

ПРИКЛАДНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

JOURNAL
OF APPLIED
SPECTROSCOPY

<http://imaph.bas-net.by/JAS>

5

СЕНТЯБРЬ — ОКТЯБРЬ

2010

ТОМ 77

Ж

У

Р

Н

А

Л

СТРУКТУРНЫЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОСТРУКТУР CdS/Cu(In,Ga)Se₂, ОБЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ**

А. В. Короткий^{a*}, А. В. Мудрый^a, М. В. Якушев^b,
Ф. Луккерт^b, Р. Мартин^b

УДК 535.37:539.216.2

^a Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению,
220072, Минск, ул. П. Бровки, 19; e-mail: anatoli-karotki@ifftp.bas-net.by

^b Университет Стратклайд, Глазго, Великобритания

(Поступила 5 марта 2010)

Тонкие пленки Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS) с отношением Ga/(Ga+In) ~ 0.27, соответствующим стандартному составу элементов для высококачественных фотопреобразователей солнечной энергии, выращены на стеклянных подложках, покрытых Mo, с использованием метода соиспарения Cu, In, Ga и Se из различных источников. Анализ электронных свойств выращенных и облученных электронами пленок CIGS проведен с использованием методов оптической спектроскопии пропускания, фотолюминесценции и регистрации спектров возбуждения люминесценции при 4.2 К. Ширина запрещенной зоны пленок CIGS, определенная из измерения спектров пропускания и возбуждения люминесценции, составила E_g ~ 1.28 эВ при 4.2 К. В спектрах фотолюминесценции облученных пленок CIGS обнаружены две глубокие полосы P₁ ~ 0.91 эВ и P₂ ~ 0.77 эВ. Предположительно эти полосы относятся к атомам меди, замещающим индий Cu_{In} и вакансиям индия V_{In} как простейшим радиационно-индуцированным дефектам.

Ключевые слова: Cu(In,Ga)Se₂, фотолюминесценция, электронное облучение, дефекты.

Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS) thin films with a Ga/(Ga+In) ratio of ~ 0.27 corresponding to a standard elemental composition for solar cell-grade CIGS were grown on Mo coated glass substrates by the Cu, In, Ga, and Se co-evaporation technique from different sources. Transmission (T), photoluminescence (PL), and photoluminescence excitation (PLE) spectra at 4.2 K were used to analyze electronic properties in the as-grown and electron-irradiated CIGS films. The band-gap energy (E_g) of the CIGS films measured using both transmission and PLE methods, was found to be about 1.28 eV at 4.2 K. Two deep bands, P₁ at 0.91 eV and P₂ at 0.77 eV, in the PL spectra of the irradiated CIGS films have been detected. The bands are tentatively associated respectively with copper atoms (Cu_{In}) substituting indium and vacancies of indium (V_{In}) as simplest radiation-induced defects.

Keywords: Cu(In,Ga)Se₂, photoluminescence, electron irradiation, defects.

Введение. Создание высокоэффективных солнечных элементов на основе пленок полупроводниковых соединений Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS) — актуальная, но одновременно сложная научно-технологическая задача современной полупроводниковой фотоэнергетики [1, 2]. Развитие и со-

STRUCTURAL AND OPTICAL PROPERTIES OF CdS/Cu(In,Ga)Se₂ HETEROSTRUCTURES IRRADIATED BY HIGH-ENERGY ELECTRONS

A. V. Karotki^{a*}, A. V. Mudryi^a, M. V. Yakushev^b, F. Luckert^b, and R. Martin^b (^a Scientific-Practical Material Research Centre, National Academy of Sciences of Belarus, 19 P. Brovka Str., Minsk, 220072, Belarus; e-mail: anatoli-karotki@ifftp.bas-net.by; ^b Strathclyde University, Glasgow, UK)

** Доложено на международной конференции "Photovoltaic Science Applications and Technology-5", 1—3 April 2009, Glyndŵr University, Wales, UK.

вершенствование технологии получения солнечных элементов с использованием соединений CIGS со структурой халькопирита позволило в последние годы достичь рекордного среди всех известных тонкопленочных полупроводниковых материалов коэффициента полезного действия КПД $\sim 19.9\%$ [1]. Стабильность работы солнечных элементов на основе соединений CIGS в обычных наземных условиях эксплуатации и, особенно, в условиях воздействия проникающей радиации (высокоэнергетические электроны, протоны и т. д.) на околоземных космических орбитах еще в большей степени стимулирует исследователей к дальнейшим научно-технологическим разработкам в области полупроводниковой солнечной фотовольтаики на базе этих материалов [1—5]. Такие перспективные разработки предполагают проведение исследований по определению критериев радиационной стойкости полупроводниковых соединений CIGS и солнечных элементов на их основе при воздействии высокоэнергетических частиц, а также по установлению природы радиационно-индуцированных дефектов на атомарном уровне [3—6]. Несомненно, новые знания в области радиационной физики дефектов CIGS-материала будут способствовать углублению наших представлений о геометрической и электронной структуре не только радиационных дефектов, но и ростовых дефектов, образуемых в процессе формирования тонких пленок CIGS и определяющих совершенство кристаллической структуры материала. В настоящей работе описаны эксперименты по установлению природы радиационных дефектов в гетероструктурах CdS/Cu(In,Ga)Se₂/Mo (CdS/CIGS/Mo), являющихся основой при создании солнечных элементов с КПД $\sim 12\text{—}14\%$ [4, 7, 8].

