

Фоточувствительные тонкопленочные барьеры Шоттки

In/p-Pb_xSn_{1-x}S: создание и свойства

© В.Ф. Гременок[¶], В.Ю. Рудь^{*¶}, Ю.В. Рудь⁺, С.А. Башкиров, В.А. Иванов

Государственное научно-производственное объединение „Научно-практический центр Национальной академии наук Республики Беларусь по материаловедению“, 220072 Минск, Республика Беларусь

* Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, 195251 Санкт-Петербург, Россия

⁺ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 12 января 2011 г. Принята к печати 21 января 2011 г.)

Методом „горячей стенки“ при температурах подложки 210–330°С получены тонкие пленки Pb_xSn_{1-x}S. Исследованы микроструктура, элементный состав, морфология и электрические характеристики пленок. На основе полученных пленок впервые созданы фоточувствительные барьеры Шоттки In/p-Pb_xSn_{1-x}S. Исследованы спектры фоточувствительности этих структур, из которых определены характер межзонных переходов и значения ширины запрещенной зоны. Сделан вывод о возможностях применения тонких поликристаллических пленок Pb_xSn_{1-x}S в фотопреобразователях солнечного излучения.

1. Введение

Анализ современных мировых энергетических проблем показывает, что производство электроэнергии с использованием возобновляемых источников и, в частности, фотоэлектрических солнечных преобразователей (ФСП) должно играть все более важную роль в энергетике в связи с систематическим удорожанием традиционных энергоресурсов [1]. Солнечная энергетика в текущий период уже продемонстрировала свою экономическую жизнеспособность благодаря постоянному улучшению параметров ФСП и в первую очередь преобразователей на основе кристаллического и аморфного кремния.

Хотя эффективность кремниевых ФСП уже близка к достижению своего теоретического предела, их стоимость все еще остается достаточно высокой, а сроки окупаемости слишком велики, чтобы эти преобразователи могли конкурировать с традиционными источниками энергии на открытом рынке [1,2]. Реальной альтернативой кремниевых ФСП остаются только солнечные элементы на основе прямозонных алмазоподобных полупроводников с высоким оптическим поглощением. При использовании тонких пленок прямозонных полупроводников, обладающих высоким коэффициентом оптического поглощения, снижается не только расход материалов на изготовление ФСП, но и требования к их совершенству и чистоте [2].

Исторически, в качестве прямозонных полупроводников с высоким коэффициентом поглощения в тонкопленочных элементах применялись материалы со структурой халькопирита, такие как Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS), или со структурой сфалерита (CdTe). Хотя эффективность

устройств на основе CIGS весьма высокая и достигла 20.1% для лабораторных солнечных элементов [3], необходимость широкого использования редкого в природе элемента индия ограничивает их долю в мировом производстве электроэнергии на уровне порядка 1% [4]. Эффективность лабораторных солнечных элементов на основе CdTe достигает 15% [5], однако его широкое применение невозможно ввиду высокой токсичности кадмия. Таким образом, возникла необходимость отбора прямозонных тонкопленочных полупроводников с высоким коэффициентом поглощения на основе:

- экономически приемлемых,
- широко распространенных в природе,
- нетоксичных материалов.

Систематическое изучение потенциала применения в ФСП различных неорганических соединений показало, что многие сульфиды характеризуются оптической шириной запрещенной зоны, приемлемой для тонкопленочных фотовольтаических устройств [6]. Так, сульфид олова имеет ширину запрещенной зоны (E_G^d) для прямых переходов порядка 1.3 эВ [7], что близко к оптимальной теоретической оценке для эффективного преобразования солнечной энергии в электрическую на однопереходных солнечных элементах [8]. J.J. Loferski показал, что при использовании SnS в качестве поглощающего слоя в ФСП теоретически может быть достигнута эффективность до 24% [9], что сопоставимо с результатами, полученными в настоящее время на кремниевых элементах и CIGS. На практике, однако, максимальная эффективность, полученная для солнечных элементов на основе SnS, пока составила ~ 1.3% [10].

Сульфид олова относится к классу полупроводников A^{IV}B^{VI} и характеризуется орторомбической кристаллической структурой (структурный тип GeS, пространственная группа *Pbnm*). Для SnS характерна проводимость преимущественно *p*-типа [11–13], однако встре-

[¶] E-mail: gremenok@ifitp.bas-net.by

^{¶¶} E-mail: rudvas.spb@gmail.com.

