

УДК 537.3:621.315.5

## ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ И ГАЛЬВАНОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА $\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_{2+\delta}$

© 2007 г. А. В. Мудрый\*, Т. В. Таврина\*\*, Е. И. Рогачева\*\*

\*Институт физики твердого тела и полупроводников Национальной академии наук Белоруссии, Минск

\*\*Национальный технический университет “Харьковский политехнический институт”, Украина

e-mail: tavrina@kpi.kharkov.ua

Поступила в редакцию 06.04.2006 г.

Исследованы фотолюминесцентные и гальваномагнитные свойства сплавов  $\text{CuInSe}_{2+\delta}$  и  $\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_2$ . На основании полученных результатов, дополненных рентгеноструктурными исследованиями, определены типы и положения энергетических уровней преобладающих дефектов в зависимости от характера и степени отклонения от стехиометрии.

### ВВЕДЕНИЕ

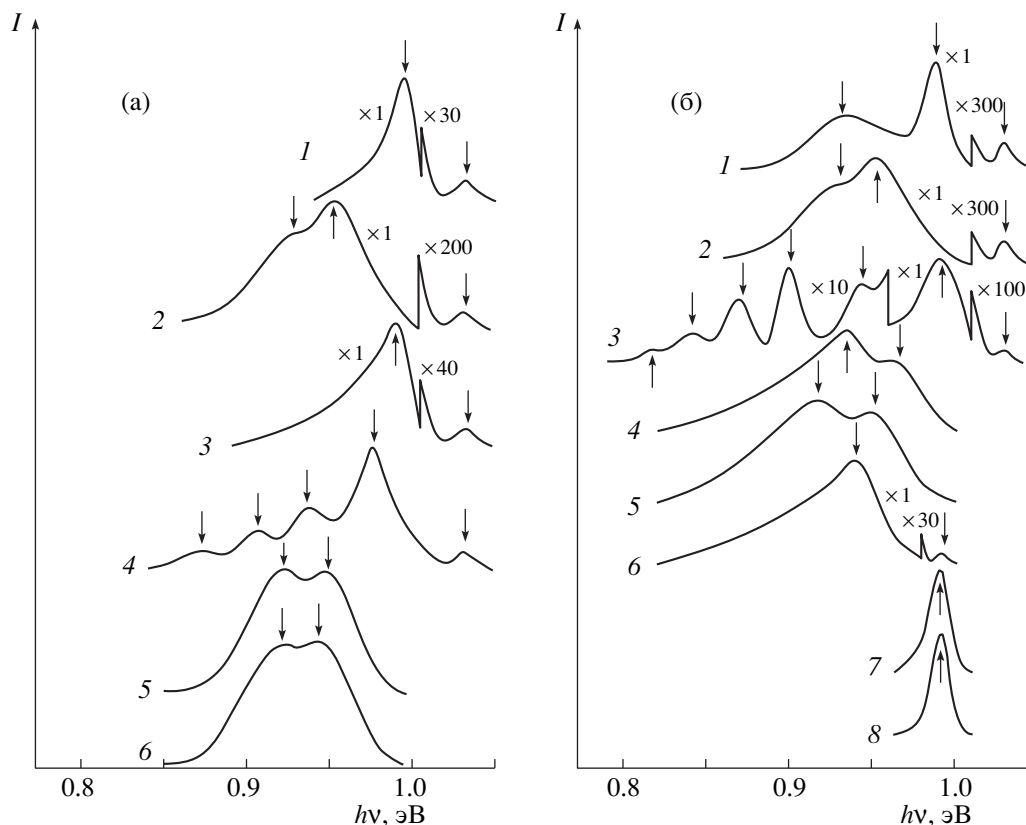
Полупроводниковое соединение  $\text{CuInSe}_2$  (CIS) имеет прямозонную энергетическую структуру (ширина запрещенной зоны  $\sim 1$  эВ), высокий коэффициент оптического поглощения ( $(5-7) \times 10^5 \text{ см}^{-1}$ ) и может проявлять проводимость как электронного, так и дырочного типа [1]. Благодаря сочетанию этих свойств, CIS эффективно используется для создания солнечных элементов, КПД которых превышает 18% [2, 3]. Успешное использование и дальнейшее повышение эффективности работы солнечных элементов связано с необходимостью исследования и контроля оптических и электрических свойств CIS. Поскольку самые высокие значения эффективности солнечных преобразователей на основе CIS достигаются в поликристаллических тонких пленках, представляет интерес исследование поликристаллического CIS.

