

Бескадмиевые тонкопленочные гетерофотоэлементы Cu(In,Ga)Se₂/(In₂S₃): создание и свойства

© В.Б. Залесский, В.Ю. Рудь*[¶], В.Ф. Гременок⁺, Ю.В. Рудь[°],
Т.Р. Леонова, А.В. Кравченко, Е.П. Зарецкая⁺, М.С. Тиванов⁺

Институт электроники Национальной академии наук Беларуси,
220090 Минск, Беларусь

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

⁺ Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников Национальной академии наук Беларуси,
220072 Минск, Беларусь

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

(Получена 29 ноября 2006 г. Принята к печати 15 декабря 2006 г.)

Методом термообработки металлических слоев Cu–In–Ga в инертной атмосфере N₂ в присутствии паров селена и серы выращены однородные пленки твердых растворов Cu(In,Ga)(S,Se)₂, на которые были нанесены пленки CdS или In₂S₃ и на их основе созданы тонкопленочные фотоэлементы: стекло/Mo/*p*-Cu(In,Ga)(S,Se)₂/*n*-(In₂S₃,CdS)/*n*-ZnO/Ni-Al. Обсуждаются механизм токопереноса и процессы фоточувствительности в полученных структурах при их освещении естественным и линейно поляризованным излучением. Обнаружены широкополосная фоточувствительность тонкопленочных гетерофотоэлементов и наведенный фотоплетохроизм, свидетельствующие об интерференционном просветлении полученных структур. Сделан вывод о возможности применения экологически безопасных бескадмиевых тонкопленочных гетероструктур в качестве высокоэффективных фотопреобразователей солнечного излучения.

PACS: 78.20.-e, 81.15.-z, 85.30.Ni

1. Введение

Фундаментальные исследования алмазоподобных полупроводниковых соединений в направлении усложнения их атомного состава обеспечили прорыв в физике и технике полупроводников и привели, в частности, к созданию лабораторных тонкопленочных гетерофотоэлементов (ТГФ) стекло/Mo/Cu(In,Ga)Se₂/CdS/ZnO/Ni-Al с рекордной квантовой эффективностью (~ 19.8%) и экстраординарной радиационной стойкостью [1–4]. Однако сложность метода одновременного вакуумного соиспарения всех элементов твердого раствора Cu(In,Ga)Se₂ (CIGSe) и высокая токсичность используемых при создании ТГФ компонент (H₂Se и CdS) все еще сдерживают уже относительно давно назревшую необходимость в промышленном производстве этих солнечных элементов [3,5,6]. Альтернативная технология тонких пленок CIGSe (~ 2 мкм) требуемого состава для эффективно преобразования солнечной энергии основывается на термообработке базовых слоев Cu–In–Ga в парах Se, поступающих в зону реакции с потоком газа H₂Se, что ограничивает применение такой технологии в массовом производстве фотопреобразователей [6]. Сейчас наступил этап активного поиска промышленной экологически безопасной технологии выращивания пленок CIGSe больших площадей и получения на их основе ТГФ. Данная работа является дальнейшим развитием этого актуального направления современной фотоэнергетики и посвящена разработке технологии бескадми-

евых ТГФ Cu(In,Ga)Se₂/In₂S₃, а также первым исследованиям их фотоэлектрических свойств в сравнении с известными ранее фотопреобразователями на основе Cu(In,Ga)(S,Se)₂/CdS.

2. Результаты и обсуждение

2.1. Получение однородных пленок CIGSe осуществлялось посредством процесса термообработки базовых слоев Cu–In–Ga, полученных в соответствии с необходимым для синтеза требуемого твердого раствора составом компонент. Пленки Cu–In–Ga наносились ионно-плазменным испарением мишени из этих металлов в вакууме (~ 6 · 10⁻⁴ Па) на стеклянные подложки — как со специально подготовленной поверхностью, так и с подслоем молибдена, температура которых была ~ 100°C. Термообработка исходных пленок Cu–In–Ga проводилась в инертной атмосфере азота в присутствии паров селена в температурном интервале 250–520°C. Как показали физико-химические исследования, такой режим термообработки обеспечил синтез четверного твердого раствора с халькопиритной структурой [7]. Время процесса выбиралось исходя из требований обеспечения полноты реакции образования гомогенных пленок четверного твердого раствора необходимого состава.

