

# ПРИКЛАДНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

JOURNAL  
OF APPLIED  
SPECTROSCOPY

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

3

МАЙ — ИЮНЬ

2010

ТОМ 77

Ж

У

Р

Н

А

Л

**СТРУКТУРНЫЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ ПЛЕНОК ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$** 

А. В. Мудрый <sup>а\*</sup>, В. Ф. Гременок <sup>а</sup>, А. В. Короткий <sup>а</sup>, В. Б. Залесский <sup>б</sup>,  
М. В. Якушев <sup>в</sup>, Ф. Луккерт <sup>в</sup>, Р. Мартин <sup>в</sup>

УДК 539.216.2+621.315.55/58

<sup>а</sup> Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению, 220072, Минск, ул. П. Бровки, 19; e-mail: mudryi@ifftp.bas-net.by

<sup>б</sup> Институт физики им. Б. И. Степанова НАН Беларуси, Минск

<sup>в</sup> Университет Страсклайд, Глазго, Великобритания

(Поступила 25 февраля 2010)

Методами рентгеноспектрального локального микроанализа и сканирующей оже-электронной спектроскопии проведен анализ химического состава тонких пленок полупроводниковых соединений  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$  (CIGS). С использованием рентгенодифракционного анализа выявлено различие в преимущественной ориентации пленок CIGS в зависимости от технологических условий их выращивания. Установлено сильное влияние химического состава на смещение края собственного поглощения соединений CIGS. Показано, что изменение относительного соотношения элементов Ga и In в полупроводниковых соединениях CIGS приводит к изменению ширины запрещенной зоны  $E_g$  материала в спектральном диапазоне 1.05—1.72 эВ при температуре 4.2 К.

**Ключевые слова:** халькопиритные полупроводники, химический состав, коэффициент поглощения, рентгенодифракционный анализ, структура.

*A chemical composition of  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$  (CIGS) semiconductor compound thin films has been analyzed employing methods of energy-dispersive X-ray and scanning Auger electron spectroscopy. An effect of technological growth conditions on the preferential orientation of the films has been revealed using X-ray diffraction analysis. A strong impact of the chemical composition on a spectral shift of the self-absorption edge in the CIGS compounds has been determined. It is shown that variations of the Cu/Ga ratio in the CIGS semiconductor compound films are responsible for the changes in a band gap,  $E_g$ , of the material in a spectral region of 1.05—1.72 eV at 4.2 K.*

**Keywords:** chalcopyrite semiconductors, chemical composition, absorption coefficient, X-ray diffraction analysis, structure.

**Введение.** Достигнутый в последние годы прогресс в создании фотопреобразователей солнечной энергии на основе четырехкомпонентных полупроводников  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$  (CIGS) со структурой халькопирита стимулирует исследователей к дальнейшему развитию технологии выращивания более совершенных и эффективных тонкопленочных структур [1—4]. На сегодняшний день в лабораторных условиях создан солнечный элемент площадью 0.42 см<sup>2</sup> на базе тонких пленок CIGS с коэффициентом полезного действия (к.п.д.) ~19.9 %, что является рекордом для известных полупроводниковых тонкопленочных материалов [1]. В результате много-

**STRUCTURAL AND OPTICAL PROPERTIES OF  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$  SEMICONDUCTOR COMPOUND THIN FILMS**

A. V. Mudryi <sup>а\*</sup>, V. F. Gremenok <sup>а</sup>, A. V. Karotki <sup>а</sup>, V. B. Zalesski <sup>б</sup>, M. V. Yakushev <sup>в</sup>, F. Luckert <sup>в</sup>, and R. Martin <sup>в</sup> (<sup>а</sup> Scientific-Practical Material Research Centre, National Academy of Sciences of Belarus, 19 P. Brovka Str., Minsk, 220072, Belarus; e-mail: mudryi@ifftp.bas-net.by; <sup>б</sup> B. I. Stepanov Institute of Physics, National Academy of Sciences of Belarus, Minsk; <sup>в</sup> Strathclyde University, Glasgow, UK)