Известно, что оптические и электрические свойства CIS существенно зависят от типа и концентрации собственных дефектов, образующихся при отклонении состава соединения от стехиометрического [4]. Поэтому для идентификации дефектов и определения энергетического положения их уровней наиболее широко используют метод люминесценции и электрические измерения [5–9]. Однако, несмотря на имеющиеся многочисленные работы, посвященные идентификации собственных дефектов в CIS, остаются противоречия в установлении их генезиса и определении величин энергии активации доноров и акцепторов, а результаты, полученные с помощью различных физических методов, часто не согласуются между собой даже для образцов с близкими химическими составами [10].

В тройных соединениях  $\text{A}^{\text{I}}\text{B}^{\text{III}}\text{C}_2^{\text{VI}}$ , к которым относится CIS, возможно образование по крайней мере 12 различных типов дефектов, включая три ти-

па вакансий ( $V_{\text{Cu}}$ ,  $V_{\text{In}}$ ,  $V_{\text{Se}}$ ), 3 типа межузельных атомов ( $\text{Cu}_i$ ,  $\text{In}_i$ ,  $\text{Se}_i$ ) и 6 антиструктурных дефектов ( $\text{Cu}_{\text{In}}$ ,  $\text{In}_{\text{Cu}}$ ,  $\text{Cu}_{\text{Se}}$ ,  $\text{In}_{\text{Se}}$ ,  $\text{Se}_{\text{Cu}}$ ,  $\text{Se}_{\text{In}}$ ) [4, 10]. Одновременное присутствие нескольких типов дефектов затрудняет установление корреляции между химическим составом, типом и концентрацией собственных дефектов и свойствами CIS. Для решения этой задачи необходимо сузить спектр одновременно сосуществующих собственных дефектов и иметь возможность управлять их типом и концентрацией. С этой целью нами использован [11] метод “контролируемых атомных дефектов” [12], позволяющий путем изменения состава сплавов вдоль определенного разреза в концентрационном треугольнике Cu–In–Se, проходящего через соединение CIS, вводить в кристалл собственные дефекты преимущественно одного типа и варьировать их концентрацию.

Ранее [13–15] нами проведены рентгенодифракционные исследования сплавов на основе CIS с составами, изменяющимися вдоль разрезов CuIn–CIS–Se и CuSe–CIS–InSe тройной системы Cu–In–Se, что соответствовало недостатку или избытку Se относительно стехиометрического состава и катионному замещению  $\text{Cu} \rightarrow \text{In}$  или  $\text{In} \rightarrow \text{Cu}$  соответственно, а в [16] определена энергия активации доноров и акцепторов, образующихся при этом. Высказано предположение [13, 14, 17], что при недостатке Se в CIS преобладающими дефектами являются анионные вакансии ( $V_{\text{Se}}$ ) и межузельные атомы  $\text{Cu}_i$ , а при избытке Se – катионные вакансии ( $V_{\text{Cu}}$  и  $V_{\text{In}}$ ), наряду с которыми при содержании Se свыше  $\sim 50.5$  ат. % появляются также межузельные атомы  $\text{Se}_i$  и/или антиструктурные дефекты. Отклонение от стехиометрии в сторону избытка InSe связывалось нами [15] с образованием дефектов замещения  $\text{In}_{\text{Cu}}$ , а в сторону избытка CuSe – с образованием дефектов  $\text{Cu}_{\text{In}}$ , сосуществующих с дефектами  $\text{Cu}_i$ . Для подтвержде-



**Рис. 1.** Спектры ФЛ сплавов  $\text{CuInSe}_{2+\delta}$  с  $\delta = -0.04$  (1), 0 (2), 0.02 (3), 0.04 (4), 0.08 (5), 0.12 (6) (а) и  $\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_2$  с  $y = -0.005$  (1), 0 (2), 0.005 (3), 0.01 (4), 0.015 (5), 0.025 (6), 0.035 (7), 0.05 (8) (б).