Исследования пленок методом рентгеновского анализа на CuK_α-излучении с Ni-фильтром показали, что разработанный технологический процесс приводит к образованию равновесного твердого раствора с решеткой

[¶] E-mail: rudvas@spbstu.ru

Таблица 1. Атомный состав пленок Cu(In,Ga)Se₂ и Cu(In,Ga)(S,Se)₂, полученных термообработкой слоев Cu–In–Ga в атмосфере Se, S, N₂

№ образца	Атомный состав, ат%				
	Cu	In	Ga	Se	S
1MX178S	28.14	22.37	4.24	36.68	8.57
1MX200	27.55	23.36	1.37	47.72	–

халькопирита, параметры которой находятся в соответствии с правилом Вегарда.

Анализ элементного состава выращенных пленок выполнялся на сканирующем оже-микронзонде РНИ-660 с локальностью ~ 0.1 мкм и чувствительностью ~ 0.1 ат%. Результаты этих исследований для типичных пленок приведены в табл. 1. Следует подчеркнуть, что полученные пленки CIGSe имели высокую локальную однородность по поверхности.

Совокупность выполненных исследований однородных пленок p-Cu(In,Ga)Se₂ подтвердила также обеспечение возможностей управления их атомным составом и распределением компонент по толщине [7]. Концентрация свободных дырок при T = 300 К в таких пленках была ~ 2 · 10¹⁸ см⁻³ при холловской подвижности порядка 70 см²/(В · с).

Для получения ТГФ на наружную поверхность пленок p-CIGSe методом вакуумного термического напыления наносились пленки In₂S₃ толщиной ~ 40 нм [8]. На поверхность этих пленок методом магнетронного осаждения наносилась вначале высокоомная пленка ZnO (d_l ≈ 20–40 нм, R ≈ 2.0 · 10⁷ Ом · см), а затем легированная алюминием низкоомная пленка n-ZnO (d_l ≈ 0.5 нм, R = 3 · 10⁻³–3 · 10⁻⁴ Ом · см, μ = 18 см²/(В · с), n = 1.4 · 10²⁰ см⁻³ при T = 300 К). В завершение процесса на поверхность пленки n-ZnO методом вакуумного термического напыления через маску наносились токосъемные Ni-Al-контакты.

Тонкопленочные фотопреобразователи стекло/Мо/p-Cu(In,Ga)Se₂/In₂S₃/ZnO/Ni-Al создавались на подложках с размерами ~ 2 × 25 × 75 мм, а затем методом механического скрайбирования формировался ряд элементов площадью ~ 5 × 10 мм², каждый из которых был снабжен токосъемным контактом, тогда как общим контактом для всех ТГФ служила нанесенная на стекло пленка из Мо толщиной 0.5–0.8 мкм. На рис. 1 приведен внешний вид такого фотоэлемента.

Аналогичным образом были получены также ТГФ стекло/Мо/p-Cu(In,Ga)(S,Se)₂/CdS/n-ZnO/Ni-Al. Концентрация серы в пленках p-Cu(In,Ga)(S,Se)₂ (CIGSSe) устанавливалась параметрами процесса сульфидирования и приведена в табл. 1. Барьерные пленки n-CdS толщиной 40–50 нм осаждались на поверхность CIGSSe химическим методом [9].

