

СТИМУЛИРОВАННОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ В ТОНКИХ ПЛЕНКАХ $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$, ОБЛУЧЕННЫХ ПРОТОНАМИ

И. Е. Свитенков¹, В. Н. Павловский^{1*}, Е. В. Луценко¹, Г. П. Яблонский¹,
А. В. Мудрый², О. М. Бородавченко², В. Д. Живулько², М. В. Якушев^{3,4}

УДК 535.37:539.216.2

¹ Институт физики НАН Беларуси,

220072, Минск, Беларусь; e-mail: v.pavlovskii@ifanbel.bas-net.by

² Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению, Минск, Беларусь

³ Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

⁴ Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

(Поступила 3 июня 2020)

Исследованы спонтанное и стимулированное излучение (СИ) тонких пленок $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$, осажденных на натрийсодержащие стеклянные подложки и облученных протонами с энергиями 2.5 кэВ дозами 10^{14} — 10^{17} см^{-2} при возбуждении импульсами лазерного излучения наносекундной длительности в диапазоне плотности мощности 5—100 $\text{кВт}/\text{см}^2$. В пленках, облученных протонами с дозами 10^{14} — 10^{15} см^{-2} , обнаружено увеличение интенсивности и уменьшение порога появления СИ по сравнению с необлученными пленками. При дозе облучения 10^{16} см^{-2} наблюдаются увеличение порога СИ и уменьшение интенсивности. После облучения дозой 10^{17} см^{-2} интенсивность излучения резко падает и порог СИ не достигается. Обсуждаются возможные причины наблюдаемых эффектов.

Ключевые слова: $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$, тонкая пленка, облучение протонами, доза, дефект, фотолюминесценция, стимулированное излучение, солнечный элемент.

Spontaneous and stimulated emission (SE) of thin $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ films, deposited on sodium-containing glass substrates and irradiated by protons with an energy of 2.5 keV and doses of 10^{14} — 10^{17} cm^{-2} , were investigated upon excitation by nanosecond laser pulses with the power density from 5 to 100 kW/cm^2 . An increase in the intensity and a decrease in the SE threshold appearance were found for the films, irradiated by protons with doses of 10^{14} — 10^{15} cm^{-2} , in comparison with non-irradiated films. An increase in the SE threshold and a decrease in the intensity of SE and spontaneous emission were observed at the irradiation dose of 10^{16} cm^{-2} . After a dose of 10^{17} cm^{-2} the intensity of emission decreased sharply and the SE threshold was not reached. Possible reasons of the observed effects are discussed.

Keywords: $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$, thin film, proton irradiation, dose, defect, photoluminescence, stimulated emission, solar cell.

Введение. Твердые растворы прямозонных полупроводников $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ (CIGSe) со структурой халькопирита — одни из востребованных материалов в полупроводниковой фотовольтаике [1—4]. Коэффициент полезного действия (к.п.д.) солнечных элементов, созданных на основе тонких пленок твердых растворов CIGSe, превышает 23 %, что сопоставимо с к.п.д. ~26 % фотопреобразователей солнечной энергии на основе монокристаллического кремния [1, 4]. Относительно дешевая и простая тонкопленочная технология для солнечных элементов с поглощающими слоями из CIGSe, формируемых на стеклянных подложках или полиимиде, имеет большие преимущества по сравнению с тех-

STIMULATED EMISSION OF THIN $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ FILMS IRRADIATED BY PROTONS

I. E. Svitsiankou¹, V. N. Pavlovskii^{1*}, E. V. Lutsenko¹, G. P. Yablonskii¹, A. V. Mudryi²,
O. M. Borodavchenko², V. D. Zhivulko², M. V. Yakushev^{3,4} (¹ B. I. Stepanov Institute Physics of the
National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, 220072, Belarus; e-mail: v.pavlovskii@ifanbel.bas-net.by;

² Scientific Practical Materials Research Centre of National Academy of Sciences, Minsk, 220072, Belarus;

³ M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia; ⁴ Ural Federal University, Ekaterinburg, 620002, Russia)

нологиями на основе кремния [1—8]. Дальнейшее развитие технологии изготовления поглощающих слоев твердых растворов CIGSe и повышение эффективности фотопреобразования солнечного излучения возможны только при углубленном изучении их структурных и оптических характеристик, а также при разработке новых методов оценки качества электронных свойств таких слоев.