чаются сообщения о получении пленок SnS *n*-типа проводимости [14]. Кристаллическая структура SnS представлена параллельными атомными слоями, связанными между собой только силами Ван-дер-Ваальса [15]. В связи с этим на поверхности кристаллов SnS отсутствуют незаполненные электронные уровни и не обнаруживается пиннинг уровня Ферми, благодаря чему SnS можно использовать для создания *p-n*-переходов и гетеропереходов с высоким совершенством межслоевого интерфейса [16]. Среди достоинств SnS отметим также низкую стоимость компонент этого соединения, которая определяется широкой распространенностью олова и серы в природе.

Для получения тонких поликристаллических пленок SnS ранее применялся ряд таких методов, как например сульфидизация [17,18], соиспарение [19], распыление пучком электронов [20], спрей-пиролиз [21] и другие, однако наиболее дешевым и простым в исполнении оказался метод термического вакуумного испарения, применение которого для получения пленок SnS описано в работах [22–25]. Среди недостатков данного метода отмечается неоднородность пленок по площади, а также необходимость последующего длительного отжига полученных пленок. В качестве решения указанных проблем предлагается использование метода „горячей стенки“ [26]. Использование данного метода приближает условия формирования пленки к условиям термодинамического равновесия, что позволяет получать однородные по толщине и площади однофазные пленки с заданными требованиями по совершенству и составу без последующего отжига. Ранее сообщалось о получении методом „горячей стенки“ тонких пленок твердых растворов состава Pb_xSn_{1-x}S [27,28]. Описание получения пленок Pb_xSn_{1-x}S и SnS методом „горячей стенки“ и исследование физических свойств полученных пленок уже нашли отражение в докладах последних международных конференций [29,30].

В данной статье представлено получение тонких пленок Pb_xSn_{1-x}S методом „горячей стенки“ и впервые приведено получение и исследование фоточувствительных тонкопленочных барьеров Шоттки In/p-Pb_xSn_{1-x}S.

2. Методика эксперимента

В качестве исходного материала для выращивания пленок использовались поликристаллические слитки Pb_xSn_{1-x}S, синтезированные из чистых олова, серы и свинца методом их прямого сплавления. Для проведения синтеза была приготовлена стехиометрическая (с точностью до $5 \cdot 10^{-4}$ г) смесь чистых веществ Pb, Sn и S (чистота 99,999 вес%), которая была помещена и запаяна в стеклянной ампуле при давлении 10^{-3} Торр. Ампула помещалась в электрическую печь, нагреваемую со скоростью $25^\circ\text{C}/\text{ч}$ до 450°C , и выдерживалась для обеспечения однородности при этой температуре в течение 7 дней, а затем при температуре 700°C в течение

еще 10 дней. После этого ампула с полученным поликристаллическим Pb_xSn_{1-x}S охлаждалась до комнатной температуры со скоростью $\sim 20^\circ\text{C}/\text{ч}$.

Осаждение Pb_xSn_{1-x}S методом „горячей стенки“ осуществлялось с использованием кварцевой трубки диаметром 1,2 см, внутри которой происходил перенос паров от источника вещества (порошка Pb_xSn_{1-x}S) к подложке. В качестве подложек использовалось стекло марки CORNING 7059. Трубка и подложка, помещенные на расстоянии 1 мм от открытого края трубки, нагревались независимо. Предварительно подложки были химически очищены, промыты дистиллированной водой и высушены сжатым воздухом. Напыление пленок производилось при давлении $5 \cdot 10^{-4}$ Па и температуре стенок трубки 550°C . Температура подложек варьировалась в интервале $T_S = 210\text{--}330^\circ\text{C}$.

Кристаллическая структура и фазовый состав полученных пленок исследовались методом рентгеноструктурного анализа с использованием дифрактометра Siemens D-5000 на излучении CuK α ($\alpha = 1.5418 \text{ \AA}$) с изменением угла 2Θ в диапазоне от 10 до 100° и шагом 0.01° . Для определения калибровочных поправок значений 2Θ использовался кремниевый эталон. Анализ фазового состава производился с использованием базы Joint Committee on Powder Diffraction Standard (JCPDS). Элементный состав пленок исследовался методом рентгеноспектрального микроанализа с дисперсией по энергии (PCM) с использованием сканирующего электронного микроскопа JEOL 6400 (погрешность не более 2 ат%, чувствительность 0.1 ат%). Морфология пленок исследовалась методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием указанного электронного микроскопа. Оптические характеристики полученных пленок определялись по спектрам пропускания, измеренным в диапазоне от 400 до 2500 нм с использованием спектрометра SPECORD PC 210 UV-VIS со спектральным разрешением ~ 5 нм.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

