

ISSN 1561-2430 (Print)  
 ISSN 2524-2415 (Online)  
 УДК 621.315.592.9  
<https://doi.org/10.29235/1561-2430-2022-58-2-245-254>

Поступила в редакцию 19.04.2022  
 Received 19.04.2022

А. В. Мудрый<sup>1</sup>, В. Д. Живулько<sup>1</sup>, О. М. Бородавченко<sup>1</sup>, М. В. Якушев<sup>2</sup>, В. Н. Павловский<sup>3</sup>,  
 Е. В. Луценко<sup>3</sup>, Г. П. Яблонский<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению,  
 Минск, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,  
 Екатеринбург, Российская Федерация

<sup>3</sup>Институт физики имени Б. И. Степанова Национальной академии наук Беларуси,  
 Минск, Республика Беларусь

## СПОНТАННОЕ, СТИМУЛИРОВАННОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ И ЛАЗЕРНАЯ ГЕНЕРАЦИЯ В КРИСТАЛЛАХ И ТОНКИХ ПЛЕНКАХ CuInSe<sub>2</sub>\*

**Аннотация.** Представлены результаты исследования спектров излучения кристаллов и тонких пленок CuInSe<sub>2</sub> при непрерывном (2 Вт/см<sup>2</sup>) и наносекундном импульсном лазерном возбуждении в диапазоне плотности мощности возбуждения ~1–100 кВт/см<sup>2</sup> и температурах 10–160 К. Обнаружено, что в кристаллах CuInSe<sub>2</sub> стимулированное излучение возникает в спектральной области 1,033 эВ с минимальным уровнем пороговой накачки 9,8 кВт/см<sup>2</sup>, а при уровнях накачки 36–76 кВт/см<sup>2</sup> наблюдается лазерное излучение. Установлено, что для тонких пленок CuInSe<sub>2</sub>, сформированных на стеклянных подложках с предварительно осажденным на стекло слоем молибдена (структура CuInSe<sub>2</sub>/Mo/стекло), характерно появление только стимулированного излучения в области энергий 1,014–1,097 эВ с минимальным уровнем пороговой накачки 30 кВт/см<sup>2</sup> при температуре 10 К. Обсуждаются механизмы возникновения стимулированного и лазерного излучения в соединении CuInSe<sub>2</sub>.

**Ключевые слова:** CuInSe<sub>2</sub>, кристаллы, тонкие пленки, фотолюминесценция, стимулированное излучение, лазерное излучение

**Для цитирования.** Спонтанное, стимулированное излучение и лазерная генерация в кристаллах и тонких пленках CuInSe<sub>2</sub> / А. В. Мудрый [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-мат. навук. – 2022. – Т. 58, № 2. – С. 245–254. <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2022-58-2-245-254>

Alexander V. Mudryi<sup>1</sup>, Vadim D. Zhivulko<sup>1</sup>, Olga M. Borodavchenko<sup>1</sup>, Michael V. Yakushev<sup>2</sup>,  
 Viacheslav N. Pavlovskii<sup>3</sup>, Evgenii V. Lutsenko<sup>3</sup>, Gennadii P. Yablonskii<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Scientific-Practical Materials Research Centre of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

<sup>2</sup>Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russian Federation

<sup>3</sup>B. I. Stepanov Institute of Physics of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

## SPONTANEOUS, STIMULATED EMISSION AND LASER GENERATION IN CRYSTALS AND THIN FILMS OF CuInSe<sub>2</sub>

**Abstract.** In this paper, we represent the results of studying the emission spectra of crystals and thin films of CuInSe<sub>2</sub> under continuous (2 W/cm<sup>2</sup>) and nanosecond pulsed laser excitation in the excitation power density range of ~1–100 kW/cm<sup>2</sup> and temperatures of 10–160 K. It is found that in CuInSe<sub>2</sub> crystals, stimulated emission occurs at 1.033 eV with a minimum threshold pumping level of 9.8 kW/cm<sup>2</sup> while laser emission is observed at higher pumping levels 36–76 kW/cm<sup>2</sup>. It is established that CuInSe<sub>2</sub> thin films formed on glass substrates with a molybdenum layer preliminarily deposited on the glass (CuInSe<sub>2</sub>/Mo/glass structures) are characterized by the appearance of only stimulated emission in the energy range 1.014–1.097 eV with a minimum level of pumping threshold 30 kW/cm<sup>2</sup> at a temperature of 10 K. The mechanisms of the appearance of stimulated and laser emission in the CuInSe<sub>2</sub> compound are discussed.