численных исследований, проведенных в последние годы, удалось установить, что наиболее подходящие концентрации атомов галлия, замещающих атомы индия в четырехкомпонентном халькопиритном соединении CIGS, находятся в пределах 3—10 ат.%. Установлено, что при соотношении элементов галлия и индия  $\text{Ga}/(\text{Ga}+\text{In}) \sim 0.2\text{—}0.4$  достигается оптимальное фотообразование энергии в солнечных элементах, созданных на основе четырехкомпонентных соединений CIGS [1, 2]. Совершенствование технологии изготовления солнечных элементов, интенсивно проводимое в последнее время в различных научных центрах, позволило достичь в гетероструктурах  $\text{ZnO}/\text{GdS}/\text{CIGS}/\text{Mo}/\text{стекло}$  стабильного к.п.д. на уровне 14—19%. Следует ожидать, что дальнейшая оптимизация химического состава четырехкомпонентных полупроводниковых соединений CIGS со структурой халькопирита и уменьшение концентрации ростовых дефектов из-за отклонения состава от идеальной стехиометрии будут способствовать дальнейшему улучшению параметров солнечных элементов, включая увеличение к.п.д. Изучение структуры соединений CIGS и их электронных свойств важно не только для установления природы ростовых дефектов на атомарном уровне, но и в целом полезно для углубления наших представлений о реальной структуре и строении кристаллической решетки сложных многокомпонентных соединений, что несомненно будет способствовать улучшению технологии производства солнечных элементов на основе этих соединений. Поэтому основная задача настоящей работы — установление закономерностей изменения энергетической зонной структуры в области прямых разрешенных переходов в зависимости от химического состава соединений CIGS, т. е. соотношения основных элементов Ga и In в широком диапазоне концентраций.

**Эксперимент.** С использованием известных технологий выращивания тонких пленок полупроводниковых соединений CIGS на стеклянных подложках, основанных на термическом испарении элементов Cu, In, Ga и Se [5—7] или магнетронном напылении металлических слоев Cu, In, Ga и их последующей двухстадийной селенизации при температурах 300—580 °C [8], в данной работе проводилась оптимизация процесса получения структурно-совершенных пленок необходимого химического состава. С этой целью формирование пленок CIGS осуществлялось при разных технологических условиях непосредственно на стеклянных подложках, а также на стеклянных подложках, покрытых слоем молибдена, который необходим для обеспечения электрического контакта к солнечным элементам. Толщина базового слоя CIGS составляла 1.0—1.5 мкм. Химический состав пленок CIGS определялся с использованием сканирующей оже-электронной спектроскопии с послойным сравнением и анализом распределения элементов по глубине пленок, а также методом рентгеноспектрального локального микроанализа (РСА). Рентгеноструктурный анализ тонких пленок CIGS проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М в  $\text{CuK}_\alpha$  монохроматизированном излучении. Рентгеновская съемка осуществлялась в непрерывном режиме в интервале углов  $2\theta \sim 20\text{—}80^\circ$ .

Спектры пропускания и отражения в области 0.2—3.0 мкм регистрировались на двухлучевом спектрофотометре Carry-500 Scan UV-Vis-NIR (Varian, США), а также с помощью дифракционного монохроматора МДР-23У с фокусным расстоянием зеркального объектива  $f = 0.6$  м и решеткой 600 штр/мм. В качестве детекторов оптических сигналов в этом случае использовались охлаждаемые до температуры кипения жидкого азота фотосопротивления на основе PbS или InGaAs *p-i-n*-фотодиоды (Hamamatsu, Япония). Сигналы с детекторов обрабатывались узкополосным усилителем и преобразовывались в постоянные сигналы на основе метода синхронного детектирования с последующим аналого-цифровым преобразованием. Источником света при измерении спектров пропускания и отражения служила галогеновая вольфрамовая лампа накаливания мощностью 100 Вт. Оптические спектры корректировались с учетом спектральной чувствительности детекторов, аппаратной функции монохроматора и спектральной характеристики вольфрамовой лампы накаливания. Спектры пропускания при низких температурах регистрировались при непосредственном погружении исследуемых образцов в охлаждающую жидкость — азот (~78 К) или гелий (4.2 К). Другие дополнительные особенности методики изложены в работе [9].

**Обсуждение результатов.** В качестве примера на рис. 1 приведены рентгенодифракционные спектры с отмеченными линиями основных идентифицированных фаз для четырех выра-

щенных пленок. На рис. 1 (спектр 1) показан рентгенодифракционный спектр для трехкомпонентного халькопиритного соединения  $\text{CuInSe}_2$  (CIS). Пленка CIS, выращенная непосредственно на стеклянной подложке, являлась эталоном для сравнительного анализа качества структуры материала с другими более сложными четырехкомпонентными пленками CIGS, созданными по аналогичной технологии [8]. Как видно, основные рефлексы соответствуют халькопиритной фазе соединения CIS. Важно отметить, что отношение интенсивностей основных рефлексов  $I_{(112)}/I_{(204,220)}$  составляет  $\sim 2$  и близко к отношению, характерному для хаотически ориентированных порошков CIS [10]. По нашему мнению, это свидетельствует о высоком качестве напыленных пленок CIS, что также подтверждается обнаружением в их спектрах люминесценции, возбуждения люминесценции и поглощения узких линий свободных экситонов *A* и *B* при 4.2 К [11]. Рентгенодифракционные спектры 2—4 содержат узкие рефлексы фазы CIS для пленок CIGS, сформированных непосредственно на стеклянных подложках (спектры 2 и 3) и дополнительные к фазе CIS рефлексы от пленки молибдена на стекле (спектр 4). Общий вид рентгенодифракционных спектров, высокая интенсивность рефлексов, отсутствие рефлексов от других фаз, а также малое значение полуширины основных рефлексов указывают на высокое качество пленок четырехкомпонентного полупроводникового соединения CIGS и подтверждают наличие в выращенных пленках кристаллической решетки со структурой халькопирита. Наряду с этим, как видно из рис. 1, наблюдается текстурирование в зависимости от технологических условий выращивания пленок CIGS. Так, например, для пленки, выращенной на молибдене, сильное преимущественное текстурирование реализуется для рефлексов (204)/(220) с соотношением интенсивностей основных рефлексов  $I_{(112)}/I_{(204,220)} \sim 0.13$ . Для пленок CIGS, сформированных на