2.2. Исследования стационарных вольт-амперных характеристик (ВАХ) показали, что полученные ТГФ Мо/p-CIGSe/n-In₂S₃ обнаруживают четкое выпрямление, причем пропускное направление всегда реализуется при отрицательной полярности внешнего смещения на пленке n-In₂S₃. Коэффициент выпрямления в полученных ТГФ составлял K ≈ 3–25 при напряжениях смещения |U| ≈ 1 В. Типичная ВАХ одного из элементов

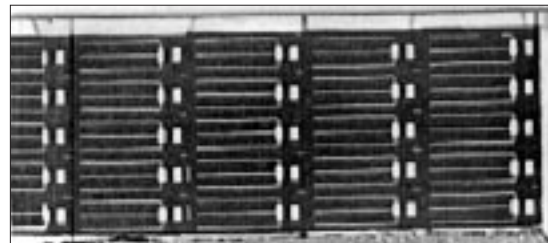


Рис. 1. Внешний вид тонкопленочного гетерофотоэлемента стекло/Мо/p-Cu(In,Ga)Se₂/n-In₂S₃/n-ZnO/Ni-Al на подложке размером 25 × 75 мм.

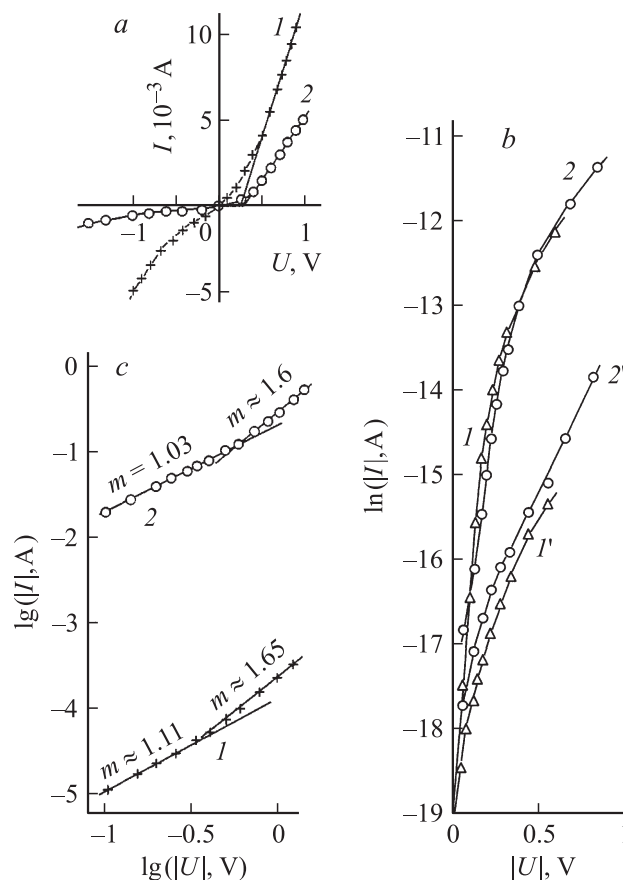


Рис. 2. Стационарные вольт-амперные характеристики (T = 300 К) гетерофотоэлементов стекло/Мо/p-Cu(In,Ga)Se₂/n-In₂S₃/n-ZnO/Ni-Al (образец 1MX201-2, кривые I и I') и стекло/Мо/p-Cu(In,Ga)(S,Se)₂/n-CdS/n-ZnO/Ni-Al (образец 1MX178S, кривые 2 и 2') в координатах: a — I = f(U), b — ln |I| = f(U), c — lg |I| = f(lg U).

Таблица 2. Фотоэлектрические свойства тонкопленочных гетерофотоэлементов $\text{Cu}(\text{In,Ga})(\text{S,Se})_2/\text{CdS}(\text{In}_2\text{S}_3)$ при $T = 300\text{ K}$

№ образца	Тип структуры	β	$R_0, \text{ Ом}$	$U_0, \text{ В}$	$K, (U = 1 \text{ В})$	$J_{\text{sc}}^m, \text{ мА/см}^2$	$U_\infty, \text{ В}$	$\eta, \%$	$\hbar\omega^m, \text{ эВ}$	$\delta_{1/2}, \text{ эВ}$	$S_{\text{UV}}^m, \text{ В/Вт}$	$E_G^d, \text{ эВ}$	$P_1, \%$ ($\Theta \approx 70^\circ$, $\hbar\omega \approx 1.5 \text{ эВ}$)
1MX178S	CIGSSe/CdS	4.25	125	0.30	12	24	0.35	2.4	1.6–1.8	1.9	25	1.06	12
1MX187	CIGSe/ In_2S_3	—	94	0.26	3	29	0.25	3.2	1.2–1.7	1.8	15	0.98	5
1MX200	CIGSe/ In_2S_3	—	200	0.40	12	28	0.33	3.9	1.2–2.1	1.95	125	0.95	4
1MX201-2	CIGSe/ In_2S_3	1.93	170	0.38	25	35	0.38	4.7	1.3–1.9	1.95	400	0.95	7