3.1. Полученные пленки Pb_xSn_{1-x}S были серого цвета, не содержали трещин и плотно покрывали поверхность подложки. Рассчитанная по данным SEM толщина пленок составляла от 0.5 до 2.7 мкм. Влияние температуры подложки и концентрации свинца на кристаллическую структуру и фазовый состав пленок было исследовано методом рентгеноструктурного анализа с использованием карточки PDF 44-1437 (тиллит). Полученные материалы являлись однофазными с орторомбической кристаллической структурой. Все пленки характеризовались высокой степенью преимущественной ориентации вдоль направления [001], в связи с чем наблюдалась высокая интенсивность рефлекса плоскости (004) (рис. 1). По результатам анализа методом наименьших квадратов

была установлена линейная зависимость между параметрами элементарной ячейки и элементным составом пленок $Pb_xSn_{1-x}S$:

$$\begin{aligned} a &= 4.333 - 0.0745x \text{ \AA}, & b &= 3.977 + 0.1435x \text{ \AA}, \\ c &= 11.219 + 0.4402x \text{ \AA}. \end{aligned} \quad (1)$$

Согласно представленным соотношениям, значение параметра a уменьшается при увеличении содержания свинца в пленках, в то время как параметры b и c увеличиваются, что согласуется с известными данными для поликристаллических твердых растворов герценбритиллит [31]. Влияние температуры подложки на значения параметров элементарной ячейки, как показали результаты, незначительно.

Основываясь на результатах рентгеноспектрального микроанализа (РСМ), можно считать, что полученные пленки не содержали посторонних элементов в пределах чувствительности метода.

Исследования морфологии пленок $Pb_xSn_{1-x}S$ также показали, что полученные пленки образованы плотно упакованными и хорошо „сцепленными“ между собой плоскими ромбическими кристаллитами размером до 1.5 мкм. Средний размер кристаллитов увеличивался с ростом температуры подложки. На рис. 2 представлены типичные электронные микрофотографии поверхности (рис. 2, *a*) и скола (рис. 2, *b*) пленок $Pb_xSn_{1-x}S$, полученных при температуре подложек 300°C. На приводимых микрофотографиях хорошо видно, что кристаллиты $Pb_xSn_{1-x}S$ ориентированы преимущественно параллельно плоскости подложки. Данный результат подтверждает сделанные по рентгенограммам пленок выводы о их высокой степени преимущественной ориентации.

3.2. Как было установлено по результатам определения знака термоэдс пленок в окрестности комнатной температуры $T = 300$ К, в отсутствие преднамеренного легирования посторонними примесями пленки обнаруживают только дырочный тип проводимости. Как видно из таблицы, удельное сопротивление ρ пленок $Pb_xSn_{1-x}S$, выращенных при температурах $T_s = 210\text{--}330^\circ\text{C}$, изменяется в широких пределах, $12\text{--}680 \Omega \cdot \text{см}$ ($T = 300$ К), причем эти изменения не имеют выраженной связи с температурой процесса осаждения.

Для создания первых фоточувствительных структур на полученных пленках $Pb_xSn_{1-x}S$ были поставлены эксперименты по созданию поверхностно-барьерных структур, и по аналогии с родственными многокомпонентными фазами в качестве первого вещества для барьерного контакта был использован чистый металлический индий [32]. Индий наносился на постростовую зеркальную поверхность пленок $p\text{-}Pb_xSn_{1-x}S$ путем вакуумного термического испарения ($t_1 \approx 1\text{--}2$ мкм). Высокое качество наружных постростовых плоскостей пленок $p\text{-}Pb_xSn_{1-x}S$ на стеклянной подложке не требовало каких-либо доработок по улучшению их совершенства и при этом пленки обладали высокой адгезией по отношению к поверхности стеклянных подложек.

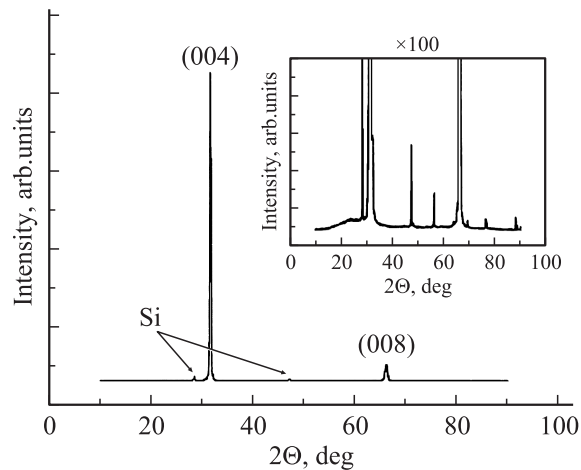


Рис. 1. Рентгенограмма пленки $Pb_{0.02}Sn_{0.98}S$, выращенной при $T_s = 300^\circ\text{C}$.