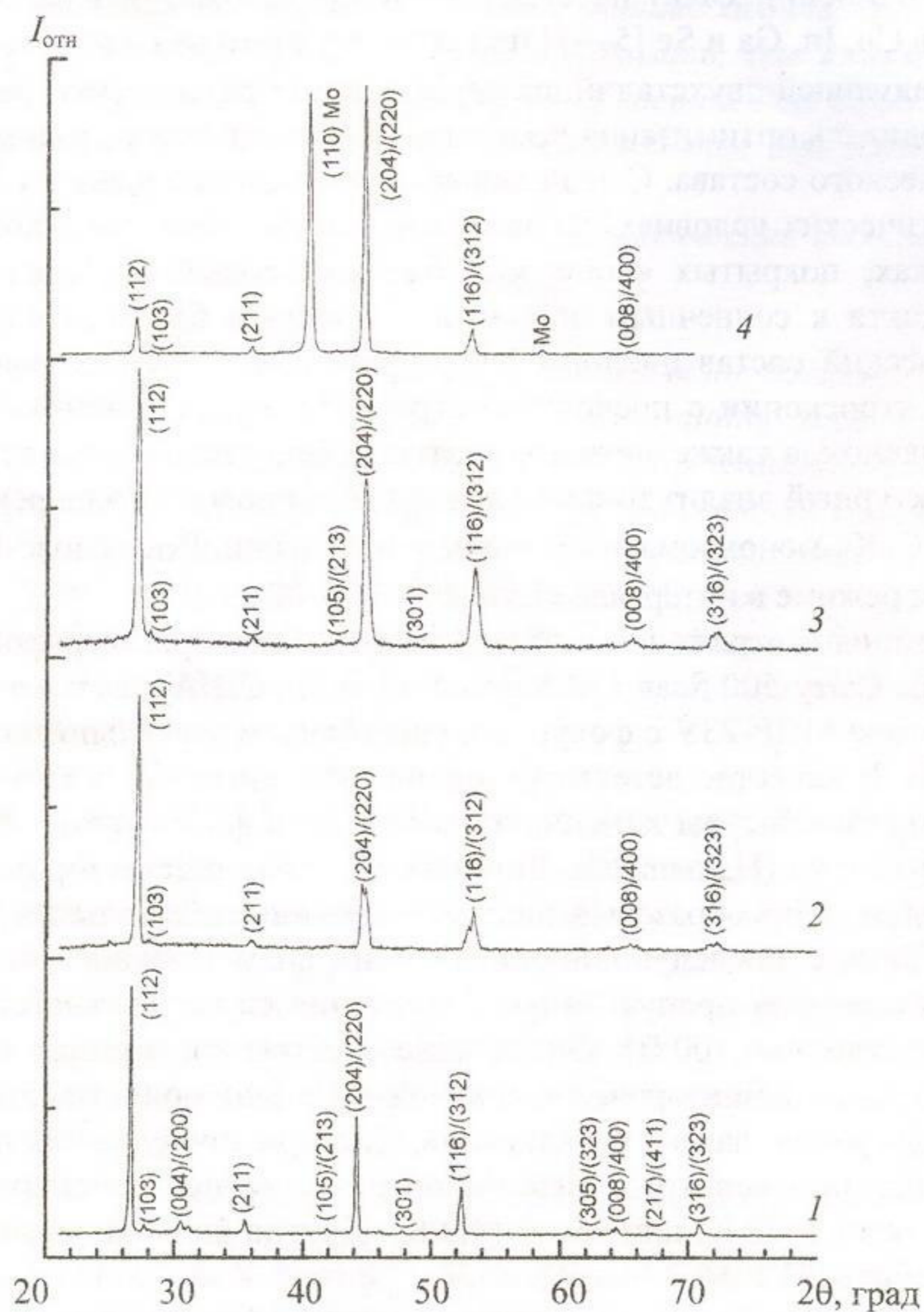


Рис. 1. Рентгенодифракционные спектры тонких пленок полупроводниковых соединений, сформированных на стеклянных подложках: 1 —  $\text{CuInSe}_2$ ; 2 и 3 —  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ , образцы 5 и 6; 4 —  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2/\text{Mo}$