Эксперимент. Исследуемые пленки CIGS напылялись на покрытые тонким слоем молибдена стеклянные подложки при одновременном соиспарении элементов Cu, In, Ga, Se по известной технологии [4, 7—9]. Слои CdS толщиной ~ 50 нм осаждались стандартным химическим способом в соответствующих растворах. Изучаемые структуры CdS/CIGS/Mo/стекло состояли из буферного слоя CdS ~ 50 нм, пленки CIGS толщиной ~ 1.5 мкм, контактного слоя Mo толщиной ~ 0.8 мкм и стеклянной подложки толщиной 2 мм. Элементный состав пленок определялся методом рентгеноспектрального локального анализа (РСА) и сканирующей оже-электронной спектроскопии (СОЭС) с послойным распылением. В качестве эталонных образцов для измерения оптического пропускания использовались пленки CIGS, выращенные непосредственно на стеклянных подложках. Структура пленок и их фазовый состав определялись методом рентгенодифракционного анализа с использованием $\text{CuK}\alpha$ -излучения ($\lambda = 1.5409 \text{ \AA}$). Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) применялась для анализа морфологии поверхности. Пленки CIGS облучались электронами с энергией 5 МэВ в интервале доз $10^{16}\text{—}2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ с интенсивностью электронного пучка $10^{12} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ при температуре ниже 50°C . Спектры оптического пропускания и отражения регистрировались в спектральном диапазоне 200—3000 нм при 300 и 4.2 К с использованием двухлучевого спектрофотометра Cary 500 UV-Vis-NIR или монохроматора МДР 23У с фокусным расстоянием зеркального объектива $f \sim 60$ см и дифракционной решеткой 600 штр/мм. Измерение фотолюминесценции (ФЛ) проводилось при 4.2 К с использованием аргонового лазера на $\lambda \sim 488$ нм мощностью ≤ 200 мВт. В качестве детекторов оптических сигналов применялись InGaAs *p-i-n*-фотодиоды или охлаждаемое до температуры жидкого азота фотосопротивление PbS (Hamamatsu, Япония). Спектры возбуждения люминесценции регистрировались с использованием монохроматора МДР-12 с фокусным расстоянием зеркального объектива $f \sim 30$ см и галогеновой вольфрамовой лампы мощностью 400 Вт. Дополнительные особенности методики исследования изложены в работе [10].

Т а б л и ц а 1. Элементный состав (ат. %) тонких пленок CIGS по данным СОЭС и РСА

Образец	Метод анализа	Тип подложки	Cu	In	Ga	Se	Отношение элементов Ga/Ga+In
1	СОЭС	Mo/стекло	25.1	18.6	6.8	49.5	0.268
1	РСА	Mo/стекло	24.1	18.8	7.2	49.5	0.277
2	СОЭС	стекло	23.0	19.9	7.1	50.0	0.263
2	РСА	стекло	23.0	19.9	7.4	50.0	0.271

Обсуждение результатов. В табл. 1 приведены усредненные концентрации элементов Cu, In, Ga и Se, измеренные методами СОЭС и РСА в тонких пленках CIGS, выращенных непосредственно на стеклянных подложках (стекло) или на стеклянных подложках с предварительно нанесенным слоем молибдена (Mo/стекло). При использовании метода РСА усреднение проводилось по трем измерениям в разных частях поверхности образца, а при использовании метода СОЭС — по измерениям концентрации на каждой стадии послойного распыления пленок (больше 20 значений). В качестве примера на рис. 1 представлен профиль распределения элементов по толщине пленки CIGS (образец 1), измеренный методом СОЭС. Как видно, элементы Cu и Se распределены практически однородно по толщине, и их концентрации резко уменьшаются в области границы слоя Mo. Концентрация Ga незначительно увеличивается, а In — уменьшается при приближении к границе слоя Mo. Подобное практически однородное распределение элементов по глубине характерно также для пленок CIGS на стекле (образец 2). На рис. 2 показана морфология поверхности и поперечный срез гетероструктуры CdS/CIGS/Mo/стекло по данным СЭМ. Как видно, размеры кристаллитов составляют ~0.3—1.2 мкм, а в некоторых случаях сравнимы с толщиной слоя CIGS (рис. 2, б). Картинки СЭМ демонстрируют большие плотно упакованные зерна с малой пористостью и хорошей адгезией слоя CIGS к слою Mo или стекла.

Рентгенодифракционные исследования показывают, что пленки CIGS, сформированные на стекле или слое Mo, имеют однофазную халькопиритную структуру. На рис. 3 в качестве примера приведены рентгенодифракционные спектры гетероструктуры CdS/CIGS/Mo/стекло (образец 1). Следует отметить, что из-за малой (~50 нм) толщины слоя CdS рефлексов, связанных с отражением от кристаллической решетки этого материала, не наблюдалось. Основные дифракционные