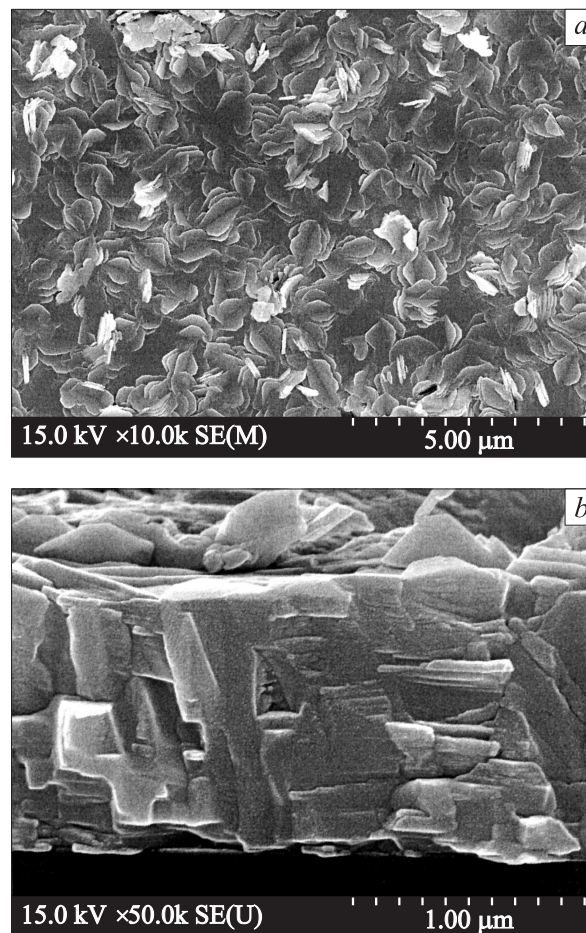


Рис. 2. Электронные микрофотографии поверхности (*a*) и поперечного сечения (*b*) пленок $Pb_{0.02}Sn_{0.98}S$, выращенных при $T_s = 300^\circ\text{C}$.

В качестве омических контактов к нанесенным на стеклянную подложку гомогенным пленкам $p\text{-}Pb_xSn_{1-x}S$ пригодной оказалась серебряная паста. Средние раз-

Свойства пленок p-Pb_xSn_{1-x}S и поверхностно-барьерных структур In/p-Pb_xSn_{1-x}S при T = 300 К

Образец	Пленки Pb _x Sn _{1-x} S				Структуры In/p-Pb _x Sn _{1-x} S						
	x	T _s , °C	t ₁ , мкм	ρ, Ω·см	S _V ^m , В/Br	hω ^m , эВ	δ, эВ	s, эВ ⁻¹	E _G ^(d*) , эВ	E _G ^{ind} , эВ	E _G ^d , эВ
1	0	300	0.5	350	200	1.56	> 1.56	19.2	1.29, 1.58	1.16	1.22
2	0	220	0.7	12	45	1.3–3.5	> 1.8	16.4	1.30	1.04	1.14
3	0.02	210	1.7	110	60	2.35	> 1.5	16.4	1.31	1.15	1.3
4	0.01	330	2.7	680	160	1.9–3.0	1.9	26	1.32, 1.60	1.20	1.32

меры созданных структур In/p-Pb_xSn_{1-x}S составили ~ 5 × 5 мм. Из стационарных вольт-амперных характеристик следует, что все исследованные структуры In/p-Pb_xSn_{1-x}S обладают четким выпрямлением с коэффициентом выпрямления K ≤ 5 при напряжениях смещения U < 10 В и T = 300 К. Пропускное направление в структурах In/p-Pb_xSn_{1-x}S, полученных вакуумным термическим осаждением индия на естественную пористую поверхность пленок p-Pb_xSn_{1-x}S, соответствует отрицательной полярности внешнего источника тока на барьерном контакте.

3.3. В случае освещения первых структур In/p-Pb_xSn_{1-x}S был обнаружен фотовольтаический эффект. Фоточувствительность в этих структурах, как правило, доминирует при их освещении со стороны тонкопленочного барьерного контакта. Максимальная вольтовая фоточувствительность S_V^m для ряда типичных структур приведена в таблице. Следует отметить, что с ростом температуры осаждения пленок Pb_xSn_{1-x}S величина S_V^m проявляет тенденцию к увеличению. На основании исследований было показано, что барьерный In-контакт в созданных структурах In/p-Pb_xSn_{1-x}S всегда заряжается отрицательно и его знак нечувствителен к локализации светового зонда на поверхности структур, а также к энергии и интенсивности падающих фотонов в пределах всего диапазона фоточувствительности. Эти закономерности служат основанием для того, чтобы наблюдаемую фоточувствительность приписать процессам разделения фотогенерированных пар электрическим полем гетероконтакта In/p-Pb_xSn_{1-x}S.