CIGSe/ In_2S_3 приведена на рис. 2. Начальная часть прямой ветви ВАХ таких структур ($U < 0.5 \text{ В}$) следует известному диодному уравнению (рис. 2, *b*, кривая 1) с диодным фактором $\beta \approx 1.93$ (табл. 2). Такое значение величины β указывает на то, что прямой ток обусловлен рекомбинацией носителей заряда в активной области таких ТГФ. В то же время для ТГФ CIGSSe/CdS фактор $\beta \approx 4.25$ (табл. 2), что существенно выше, чем в случае барьеров CIGSe/ In_2S_3 . Это обстоятельство обычно связывается с изменениями в токопереносе из-за снижения совершенства гетерограницы раздела и соответственно указывает на то, что прямой ток определяется туннельно-рекомбинационным механизмом [10].

При напряжениях прямого смещения $U > 0.5 \text{ В}$ (рис. 2, *a*) ВАХ структур на основе In_2S_3 и CdS начинает следовать линейному закону

$$I = \frac{U - U_0}{R_0}, \quad (1)$$

где напряжение отсечки составляет $U_0 = 0.3\text{--}0.4 \text{ В}$ (табл. 2), а остаточное сопротивление R_0 для разных структур изменяется в пределах 100–200 Ом при $T = 300 \text{ K}$.

Обратные ветви ВАХ сравниваемых типов ТГФ обычно описываются степенной зависимостью $|I| \propto |U|^m$, причем показатель степени m при $|U| \lesssim 0.3 \text{ В}$ оказался близким к 1 (рис. 2, *c*), что может свидетельствовать о туннелировании носителей или ограничении тока пространственным зарядом в режиме насыщения [11]. С ростом величины напряжения обратного смещения $|U| > 0.4 \text{ В}$ значение показателя степени достигает величины $m \approx 1.6$, что соответствует закону Чайлда–Ленгмюра и обычно связывается с токами, ограниченными пространственным зарядом в баллистическом режиме [12,13].

Таким образом, замена в полученных ТГФ барьерного слоя CdS на In_2S_3 не приводит к существенным изменениям в их электрических свойствах, но обеспечивает исключение из их состава высокотоксичного кадмия.

2.3. При освещении ТГФ из пленок CIGSe, выращенных селенизацией базовых слоев Cu–In–Ga в атмосфере N_2 , воспроизводимо проявляется фотовольтаический эффект, вызванный разделением фотогенерированных пар в активной области структур CIGSe/ In_2S_3 . Фотонапряжение холостого хода U_{oc} и ток короткого замыка-

ния J_{sc} в соответствии с [10] в зависимости от мощности светового потока подчиняются логарифмическому и линейному законам соответственно. В табл. 2 даны значения J_{sc} и фотонапряжения насыщения U_∞ типичных ТГФ с барьерами In_2S_3 и CdS. Видно, что при плотности мощности падающего излучения $L \approx 100 \text{ мВт/см}^2$ максимальное значение $J_{\text{sc}}^m \approx 35 \text{ мА/см}^2$ достигается в ТГФ с активной областью CIGSe/ In_2S_3 , что близко к аналогичному параметру в традиционно используемой активной области CIGSSe/CdS (табл. 2). Аналогичная ситуация для сравниваемых ТГФ имеет место и в отношении U_∞ (табл. 2), которое близко к напряжению отсечки U_0 в этих же структурах и может быть принято за высоту энергетического барьера, которая для использованных материалов барьера (CdS и In_2S_3) оказалась практически одинаковой.