ния высказанных предположений в настоящей работе проведено дополнительное исследование люминесцентных и гальваномагнитных свойств этих сплавов.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Были исследованы сплавы  $\text{CuInSe}_{2+\delta}$  с постоянным катионным соотношением  $[\text{Cu}]/[\text{In}] = 1$  и содержанием Se в пределах 49.5–51.5 ат. % (разрез CuIn–CIS–Se), а также сплавы  $\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_2$  с фиксированным содержанием Se (50 ат. %) и изменяющимся от 0.90 до 1.01 соотношением  $[\text{Cu}]/[\text{In}]$  (разрез CuSe–CIS–InSe).

Поликристаллические образцы синтезировали из высокочистых элементов (не менее 99.999% основного компонента) в откачанных до  $10^{-3}$  Па кварцевых ампулах при температуре ~1380 К и подвергали гомогенизирующему отжигу при ~920 К. Идентичность условий приготовления обеспечивали одновременными синтезом и термической обработкой всех сплавов. Контрольное взвешивание слитков после синтеза и термической обработки, рентгеноспектральный и выборочный химический анализы на наличие примесей и основных элементов показали, что отклонение состава образцов от расчетного по всем элементам не превышало

$\pm 0.03$  ат. %. Воспроизводимость физических свойств при повторных синтезах образцов одного и того же состава также косвенно свидетельствовала о соответствии составов шихты и образца с точностью не ниже указанной.

Локальные измерения микротвердости, электропроводности и коэффициента термо-ЭДС, а также рентгеноспектральный анализ различных частей образца подтвердили достаточно высокую степень однородности слитков: разбросы значений указанных параметров не превышали погрешности их определения. Коэффициент Холла ( $R_H$ ) определяли в температурном интервале 80–300 К в постоянном магнитном поле 1 Тл при постоянном токе через образец. Погрешность определения  $R_H$  не превышала  $\pm 5\%$ . Фотолюминесценцию (ФЛ) измеряли при 4.2 К, используя в качестве источника оптического возбуждения аргоновый лазер, работающий на длине волны 488 нм. Оптическое излучение регистрировали с помощью охлаждаемого до температуры жидкого азота Ge *p-i-n*-детектора. Энергетическое положение линий в спектрах определяли с точностью  $\pm 0.001$  эВ.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Спектры ФЛ образцов  $\text{CuInSe}_{2+\delta}$  и  $\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_2$ , снятые при температуре 4.2 К, приведены на рис. 1а и 1б. Спектры нормированы на единицу, соответствующую максимуму интенсивности широкой полосы. На спектрах указаны также коэффициенты усиления, использованные при записи высокоэнергетических полос. Спектры состоят из перекрывающихся достаточно интенсивных и широких полос, появление которых может быть обусловлено несколькими механизмами излучательной рекомбинации – на донорно-акцепторных парах (ДАП), оптическими переходами на энергетические состояния доноров (акцепторов) из разрешенных зон, оптическими переходами между зонами. В таблице приведены составы исследованных образцов и энергетические положения полос ФЛ.