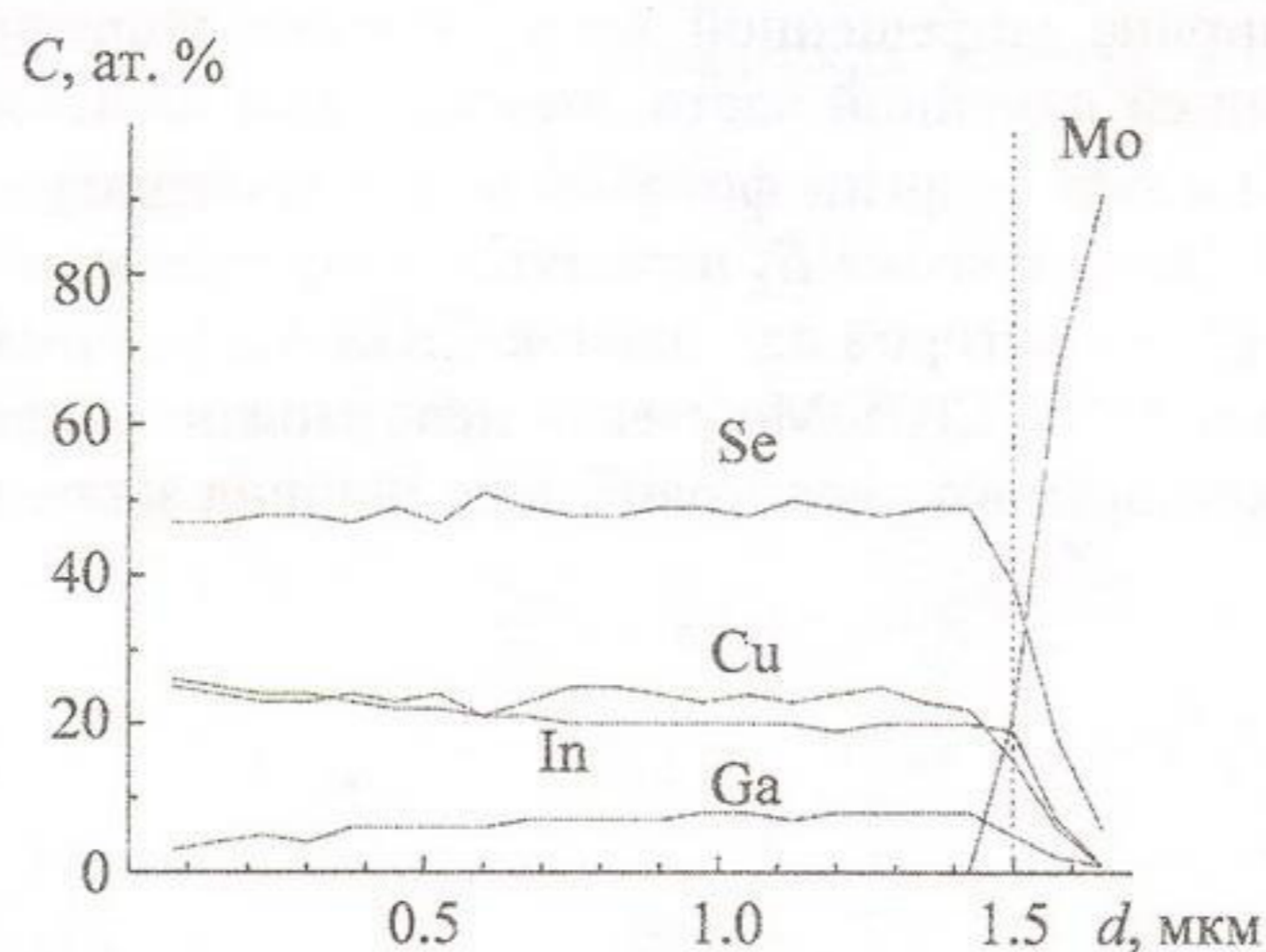


Рис. 1. Профили распределения элементов по толщине пленки CIGS для образца 1

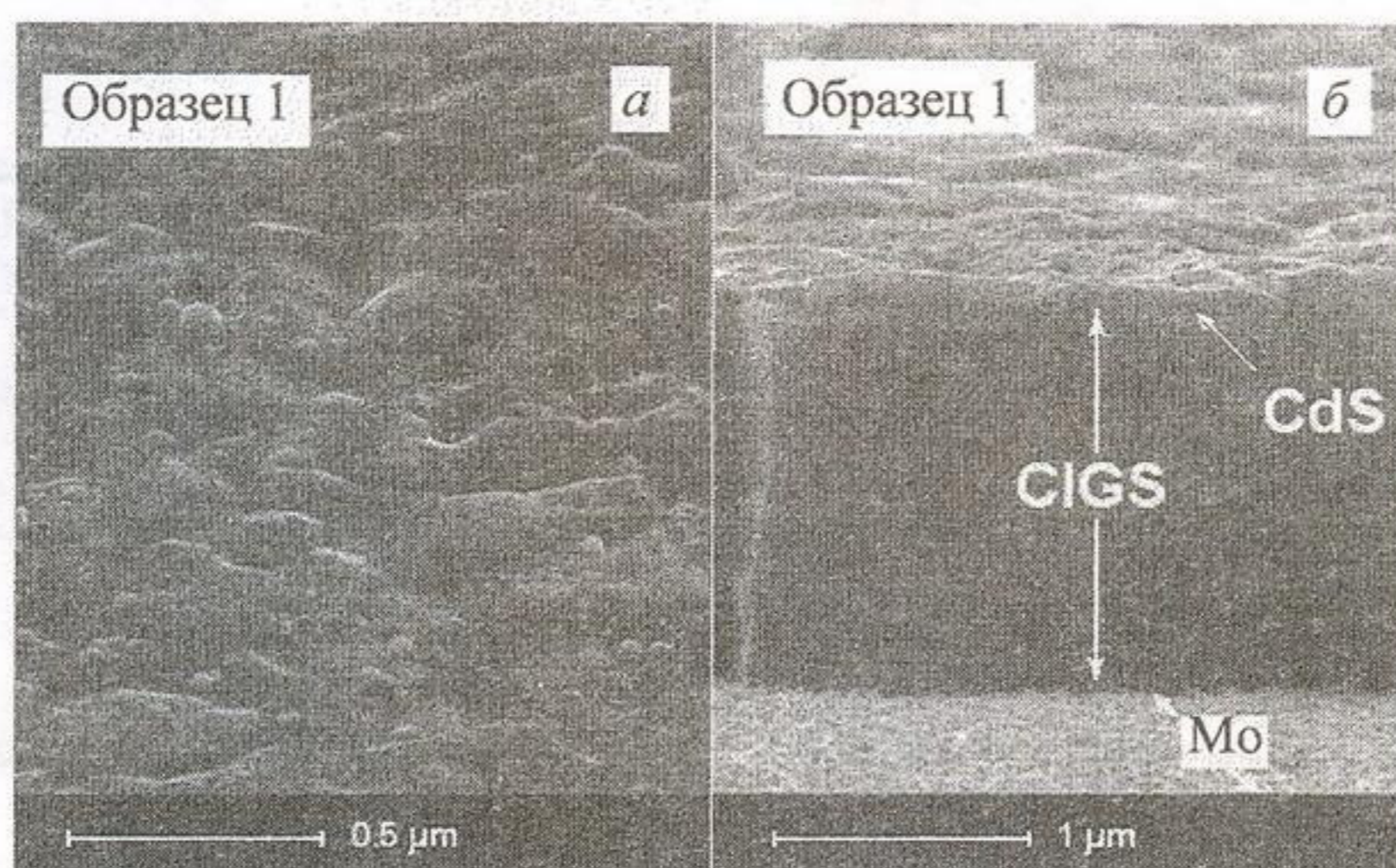


Рис. 2. Морфология поверхности (а) и фрагмент поперечного среза (б) гетероструктуры CdS/CIGS/Mo/стекло

рефлексы — (112), (204)/(220) и (116)/(312) — обусловлены фазой халькопирита CuInSe_2 . Степень преимущественной ориентации для образца 1, оцененная по соотношению интенсивностей рефлексов $\text{In}_{112}/\text{In}_{204,220}$, составила ~ 3.1 , что указывает на преимущественную ориентацию зерен структуры в направлении $\langle 112 \rangle$. Рефлексы в области углов отражения $2\theta \sim 41^\circ$ и $2\theta \sim 74^\circ$ обусловлены отражением от пленки молибдена на стеклянной подложке.

Оптические характеристики эталонных пленок CIGS на стекле определены из измерения пропускания (T) и коэффициента отражения (R). Как показывают спектры пропускания (рис. 4, а), образец 2 имеет относительно высокое пропускание ($\sim 70\%$) в ближней ИК области спектра и ярко выраженную интерференционную структуру, что характерно для качественных пленок CIGS. Относительно резкий край фундаментального поглощения пленки CIGS отчетливо виден на спектральной зависимости квадрата коэффициента