Типичные для созданных структур In/p-Pb_xSn_{1-x}S спектральные зависимости относительной квантовой эффективности фотообразования η(hω) при их освещении со стороны пленки индия и подложки представлены на рис. 3 (кривые 1–5 и вставка). Из спектров η(hω) (рис. 3, кривые 1–5) следует, что уже первые структуры In/p-Pb_xSn_{1-x}S при освещении со стороны индиевого барьера проявили максимальную фоточувствительность в широком диапазоне энергий 1.3–3 эВ (см. таблицу, образец 2) и полная ширина полосы максимальной фоточувствительности в таких образцах на ее полувысоте также достигает достаточно высоких значений δ ≈ 1.8–1.9 эВ (см. таблицу, образцы 2 и 4). Из спектров η(hω) (рис. 3, кривые 1, 4 и 5) хорошо видно, что созданные барьерные структуры обеспечивают возмож-

ность подавления влияния поверхностной рекомбинации вплоть до 3.5 эВ. При переходе к освещению полученных поверхностно-барьерных структур со стороны пленок Pb_xSn_{1-x}S спектры η(hω) становятся узкополосными (δ ≈ 0.12 эВ, рис. 3, кривая 2), что связано с удалением слоя фотогенерированных пар по мере увеличения hω от

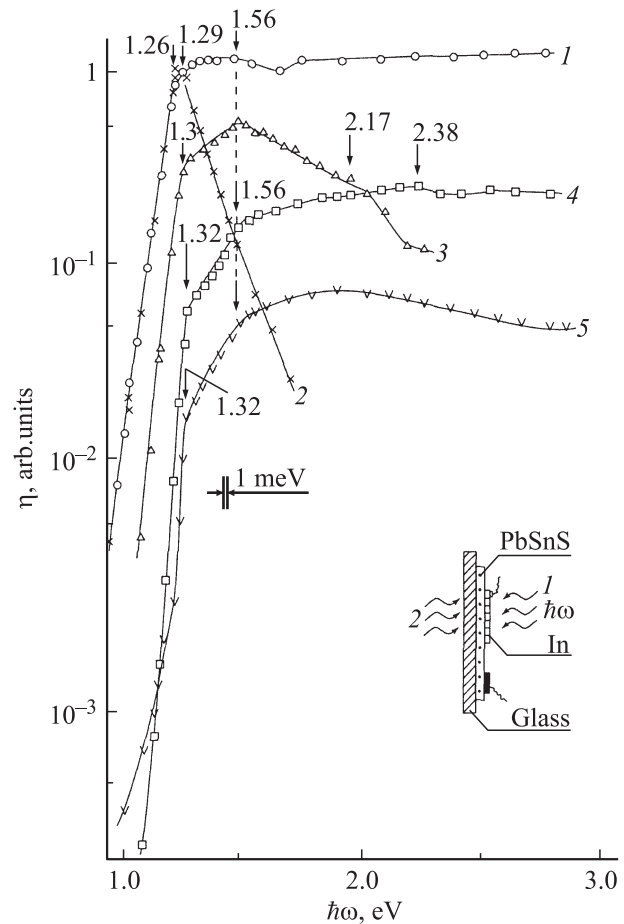


Рис. 3. Спектральные зависимости относительной квантовой эффективности фотообразования поверхностно-барьерных структур In/p-Pb_xSn_{1-x}S (образцы: 2 — кривые 1 и 2, 1 — кривая 3, 3 — кривая 4, 4 — кривая 5). На вставке — схема освещения и конструкция структур. T = 300 К. Стрелками у кривых обозначено энергетическое положение спектральных особенностей. Кривые 1–5 для исключения наложения смещены вдоль оси ординат. Цифры 2 и 1 на вставке соответствуют кривым 2 и 1 на рис. 3.