Образец стехиометрического состава характеризуется наличием в спектре ФЛ широких полос с максимумами при 0.952 и 0.928 эВ, а также слабой полосы с максимумом при 1.03 эВ вблизи края фундаментального поглощения (см. рис. 1 и таблицу). При  $\delta = 0.02$  основной пик ФЛ смещается в более коротковолновую область спектра, а поло-

жение полосы 1.03 эВ практически не изменяется (рис. 1а). В образце с  $\delta = 0.04$  (50.5 ат. % Se) в длинноволновой области спектра появляются две дополнительные линии (0.908 и 0.878 эВ). При  $\delta > 0.04$  вид спектра ФЛ качественно изменяется: основные пики ФЛ смещаются в область меньших энергий, и исчезает полоса 1.03 эВ. При недостатке Se в CIS в спектре ФЛ обнаруживается одна широкая полоса, которая смещена в коротковолновую область по сравнению с основными полосами стехиометрического CIS (рис. 1а), а также присутствует полоса 1.03 эВ вблизи края фундаментального поглощения.

Отклонение от стехиометрии в CIS, соответствующее катионному замещению  $\text{In} \rightarrow \text{Cu}$  или  $\text{Cu} \rightarrow \text{In}$  (избыток CuSe или InSe соответственно), также сопровождается изменением характера спектра ФЛ и положения основных пиков ФЛ по сравнению с полосами в спектре образца стехиометрического состава (рис. 1б). При введении в CIS избыточного CuSe, как и в образце стехиометрического состава, обнаруживается высокоэнергетическая полоса при 1.03 эВ, а остальные линии смещаются в более коротковолновую область спектра. Введение в CIS первых порций из-

Спектральное положение основных полос люминесценции в образцах  $\text{CuInSe}_{2+\delta}$  и  $\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_2$  и их интерпретация

$\delta$	Тип проводимости	Энергетическое положение полос ФЛ, эВ	Интерпретация оптических переходов	$y$	Тип проводимости	Энергетическое положение полос ФЛ, эВ	Интерпретация оптических переходов
$\text{CuInSe}_{2+\delta}$				$\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_2$			
-0.04	<i>n</i>	1.03	ЗП–ВЗ	-0.005	<i>p</i>	1.03	ЗП–ВЗ
		0.997	$\text{Cu}_i$ –ВЗ			0.99	ЗП– $\text{Cu}_{\text{In}}$
						0.93	$V_{\text{Se}}$ – $\text{Cu}_{\text{In}}$
0	<i>p</i>	1.03	ЗП–ВЗ	0.005	<i>n</i>	1.03	ЗП–ВЗ
		0.952	$V_{\text{Se}}$ – $V_{\text{Cu}}$			0.99	$\text{Se}_{\text{Cu}}$ –ВЗ
		0.928	$\text{In}_{\text{Cu}}$ – $V_{\text{In}}$			0.942	$\text{In}_{\text{Cu}}$ – $\text{Se}_i$
0.02	<i>p</i>	1.03	ЗП–ВЗ	0.010	<i>n</i>	0.900	$\text{In}_{\text{Se}}$ – $\text{Se}_i$
		0.989	$\text{Cu}_i$ – $V_{\text{Cu}}$			0.962	$\text{In}_{\text{Cu}}$ – $\text{Cu}_{\text{In}}$
0.04	<i>p</i>	1.03	ЗП–ВЗ	0.015	<i>n</i>	0.935	$\text{In}_{\text{Se}}$ – $V_{\text{Cu}}$
		0.977	ЗП– $\text{Se}_{\text{In}}$			0.948	$\text{In}_{\text{Cu}}$ – $\text{Se}_{\text{In}}$
		0.932	$\text{In}_{\text{Cu}}$ – $V_{\text{In}}$			0.920	$\text{In}_{\text{Cu}}$ – $V_{\text{In}}$
		0.908	$\text{In}_{\text{Se}}$ – $\text{Se}_i$				
0.08	<i>p</i>	0.950	ЗП– $V_{\text{In}}$	0.025	<i>n</i>	0.994	$\text{In}_{\text{Cu}}$ –ВЗ
		0.924	$\text{Se}_{\text{Cu}}$ – $\text{Se}_i$			0.942	$\text{In}_{\text{Cu}}$ – $\text{Se}_{\text{In}}$
0.12	<i>p</i>	0.946	ЗП– $V_{\text{In}}$	0.035	<i>n</i>	0.993	$\text{In}_{\text{Cu}}$ –ВЗ
		0.924	$\text{Se}_{\text{Cu}}$ – $\text{Se}_i$			0.993	$\text{In}_{\text{Cu}}$ –ВЗ
				0.050	<i>n</i>		