поглощения от энергии фотонов (рис. 4, б). Эти экспериментальные факты подтверждают относительно высокое качество пленок CIGS, выращенных на стекле. Коэффициент отражения поликристаллических пленок CIGS, измеренный в спектральной области ~ 0.8 — 1.4 эВ, для образца 2 составил ~ 0.18 . Коэффициент поглощения пленок рассчитан с использованием следующего выражения [11]:

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

где d — толщина пленки. Для разрешенных прямых переходов спектральная зависимость коэффициента поглощения определяется соотношением [12]:

$$\alpha(h\nu) = A(h\nu - E_g)^{1/2}, \quad (2)$$

где A — константа; E_g — ширина запрещенной зоны. Ширина запрещенной зоны для пленок CIGS определена экстраполяцией линейной части спектральной зависимости квадрата коэффициента поглощения $\alpha^2 = f(h\nu)$ к оси энергии фотонов и для температур 300 и 4.2 К составила $E_g = 1.22$ и 1.28 эВ (рис. 4, б). Эти значения E_g находятся в удовлетворительном согласии с экспериментальными данными других авторов для пленок CIGS с подобным химическим составом [13, 14]. Поскольку для структур CdS/CIGS/Mo/стекло невозможно провести измерения пропускания из-за непрозрачности контактного слоя молибдена, ширина запрещенной зоны E_g опреде-