Одним из наиболее распространенных методов характеристики оптических свойств тонких пленок CIGSe является фотолюминесценция (ФЛ), которая дает важную информацию об электронных свойствах этих полупроводниковых соединений и позволяет оценивать присутствие в них ростовых дефектов и примесей [9—14]. Такие данные необходимы для контроля качества тонких пленок твердых растворов CIGSe и солнечных элементов, создаваемых на их основе, на всех технологических стадиях лабораторного и промышленного производства [6, 7, 14, 15]. В [16—18] показано, что использование импульсного лазерного излучения с высокой плотностью мощности возбуждения (до ~ 100 кВт/см²) позволяет анализировать межзонную излучательную рекомбинацию свободных носителей заряда, определяющих фототок в солнечных элементах, и контролировать структурное совершенство и электронные характеристики тонких пленок твердых растворов CIGSe. В частности, в [18] приведены результаты исследования спектров спонтанного и стимулированного излучения (СИ) при высокой плотности мощности импульсного лазерного возбуждения пленок твердых растворов CIGSe, облученных низкоэнергетическими протонами с энергиями 2.5, 5 и 10 кэВ одинаковой дозой $3 \cdot 10^{15}$ см⁻². По нашему мнению, исследование оптических свойств пленок CIGSe, облученных протонами, в широком диапазоне уровней возбуждения является важным шагом в познании природы дефектов и определении критериев радиационной стойкости солнечных элементов, создаваемых на их основе, и их последующей эксплуатации на околоземных орбитах. В настоящей работе проведено дальнейшее изучение ФЛ и СИ при импульсном лазерном возбуждении пленок CIGSe, облученных низкоэнергетическими протонами с энергией 2.5 кэВ и дозами от 10^{14} до 10^{17} см⁻².

Эксперимент. Тонкие пленки твердых растворов $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)\text{Se}_2$ с соотношением элементов $x \sim [\text{Ga}]/([\text{Ga}]+[\text{In}]) \approx 0.25\text{—}0.28$ сформированы непосредственно на стеклянных подложках методом одновременного соиспарения элементов Cu, In, Ga и Se в многостадийном процессе по технологии [19—22]. Облучение тонких пленок CIGSe проведено ионами водорода H^+ с энергией 2.5 кэВ дозами 10^{14} , 10^{15} , 10^{16} и 10^{17} см⁻². Элементный состав, микроструктура поверхности и поперечных сколов тонких пленок определены методом локального рентгеноспектрального анализа с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3GMU, оснащенного рентгеноспектральным микроанализатором с энергетической дисперсией на основе кремниевого детектора SDD X-max (Oxford Instruments, Великобритания). Параметры элементарной ячейки и фазового состава тонких пленок твердых растворов CIGSe определены с помощью рентгеноструктурных измерений на дифрактометре ДРОН-3М в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Возбуждение ФЛ в тонких пленках при высоких уровнях с плотностью мощности $5\text{—}100$ кВт/см² достигнуто с использованием импульсного азотного лазера с $\lambda = 337.1$ нм, энергией импульса $E_{\text{имп}} \sim 30$ мкДж, длительностью $\tau_{\text{имп}} \sim 8$ нс и частотой повторения импульсов $f = 525$ Гц. Площадь возбуждающего светового пятна на поверхности пленок ~ 1 мм². Для ослабления лазерного излучения использован круговой градиентный ослабитель. Измерения проведены при $T = 20$ К. Образцы крепились к медному держателю оптического гелиевого рефрижератора замкнутого цикла CCS-150. Спектры ФЛ и СИ измерены с использованием монохроматора M266 с дифракционной решеткой 600 штр/мм (обратная линейная дисперсия 63 Å/мм) при регистрации сигнала на его выходе детектором ИК-излучения на основе InGaAs-линейки типа G9212-5128 (Hamamatsu, Япония).