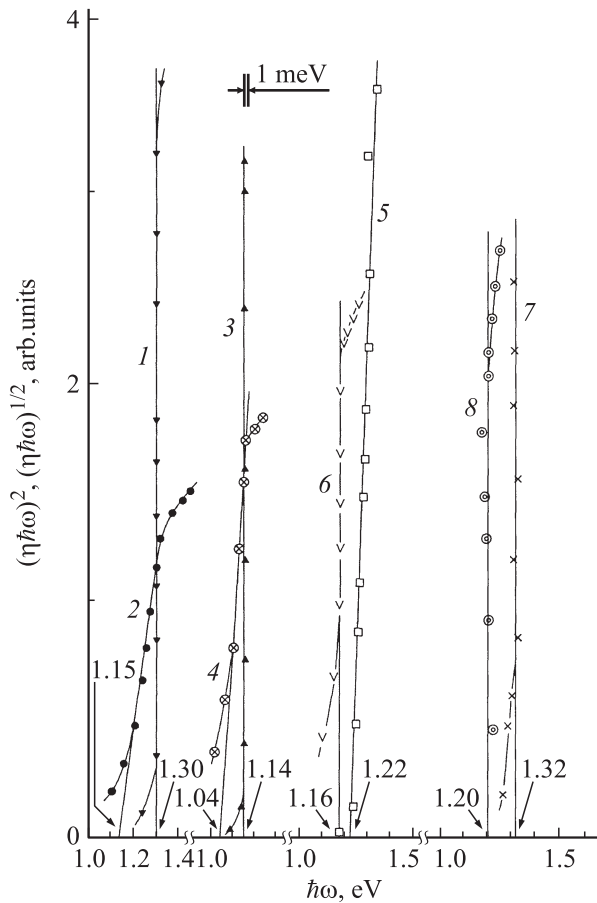


Рис. 4. Спектральные зависимости $(\eta\hbar\omega)^2 = f(\hbar\omega)$ — кривые 1, 3, 5 и 7 и $(\eta\hbar\omega)^{1/2} = f(\hbar\omega)$ — кривые 2, 4, 6 и 8 для структур $\text{In}/p\text{-Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$. $T = 300$ К. Показатель состава x : кривые 1, 2 — 0.98, 3–6 — 1 и 7, 8 — 0.987.

активной области структуры $\text{In}/p\text{-Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ на расстояния, превышающие длину диффузионного смещения фотогенерированных пар, что в конечном счете и приводит к спаду величины η (рис. 3, кривая 2 при $\hbar\omega > 1.26$ эВ).

В случае освещения структур $\text{In}/p\text{-Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ со стороны индиевого барьера во всех полученных структурах при $\hbar\omega > 1$ эВ наступает резкий экспоненциальный рост η , который вблизи $\hbar\omega \approx 1.3$ эВ проявляет четкий излом, достигая насыщения (рис. 3, кривая 1), или же при $\hbar\omega \approx 1.56$ эВ проявляется новый излом в спектре $\eta(\hbar\omega)$, который с дальнейшим смещением энергии падающих фотонов в коротковолновую область продолжает оставаться на уровне максимальной фоточувствительности (кривые 1, 4, 5), в то время как в случае кривой 3 происходит сравнительно небольшой спад η . В последнем случае, по-видимому, можно полагать, что из-за ухудшения свойств интерфейса усиливается влияние поверхностной рекомбинации. В целом длинноволновый экспоненциальный рост фоточувствительности при $\hbar\omega > 1$ эВ в исследованных структурах на тонких пленках $p\text{-Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ на основании высоких значений крутизны спектров фоточувствительности $s = \delta(\ln \eta)/\delta(\hbar\omega)$

(таблица, [33]) и четкого излома в спектрах $\eta(\hbar\omega)$ в окрестности $\hbar\omega \approx 1.3$ эВ может быть связан с минимальными прямыми межзонными переходами электронов в анизотропных полупроводниках из состояний потолка верхней валентной зоны в минимум нижней зоны проводимости $\Gamma_7(\Gamma_6) \rightarrow \Gamma_7$, тогда как дальнейший рост η с выраженным изломом в области $\hbar\omega \approx 1.56$ эВ может быть отнесен к переходам электронов из отщепленной анизотропным кристаллическим полем валентной зоны в минимум зоны проводимости $\Gamma_6 \rightarrow \Gamma_7$ [34].

Отсутствие на данный период ориентированных монокристаллических образцов твердых растворов $\text{Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ пока препятствует применению продуктивных в таких случаях методик поляризационной спектроскопии фотоактивного поглощения [35]. Применяв правило Гартнера к полученным в данной работе первым спектрам фотоактивного поглощения, нами сделана также первая оценка энергии прямых межзонных переходов $E_G^{(d*)}$ в твердых растворах $\text{Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$, которая приводится в таблице.