Обращает на себя внимание тот факт, что в ТГФ на основе пленок CIGSe, полученных селенизацией, фотонапряжение насыщения U_∞ оказалось почти вдвое ниже, чем для ТГФ с использованием тонких пленок аналогичного состава, выращенных методом соиспарения компонент твердого раствора [3,13]. В то же время из анализа табл. 2 вытекает важное заключение, что в ТГФ с использованием слоев CIGSe, полученных селенизацией, более высокая квантовая эффективность фотопреобразования достигается при создании барьеров из пленок In_2S_3 .

2.4. На рис. 3 представлены типичные спектры относительной квантовой эффективности фотопреобразования $\eta(\hbar\omega)$ ТГФ, полученных осаждением барьерных пленок In_2S_3 (кривые 1, 1') и CdS (кривые 2, 2') на поверхность пленок $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ и $\text{Cu}(\text{In,Ga})(\text{S,Se})_2$ соответственно. Из рисунка видно, что высокая фоточувствительность наблюдается в широкой спектральной области от 1 до 3.8 эВ. Резкий длинноволновый рост фоточувствительности проявляется при $\hbar\omega > 0.95 \text{ эВ}$ (рис. 3, кривые 1 и 2). Для обоих типов барьеров зависимости $\eta(\hbar\omega)$ спрямляются в координатах $(\eta\hbar\omega)^2 = f(\hbar\omega)$ (рис. 3, кривые 1' и 2'). Экстраполяция $(\eta\hbar\omega)^2 \rightarrow 0$ на основании теории межзонного поглощения в полупроводниках [10] дала возможность определить ширину запрещенной зоны для прямых межзонных переходов E_G^d (табл. 2), которая удовлетворительно согласуется с оценкой величины E_G из данных по оптическому пропусканию этих же пленок. Важно указать, что спектральный

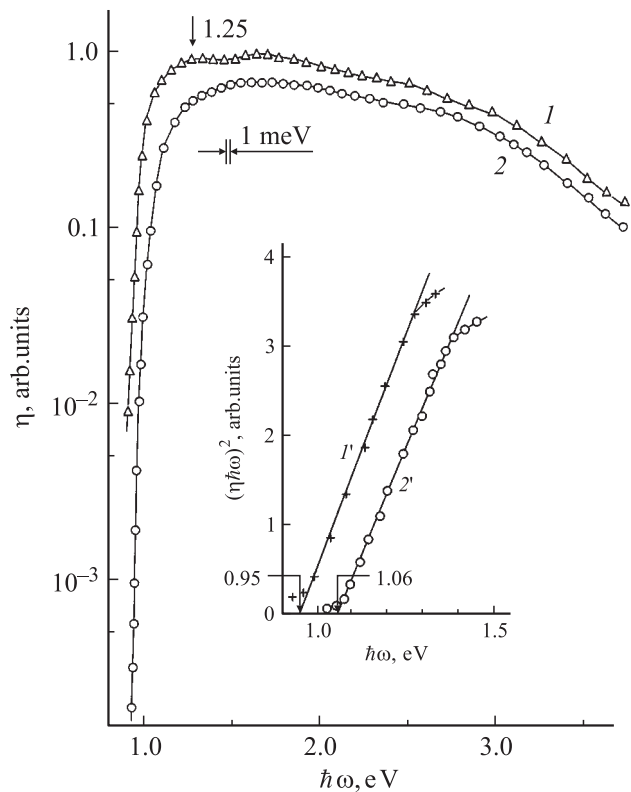


Рис. 3. Спектры относительной квантовой эффективности фотопреобразования η (кривые 1, 2) и зависимости $(\eta\hbar\omega)^2 = f(\hbar\omega)$ (кривые 1', 2') гетерофотоэлементов стекло/Mo/p-Cu(In,Ga)Se₂/n-In₂S₃/n-ZnO/Ni-Al (образец 1MX201-2, кривые 1, 1') и стекло/Mo/p-Cu(In,Ga)(S,Se)₂/n-CdS/n-ZnO/Ni-Al (образец 1MX178S, кривые 2, 2') в неполяризованном излучении. Освещение со стороны n-ZnO, $T = 300$ К. Кривые 1 и 2 смещены вдоль оси ординат.