Результаты и их обсуждение. На рис. 1 показаны изображения поверхности и поперечного скола поликристаллической тонкой пленки твердого раствора CIGSe, полученные с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Обращают на себя внимание наличие резких границ у монокристаллических зерен, их плотная упаковка и низкая пористость пленок. Как видно из рис. 1, а, зерна имеют высокую степень кристалличности и в большинстве случаев одна из граней ориентирована практически параллельно стеклянной подложке, что подтверждено ранее на основании рентгеноструктурных исследований для таких пленок [18]. Установлено, что зерна в поликристаллических пленках CIGSe имеют преимущественную ориентацию в кристаллографическом направлении $\langle 112 \rangle$ и для большинства из них плоскость (112) ориентирована параллельно подложке с соотношением интенсивностей основных рефлексов $I_{112}/I_{220/204} \sim 150$, параметры элементарной ячейки $a \sim 5.727$ Å и $c \sim 11.44$ Å [18]. Такие параметры соответствуют твердым растворам $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)\text{Se}_2$ с составом $x \sim [\text{Ga}]/([\text{Ga}]+[\text{In}]) \approx 0.25\text{—}0.28$ [23, 24]. По данным анализа СЭМ-изобра-

жений, размеры зерен ~ 0.5 — 1.2 мкм, в отдельных случаях они могут быть сопоставимы с толщиной пленки ~ 1.4 мкм (рис 1, б). Поперечное изображение скола тонкой пленки CIGSe, подтверждающее плотную упаковку зерен и их хорошую адгезию к стеклянной подложке, показано на рис 1, б. Выделенный фрагмент в форме прямоугольника содержит прямую линию, вдоль которой проведено измерение элементного состава по толщине пленки.

На рис. 2 представлено распределение элементов Ga, In, Cu и Se по толщине пленки, демонстрирующее практически однородный его характер, за исключением границы раздела тонкой пленки CIGSe со стеклом. По данным рентгеноспектрального локального микроанализа, элементный состав тонких пленок твердых растворов Cu(In_{1-x}Ga_x)Se₂: Cu ~ 24.6 , In ~ 21.8 , Ga ~ 5.8 и Se ~ 47.8 ат.% с соотношением элементов $x \sim [\text{Ga}]/([\text{Ga}]+[\text{In}]) \approx 0.21$ [18]. Эти значения подтверждаются усредненными данными, полученными для тонких пленок твердых растворов Cu(In_{1-x}Ga_x)Se₂ при неоднократном сканировании электронного зонда по толщине пленки (рис. 2). Обобщая данные по рентгенодифракционным измерениям и рентгеноспектральному локальному микроанализу элементного состава, можно утверждать, что усредненное соотношение элементов $x \sim [\text{Ga}]/([\text{Ga}]+[\text{In}]) \approx 0.25$. Определенная ширина запрещенной зоны при $T \sim 4.2$ К для необлученной и облученных протонами тонких пленок твердых растворов CIGSe $E_g \sim 1.19$ эВ соответствует ранее полученному значению [18]. Отметим, что близкие значения E_g для твердых растворов CIGSe с составом $x \sim 0.25$ — 0.28 получены недавно по измерениям спектров поглощения поликристаллических пленок [25] и спектров экситонной люминесценции [26].