**Keywords:** CuInSe<sub>2</sub>, crystals, thin films, photoluminescence, stimulated emission, laser emission

**For citation.** Mudryi A. V., Zhivulko V. D., Borodavchenko O. M., Yakushev M. V., Pavlovskii V. N., Lutsenko E. V., Yablonskii G. P. Spontaneous, stimulated emission and laser generation in crystals and thin films of CuInSe<sub>2</sub>. *Vestsi Natsyianal'nai akademii navuk Belarusi. Seriya fizika-matematychnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physics and Mathematics series*, 2022, vol. 58, no. 2, pp. 245–254 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2022-58-2-245-254>

\* К 90-летию Виктора Павловича Грибковского – члена-корреспондента НАН Беларуси, доктора физико-математических наук, профессора, основателя белорусской научной школы по оптике полупроводников.

**Введение.** Прямозонное полупроводниковое соединение  $\text{CuInSe}_2$  со структурой халькопирита при комнатной температуре имеет ширину запрещенной зоны (ШЗЗ)  $E_g \sim 1,03$  эВ и высокое значение коэффициента собственного поглощения  $\sim 10^5 \text{ см}^{-1}$ , что обеспечивает создание высокоэффективных солнечных элементов на его основе [1–5]. Достигнутый к настоящему времени коэффициент полезного действия фотопреобразователей солнечной энергии, созданных на тонких пленках соединения  $\text{CuInSe}_2$ , составляет 13,5–15,0 % [4, 5]. Коэффициент полезного действия солнечных элементов, выполненных с использованием соединения  $\text{CuInSe}_2$  при добавлении Ga и соответствующем образовании твердых растворов  $\text{Cu(In,Ga)Se}_2$ , составляет 22,6 %, что свидетельствует о перспективности их использования в полупроводниковой фотовольтаике [6]. Недавно при высоких уровнях импульсного наносекундного лазерного возбуждения до  $\sim 100 \text{ кВт/см}^2$  в прямозонных полупроводниках  $\text{Cu(In,Ga)Se}_2$  было обнаружено стимулированное и лазерное излучение, а их оптические характеристики позволили оценить структурное совершенство и электронные свойства тонких пленок твердых растворов, сформированных на стеклянных подложках [7, 8]. Дальнейшее развитие полупроводниковой фотовольтаики и оптоэлектроники на основе прямозонных соединений  $\text{CuInSe}_2$  со структурой халькопирита возможно только при детальном исследовании их оптических и структурных характеристик и уточнении энергетической зонной структуры этих перспективных и востребованных материалов [9].

В настоящей статье приводятся данные по сравнительному исследованию рекомбинационного излучения кристаллов экситонного качества и тонких пленок  $\text{CuInSe}_2$  при высокой плотности мощности импульсного наносекундного лазерного возбуждения до  $\sim 100 \text{ кВт/см}^2$ . Определены параметры стимулированного и лазерного излучения кристаллов и пленок  $\text{CuInSe}_2$ , которые могут быть использованы для оценки их структурного совершенства и применены при создании на их основе фотопреобразователей солнечной энергии, а также, возможно, светоизлучающих приборов ближнего ИК-диапазона.

**Методика эксперимента.** Высококачественные монокристаллы соединения  $\text{CuInSe}_2$  были выращены вертикальным методом Бриджмена из стехиометрического расплава высокочистых (5N) элементов Cu, In и Se по технологии, описанной в [10]. Тонкие пленки  $\text{CuInSe}_2$  с толщиной  $\sim 2,0$  мкм создавались с использованием ионно-плазменного осаждения металлических прекурсоров Cu и In на стеклянные подложки с нанесенным на них слоем молибдена, являющимся электрическим контактом в структуре солнечного элемента. На последующей стадии технологического процесса проводилась селенизация прекурсоров в соответствии с режимами, описанными в [2]. Таким образом создавалась структура  $\text{CuInSe}_2/\text{Mo}/\text{стекло}$ .

Для рентгеноструктурного анализа кристаллов и тонких пленок  $\text{CuInSe}_2$  использовался дифрактометр ДРОН-3М в монохроматическом  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении. Рентгеноспектральный микроанализатор с энергетической дисперсией на основе кремниевого детектора SDDX-max (Oxford Instruments, Великобритания), встроенный в сканирующий электронный микроскоп (СЭМ), использовался для определения элементного состава монокристаллов и тонких пленок  $\text{CuInSe}_2$ . Регистрация спектров фотолюминесценции (ФЛ) проводилась на монохроматоре МДР-23У, оснащенный дифракционной решеткой 600 штр/мм, с использованием твердотельного лазера с длиной волны излучения 532 нм. В качестве детектора оптических сигналов использовался InGaAs  $p-i-n$ -фотодиод (Hamamatsu, Япония) типа G10899-03K, работающий в спектральном диапазоне 0,5–1,7 мкм. Регистрация спектров ФЛ проводилась на основе метода синхронного фазового детектирования с аналого-цифровым преобразованием электрических сигналов в цифровой код и их автоматической регистрацией в файл компьютера. Спектры стимулированного и лазерного излучения регистрировались с использованием возбуждающего импульсного излучения азотного лазера с длиной волны  $\lambda \sim 337,1$  нм ( $\tau_{\text{имп}} = 8$  нс,  $f = 525$  Гц) в диапазоне плотностей мощности 1,3–92,6 кВт/см<sup>2</sup>. Возбуждающее излучение фокусировалось на поверхность образцов в круглое пятно площадью  $\sim 1 \text{ мм}^2$ . Для исследования температурной зависимости спектров фотолюминесценции образцы помещались в оптический гелиевый рефрижератор замкнутого цикла CCS-150 (Janis Research Company, США), позволяющий устанавливать температуру образцов в диапазоне 10–300 К. Регистрация ФЛ осуществлялась монохроматором M266 («Солар ЛС», Минск) с установленным на его выходе инфракрасным детектором