контур $\eta(\hbar\omega)$ и величина E_G^d , определенные из измерений фоточувствительности исследуемых барьеров, оказались хорошо воспроизводимыми по всей площади пленок. Это соответствует также полученному из микроскопических исследований выводу о высокой локальной однородности пленок, выращенных в процессах селенизации и сульфидизации металлических слоев Cu-In-Ga.

Из рис. 3 (кривые 1 и 2) также вытекает вывод о том, что с ростом энергии падающих фотонов $\hbar\omega > E_G^d$ в спектрах $\eta(\hbar\omega)$ фотоэлементов на основе разных барьерных материалов (CdS и In₂S₃) фоточувствительность продолжает увеличиваться и только при $\hbar\omega > 1.6$ эВ наступает плавный спад η . В результате полная ширина спектров $\eta(\hbar\omega)$ на их полувысоте в лучших структурах на основе пленок In₂S₃ и CdS оказалась близкой и высокой, достигая $\delta_{1/2} \approx 1.95$ эВ (табл. 2). Это свидетельствует о достаточно хорошем качестве границы раздела, которое практически не падает при замене CdS \rightarrow In₂S₃, что подтверждается также близкими величинами фототока J_{sc} в сравниваемых ТГФ (табл. 2). Максимальная вольтовая фоточувствительность $S_U^m \approx 400$ В/Вт наблюдается для ТГФ на основе барьера CIGSe/In₂S₃, обеспе-

чивающего и максимальную квантовую эффективность (табл. 2).

2.5. С переходом к освещению ТГФ линейно-поляризованным излучением (ЛПИ) было установлено, что естественный фотоплетохроизм в них отсутствует [13–15]. Это связано с поликристалличностью всех слоев таких ТГФ. В условиях наклонного падения ЛПИ на приемную плоскость ZnO, как только угол падения Θ становится отличным от нуля, ТГФ начинают проявлять наведенный фотоплетохроизм $P_I > 0$ [15]. На рис. 4 приведена типичная зависимость коэффициента наведенного

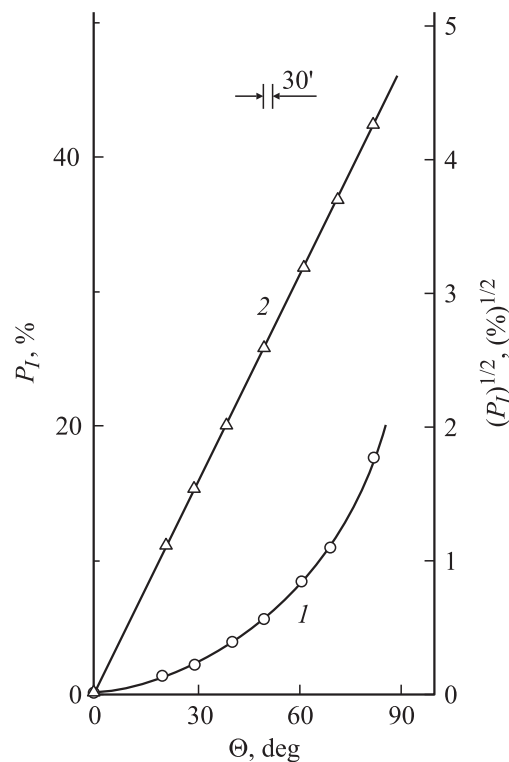


Рис. 4. Зависимости коэффициента наведенного фотоплетохроизма P_I (кривая 1) и $P_I^{1/2}$ (кривая 2) при $T = 300$ К от угла падения Θ линейно-поляризованного излучения на приемную плоскость гетерофотоэлемента стекло/Mo/p-Cu(In,Ga)Se₂/n-In₂S₃/n-ZnO/Ni-Al (образец 1MX201-1, $\hbar\omega = 2$ эВ).