стекле, отношение интенсивностей рефлексов составляет ~1.62 (спектр 3) и 3.9 (спектр 2). Таким образом, можно утверждать о различной степени преимущественного текстурирования поликристаллических пленок CIGS, формируемых в различных технологических условиях, что также обнаружено в других экспериментах [7, 12—14].

В работе [14] показано, что наибольшей эффективностью с к.п.д. ~ 19.5 % обладают солнечные элементы, сформированные на пленках CIGS, имеющих преимущественную ориентацию в направлении <204/220> с соотношением интенсивностей рефлексов  $I_{(204,220)}/I_{(112)} \sim 1.94$  [15] или 15.4 [14]. При этом преимущественное текстурирование при выращивании пленок CIGS может быть достигнуто с использованием избыточного (на уровне, превышающем 3—4 раза) давления паров селена над парами металлов [7]. Полученные нами результаты демонстрируют, что преимущественное текстурирование с соотношением интенсивностей основных рефлексов  $I_{(204,220)}/I_{(112)} \sim 8$  может быть реализовано при формировании пленок CIGS с избыточным давлением паров селена над металлами всего в 2 раза при условии получения качественной адгезии слоя молибдена на стеклянной подложке. Снижение порога давления паров селена над металлом важно с технологической точки зрения для дальнейшего совершенствования технологии формирования структурно-совершенных слоев CIGS и, соответственно, получения солнечных элементов на их основе с более эффективным фотопреобразованием.

В качестве примера на рис. 2, а приведены спектры пропускания халькопиритного соединения CIGS (см. табл. 1), зарегистрированные со спектральным разрешением ~0.2 эВ при температурах 4.2, 78 и 300 К. Как видно, образец 6 характеризуется относительно высоким пропусканием на уровне 50—70 % в длинноволновой области спектра и пологим краем собственного пропускания в области 1.15—1.35 эВ при толщине пленки CIGS ~ 1.5 мкм. Коэффициент отражения пленок в спектральной области 0.8—1.7 мкм составлял  $R \sim 0.15$ . Как видно, с понижением температуры эксперимента происходит высокоэнергетическое смещение края фундаментального поглощения, что характерно для прямозонных полупроводников CIGS. Коэффициент оптического поглощения  $\alpha(h\nu)$  рассчитан с использованием выражения [16]:

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

где  $R$  — коэффициент отражения;  $T$  — коэффициент пропускания;  $d$  — толщина пленки. Для полупроводников с прямой энергетической зонной структурой спектральная зависимость коэффициента поглощения определяется следующим соотношением [17]:

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

где  $A$  — константа;  $E_g$  — ширина запрещенной зоны. На рис. 2, б приведена спектральная зависимость квадрата коэффициента поглощения, вычисленная с использованием соотношений (1) и (2) для образца 6 при различных температурах измерения. Ширина запрещенной зоны  $E_g$  определенная по экстраполяции наклона кривой  $\alpha^2(h\nu)$  к оси энергии фотонов, для 4.2, 78 и 300 К составила 1.235, 1.230 и 1.214 эВ соответственно. Следует отметить, что найденные нами значения температурного смещения края фундаментального поглощения для пленок CIGS ~25 мэВ находятся в хорошем согласии с данными по температурному смещению края экситонного поглощения и люминесценции соединения CuInSe<sub>2</sub> [18, 19]. На рис. 2, а' приведены спектры оптического пропускания образца 5 при температурах 4.2, 78 и 300 К. Как видно, для этого образца длинноволновое пропускание несколько меньше и соответствует уровню 40—50 %, а фундаментальный край поглощения имеет более резкую крутизну по сравнению с собственным поглощением образца 6. Зависимость квадрата коэффициента поглощения от энергии фотонов, рассчитанная на основании выражений (1) и (2), представлена на рис. 2, б'. Как следует из экстраполяции наклона  $\alpha^2(h\nu)$  к оси энергий, для образца 5  $E_g = 1.191, 1.187$  и  $1.169$  эВ при температурах 4.2, 78 и 300 К. При этом для интервала температур 4.2—300 К относительное смещение края фундаментального поглощения пленок CIGS составляет ~21 мэВ, что также согласуется с относительным сдвигом края фундаментального поглощения и экситонной люминесценции базового полупроводникового соединения CuInSe<sub>2</sub>. Измерены также спектры пропускания ряда других образцов, имеющих различное соотношение элементов Cu, In, Ga и Se. Основные