быточного InSe ( $y = 0.005$ ) приводит к усложнению спектра ФЛ, в котором появляется большое число полос (рис. 16). При дальнейшем увеличении степени отклонения от стехиометрии высокоэнергетическая полоса 1.03 эВ исчезает, и спектры ФЛ состоят из двух (при  $y \geq 0.005$ ) или одной полосы (при  $y \geq 0.025$ ), расположенных в более высокоэнергетической области спектра по отношению к положению полос в стехиометрическом CIS.

В связи с этим можно предположить, что введение первых порций дефектов нестехиометрии, приводящее к резкому росту конфигурационной энтропии, стимулирует увеличение ассортимента образующихся дефектов. Последующее увеличение отклонения от стехиометрии активизирует процессы междефектных взаимодействий, что повышает вероятность процессов самоорганизации в структуре. Это приводит к образованию дефектной структуры, в которой преобладают дефекты преимущественно одного типа, определяемого характером отклонения от стехиометрии. Как видно из рис. 16, в спектрах ФЛ образцов со значительным отклонением от стехиометрии (при  $y \geq 0.025$ ) присутствует один основной пик ФЛ при 0.993 эВ.

Появление в спектре ФЛ полосы с максимумом при 1.03 эВ ранее связывалось авторами [18–20] с межзонными переходами или приписывалось рекомбинации экситонов. В [9] полосу 1.03 эВ относят к рекомбинации экситонов на примесных комплексах, а узкие линии 1.031 и 1.034 эВ в спектрах ФЛ эпитаксиальных пленок CIS связывают с рекомбинацией локализованных экситонов на нейтральных донорах и акцепторах [21]. Однако при исследовании оптических свойств структурно совершенных монокристаллов CIS в области края фундаментального поглощения показано [22–24], что свободным экситонам соответствуют более высокоэнергетические интенсивные линии (1.0414 и 1.0449 эВ), относящиеся к двум экстремумам валентной зоны, расщепленной кристаллическим полем. Линии связанных экситонов также лежат в этой спектральной области энергий. Поэтому более низкоэнергетические полосы, по-видимому, следует относить к излучению вследствие переходов уровень–зона или ДАП-рекомбинации. Отметим, что высокоэнергетическая полоса 1.03 эВ может также соответствовать межзонным переходам: валентная зона (**ВЗ**)–зона проводимости (**ЗП**) в кристаллах с сильно искаженной кристаллической структурой.

По мере ухудшения качества кристаллов интенсивность экситонной люминесценции уменьшается, линии свободных и связанных экситонов смещаются в низкоэнергетическую область, и одновременно увеличивается их полуширина до 2–4 мэВ. В результате наблюдается неразрешаемая широкая полоса с энергетическим положением

на 10–15 мэВ ниже по значению экситонной ширины запрещенной зоны. С учетом сказанного можно предположить, что полоса 1.03 эВ соответствует межзонным переходам (**ВЗ**–**ЗП**), а более низкоэнергетические полосы – переходам из разрешенных зон на энергетические состояния доноров (акцепторов) и ДАП-рекомбинации. Полосы, расположенные в низкоэнергетической части спектров при  $h\nu < 0.9$  эВ, по-видимому, связаны с длинноволновыми фонными повторениями более высокоэнергетических линий [23, 25].

Обнаруженные в образцах стехиометрического состава полосы ФЛ 0.952 и 0.928 эВ могут быть приписаны переходам  $V_{Se}-V_{Cu}$  и  $In_{Cu}-V_{In}$  соответственно. Существование акцепторных уровней, обусловленных образованием  $V_{Cu}$  и  $V_{In}$ , подтверждается нашими структурными [13, 14] и электрическими измерениями [16].