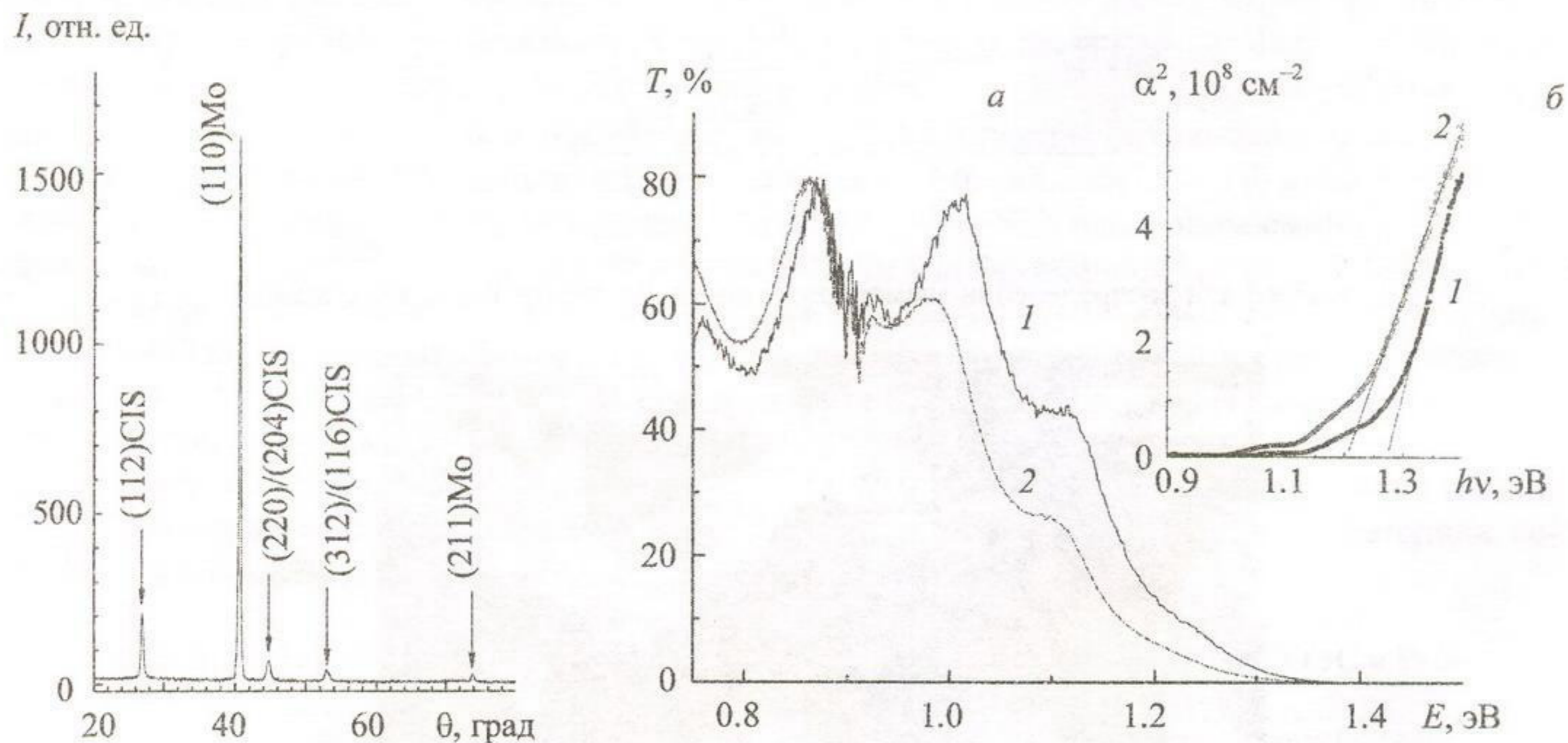


Рис. 3. Рентгенодифракционный спектр гетероструктуры CdS/CIGS/Mo/стекло

Рис. 4. Спектры пропускания (а) и поглощения (б) образца 2 при 4.2 (1) и 300 К (2)

лена из измерений спектров возбуждения люминесценции. На рис. 5, а показаны спектры ФЛ и спектры возбуждения люминесценции, измеренные при 4.2 К для гетероструктур CdS/CIGS/Mo/стекло (образец 1) до облучения (спектр 1) и после облучения электронами дозой $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (спектры 2—4). Подобные спектры зарегистрированы также для образца 2, сформированного непосредственно на стеклянной подложке. Положение максимумов в спектрах возбуждения люминесценции соответствует энергии $\sim 1.26\text{—}1.30$ эВ, что близко к значению E_g , найденному из данных по поглощению для образца 2, имеющего практически такой же химический состав, как и образец 1 (см. табл. 1). Отметим, что спектры возбуждения люминесценции регистрировались при детектировании сигналов в области максимумов трех основных полос люминесценции ($E_{\text{пер}}$): полосы, обусловленной оптическими переходами типа донор—акцептор (Д-А) ~ 1.052 эВ; полос $P_1 \sim 0.91$ эВ и $P_2 \sim 0.77$ эВ, обусловленных рекомбинацией неравновесных носителей заряда через глубокие энергетические уровни радиационных дефектов. Как видно из рис. 5 и 6, спектры ФЛ необлученных пленок CIGS при 4.2 К содержат одиночную полосу 1.052 эВ полушириной ~ 55 мэВ. С увеличением уровня возбуждения от 0.006 до 2 Вт/см² эта полоса смещается в область высоких энергий на 12 мэВ при изменении интенсивности на порядок (*j*-shift). При этом спектральная форма полосы Д-А практически не изменяется (рис. 6). Относительно большое спектральное смещение полосы 1.052 эВ от значения ширины запрещенной зоны $E_g \sim 1.28$ эВ, составляющее ~ 0.23 эВ, а также высокоэнергетическое смещение данной полосы от уровня возбуждения указывают на рекомбинацию типа Д-А в условиях сильного влияния флуктуаций потенциала [15]. Аналогичные по спектральной форме практически симметричные полосы Д-А в области 1.00 и 1.04 эВ с полушириной ~ 76 и 85 мэВ, соответственно, наблюдались при 2 К в спектрах ФЛ пленок CIGS с отношением концентраций элементов Ga/Ga+In ~ 0.25 [16]. В спектрах катодолюминесценции поликристаллических пленок CIGS при 15 К наблюдались