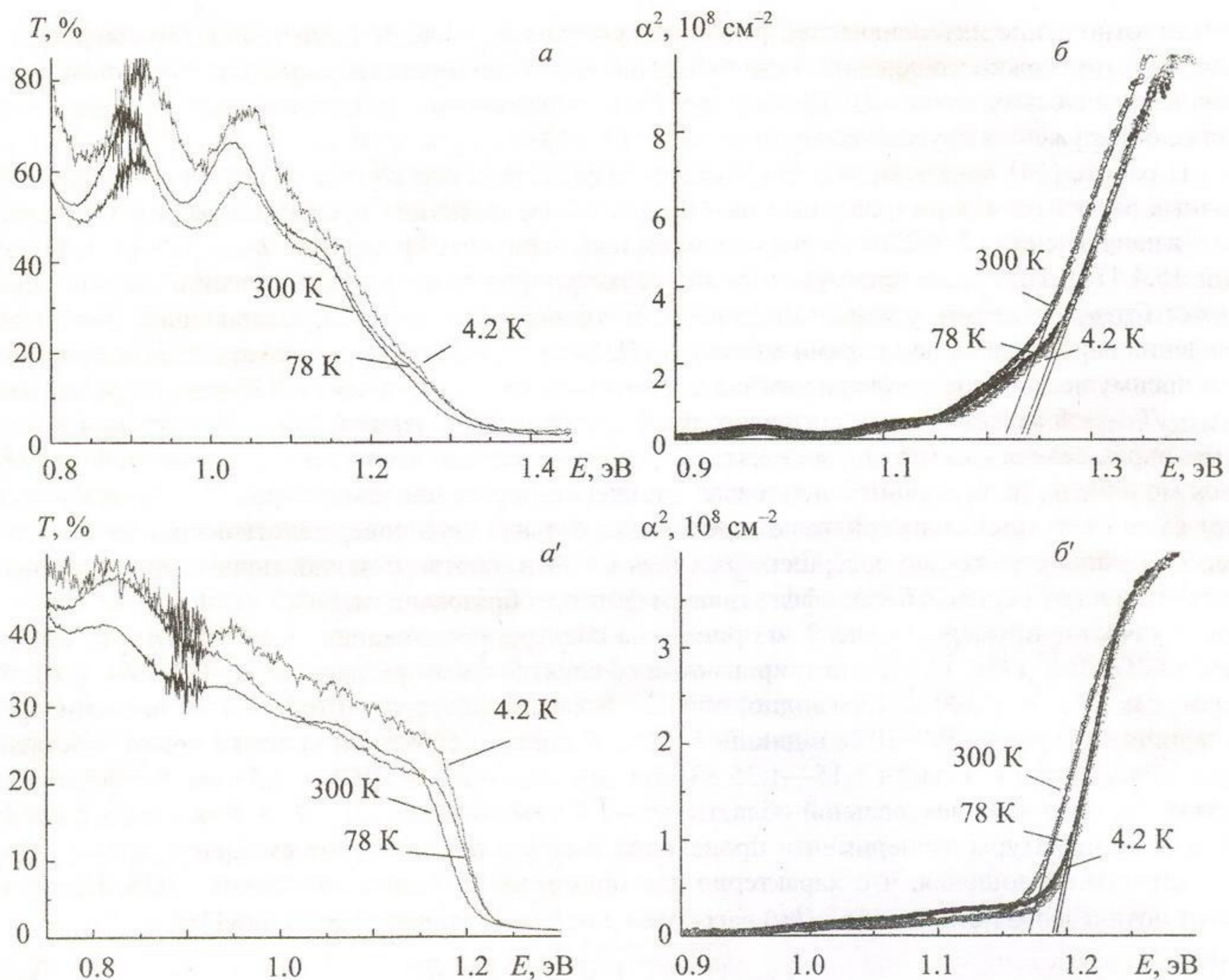


Рис. 2. Спектры пропускания ( $a, a'$ ) и рассчитанные спектральные зависимости квадрата коэффициента поглощения ( $b, b'$ ) при различных температурах для пленки CIGS: образец 6 ( $a, b$ ), образец 5 ( $a', b'$ )

результаты этих измерений приведены в табл. 1. Определение концентраций элементов Cu, In и Ga осуществлялось с использованием метода сканирующей оже-электронной спектроскопии (СОЭС) и последующим их усреднением по всем стадиям послойного стравливания (~20 слоев), а также на основании метода PCA в трех точках поверхности образца, по значениям с которых также проводилось усреднение. Отметим, что концентрации атомов на поверхности, определенные методом PCA, и в объеме — методом СОЭС, оказались приблизительно одинаковыми.