излучения Hamamatsu G9212-512S (спектральный диапазон 0,9–1,7 мкм), соединенным с компьютером.

**Результаты и их обсуждение.** Структурные характеристики соединения  $\text{CuInSe}_2$  были определены по анализу рентгеновских дифрактограмм мелкодисперсных порошков, полученных измельчением монокристаллов. По данным рентгеноструктурных исследований порошков установлено, что дифрактограммы содержат интенсивные рефлексы отражения 112, 204/220, 116/312, 316/332 и др., соответствующие фазе халькопирита [3]. Высокая интенсивность и малая полуширина дифракционных рефлексов отражения, а также отсутствие рефлексов от других фаз указывают на однородность состава и высокое качество кристаллической структуры монокристаллов  $\text{CuInSe}_2$ . Параметры элементарной ячейки соединения  $\text{CuInSe}_2$ , определенные методом аппроксимации контуров линий на дифрактограмме псевдофойгтовыми кривыми на основе полнопрофильной подгонки экспериментальных данных по программе FullProf, составили:  $a \sim 5,782 \text{ \AA}$  и  $c \sim 11,62 \text{ \AA}$ , что также подтверждает высокое качество монокристаллов  $\text{CuInSe}_2$  [11].

Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, морфология поверхности тонких пленок  $\text{CuInSe}_2$ , сформированных на подложке Mo/стекло, представляла однородную структуру и характеризовалась резкими границами плотно упакованных зерен с размерами 0,4–1,3 мкм. По данным обработки рентгеновских дифрактограмм параметры элементарной ячейки тонких пленок  $\text{CuInSe}_2$  составили:  $a \sim 5,783 \text{ \AA}$  и  $c \sim 11,61 \text{ \AA}$ , что сопоставимо с численными значениями монокристаллов и указывает на высокое совершенство их кристаллической структуры. Рентгеноспектральный микроанализ с энергетической дисперсией, проведенный в десяти точках при сканировании электронного зонда по сколотой поверхности монокристалла  $\text{CuInSe}_2$  с размером  $5 \times 6 \text{ мм}^2$ , показал однородное распределение элементов – Cu: 25,0; In: 24,9; Se: 50,1 ат.% с соотношением металлов  $[\text{Cu}] / [\text{In}] \sim 1,004$ , близким к идеальной стехиометрии. По данным рентгеноспектрального микроанализа для тонких поликристаллических пленок  $\text{CuInSe}_2$  с размерами образца  $10 \times 8 \text{ мм}^2$  усредненный состав по двадцати точкам на поверхности зерен составил: Cu: 26,1; In: 23,7; Se: 50,2 ат.% с соотношением металлов  $[\text{Cu}] / [\text{In}] \sim 1,1$ , что указывает на незначительное обогащение соединения  $\text{CuInSe}_2$  медью.

На рис. 1 приведен спектр фотолюминесценции монокристалла  $\text{CuInSe}_2$ , зарегистрированный при температуре 10 K и возбуждении непрерывным лазерным излучением на длине волны 532 нм с плотностью мощности возбуждения  $2,0 \text{ Вт/см}^2$ . Как видно на рис. 1, в спектрах ФЛ в высокоэнергетической области наблюдаются узкие линии, обусловленные излучательной аннигиляцией свободных экситонов A  $\sim 1,041$  и B  $\sim 1,044$  эВ и экситонов M1  $\sim 1,039$  эВ, M2  $\sim 1,035$  эВ, M5  $\sim 1,028$ , M6  $\sim 1,017$  эВ, связанных на собственных дефектах структуры, образовавшихся в процессе роста монокристаллов соединения  $\text{CuInSe}_2$  [12–15]. В низкоэнергетической области

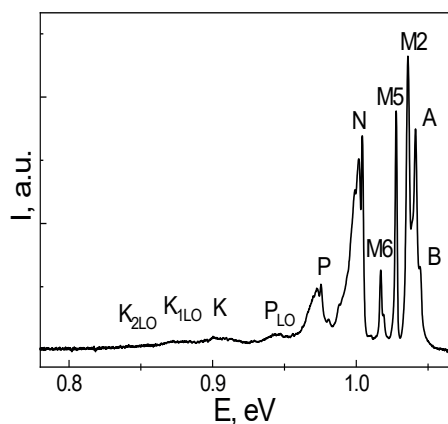


Рис. 1. Спектр фотолюминесценции монокристалла  $\text{CuInSe}_2$  при возбуждении излучением непрерывного лазера на длине волны 532 нм с плотностью мощности  $2,0 \text{ Вт/см}^2$ , измеренный при 10 K