На рис. 2 приведены температурные зависимости коэффициента Холла для образцов CIS при отклонении от стехиометрии, соответствующем изменению состава вдоль разреза  $Cu_{1-y}In_{1+y}Se_2$  (рис. 2а), наряду с полученными нами ранее (рис. 2б) [16] зависимостями  $R_x(1/T)$  для CIS при недостатке и избытке Se (разрез  $CuInSe_{2+\delta}$ ). На основе этих зависимостей определены энергии активации донорного и акцепторного уровней, связанных, с наибольшей вероятностью, с образованием дефектов  $In_{Cu}$  (~30 мэВ) и  $Cu_{In}$  (~40 мэВ) при избытке InSe или CuSe соответственно (рис. 2а). Энергии активации доноров и акцепторов, образующихся в CIS при недостатке и избытке Se, рассчитанные в [16], составили: ~20 и ~75 мэВ для дефектов  $V_{Cu}$  и  $V_{In}$  соответственно и ~20 мэВ для  $Cu_i$ . Эти определенные на основе гальваномагнитных измерений энергии активации доноров и акцепторов достаточно хорошо согласуются с данными [4, 10] для указанных типов дефектов.

Полученные результаты исследований ФЛ подтверждают высказанное нами предположение о природе собственных дефектов, образующихся при отклонении от стехиометрии вдоль разрезов  $CuInSe_{2+\delta}$  и  $Cu_{1-y}In_{1+y}Se_2$ . Так, при недостатке Se и неизменном катионном соотношении  $[Cu]/[In] = 1$  в CIS наиболее интенсивная полоса ФЛ (0.997 эВ) соответствует дефектам  $Cu_i$ . При избытке Se обнаруживается интенсивная полоса в спектре ФЛ, связанная с образованием вакансий  $V_{Cu}$  (полоса 0.989 эВ) в образцах с содержанием Se до ~50.5 ат. % ( $\delta \sim 0.04$ ) или с образованием вакансий  $V_{In}$ , сосуществующих с дефектами  $Se_i$ ,  $Se_{Cu}$  и  $Se_{In}$ , когда концентрация Se превышает 50.5 ат. %. Качественное изменение вида спектра ФЛ при увеличении концентрации избыточного Se свыше 50.5 ат. % ( $\delta \sim 0.04$ ) свидетельствует о формировании дефектов с более глубокими уровнями и подтверждает высказанное нами [12–14, 17] предположение о смене механизма дефектообразования при увеличении