Как следует из рис. 2 и табл. 1, варьирование относительного процентного содержания примесных атомов In и Ga в тонких пленках CIGS приводит к значительному изменению ширины запрещенной зоны, численное значение которой определяет, как известно, эффективность работы солнечных элементов, созданных на основе этого полупроводникового соединения при оптимальном подборе состава на уровне  $Ga/Ga+In \sim 0.3$  [1]. Эксперименты показали, что даже при практически одинаковых режимах создания базовых слоев CIGS для солнечных элементов (скорости осаждения металлических прекурсоров Cu, In, Ga и атомов Se, температуре подложки, давлении паров селена и др.) в реальных условиях возможно значительное изменение ширины запрещенной зоны  $E_g$  материала с изменением крутизны края собственного поглощения, а также коэффициентов поглощения и отражения. Это требует соответствующего контроля  $E_g$  на тестовых структурах не только для обеспечения стабильности технологического процесса осаждения, но и для систематической оценки крутизны края поглощения, определяющей спектральную зависимость отклика фототока солнечных элементов в ИК области.

Т а б л и ц а 1. Элементный состав (ат. %) по данным сканирующей оже-электронной спектроскопии и ширина запрещенной зоны  $E_g$  (эВ) пленок CIGS на стеклянных подложках при различных температурах

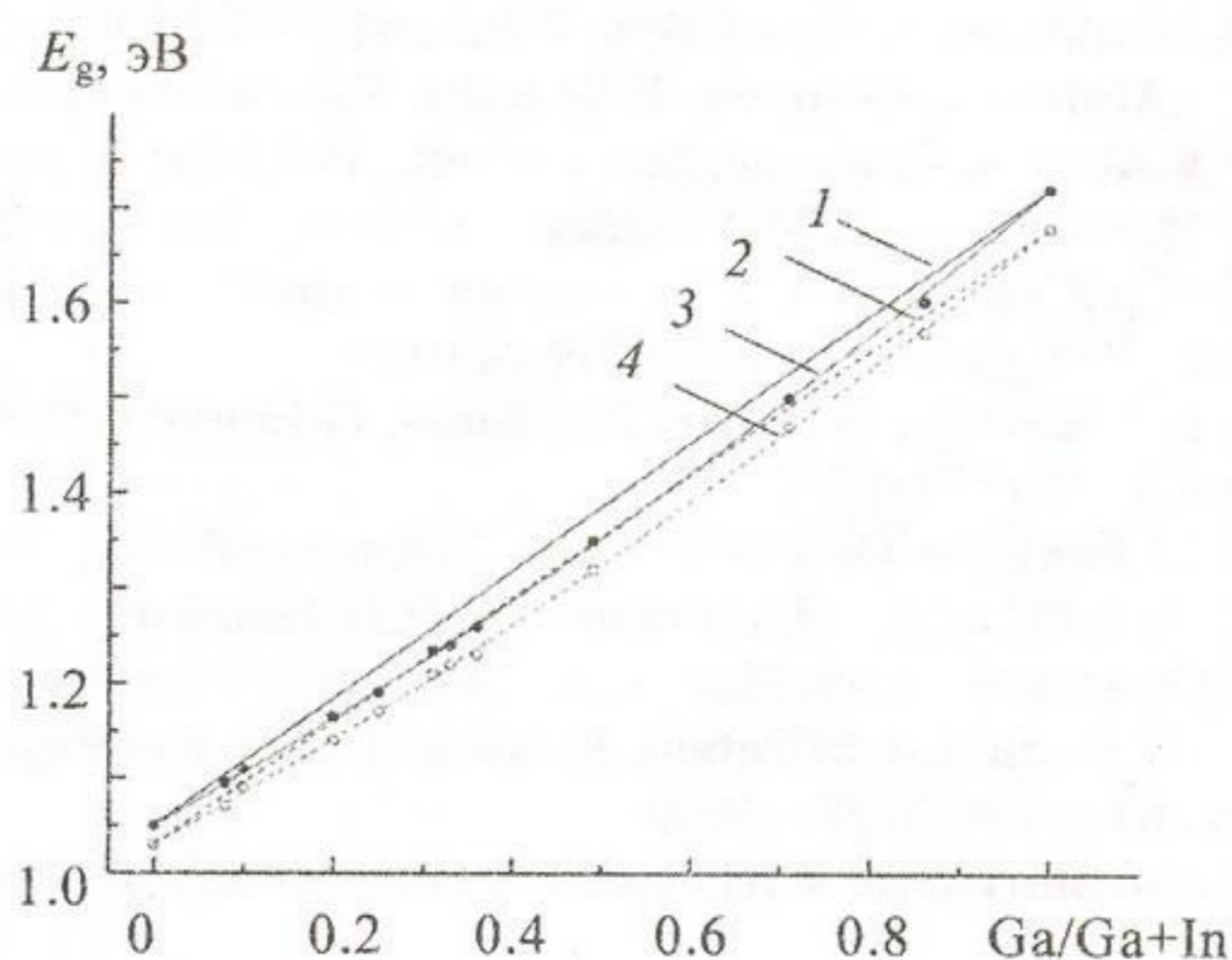
Образец	Cu	In	Ga	Se	Соотношение Ga/Ga+In	$E_g$	
						300 К	4.2 К
1	25.2	24.9	0	49.9	0	1.03	1.050
2	24.8	23.8	2.1	49.4	0.08	1.07	1.095
3	25.3	22.1	2.4	50.2	0.10	1.09	1.110
4	25.0	19.9	5.1	50.0	0.20	1.14	1.165
5	25.5	18.1	6.2	50.2	0.25	1.17	1.191
6	25.2	16.4	7.4	51.0	0.31	1.21	1.235
7	23.9	16.1	7.9	52.1	0.33	1.22	1.240
8	25.7	16.1	9.1	49.1	0.36	1.23	1.260
9	24.8	12.8	12.3	50.1	0.49	1.32	1.350
10	25.3	7.8	19.1	47.8	0.71	1.47	1.500
11	24.9	3.7	23.2	48.2	0.86	1.57	1.602
12	25.1	0	24.8	50.1	1.00	1.68	1.722