Fig. 1. Photoluminescence spectrum of a  $\text{CuInSe}_2$  single crystal under excitation of a CW laser at a wavelength of 532 nm with a power density of  $2,0 \text{ W/cm}^2$  measured at 10 K

спектров ФЛ монокристалла  $\text{CuInSe}_2$  наблюдается интенсивная структурированная широкая полоса  $N \sim 1,002$  эВ и менее интенсивные полосы  $P \sim 0,972$  эВ и  $K \sim 0,902$  эВ с одним фононным повторением  $P_{LO} \sim 0,943$  эВ и двумя фононными повторениями  $K_{ILO} \sim 0,873$  эВ,  $K_{2LO} \sim 0,844$  эВ соответственно, обусловленные излучательной рекомбинацией с участием продольных оптических фононов LO с энергией  $\sim 29$  мэВ. Эти три полосы обусловлены донорно-акцепторной рекомбинацией (ДАП) или оптическими переходами свободных электронов на глубокие энергетические уровни акцепторов [2, 13, 16].

Проведенные эксперименты показали, что процессы спонтанной излучательной рекомбинации неравновесных носителей заряда (ННЗ) в соединении  $\text{CuInSe}_2$  происходят с участием свободных экситонов, связанных экситонов на дефектах структуры с мелкими ( $\sim 5$ – $15$  мэВ) энергетическими уровнями в запрещенной зоне, а также определяются рекомбинацией на более глубоких ( $\sim 20$ – $200$  мэВ) уровнях дефектов структуры, которые образуются в монокристаллах при их выращивании вертикальным методом Бриджмена из расплава [10]. На рис. 2, *a* представлены спектры излучения монокристалла  $\text{CuInSe}_2$  при 10 К и различной плотности мощности импульсного лазерного возбуждения в диапазоне  $\sim 6,6$ – $76$  кВт/см<sup>2</sup>. При минимальном уровне возбуждения азотным лазером  $\sim 6,6$  кВт/см<sup>2</sup> в спектрах ФЛ наблюдается широкая полоса электронно-дырочной плазмы (ЕНР – electron-hole plasma) с полушириной 13 мэВ и максимумом на 1,036 эВ, обусловленная излучательной рекомбинацией свободных носителей заряда. Отметим, что полоса ЕНР на 1,036 эВ проявлялась в спектрах ФЛ при возбуждении монокристаллов  $\text{CuInSe}_2$  полупроводниковым лазером на длине волны 435 нм ( $\tau_{\text{имп}} = 12$  нс,  $f = 137$  кГц) в диапазоне более низких плотностей мощности  $\sim 1,5$ – $3,2$  кВт/см<sup>2</sup> [17].

Как показали сравнительные эксперименты, спектральные полосы излучательной рекомбинации, обусловленные свободными экситонами, связанными экситонами на дефектах и донорно-акцепторных парах, и характерные для спонтанного излучения в спектральной области 0,78–1,05 эВ при непрерывном возбуждении (см. рис. 1), не проявляются при высоких уровнях импульсного лазерного возбуждения (рис 2, *a*). Обнаруженный эффект обусловлен тем, что при высоком уровне возбуждения 6,6 кВт/см<sup>2</sup> концентрация генерированных ННЗ в разрешенных зонах монокристаллов  $\text{CuInSe}_2$  значительно превышает концентрацию ростовых дефектов раз-