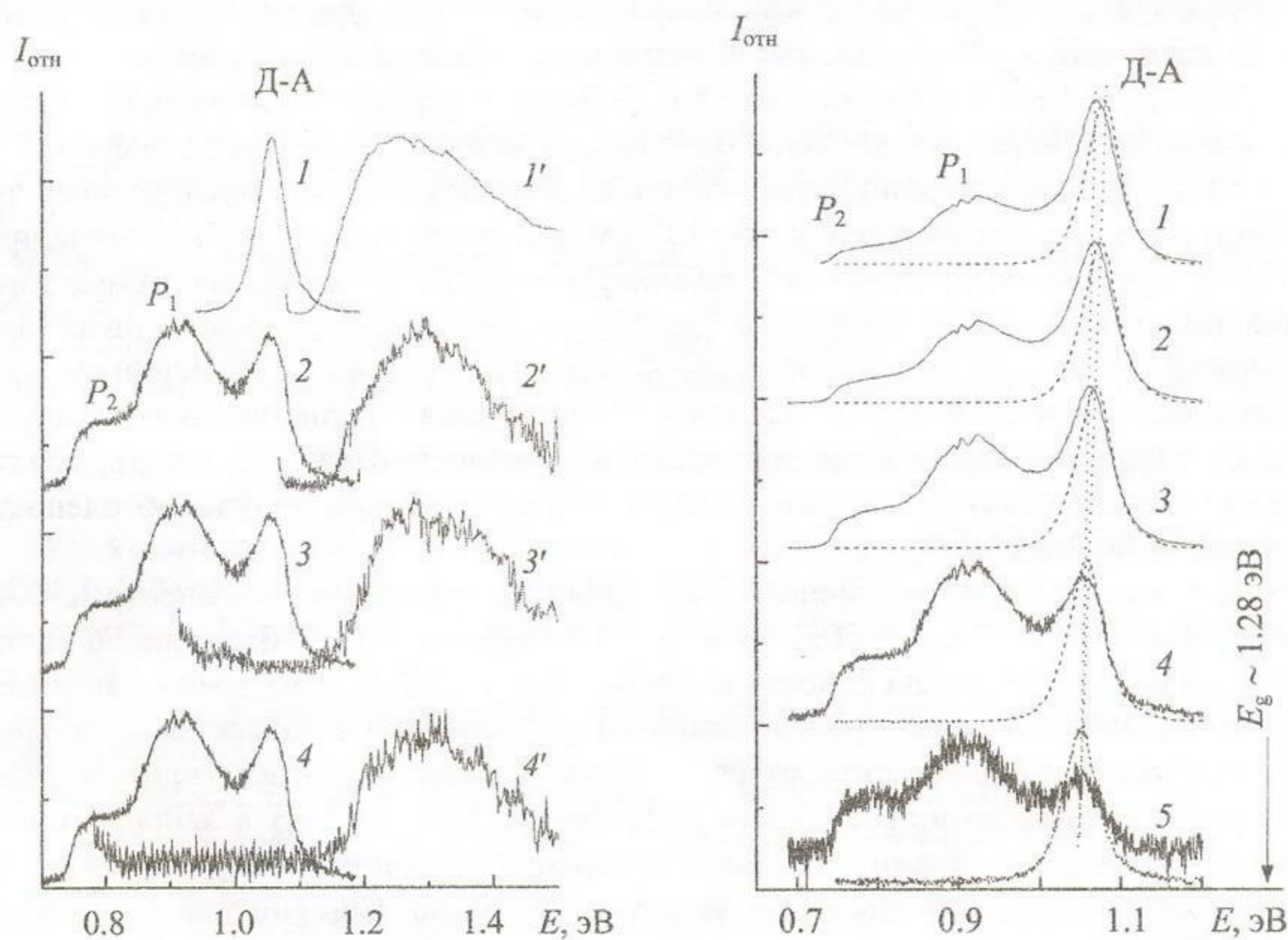


Рис. 5. Спектры фотолюминесценции (1—4) и возбуждения люминесценции (1'—4') при 4.2 К структур CdS/CIGS/Mo/стекло до (1) и после облучения (2—4); $E_{\text{пер}} \sim 1.06$ (1', 2'), 0.91 (3') и 0.78 эВ (4')

Рис. 6. Зависимость спектров фотолюминесценции структур CdS/CIGS/Mo/стекло при 4.2 К от уровня возбуждения (Вт/см²): 1 — 0.006, 2 — 0.028, 3 — 0.26, 4 — 0.78, 5 — 2.0; сплошные линии — после облучения, пунктир — до облучения