На рис. 3 представлены зависимости изменения ширины запрещенной зоны для пленок CIGS от соотношения концентрации основных элементов Ga и In, полученные по данным оптического поглощения при 4.2 и 300 К. Экспериментальные данные могут быть описаны параболической функцией:

$$E_g^{\text{CIGS}} = E_g^{\text{CGS}}x + E_g^{\text{CIS}}(1-x) - bx(1-x), \quad (3)$$

где  $E_g^{\text{CIS}} \approx 1.050$  эВ,  $E_g^{\text{CGS}} \approx 1.722$  эВ,  $b \approx 0.13$  эВ ( $b$  — коэффициент прогиба) при 4.2 К и  $E_g^{\text{CIS}} \approx 1.03$  эВ,  $E_g^{\text{CGS}} \approx 1.68$  эВ,  $b \approx 0.12$  эВ при 300 К. Для сравнения на рис. 3 представлены линейные аппроксимации ширины запрещенной зоны соединений CIGS, описываемые выражениями  $E_g^{\text{CIGS}} = E_g^{\text{CIS}} + 0.672x$  при 4.2 К и  $E_g^{\text{CIGS}} = E_g^{\text{CIS}} + 0.65x$  при 300 К. Нелинейная зависимость  $E_g$  от содержания Ga и In в CIGS может быть обусловлена статистически неупорядоченным распределением компонентов соединений по узлам соответствующей подрешетки. Следует отметить, что полученный нами коэффициент прогиба  $b \approx 0.13$  эВ при 4.2 К является наименьшим из известных значений для пленок и монокристаллов CIGS, что свидетельствует о формировании относительно качественных пленок, в которых эффекты хаотического распределения компонентов соединения проявляются не сильнее, чем в выявленных ранее случаях [20—23].

Рис. 3. Зависимость ширины запрещенной зоны  $E_g$  от состава соединений CIGS (соотношения Ga/Ga+In) при 4.2 (1, 3) и 300 К (2, 4), точки — эксперимент; 1, 2 — линейные аппроксимации  $E_g^{\text{CIGS}} = E_g^{\text{CIS}} + ax$ ; 3, 4 — квадратичные аппроксимации  $E_g^{\text{CIGS}} = E_g^{\text{CGS}}x + E_g^{\text{CIS}}(1-x) - bx(1-x)$



**Заключение.** Методами рентгеноспектрального локального микроанализа и сканирующей оже-электронной спектроскопии проведен анализ химического состава выращенных пленок Cu(In, Ga)Se<sub>2</sub>. Рентгенодифракционный анализ показал, что выращенные полупроводниковые пленки Cu(In, Ga)Se<sub>2</sub> имеют халькопиритную структуру и однофазный состав. В случае нанесения пленок соединения Cu(In, Ga)Se<sub>2</sub> на пленки молибдена в дифракционных спектрах обнару-

жены рефлексы от фазы Mo. Для эталонных пленок соединения CuInSe<sub>2</sub>, выращенных на стеклянной подложке, отношение интенсивностей основных рефлексов  $I_{(112)}/I_{(204,220)} \sim 2.0$ , что близко к отношению, характерному для поликристаллических порошков CuInSe<sub>2</sub>. Обнаружена различная степень текстурирования пленок Cu(In, Ga)Se<sub>2</sub> в зависимости от технологических условий выращивания.