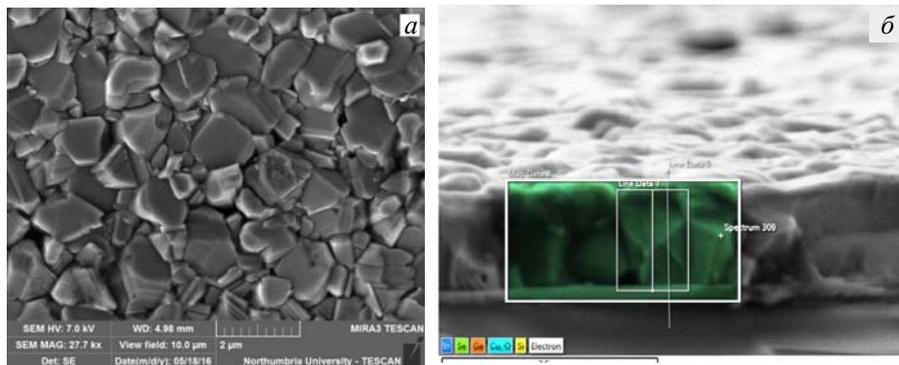


Рис. 1. Микроструктура поверхности (а) и фрагмент поперечного скола (б) тонкой пленки Cu(In,Ga)Se₂ по данным сканирующей электронной микроскопии

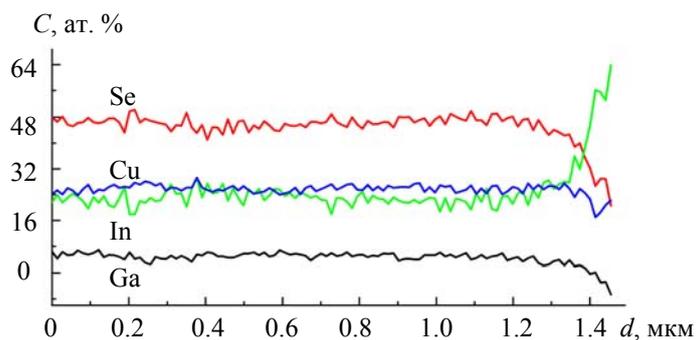


Рис. 2. Распределение элементов по толщине пленки Cu(In,Ga)Se₂

На рис. 3 представлены измеренные в одинаковых оптических условиях возбуждения и регистрации (в сравнимых относительных единицах интенсивности излучения) спектры излучения пленок CIGSe до и после облучения протонами дозами 10^{15} , 10^{16} и 10^{17} см⁻² при различных плотностях мощности оптического возбуждения в диапазоне 5—100 кВт/см². При минимальном уровне возбуждения 5 кВт/см² (рис. 3, а) в спектрах ФЛ наблюдается широкая полоса с полушириной 60 мэВ и максимумом интенсивности ~ 1.17 эВ. При повышении уровня возбуждения возрастают интенсивность спонтанного излучения и слабое смещение максимума спектра в высокоэнергетическую сторону.

При уровне возбуждения ~ 20 кВт/см² заметна трансформация спектра: на фоне широкой полосы ФЛ около ее максимума появляется узкая полоса с максимумом ~ 1.177 эВ, которая при дальнейшем повышении уровня возбуждения сужается до 7 мэВ и становится доминирующей в спектре. Интенсивность излучения пленки нелинейно зависит от интенсивности возбуждения в этом диапазоне уровней возбуждения. Сужение полосы излучения и нелинейный рост ее интенсивности с увеличением плотности мощности возбуждения свидетельствуют о возникновении СИ. До появления узкой полосы СИ максимум спектра ФЛ смещался на 12 мэВ в коротковолновую сторону спектра ФЛ до 1.18 эВ.