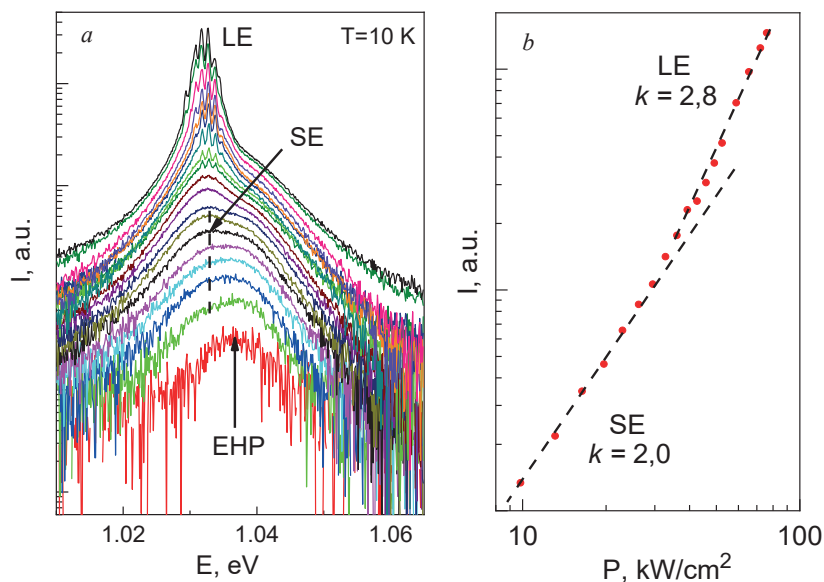


Рис. 2. Спектры излучения монокристалла  $\text{CuInSe}_2$ , измеренные при 10 К и возбуждении импульсным азотным лазером на длине волны 337,1 нм с плотностью мощности от 6,6 до 76 кВт/см<sup>2</sup> (*a*); зависимость интегральной интенсивности излучения монокристалла  $\text{CuInSe}_2$  от плотности мощности возбуждения (*b*)

Fig. 2. Emission spectra of a  $\text{CuInSe}_2$  single crystal measured at 10 K and excited by a pulsed nitrogen laser at a wavelength of 337.1 nm with power densities from 6.6 to 76 kW/cm<sup>2</sup> (*a*); dependence of the integral emission intensity of a  $\text{CuInSe}_2$  single crystal on the excitation power density (*b*)

личного типа, в результате чего энергетические уровни ростовых дефектов насыщаются носителями заряда и основной вклад в общее излучение образца вносит межзонная излучательная рекомбинация носителей.

Отметим, что энергетическое положение полосы ЕНР на 1,036 эВ на 14 мэВ меньше ШЗЗ монокристаллов  $\text{CuInSe}_2$ , составляющей  $E_g \sim 1,05$  эВ [15]. При увеличении плотности мощности лазерного возбуждения до  $9,8 \text{ кВт/см}^2$  на низкоэнергетическом крыле полосы ЕНР в области энергий 1,022–1,035 эВ происходит резкое увеличение интенсивности излучения, свидетельствующее о появлении дополнительной низкоэнергетической полосы. Интенсивность полосы стимулированного излучения (SE – stimulated emission) на рис. 2, а в диапазоне плотностей мощности возбуждающего лазерного излучения  $9,8\text{--}20 \text{ кВт/см}^2$  увеличивается, а при  $23 \text{ кВт/см}^2$  отчетливо проявляется максимум в области энергии 1,033 эВ, и она становится доминирующей в спектрах излучения при  $23\text{--}36 \text{ кВт/см}^2$  по отношению к полосе ЕНР на 1,036 эВ. Относительное уменьшение интенсивности полосы ЕНР на 1,036 эВ и увеличение интенсивности новой полосы SE на 1,033 эВ при возрастании уровня лазерного возбуждения указывает на переход излучательной рекомбинации в ЕНР от спонтанного к стимулированному излучению в монокристаллах  $\text{CuInSe}_2$ . В дальнейшем при плотности мощности возбуждения  $\sim 36 \text{ кВт/см}^2$  вблизи максимума полосы SE на 1,033 эВ наблюдается появление узких линий и уменьшение полуширины полосы SE. Интенсивность хорошо разрешаемых узких линий сильно возрастает при увеличении плотности мощности возбуждения в диапазоне  $36\text{--}76 \text{ кВт/см}^2$ . Появление такой регулярной модовой структуры на фоне резкого уменьшения полуширины полосы SE свидетельствует о возникновении режима лазерного излучения (LE – laser emission). Отметим, что энергетический зазор между отдельными модами составил  $\sim 1$  мэВ при их полуширине  $\sim 0,5$  мэВ.

На рис. 2, б представлена зависимость интегральной интенсивности полос SE и LE от плотности мощности возбуждающего лазерного излучения в диапазоне  $9,9\text{--}76 \text{ кВт/см}^2$ . Механизм излучательной рекомбинации может быть установлен посредством анализа зависимости интегральной интенсивности излучения  $I$  от плотности мощности возбуждения лазерного излучения  $P$  в широком диапазоне его изменения, которая описывается простым выражением  $I \sim P^k$ . Как видно, построенная в двойном логарифмическом масштабе зависимость содержит линейные области, наклон которых отражает порог и природу излучения. Численные значения коэффициента составили:  $k = 2,0$  и  $k = 2,8$  для SE и LE соответственно. Синхронное увеличение интенсивности всех компонент модовой структуры, их стабильное спектральное положение и ее регулярность при увеличении плотности мощности возбуждения указывают на то, что генерация LE происходит, вероятнее всего, в резонаторе Фабри-Перо. Основываясь на длине волны LE кристалла  $\lambda \approx 1,2$  мкм, межмодовом расстоянии  $\Delta\lambda \approx 1$  нм и показателе преломления  $n \approx 3,0$  для соединения  $\text{CuInSe}_2$  по известной формуле  $\Delta\lambda = \lambda^2/2nL$  была оценена длина  $L$  резонатора Фабри-Перо, составившая  $L \approx 240$  мкм [17, 18]. Поскольку излучение регистрировалось со сколотой поверхности кристалла от слитка  $\text{CuInSe}_2$ , то можно предположить, что зеркала резонатора, которые преднамеренно не изготавливались, самообразовались в процессе его роста (трещины или зерна). В этом смысле генерация LE стала случайной. Глубина возбужденной области с инверсной заселенностью ( $\sim 100$  нм) в образце – намного меньше установленного значения длины резонатора.