На основании измерения оптического пропускания и отражения определены коэффициенты поглощения в области края фундаментального поглощения полупроводниковых соединений Cu(In, Ga)Se<sub>2</sub>, сформированных на стеклянных подложках. Установлено сильное влияние химического состава (соотношение Ga/Ga+In) на изменение спектральной зависимости коэффициента поглощения в области края фундаментального поглощения. Показано, что экспериментальные данные по смещению края фундаментального поглощения от состава соединений Cu(In, Ga)Se<sub>2</sub> могут быть описаны параболической зависимостью с коэффициентом прогиба  $b \sim 0.13$  эВ при 4.2 К, что свидетельствует о невысокой степени хаотического распределения компонентов соединения.

Авторы выражают благодарность К. Вейнерт и профессору Х. Шоку за предоставление ряда образцов соединений Cu(In, Ga)Se<sub>2</sub>.

Работа выполнена в рамках Государственной комплексной программы научных исследований "Наноматериалы и нанотехнологии", задание 6.17.

- [1] I.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] A.Goetzberger, C.Hebling, H.W.Schock. Mater. Sci. Engin. R, 40 (2003) 1—46
- [4] M.A.Green, K.Emery, Y.Hishikawa, W.Warta. Progr. Photovolt. Res. Appl., 16 (2008) 61—67
- [5] L.Stolf, J.Hedström, J.Kessler, M.Ruckh, K.O.Velthaus, H.W.Schock. Appl. Phys. Lett., 62 (1993) 597—599
- [6] G.Hanna, A.Jasenek, U.Rau, H.W.Schock. Phys. Status Solidi (a), 179 (2000) R7—R8
- [7] T.Schlenker, V.Laptev, H.W.Schock, J.H.Werner. Thin Solid Films, 480-481 (2005) 29—32
- [8] M.V.Yakushev, A.V.Mudryi, V.F.Gremenok, E.P.Zaretskaya, V.B.Zalesski, Y.Feofanov. Thin Solid Films, 451-452 (2004) 133—136
- [9] А.В.Мудрый, А.В.Иванюкович, М.В.Якушев, Р.Мартин, А.Саад. Журн. прикл. спектр., 74, № 3 (2007) 373—377
- [10] K.S.Knight. Mater. Res. Bull., 27 (1992) 161—167
- [11] M.V.Yakushev, A.V.Mudryi, V.F.Gremenok, V.B.Zalesski, P.I.Romanov, Y.V.Feofanov, R.W.Martin, R.D.Tomlinson. J. Phys. Chem. Solids, 64 (2003) 2005—2009
- [12] J.Müller, J.Nowoczin, H.Schmitt. Thin Solid Films, 496 (2006) 364—370
- [13] V.Alberts. Semicond. Sci. Technol., 19 (2004) 65—69
- [14] M.A.Contreras, M.J.Romero, R.Noufi. Thin Solid Films, 511-512 (2006) 51—54
- [15] M.A.Contreras, K.Ramanathan, J.AbuShama, F.Hasoon, D.L.Young, B.Egaas, R.Noufi. Progr. Photovoltaic. Res. Appl., 13 (2005) 209—216
- [16] H.Neumann, W.Hörig, P.A.Jones, G.Lippold, H.Sobotta, R.D.Tomlinson, M.V.Yakushev. Cryst. Res. Technol., 29 (1994) 719—726
- [17] J.I.Pankove. Optical Processes in Semiconductors, New Jersey, Englewood Cliffs (1971)
- [18] A.V.Mudryi, M.V.Yakushev, R.D.Tomlison, A.E.Hill, R.D.Pilkington, I.V.Bodnar, I.A.Victorov, V.F.Gremenok. Appl. Phys. Lett., 77 (2000) 2542—2544
- [19] S.Chichibu, T.Mizutani, K.Murakami, T.Kurofuji, H.Nakanishi, S.Niki, P.J.Fons, A.Yamada. J. Appl. Phys., 83 (1998) 3678—3689
- [20] Sho Shirakata, Y.Kannaka, H.Hasegawa, T.Kariya, Sh.Isomura. Jpn. J. Appl. Phys., 38 (1999) 4997—5002
- [21] M.I.Alonso, M.Garriga, C.A.Durante Rincon, E.Hernandez, M.Leon. Appl. Phys. A, 74 (2002) 659—664
- [22] G.W.El Haj Moussa, M.Ajaka, M.El Tahchi, E.Eid, C.Llinares. Phys. Status Solidi (a), 202 (2005) 469—475
- [23] S.Theodoropoulou, D.Papadimitriou, N.Regas, S.Siebert, M.Ch.Lux-Steiner. Thin Solid Films, 511-512 (2006) 690—694