Наряду с этим для оценки характера и энергии межзонных переходов в пленках $\text{Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ был использован также традиционный подход, основанный на анализе формы экспериментальных спектров краевого фотоактивного поглощения барьеров $\text{In}/p\text{-Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ (рис. 4) с позиций теории фундаментального оптического поглощения в полупроводниках [36,37]. Этот анализ показывает, что краевое фотоактивное поглощение в пленках $p\text{-Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ формируется непрямыми E_G^{ind} и прямыми E_G^{d} межзонными переходами. В таблице приведены результаты этих оценок, полученных путем экстраполяции линейных зависимостей $(\eta\hbar\omega)^2$ и $(\eta\hbar\omega)^{1/2} = f(\hbar\omega)$ к нулю (рис. 4).

Следует также заметить, что важное значение в дальнейшей интерпретации электронного спектра анизотропных полупроводников $\text{Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ могут иметь работы по обнаружению фотоплекроизма в ориентированных необходимым образом монокристаллах и пленках этих материалов.

4. Заключение

Таким образом, в представленной работе на основе тонких пленок $\text{Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ впервые получены фоточувствительные поверхностно-барьерные структуры и проведены первые исследования их фотоэлектрических свойств. В результате анализа полученных в данной работе первых спектров фоточувствительности $\text{In}/p\text{-Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{S}$ определены значения ширины запрещенной зоны и установлен характер межзонных переходов, а также сделан вывод о возможностях применений нового материала и фоточувствительных структур на его основе в качестве тонкопленочных фотопреобразователей солнечного излучения.

Исследования выполнены при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований.