Для ФЛ пленок, облученных дозой протонов 10^{15} см⁻² (рис. 3, б), наблюдаются аналогичные закономерности: нелинейный рост интенсивности излучения от плотности мощности возбуждения, высокоэнергетический сдвиг полосы ФЛ от 1.165 до 1.177 эВ, затем низкоэнергетический сдвиг полосы СИ до 1.174 эВ, сужение полосы излучения от 70 до 4.9 мэВ, снижение порога появления СИ до ~ 16 кВт/см². Однако интенсивность спонтанного излучения и особенно СИ после такой дозы больше, чем у необлученной пленки при одинаковых интенсивностях возбуждения. При максимальном возбуждении интенсивность в максимуме полосы СИ облученной пленки возрастает в 2.2 раза по сравнению с необлученной. С увеличением дозы облучения до 10^{16} см⁻² (рис. 3, в) СИ появляется при больших интенсивностях возбуждения (80 кВт/см²), а его интенсивность уменьшается более чем в 150 раз по сравнению с пленкой, облученной дозой 10^{15} см⁻². После дозы 10^{17} см⁻² наблюдается резкая деградация электронных свойств пленки: интенсивность ФЛ уменьшается, СИ при исследуемых плотностях мощности возбуждения не обнаружено (рис. 3, з).

На рис. 4 приведены зависимости положения максимумов полос спонтанного и СИ пленок CIGSe от уровня оптического возбуждения. Видно, что с ростом возбуждения максимумы полос ФЛ пленок смещаются в высокоэнергетическую сторону, после возникновения СИ спектральное положение полосы стабилизируется и наблюдается его смещение на несколько мэВ в сторону меньших энергий. При этом с ростом дозы облучения спектры излучения пленок в широком диапазоне интенсивностей возбуждения демонстрируют заметный низкоэнергетический сдвиг.

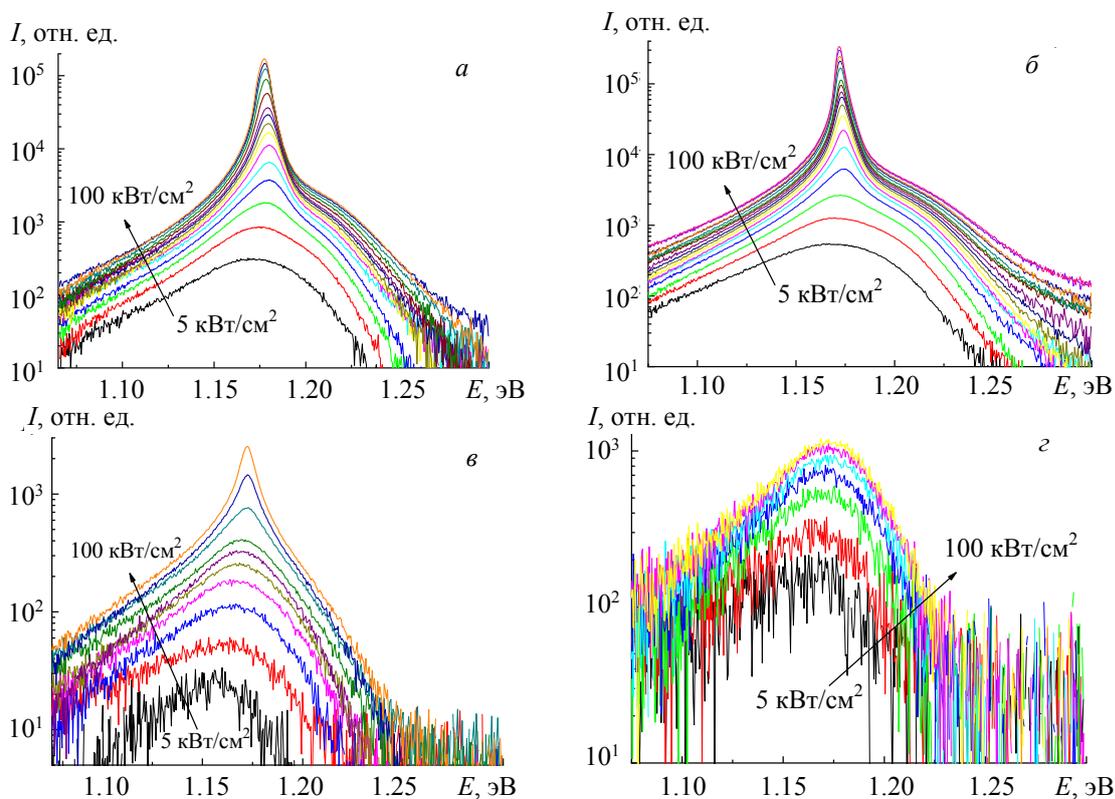


Рис. 3. Спектры излучения пленок CIGSe в сравнимых единицах интенсивности излучения при различных уровнях возбуждения в диапазоне $I_{\text{возб}} = 5\text{--}100$ кВт/см² при $T = 20$ К до облучения (а) и после облучения протонами с энергией 2.5 кэВ и дозами 10^{15} (б), 10^{16} (в) и 10^{17} см⁻² (з)