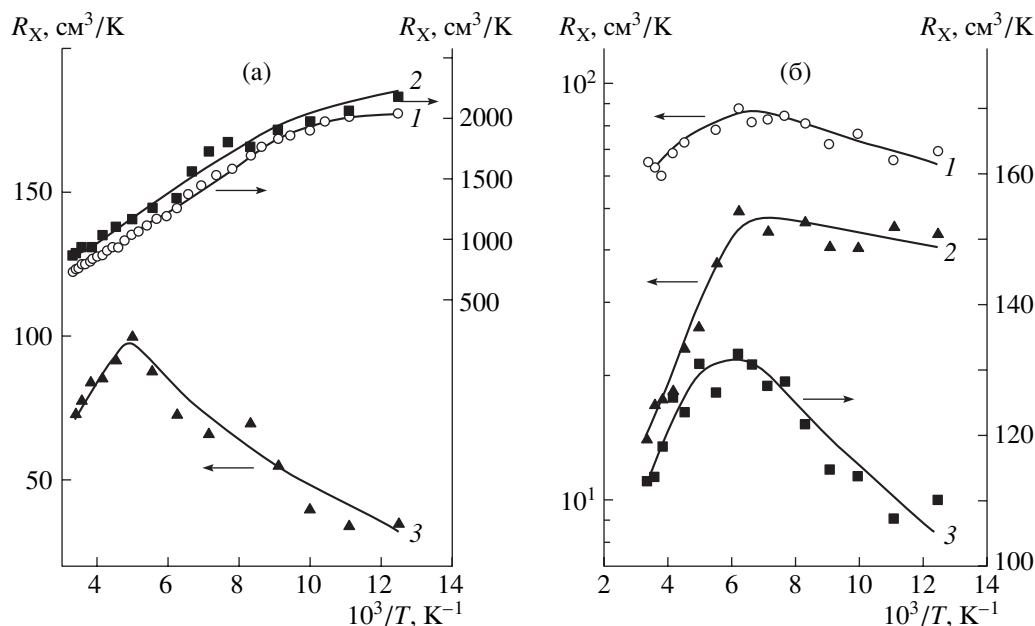


Рис. 2. Температурные зависимости коэффициента Холла сплавов  $\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_2$  с  $y = 0.025$  (1), 0.035 (2),  $-0.005$  (3) и  $\text{CuInSe}_{2+\delta}$  [16] с  $\delta = 0$  (1), 0.04 (2),  $-0.04$  (3) (б).

степени отклонения от стехиометрии в сторону избытка Se. Проведенная идентификация центров люминесценции в кристаллах CIS с составами, изменяющимися вдоль разреза  $\text{Cu}_{1-y}\text{In}_{1+y}\text{Se}_2$ , подтвердила, что при введении в CIS избыточного CuSe и InSe преобладающими являются дефекты замещения  $\text{In}_{\text{Cu}}$  и  $\text{Cu}_{\text{In}}$  соответственно. Таким образом, результаты анализа ФЛ, структурных и электрических измерений исследованных образцов достаточно хорошо согласуются между собой.

Учитывая использование метода “контролируемых атомных дефектов” и сопоставляя полученные в настоящей работе результаты фотолюминесцентных и гальваномагнитных измерений с результатами наших структурных исследований [11, 13–15], а также принимая во внимание имеющиеся литературные данные, проведена идентификация полос ФЛ для всех исследованных образцов (см. таблицу).

Из полученных экспериментальных данных следует, что путем изменения состава соединения CIS вдоль определенного направления в концентрационном треугольнике Cu–In–Se можно управлять типом преобладающих собственных дефектов, а следовательно, оптическими и электрическими свойствами CIS.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Coutts T.J., Meakin J.D. Current Topic in Photovoltaics. L., Orlando, San Diego, N.Y., Toronto, Montreal, Sidney, Tokyo: Acad. Press, 1985.
2. Hashimoto Y., Nishiwaki S., Negami T., Wada T. Stabilization of Manufacturing Process of CIGS Solar Cell with Treatments of CIGS Surface by In and S Containing Solution // Jpn. J. Appl. Phys. 2000. V. 39–1. P. 415–417.
3. Goetzberger A., Hebling Ch. Photovoltaic Materials: Past, Present, Future // Sol. Energy Mater. Sol. Cells. 2000. V. 62. P. 1–19.
4. Möller H.J. Semiconductors for Solar Cells. Boston, L.: Artech House, 1993. 343 p.
5. Abou-Elfotouh F.A., Moutinho H., Bakry A. et al. Characterization of the Defect Levels in Copper Indium Diselenide // Sol. Cells. 1991. V. 30. P. 151–160.
6. Schön J.H., Arushanov E., Kloc Ch., Bucher E. Electrical and Photoluminescence Properties of CuInSe<sub>2</sub> Single Crystals // J. Appl. Phys. 1997. V. 81. P. 6205–6209.
7. Rincon C., Gonzalez J., Sanchez Perez S. Luminescence and Impurity States in CuInSe<sub>2</sub> // J. Appl. Phys. 1983. V. 54. P. 6634–6636.
8. Dagan G., Abou-Elfotouh F., Dunlavy D.J. et al. Defect Level Identification in CuInSe<sub>2</sub> from Photoluminescence Studies // Chem. Mater. 1990. V. 2. P. 286–293.
9. Medvedkin G.A., Magomedov M.A. Extrinsic Photoreponse and Photoluminescence of CuInSe<sub>2</sub> Crystals Grown with a Deviation from Valence Stoichiometry // J. Appl. Phys. 1997. V. 82. P. 4013–4019.
10. Rogacheva E.I. Nonstoichiometry in the I–III–VI<sub>2</sub> Compounds // Inst. Phys. Conf. Ser. 1998. № 152. P. 1–14.
11. Rogacheva E.I., Tavrina T.V. Nonstoichiometry of CuInSe<sub>2</sub> and Method of Controlled Atomic Defects // J. Phys. Chem. Solids. 2003. V. 64. P. 1911–1915.
12. Крезгер Ф. Химия несовершенных кристаллов. М.: Мир, 1969. 654 с.
13. Гладких Л.И., Rogacheva E.I., Таврина Т.В., Фомина Л.П. Рентгенографическое исследование нестехиометрии  $\text{CuInSe}_{2+\delta}$  // Неорган. материалы. 2000. Т. 36. № 11. С. 1309–1312.