также симметричные полосы Д-А, максимумы которых находились в области 1.03—1.05 эВ, а полуширина изменялась в пределах 50—80 мэВ при сканировании электронным пучком поверхности отдельных кристаллитов [17]. Важно отметить, что при относительно невысоких уровнях возбуждения и их изменении в пределах двух порядков спектральная форма широких Д-А-полос практически не изменялась. Почти симметричные Д-А-полосы обнаружены также в работах [18, 19]. Отсутствие асимметрии полос Д-А в спектрах ФЛ пленок CIGS, по нашему мнению, обусловлено значительным уменьшением вероятности взаимодействия электронов с *LO*-фононами (~28 мэВ) при оптических переходах Д-А из-за наличия значительных флуктуаций потенциала в кристаллической матрице, при этом вероятность бесфононных переходов не изменяется. Полоса Д-А-рекомбинации может быть предположительно связана с рекомбинацией на вакансиях меди (V_{Cu}) как акцепторах и вакансиях селена (V_{Se}) или атомах индия, замещающих медь (In_{Cu}), как глубоких донорах в соответствии с теоретическим расчетом положения энергетических уровней этих дефектов в запрещенной зоне и экспериментальными данными, полученными на основании различных физических методов исследования соединения $CuInSe_2$ [20, 21]. Отнесение полосы Д-А с максимумом в области ~1.05 эВ к вышеуказанным типам ростовых точечных дефектов (доноров и акцепторов) было сделано также в работах [16, 17].

Эксперименты по облучению пленок CIGS высокоэнергетическими электронами (~5 МэВ) показывают, что коротковолновое смещение полосы 1.052 эВ от уровня возбуждения уменьшается до 8 мэВ на порядок изменения интенсивности возбуждения для дозы облучения $\sim 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (рис. 6). Уменьшение смещения с 12 до 8 мэВ, по нашему мнению, обусловлено снижением амплитуды флуктуаций потенциала в кристаллической решетке облученных халькопиритных пленок CIGS [15]. Это снижение может быть связано с эффективным взаимодействием радиационно-индуцированных дефектов с ростовыми дефектами. В результате, по-видимому, происходит “залечивание” некоторых ростовых дефектов точечными дефектами, образуемыми при электронном облучении, т. е. снижается общая концентрация дефектов и уровень компенсации доноров и акцепторов как в отдельных зернах, так и на границах раздела между ними в поликристаллическом слое CIGS [15]. Важно отметить, что ранее было обнаружено улучшение параметров солнечных элементов на основе пленок CIGS после их облучения электронами с энергией 1 МэВ дозами $\geq 10^{16} \text{ см}^{-2}$ [22]. Результаты данной работы также демонстрируют положительный эффект воздействия электронов для доз облучения $< 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, проявляющийся в упорядочении кристаллической структуры пленок CIGS за счет “залечивания” ростовых дефектов. Кроме того, при увеличении дозы облучения электронами от 10^{16} до 10^{17} см^{-2} наблюдается эффект интегрального роста интенсивности полосы Д-А ~1.052 эВ в 2—4 раза, что связано с увеличением времени жизни неравновесных носителей заряда за счет “залечивания” радиационными дефектами безызлучательных каналов рекомбинации, т. е. ростовых дефектов. Важно отметить, что подобные эффекты в оптических спектрах люминесценции наблюдались при облучении пленок CIGS дейтронами и протонами [15, 23, 24].

В дополнение к этому облучение пленок CIGS приводит к появлению в спектрах ФЛ двух дополнительных “глубоких” полос $P_1 \sim 0.91$ эВ и $P_2 \sim 0.77$ эВ (рис. 5 и 6). Высокие дозы облучения ($\geq 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$) уменьшают интенсивность основной полосы Д-А, в то время как интенсивность полос P_1 и P_2 , обусловленных радиационно-индуцированными дефектами, продолжает увеличиваться. Эти полосы не смещаются от уровня возбуждения и соответствуют оптическим переходам на энергетические уровни глубоких дефектов ~0.37 и 0.51 эВ в запрещенной зоне CIGS. По нашему мнению, дефектами, индуцированными электронным облучением, являются простейшие точечные центры — атомы меди, замещающие индий Cu_{In} (полоса P_1), и вакансия индия V_{In} (полоса P_2) [20].

Заключение. На основании исследования оптических свойств (пропускания, отражения, фотолюминесценции, спектров возбуждения люминесценции) тонких пленок полупроводниковых соединений CIGS с отношением элементов $Ga/(Ga+In) \sim 0.27$ определена ширина запрещенной зоны материала $E_g \sim 1.28$ эВ при 4.2 К. Установлено, что облучение тонких пленок CIGS высокоэнергетическими (~5 МэВ) электронами в интервале доз $10^{16}—2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ приводит к образованию радиационных дефектов, являющихся эффективными каналами излучательной рекомбинации с глубокими энергетическими уровнями ~0.37 и 0.51 эВ в запрещенной зоне материала.

Предполагается, что атомы меди, замещающие индий Cu_{In}, и вакансии индия V_{In} ответственны за появление уровней 0.37 и 0.51 эВ. Обнаружен эффект “залечивания” ростовых дефектов радиационно-индуцированными дефектами, приводящий к уменьшению флуктуаций потенциала в пленках CIGS, что проявляется в уменьшении смещения полосы донорно-акцепторной рекомбинации ~1.052 эВ в 1.5 раза (с 12 до 8 эВ) на порядок изменения уровня возбуждения, а также эффект увеличения интегральной интенсивности этой полосы при дозах облучения ≤10¹⁷ см⁻². Обнаруженные эффекты приводят к улучшению структуры и качества пленок CIGS. Это позволяет считать, что облучение электронами в области малых доз (<5·10¹⁷ см⁻²) будет улучшать также параметры солнечных элементов, сформированных на основе соединений CIGS со структурой халькопирита.