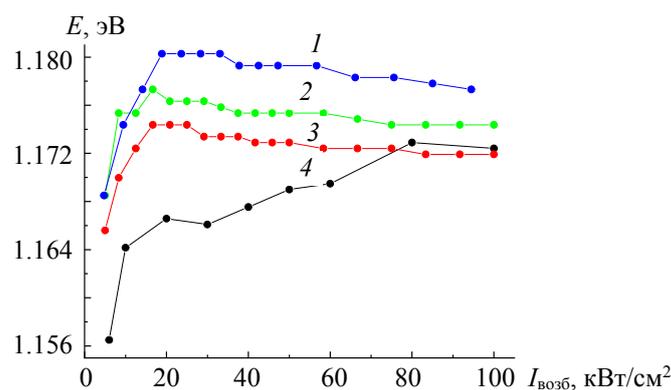


Рис. 4. Зависимости положений максимумов полос излучения необлученной (1) и облученных протонами с энергией 2.5 кэВ и дозами 10^{14} (2), 10^{15} (3) и 10^{16} см^{-2} (4) пленок CIGSe от интенсивности возбуждающего излучения

Увеличение интенсивности и сужение полосы СИ после облучения дозами протонов 10^{14} — 10^{15} см^{-2} происходят из-за пассивации ростовых дефектов внедренными атомами водорода, которые быстро диффундируют вглубь пленки CIGSe [27, 28]. Однако внедрение протонов также сопровождается генерацией первичных радиационных дефектов (междоузлий и вакансий), которые при комнатной температуре быстро рекомбинируют, создавая более устойчивые вторичные дефектные комплексы, которые, возможно, включают в себя атомы водорода. Эти комплексы работают как центры безызлучательной рекомбинации и ловушки свободных носителей заряда [29]. Предполагается, что основными вторичными комплексами являются дефекты замещения: медь в положении индия Cu_{In} и индий в положении меди In_{Cu} [30]. Повышение концентрации этих дефектов в тонких пленках CIGSe при повышении дозы облучения приводит к увеличению средней глубины флуктуаций потенциала в кристаллической решетке и, соответственно, уменьшению оптической ширины запрещенной зоны на ~ 6 мэВ, что оценено по уменьшению энергии квантов СИ (рис. 4). С ростом дозы облучения до 10^{16} — 10^{17} см^{-2} концентрация таких центров безызлучательной рекомбинации настолько увеличивается, что приводит к резкому падению эффективности ФЛ и исчезновению СИ. В пленках с различной глубиной флуктуаций потенциала СИ наблюдается в интервале энергий кванта 1.172—1.180 эВ (рис. 4) при межзонной рекомбинации неравновесных носителей заряда. Излучательная рекомбинация неравновесных носителей заряда из хвостов зон происходит в пленке, облученной протонами дозой 10^{16} см^{-1} , вплоть до 80 кВт/см² (рис. 4, кривая 4) при энергиях кванта спонтанного излучения от 1.156 до 1.172 эВ.