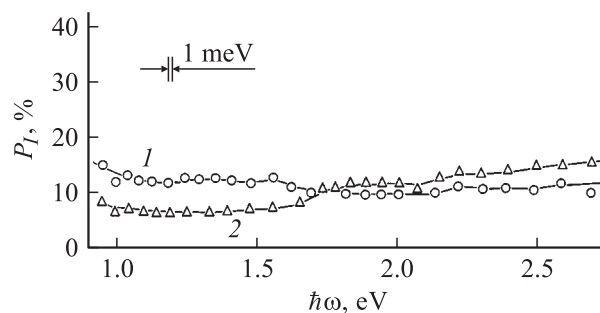


Рис. 5. Спектры $P_I(\hbar\omega)$ гетерофотоэлементов стекло/Mo/p-Cu(In,Ga)Se₂/n-In₂S₃/n-ZnO/Ni-Al (образец 1MX201-2, кривая 1) и стекло/Mo/p-Cu(In,Ga)(S,Se)₂/CdS/n-ZnO/Ni-Al (образец 1MX178S, кривая 2) при $T = 300$ К.

фотоплеохроизма от угла падения ЛПИ. Эта зависимость, как следует из рис. 4, находится в соответствии с теорией и описывается квадратичным законом [14,15]

$$P_I \propto \Theta^2 \quad (2)$$

для обоих типов ТГФ (кривые 1 и 2). Однако величина коэффициента наведенного фотоплеохроизма оказалась существенно ниже оцененной из теории величины $P_I \approx 30\%$ с учетом показателя преломления ZnO [15,16].

Типичные спектры $P_I(\hbar\omega)$ при фиксированном угле падения ЛПИ $\Theta = 70^\circ$ для ТГФ с различными барьерными пленками In_2S_3 и CdS приведены на рис. 5. Во всей области fotocувствительности коэффициент наведенного фотоплеохроизма оказался слабо зависящим от энергии фотонов и необычайно низким. Его величина оказалась в ~ 2 раза ниже ожидаемой из теории [15]. Можно считать, что установленная закономерность наведенного фотоплеохроизма в полученных ТГФ свидетельствует о влиянии процессов их интерференционного просветления во всем спектральном диапазоне фотопреобразования за счет нанесения на наружную плоскость барьерных слоев CdS и In_2S_3 тонких пленок ZnO [14,15]. Очевидно, что оптимизация процесса магнетронного осаждения пленок ZnO открывает возможности повышения квантовой эффективности фотопреобразования ТГФ, а применение поляризационной фотоэлектрической спектроскопии обеспечивает экспрессный мониторинг процессов создания антиотражающих однослойных покрытий из тонких пленок ZnO.

3. Заключение

Методом термообработки базовых слоев Cu–In–Ga в инертной атмосфере N_2 в присутствии паров селена и серы синтезированы однородные пленки твердых растворов $\text{Cu}(\text{In,Ga})(\text{S,Se})_2$, на которые были нанесены пленки CdS или In_2S_3 и на их основе созданы гетерофотоэлементы стекло/Мо/*p*-Cu(In,Ga)(S,Se)₂/*n*-(In_2S_3 , CdS)/*n*-ZnO/Ni-Al. Анализ механизма токопереноса показал, что замена в полученных ТГФ барьерного слоя CdS на In_2S_3 не приводит к существенным изменениям в их электрических свойствах. Обнаруженные широкополосная fotocувствительность тонкопленочных гетерофотоэлементов и наведенный фотоплеохроизм свидетельствуют об интерференционном просветлении полученных структур. Установлено, что в гетерофотоэлементах с использованием слоев $\text{Cu}(\text{In,Ga})(\text{S,Se})_2$ более высокая квантовая эффективность фотопреобразования обеспечивается при использовании в качестве барьера тонких пленок In_2S_3 . Таким образом, в итоге выполненного физико-технологического исследования установлено, что в состав ТГФ в качестве барьерного материала могут быть введены пленки In_2S_3 . Такая технология может найти применение при создании высокоэффективных экологически безопасных бескадмиевых ТГФ нового поколения, а применение поляризационной фотоэлектри-

ческой спектроскопии обеспечит мониторинг их широкодиапазонного просветления.

Работа профинансирована МНТЦ, проект В-1029 и поддержана программой ОФН РАН „Новые принципы преобразования энергии в полупроводниковых структурах“.