При ориентации резонатора перпендикулярно поверхности большая часть  $\text{CuInSe}_2$  на длине резонатора является поглощающей, а не усиливающей средой. Поэтому возможным условием генерации выступает усиление света при распространении его вдоль поверхности образца. Отметим, что при площади круглого пятна возбуждающего азотного лазера на поверхности образца  $1 \text{ мм}^2$  этим пятном полностью покрывается резонатор лазера длиной 240 мкм, т. е. приповерхностная область образца по всей длине резонатора может находиться под высоким уровнем возбуждения и являться усиливающей средой. При этом предполагается, что зеркала резонатора перпендикулярны поверхности и параллельны между собой. Все виды излучения (ФЛ, SE и LE образца) регистрировались в направлении, перпендикулярном поверхности образца (собирались с образца линзой на входную щель монохроматора). В данном случае LE образца регистрировалось не в направлении его выхода из микрорезонатора, которое точно неизвестно из-за случай-

ной ориентации резонатора в плоскости поверхности, а в виде рассеянного в образце на зеркалах резонатора, неоднородностях структуры в объеме и на краях. Вклад рассеянного лазерного излучения в общее излучение образца является весьма существенным, что и наблюдается в спектрах.

Если же предположить, что в кристалле  $\text{CuInSe}_2$  происходит действительно случайная генерация, необходимо учесть следующее. При формировании модовой структуры случайной генерации при повышении уровня возбуждения (при расширении области инверсной заселенности на образце) обычно происходит переключение одной случайной модовой структуры на другую случайную модовую структуру из-за высокой вероятности изменения контура усиления внутри области инверсной заселенности образца (подключения к случайному резонатору новых, ранее не задействованных рассеивающих центров). Как показали эксперименты, при двукратном повышении накачки от 39 до 76  $\text{кВт/см}^2$  наблюдается лишь появление дополнительных мод того же резонатора (Фабри-Перо) и нет переключения одной случайной модовой структуры на другую, как это могло бы происходить в режиме случайной генерации (см. рис. 2, *a*).

В работе проводилось исследование люминесцентных и лазерных свойств тонких пленок  $\text{CuInSe}_2$  и их сравнение со свойствами аналогичных кристаллов для оценки степени совершенства пленок, используемых в устройствах преобразования солнечной энергии. На рис. 3, *a* представлены спектры излучения тонкой пленки  $\text{CuInSe}_2$  при 10 К и различной плотности мощности импульсного лазерного возбуждения в диапазоне 1,3–92,6  $\text{кВт/см}^2$ . Эксперименты показали, что появление широкой полосы с максимумом на 0,95 эВ при минимальном уровне возбуждения азотным лазером 1,3  $\text{кВт/см}^2$  обусловлено излучательной рекомбинацией ННЗ через «хвосты» плотности энергетических состояний дефектов структуры вблизи экстремумов прямых разрешенных зон (зоны проводимости и валентной зоны) в поликристаллических тонких пленках  $\text{CuInSe}_2$  при 10 К. При увеличении уровня возбуждения максимум полосы спонтанного излучения значительно смещается в область высоких энергий из-за заполнения носителями заряда состояний в хвостах разрешенных зон. При повышении плотности мощности до 34  $\text{кВт/см}^2$  на высокоэнергетическом крыле полосы спонтанного излучения проявляется узкая полоса SE с максимумом на 1,012 эВ. При дальнейшем повышении уровня возбуждения интенсивность этой полосы сильно увеличивается, полуширина уменьшается и незначительно смещается в область низких энергий до 1,009 эВ, и это спектральное положение остается стабильным в диапазоне плотностей мощности возбуждения 60–92  $\text{кВт/см}^2$ . Эти экспериментальные факты указывают на достижение ННЗ уровней с высокой плотностью состояний в разрешенных зонах пленок  $\text{CuInSe}_2$  и рекомбинацию ННЗ в ЕНР и их высокое оптическое качество, сравнимое с качеством аналогичных кристаллов. Отметим, что численное значение энергии оптических переходов SE 1,012 эВ на 38 мэВ меньше ШЗЗ кристаллического  $\text{CuInSe}_2$ . На рис. 3, *b* в двойном логарифмическом масштабе приведена зависимость интенсивности излучения пленки от плотности мощности лазерного возбуждения в диапазоне 8,4–84,2  $\text{кВт/см}^2$ , характеризующаяся линейными наклонами с коэффициентами  $k = 1,43$  для спонтанного излучения до 34  $\text{кВт/см}^2$ , и  $k = 2,37$  для SE при уровнях возбуждения выше 34  $\text{кВт/см}^2$ . Высокое значение коэффициента  $k = 2,37$  подтверждает наличие SE в тонких пленках  $\text{CuInSe}_2$  при 10 К, сформированных на подложках Мо/стекло.

