail, M. Sher, J. Akhtar, M. A. Malik, N. Revaprasadu.** *Solar Energy*, **169** (2018) 526, <https://doi.org/10.1016/j.solener.2018.05.026>
- [24] **L. Wang, D.-B. Li, K. Li, C. Chen, Ch. Chen, H.X. Deng, L. Gao, Y. Zhao, F. Jiang, L. Li, Fe. Huang, Y. He, H. Song, G. Niu, J. Tang.** *Nature Energy*, **2**, N 4 (2017) 17046, <https://doi.org/10.1038/nenergy.2017.46>
- [25] **D. K. Schroder.** *Semiconductor Material and Device Characterization*, John Wiley & Sons, New York, (1990)
- [26] **B. Yang, D.-J. Xue, M. Leng, J. Zhong, L. Wang, H. Song, Y. Zhou, J. Tang.** *Sci. Rep.*, **5** (2015) 10978, <https://doi.org/10.1038/srep10978> (2015)
- [27] **T. Jiménez, C. I. León-Pimentel, Di Seuret-Jiménez, M. Courel.** *General Chem.*, **5**, N 2 (2019) 180029, <https://doi.org/10.21127/yaoyigc20180029>
- [28] **M. Tivanov, A. Moskalev, I. Kaputskaya, P. Zukowski.** *Przeegląd Elektrotechniczny*, **92**, N 8 (2016) 85—87, <https://doi.org/10.15199/48.2016.08.23>
- [29] **F. Urbach.** *Phys. Rev. J.*, **92** (1953) 1324, <https://doi.org/10.1103/PhysRev.92.1324>