Список литературы

- [1] Н.А. Горюнова. *Химия алмазоподобных полупроводников* (Л., ЛГУ, 1963).
- [2] *Copper Indium Diselenide for Photovoltaic Applications*, ed. by T.J. Coutts, L.L. Kazmerski and S. Wagner (Amsterdam, Elsevier, 1986).
- [3] K. Ramanathan, M.A. Contreras, C.L. Perkins, S. Asher, F.S. Hasoon, D. Young, M. Romero, R. Noufi, J. Ward, A. Duda. *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, **11**, 225 (2003).
- [4] A. Goetzberger, C. Hebling, H.W. Schock. *MSE*, **R40**, 1 (2003).
- [5] I.M. Kotschau, M. Turcu, U. Rau, H.W. Schock. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **668**, H4.5.1 (2001).
- [6] V. Alberts, J. Titus, R.W. Birkmire. *Thin Sol. Films*, **451–452**, 207 (2004).
- [7] V.F. Greменок, E.P. Zaretskaya, V.B. Zalesski, K. Bente, W. Schmitz, R.W. Martin, H.J. Möller. *Sol. Energy Mater. and Solar Cells*, **89**, 129 (2005).
- [8] И.В. Боднар, В.А. Полубок, В.Ф. Гременок, В.Ю. Рудь, Ю.В. Рудь. *ФТП*, **41**, 48 (2007).
- [9] А.М. Поликанин, О.В. Гончарова, С.А. Сергиеня, В.Ф. Гременок, В.Б. Залесский. *ЖПС*, **71**, 683 (2004).
- [10] С. Зи. *Физика полупроводниковых приборов* (М., Мир, 1984).
- [11] Г. Ламперт, П. Марк. *Инжекционные токи в твердых телах* (М., Мир, 1973).
- [12] E. Hernandez. *Crys. Res. Technol.*, **33**, 285 (1988).
- [13] V.Yu. Rud', Yu.V. Rud', H.-W. Schock. *Sol. St. Phenomena*, **67–68**, 421 (1999).
- [14] Ф.П. Кесаманлы, В.Ю. Рудь, Ю.В. Рудь. *ФТП*, **33**, 513 (1999).
- [15] В.Ю. Рудь. Автореф. докт. дис. (УлГУ, 2005).
- [16] Е.М. Воронкова, Б.П. Гречушников, Г.И. Дистлер, И.П. Петров. *Оптические материалы для инфракрасной техники* (М., Наука, 1965).

Редактор Т.А. Полянская

Cd-free $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2/\text{In}_2\text{S}_3$ thin film heterophotoelements: preparation and properties

V.B. Zalesski, V.Yu. Rud', V.F. Gremenok⁺, Yu.V. Rud'°, T.R. Leonova, A.V. Kravchenko, E.P. Zaretskaya⁺, M.S. Tivanov⁺*

Institute of Electronics,
National Academy of Sciences of Belarus,
220090 Minsk, Belarus

* St. Petersburg State Politechnic University,
195251 St. Petersburg, Russia

⁺ Joint Institute of Solid State
and Semiconductor Physics,
National Academy of Sciences of Belarus,
220072 Minsk, Belarus

[°] Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract Homogeneous thin films of $\text{Cu}(\text{In,Ga})(\text{S,Se})_2$ solid solutions were grown by treatment of metallic Cu–In–Ga layers in Se and S vapour under N_2 inert atmosphere. CdS, In_2S_3 films were deposited into $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ films and glass/Mo/*p*- $\text{Cu}(\text{In,Ga})(\text{S,Se})_2/n$ - $(\text{In}_2\text{S}_3,\text{CdS})/n$ -ZnO/Ni-Al solar cells were formed. The current transfer mechanism and photosensitivity process in the obtained structures at illumination by the natural and linearly polarized radiation is discussed. The wide-band photosensitivity and induced photopleochroism due to interference enlighten of the prepared structures were found. The conclusion on the possibility of the application these ecologically safe Cd-free thin film heterostructures in high efficiency photovoltaic devices was made.