На рис. 4 представлены спектры излучения при различных температурах в диапазоне 10–160 К и зависимость спектрального положения максимума полосы излучения при плотности мощности лазерного возбуждения 76  $\text{кВт/см}^2$ . При увеличении температуры образца от 10 до 100 К наблюдается высокоэнергетическое смещение полосы SE от 1,009 до 1,017 эВ, а далее SE не проявляется на контуре широкой полосы спонтанного излучения, которая смещается в область низких энергий до 1,008 эВ при 140–160 К. Изменение спектрального положения полосы при повышении температуры от 100 до 140 К указывает на температурный срыв SE вследствие активации процессов безызлучательной рекомбинации. Данные, приведенные на рис. 4 (большое низкоэнергетическое смещение спектра SE от значения ширины запрещенной зоны кристаллического  $\text{CuInSe}_2$ , а также высокоэнергетическое смещение спектра SE при изменении температуры), позволяют предположить, что SE обусловлено излучательной рекомбинацией ННЗ из локальных потенциальных ям в разрешенных зонах поликристаллического  $\text{CuInSe}_2$  вследствие наличия флуктуаций электростатического потенциала в пленке, содер-

жащей большие концентрации донорных и акцепторных примесей. В этом случае высокоэнергетический сдвиг спектра SE происходит по причине термического выброса ННЗ на более высоколежащие энергетические уровни в локальных потенциальных ямах разрешенных зон в условиях насыщения каналов рекомбинации в энергетическом интервале меньше энергии кванта SE. Термическая активация каналов безызлучательной рекомбинации приводит к срыву

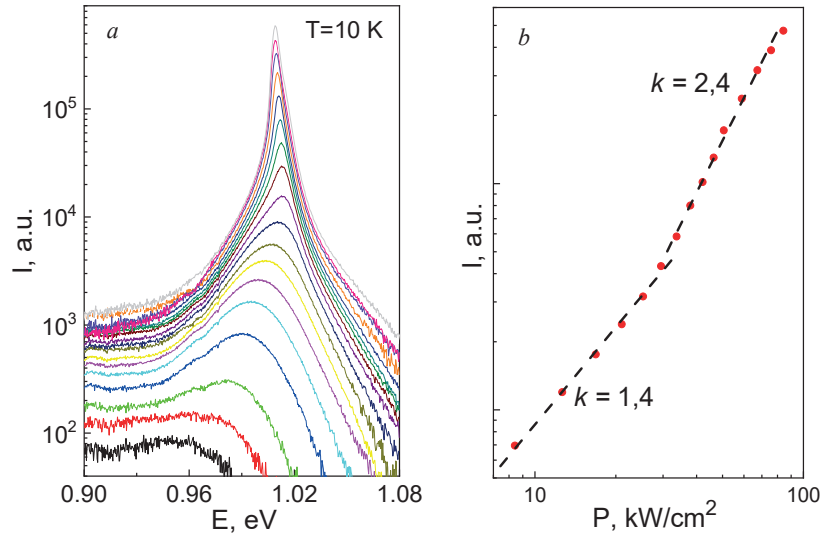


Рис. 3. Спектры излучения тонкой пленки CuInSe<sub>2</sub>, измеренные при 10 K и возбуждении импульсным азотным лазером на длине волны 337,1 нм с плотностью мощности от 1,3 до 92,6 кВт/см<sup>2</sup> (a); зависимость интегральной интенсивности излучения тонкой пленки CuInSe<sub>2</sub> от плотности мощности возбуждения в диапазоне от 8,4 до 84,2 кВт/см<sup>2</sup> (b)

Fig. 3. Emission spectra of a CuInSe<sub>2</sub> thin film measured at 10 K and excited by a pulsed nitrogen laser at a wavelength of 337.1 nm with power densities from 1.3 to 84.2 kW/cm<sup>2</sup> (a); dependence of the integral emission intensity of a CuInSe<sub>2</sub> thin film on the excitation power density from 8.4 to 84.2 kW/cm<sup>2</sup> (b)