Заключение. Исследованы спонтанное и стимулированное излучение тонких пленок твердых растворов $\text{CuIn}_{1-x}\text{Ga}_x\text{Se}_2$, облученных протонами с энергиями 2.5 кэВ дозами 10^{14} — 10^{17} см^{-2} при возбуждении импульсами излучения азотного лазера ($\lambda_{\text{возб}} = 337.1$ нм, $\tau_{\text{имп}} = 8$ нс, $I_{\text{возб}} \sim 5$ —100 кВт/см²) при $T = 20$ К. Показано, что полоса стимулированного излучения сужается и увеличивается ее интенсивность по сравнению с необлученной пленкой после доз облучения 10^{14} и 10^{15} см^{-2} , что объясняется пассивацией ростовых дефектов в твердых растворах Cu(In,Ga)Se₂, являющихся центрами безызлучательной рекомбинации, протонами, диффундирующими вглубь пленки. При увеличении дозы до 10^{16} см^{-2} и выше возрастает концентрация новых радиационно-индуцированных безызлучательных центров в пленках, что проявляется в снижении интенсивности как спонтанного, так и стимулированного излучения вплоть до его полного исчезновения. Таким образом, облучение пленок Cu(In,Ga)Se₂ протонами с подобранными энергиями и дозами позволяет улучшить их структуру и повысить к.п.д. фотовольтаического преобразования солнечных элементов на основе таких пленок.

Работа выполнена по заданиям ГПНИ “Фотоника, опто- и микроэлектроника 2.1.01”, проекта Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований Ф20М-058 и госзадания Министерства образования РФ (“Спин” № АААА-А18-118020290104-2).

- [1] M. A. Green, E. D. Dunlop, J. Hohl-Ebinger, M. Yoshita, N. Kopidakis, A. W. Y. Ho-Baillie. Prog. Photovolt. Res. Appl., **28** (2020) 3—15
 [2] R. L. Garris, S. Johnston, J. V. Li, H. L. Guthrey, K. Ramanathan, L. M. Mansfield. Sol. Energy Mater. Sol. Cells, **174** (2018) 77—83