Работа выполнена при поддержке Государственной комплексной программы научных исследований “Наноматериалы и нанотехнологии”, задание 6.17, Королевского Общества Великобритании (проект IJP 2008/R1) и EPSRC (проект EP/E026451/1).

- [1] L.Repins, M.A.Contreras, B.Egaas, C.DeHart, J.Scharf, C.L.Perkins. *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, **16** (2008) 235—239
- [2] P.Jackson, R.Würz, U.Rau, J.Mattheis, M.Kurth, T.Schlötzer, G.Bilger, J.H.Werner. *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, **15** (2007) 507—519
- [3] S.Messenger, R.Walters, G.Summers, T.Morton, G.La Roche, C.Signorini, O.Anzawa, S.Matsuda. *Proc. 16th Eur. PV Solar Energy Conference, Glasgow, UK (2000)* 974—977
- [4] A.Jasenek, U.Rau. *J. Appl. Phys.*, **90** (2001) 650—658
- [5] H.S.Lee, H.Okada, A.Wakahara, A.Yoshida. *J. Appl. Phys.*, **94** (2003) 276—278
- [6] А.В.Мудрый, А.В.Иванюкович, М.В.Якушев, Я.В.Феофанов, В.С.Куликаускас, В.С.Черныш. *Поверхность*, **4** (2006) 51—54
- [7] T.Schlenker, V.Laptev, H.W.Schock, J.H.Werner. *Thin Solid Films*, **480-481** (2005) 29—32
- [8] G.Hanna, J.Mattheis, V.Laptev, Y.Yamamoto, U.Rau, H.W.Schock. *Thin Solid Films*, **431-432** (2003) 31—36
- [9] G.Hanna, A.Jasenek, U.Rau, H.W.Schock. *Phys. Status Solidi (a)*, **179** (2000) R7—R8
- [10] А.В.Мудрый, А.В.Иванюкович, М.В.Якушев, Р.Мартин, А.Саад. *Журн. прикл. спектр.*, **74**, № 3 (2007) 373—377
- [11] H.Neumann, W.Hörig, P.A.Jones, G.Lippold, H.Sobotta, R.D.Tomlinson, M.V.Yakushev. *Cryst. Res. Technol.*, **29** (1994) 719—726
- [12] J.I.Pankove. *Optical Processes in Semiconductors*, New Jersey, Englewood Cliffs (1971)
- [13] G.W.El Haj Moussa, M.Ajaka, M.El Tahchi, E.Eid, C.Llinares. *Phys. Status Solidi (a)*, **202** (2005) 469—475
- [14] S.Theodoropoulou, D.Papadimitriou, N.Regga, S.Siebert, M.Ch.Lux-Steiner. *Thin Solid Films*, **511-512** (2006) 690—694
- [15] M.V.Yakushev, R.W.Martin, J.Krustok, A.V.Mudryi, D.Holman, H.W.Shock, R.D.Pilkington, A.E.Hill, R.D.Tomlinson. *Thin Solid Films*, **378** (2001) 201—204
- [16] V.Alberts, J.H.Schön, M.J.Witcomb, E.Bucher, U.Rühle, H.W.Shock. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **31** (1998) 2869—2876
- [17] M.J.Romero, K.Ramanathan, M.A.Contreras, M.M.Al-Jassim, R.Noufi, P.Sheldon. *Appl. Phys. Lett.*, **83** (2003) 4770—4772
- [18] T.Enzenhofer, T.Unold, H.W.Shock. *Phys. Status Solidi (a)*, **203** (2006) 2624—2629
- [19] K.Yoshino, M.Iwamoto, H.Yokoyama, A.Fukuyama, K.Maeda, Sh.Niki, T.Ikari. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **38** (1999) 3171—3174
- [20] S.B.Zhang, S.H.Wei, A.Zunger, H.Hatayama-Yoshida. *Phys. Rev. B*, **57** (1998) 9642—9656
- [21] C.Rincon, R.Marquez. *J. Phys. Chem. Solids*, **60** (1999) 1865—1873
- [22] A.Jasenek, T.Hahn, M.Schmidt, K.Weinert, M.Wimbor, G.Hanna, K.Orgassa, M.Hartmann, H.W.Schock, U.Rau, J.H.Werner, B.Schattat, S.Kraft, K.H.Schmid, W.Bolse, G.Laroche, A.Robben, K.Bogus. *Proc. 16th Eur. PV Solar Energy Conference, Glasgow, UK (2000)* 982—986
- [23] А.В.Мудрый, А.В.Иванюкович, М.В.Якушев, В.С.Куликаускас, В.С.Черныш. *Журн. прикл. спектр.*, **73**, № 6 (2006) 828—830
- [24] M.V.Yakushev, R.W.Martin, F.Urquhart, A.V.Mudryi, H.W.Shock, J.Krustok, R.D.Pilkington, A.E.Hill, R.D.Tomlinson. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **39**, Suppl 39-1 (2000) 320—321