14. Rogacheva E.I., Tavrina T.V., Gladkikh L.I. Non-Stoichiometry and Defect Structure of CuInSe<sub>2</sub> // Jpn. J. Appl. Phys. 2000. V. 39-1. P. 397-398.
15. Tavrina T.V., Gladkikh L.I., Rogacheva E.I. Defect Structure of CuInSe<sub>2</sub> Semiconductor at Deviation from Stoichiometry // Funct. Mater. 2000. V. 7. P. 769-773.
16. Rogacheva E.I., Tavrina T.V., Galkin S.N. Kinetic Properties and Defect Structure of *p*- and *n*-CuInSe<sub>2</sub> // Funct. Mater. 2002. V. 9. P. 218-224.
17. Рогачева Е.И., Таврина Т.В. Влияние отклонения от стехиометрии на свойства CuInSe<sub>2</sub> // Неорган. материалы. 1997. Т. 33. № 10. С. 1196-1200.
18. Abou-Elfotouh F.A., Dunlavy D.J., Coutts T.J. Intrinsic Defect States in CuInSe<sub>2</sub> Single Crystals // Solar Cells. 1989. V. 27. P. 237-246.
19. Abou-Elfotouh F.A., Dunlavy D.J., Cahen D. et al. Photoluminescence Studies of CuInSe<sub>2</sub>: Identification of Intrinsic Defect Levels // Progr. Cryst. Growth. 1984. V. 10. P. 365-370.
20. Lange P., Neff H., Fearheiley M., Bachmann K.S. Photoluminescence and Photoconductivity of CuInSe<sub>2</sub> // Phys. Rev. B. 1985. V. 31. P. 4074-4076.
21. Kurafuji T., Niki S., Shibata H. et al. Photoluminescence Studies of CuInSe<sub>2</sub> // Cryst. Res. Technol. 1996. V. 31. P. 709-712.
22. Мудрый А.В., Якушев М.В., Томлинсон Р.Д. и др. Оптическая спектроскопия экситонных состояний в CuInSe<sub>2</sub> // ФТП. 2000. Т. 34. С. 550-554.
23. Chatraphorn S., Yoodee K., Songpongs P. et al. Photoluminescence of a High Quality CuInSe<sub>2</sub> Single Crystals // Jpn. J. Appl. Phys. 1998. Т. 37. P. L269-L271.
24. Mudryi A.V., Yakushev M.V., Tomlinson R.D. et al. Optical Properties of High-Quality CuInSe<sub>2</sub> Single Crystals // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 77. P. 2542-2544.
25. Yu P.W. Radiative Recombination in Melt-Grown and Cd-Implanted CuInSe<sub>2</sub> // J. Appl. Phys. 1976. V. 47. P. 677-684.