- [3] Y. Ando, S. Ishizuka, S. Wang, J. Chen, M. M. Islam, H. Shibata, K. Akimoto, T. Sakurai. *Jap. J. Appl. Phys.*, **57** (2018) 1—6
- [4] A. Polman, M. Knight, E. C. Garnett, B. Ehrler, W. C. Sinke. *Science*, **352**, N 6283 (2016) aad4424
- [5] P. Jackson, R. Wuerz, D. Hariskos, E. Lotter, W. Witte, M. Powalla. *Phys. Status Solidi (Rapid Res. Lett.)*, **10**, N 8 (2016) 583—586
- [6] H. Zachmann, S. Puttnins, M. V. Yakushev, F. Luckert, R. W. Martin, A. V. Karotki, V. F. Gremenok, A. V. Mudryi. *Thin Solid Films*, **519**, N 21 (2011) 7264—7267
- [7] F. Werner, F. Babbe, J. Burkhart, C. Spindler, H. Elanzeery, S. Siebentritt. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **10** (2018) 2853—2856
- [8] T. Feurer, P. Reinhard, E. Avancini, B. Bissig, J. Löckinger, P. Fuchs, R. Carron, T. P. Weiss, J. Perrenoud, S. Stutterheim, S. Buecheler, A. N. Tiwari. *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, **28** (2020) 3—15
- [9] S. Shirakata. *Phys. Status Solidi B*, **252**, N 6 (2015) 1211—1218
- [10] А. В. Короткий, А. В. Мудрый, М. В. Якушев, Ф. Луккерт, Р. Мартин. *Журн. прикл. спектр.*, **77**, № 5 (2010) 725—731 [A. V. Karotki, A. V. Mudryi, M. V. Yakushev, F. Luckert, R. Martin. *J. Appl. Spectr.*, **77**, N 5 (2010) 668—674]
- [11] J. Mattheis, U. Rau, J. H. Werner. *J. Appl. Phys.*, **101**, N 11 (2007) 113519
- [12] L. Gutay, G. H. Bauer. *Thin Solid Films*, **487**, N 1-2 (2005) 8—13
- [13] Н. Рефахати, А. В. Мудрый, В. Д. Живулько, М. В. Якушев, Р. Мартин. *Журн. прикл. спектр.*, **81**, № 3 (2014) 378—385 [N. Refahati, A. V. Mudryi, V. D. Zhivulko, M. V. Yakushev, R. Martin. *J. Appl. Spectr.*, **81**, N 3 (2014) 404—410]
- [14] F. Babbe, H. Elanzeery, M. Melchiorre, A. Zelenina, S. Siebentritt. *Phys. Rev. Mater.*, **2** (2018) 105405(1—9)
- [15] O. Briot, M. Moret, C. Barbier, A. Tiberj, H. Peyre, A. Sagna, S. Contreras. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **174** (2018) 418—422
- [16] M. Moret, O. Briot, B. Gil, T. Lepetit, L. Arzel, N. Barreau. *Proc. SPIE*, **9358** (2015) 93581A1
- [17] I. E. Svitsiankou, V. N. Pavlovskii, E. V. Lutsenko, G. P. Yablonskii, A. V. Mudryi, V. D. Zhivulko, M. V. Yakushev, R. W. Martin. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **49**, N 9 (2016) 095106
- [18] И. Е. Свитенков, В. Н. Павловский, Е. В. Луценко, Г. П. Яблонский, А. В. Мудрый, О. М. Бородавченко, В. Д. Живулько, М. В. Якушев, Р. Мартин. *Журн. прикл. спектр.*, **85**, № 2 (2018) 248—255 [I. E. Svitsiankou, V. N. Pavlovskii, E. V. Lutsenko, G. P. Yablonskii, A. V. Mudryi, O. M. Borodavchenko, V. D. Zhivulko, M. V. Yakushev, R. Martin. *J. Appl. Spectr.*, **85**, N 2 (2018) 267—273]
- [19] A. Jasenek, U. Rau. *J. Appl. Phys.*, **90**, N 2 (2001) 650—658
- [20] B. Dimmler, M. Powalla, H. W. Schock. *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, **10**, N 2 (2002) 149—157
- [21] M. V. Yakushev, R. W. Martin, J. Krustok, H. W. Schock, R. D. Pilkington, A. E. Hill, R. D. Tomlinson. *Thin Solid Films*, **361-362** (2000) 488—493
- [22] M. V. Yakushev, R. W. Martin, J. Krustok, A. V. Mudryi, D. Holman, H. W. Schock, R. D. Pilkington, A. E. Hill, R. D. Tomlinson. *Thin Solid Films*, **387** (2001) 201—204
- [23] E. J. Friedrich, R. Fernandez-Ruiz, J. M. Merino, M. Leon. *Powder Diffraction*, **25**, N 3 (2010) 253—257
- [24] T. Tinoco, C. Rincon, M. Quintero, G. Sanchez Perez. *Phys. Status Solidi (a)*, **124**, N 2 (1991) 427—434
- [25] S. Minoura, K. Kodera, T. Maekawa, K. Miyazaki, S. Niki. *J. Appl. Phys.*, **113**, N 6 (2013) 063505(1—14)
- [26] F. Babbe, H. Elanzeery, M. H. Wolter, K. Santhosh, S. Siebentritt. *J. Phys.: Condens. Matter.*, **31** (2019) 425702(1—9)
- [27] M. V. Yakushev, R. D. Tomlinson, H. Neumann. *Cryst. Res. Technol.*, **29**, N 1 (1994) 125—132
- [28] M. V. Yakushev, H. Neumann, R. D. Tomlinson, P. Rimmer, G. Lippold. *Cryst. Res. Technol.*, **29**, N 3 (1994) 417—426
- [29] M. V. Yakushev, R. W. Martin, F. Urquhart, A. V. Mudryi, H. W. Schock, J. Krustok, R. D. Pilkington, A. E. Hill, R. D. Tomlinson. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **39**, N 1 (2000) 320—321
- [30] M. V. Yakushev, J. Krustok, M. Grossberg, V. A. Volkov, A. V. Mudryi, R. W. Martin. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **49** (2016) 105108(1—7)