Список литературы

- [1] D. Bonnet, P. Meyers. *J. Mater. Res.*, **13**, 2740 (1998).
- [2] M.Y. Versavel, J.A. Haber. *Thin Sol. Films* **515**, 5767 (2007).
- [3] M.A. Green, K. Emery, Y. Hishikawa, W. Warta. *Progr. Photovolt.: Res. Appl.*, **18**, 346 (2010).
- [4] B.A. Anderson. *Progr. Photovolt.: Res. Appl.*, **8**, 61 (2000).
- [5] K. Matsune, H. Oda, T. Toyama, H. Okamoto, Y. Kudriavtsev, R. Asomoza. *Sol. Energy Mater. Solar Cells*, **90**, 18 (2006).
- [6] H. Dittrich, D.J. Vaughan, R.A.D. Patrick, S. Graeser, M. Lux-Steiner, R. Kunst, D. Lincot (eds). *Proc 13th Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf.* (Nice, France, October 23–27, 1995) p. 1299.
- [7] K.N. Reddy, K. Ramesh, R. Ganesan, R.K.T. Reddy, K.R. Gunasekhar, E.S.R. Gopal. *Appl. Phys. A*, **83**, 133 (2006).
- [8] A. Luque, A. Marti. *Handbook of Photovoltaic Science and Engineering* (John Wiley and Sons Ltd., Chichester, West Sussex, England, 2003).
- [9] J.J. Loferski. *J. Appl. Phys.*, **27**, 777 (1956).
- [10] K.T.R. Reddy, N.K. Reddy, R.W. Miles. *Sol. Energy Mater. Solar Cells*, **90**, 3041 (2006).
- [11] W. Albers, C. Haas, H.J. Vink, J.D. Wasscher. *J. Appl. Phys.*, **32**, 2220 (1961).
- [12] A. Rau. *J. Phys. Chem. Sol.*, **27**, 761 (1966).
- [13] H.A. Lichanot, S. Gromb. *J. Chem. Phys. et Phys.-Chem. Biol.*, **67**, 1239 (1970).
- [14] M. Devika, N. Koteeswara Reddy, D. Sreekantha Reddy, S. Venkatramana Reddy, K. Ramesh, E.S.R. Gopal, K.R. Gunasekhar, V. Ganesan, Y.B. Hahn. *J. Phys.: Condens. Matter*, **19**, 306 003 (2007).
- [15] A. Ghazali, Z. Zainal, M.Z. Hussein, A. Kassim. *Sol. Energy Mater. Solar Cells*, **55**, 237 (1998).
- [16] B. Subramanian, C. Sanjeeviraja, M. Jayachandran. *Sol. Energy Mater. Solar Cells*, **79**, 57 (2003).
- [17] M. Sugiyama, K. Miyauchi, T. Minemura, K. Ohtsuka, K.I. Noguchi, H.I. Nakanishi. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **47**, 4494 (2008).
- [18] E.P. Zaretskaya, V.F. Gremenok, V.A. Ivanov, S.A. Bashkirov, V.B. Zalesski, B.I. Kovalevski. *Proc. EPSEC-24*, Hamburg, Germany, 21–25 September (2009) p. 262.
- [19] A. Ortiz, J.C. Alonso, M. Garcia, J. Toriz. *Semicond. Sci. Technol.*, **11**, 243 (1996).
- [20] A. Tanuševski, D. Poelman. *Sol. Energy Mater. Solar Cells*, **80**, 297 (2003).
- [21] N.K. Reddy, K.T.R. Reddy. *Thin Sol. Films*, **325**, 4 (1998).
- [22] M. Devika, K.T.R. Reddy, N.K. Reddy, K. Ramesh, R. Ganesan, E.S.R. Gopal, K.R. Gunasekhar. *J. Appl. Phys.*, **100**, 023 518 (2006).
- [23] M. Devika, N.K. Reddy, K. Ramesh, K.R. Gunasekhar, E.S.R. Gopal, K.T.R. Reddy. *Semicond. Sci. Technol.*, **21**, 1125 (2006).
- [24] M. Devika, N.K. Reddy, D.S. Reddy, S.V. Reddy, K. Ramesh, E.S.R. Gopal, K.R. Gunasekhar, V. Ganesan, Y.B. Hahn. *J. Phys.: Condens. Matter*, **19**, 306 003 (2007).
- [25] M. Devika, N.K. Reddy, K. Ramesh, V. Ganesan, E.S.R. Gopal, K.T.R. Reddy. *Appl. Surf. Sci.*, **253**, 1673 (2006).
- [26] A. Lopez-Otero. *Thin Sol. Films*, **49**, 3 (1978).
- [27] D.M. Unuchak, K. Bente, G. Kloess, W. Schmitz, V.F. Gremenok, V.A. Ivanov, V. Ukhov. *Phys. Status Solidi C*, **6**, 1191 (2009).
- [28] D.M. Unuchak, K. Bente, V.A. Ivanov, V.F. Gremenok. *Cryst. Res. Technol.*, **1–4**, / DOI 10.1002/crat.201000440 (2010).
- [29] K. Bente, D.M. Unuchak, V.F. Gremenok, V.A. Ivanov, S.A. Bashkirov. *Proc. EPSEC-25*, Valencia, Spain, 6–10 September (2010).
- [30] V. Gremenok, D. Unuchak, V. Lazenka, K. Bente, V. Ivanov, S. Bashkirov, I. Tashlykov, A. Turovets. *Proc. ICTMC17*, Baku, Azerbaijan, 27–30 September (2010) p. 24.
- [31] K. Hayashi, A. Kitakaze, A. Sugaki. *Mineral. Magazine*, **65**, 645 (2001).
- [32] И.В. Боднар, Т.Л. Кушнер, В.Ю. Рудь, Ю.В. Рудь, М.В. Якушев. *ЖПС*, **69**, 520 (2002).
- [33] A. Shileika. *Surf. Sci.*, **37**, 730 (1973).
- [34] А.А. Вайполин, Ф.М. Гашимзаде, Н.А. Горюнова, Ф.П. Кесаманлы, Д.Н. Наследов, Э.О. Османов, Ю.В. Рудь. *Изв. АН СССР. Сер. физ.*, **38**, 1085 (1964).
- [35] V.Yu. Rud', Yu.V. Rud', M. Serginov. *ФТП*, **26**, 506 (1992).
- [36] Ю.И. Уханов. *Оптические свойства полупроводников* (М., Наука, 1977).
- [37] S.M. Sze. *Physics of Semiconductors Devices* (N.Y., Wiley Interscience Publ., 1981).

Редактор Т.А. Полянская

Photosensitive thin-film In/p-Pb_xSn_{1-x}S Schottky barriers: creation and properties

V.F. Gremenok, V.Yu. Rud'*, Yu.V. Rud'+, S.A. Bashkirov, V.A. Ivanov

State Scientific and Production Association „Scientific-Practical Materials Research Centre of the National Academy of Sciences of Belarus“, 220072 Minsk, Belarus

* Ioffe Physicotechnical Institute, Russian Academy of Sciences, 194021 St. Petersburg, Russia

+ St. Petersburg State Polytechnic University, 195251 St. Petersburg, Russia

Abstract Pb_xSn_{1-x}S thin films were produced by the hot-wall deposition method in substrate temperature range of 210–330°C. The microstructure, elemental composition, morphology and electrical characteristics of the films have been investigated. Basing on the produced films the first photosensitive In/p-Pb_xSn_{1-x}S Schottky barriers have been created. The spectra of photosensitivity of these structures, showing the character of interband transitions and the band gap, have been obtained. The results clearly show the possibilities of the application of polycrystalline Pb_xSn_{1-x}S thin films in the photovoltaic solar cells.