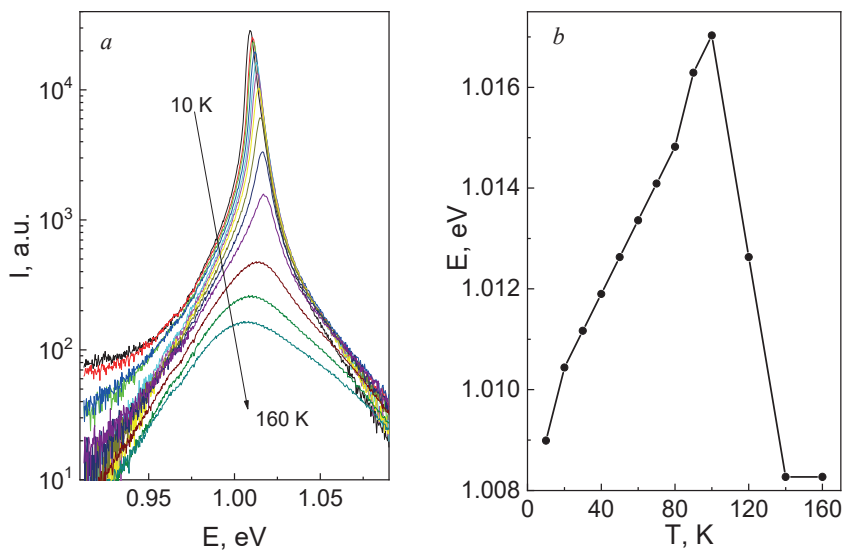


Рис. 4. Спектры излучения тонкой пленки CuInSe<sub>2</sub> при различных температурах, измеренные при возбуждении импульсным азотным лазером на длине волны 337,1 нм с плотностью мощности 75,8 кВт/см<sup>2</sup> (a); зависимость спектрального положения полосы излучения тонкой пленки CuInSe<sub>2</sub> от температуры (b)

Fig. 4. Emission spectra of a CuInSe<sub>2</sub> thin film at different temperatures measured under excitation of a pulsed nitrogen laser at a wavelength of 337.1 nm with power density 75.8 kW/cm<sup>2</sup> (a); temperature dependence of the spectral position of the emission band of a CuInSe<sub>2</sub> thin film (b)

SE и далее к низкоэнергетическому перераспределению ННЗ в условиях спонтанного излучения (отсутствия насыщения каналов рекомбинации в энергетическом интервале меньше энергии кванта SE). Важно отметить, что при плотности мощности лазерного возбуждения в диапазоне 36–76 кВт/см<sup>2</sup> в кристаллах CuInSe<sub>2</sub> при 10 К было обнаружено лазерное излучение, а в тонких пленках CuInSe<sub>2</sub>, созданных на подложках Мо/стекло, LE не обнаружено даже при более высоком уровне возбуждения 84 кВт/см<sup>2</sup>.

Сравнительный анализ спектров излучения при 10 К указывает на то, что для монокристаллов (см. рис. 2, а) и тонких пленок CuInSe<sub>2</sub> (см. рис. 3, а) энергетическое положение полосы SE на 14 и 38 мэВ соответственно меньше ШЗЗ кристаллического CuInSe<sub>2</sub>, составляющей  $E_g \sim 1,05$  эВ [2, 3, 14]. Более высокое значение смещения полосы SE на ~38 мэВ и отсутствие полосы LE в спектрах поликристаллической тонкой пленки CuInSe<sub>2</sub> свидетельствует о наличии более высокой концентрации ростовых дефектов по сравнению с монокристаллом CuInSe<sub>2</sub>, имеющим более совершенную кристаллическую структуру. Поликристаллическая пленка CuInSe<sub>2</sub> является частично компенсированным полупроводником р-типа проводимости. Значительная концентрация ионизованных примесей приводит к флуктуациям электростатического потенциала, которые не могут быть экранированы при малой концентрации свободных ННЗ. Флуктуации электростатического потенциала приводят к искривлению разрешенных зон и появлению локальных потенциальных ям в энергетической зонной структуре, которые при достаточном уровне возбуждения импульсным LE могут частично или полностью заполняться носителями заряда с последующей их излучательной рекомбинацией. По сути, более низкое энергетическое положение полосы SE для тонких пленок на 24 мэВ по сравнению с кристаллом и отражает искажение энергетической зонной структуры тонких пленок флуктуациями потенциала.

**Заключение.** Впервые проведено сравнение параметров стимулированного и лазерного излучения в инфракрасной области спектра ~1,2 мкм при близких условиях возбуждения в структурно совершенных монокристаллах соединения CuInSe<sub>2</sub> и тонких поликристаллических пленках CuInSe<sub>2</sub>, осажденных на подложки Мо/стекло. Установлены закономерности и особенности проявления лазерного и стимулированного излучения в кристаллах и пленках CuInSe<sub>2</sub>, а также определены их основные спектроскопические параметры. Пороговый уровень возбуждения для появления стимулированного излучения составил для кристалла CuInSe<sub>2</sub> 9,8 кВт/см<sup>2</sup>, для лазерного излучения – 36 кВт/см<sup>2</sup>, порог появления стимулированного излучения в пленке – 34 кВт/см<sup>2</sup>. В кристаллах стимулированное и лазерное излучение происходит вследствие рекомбинации неравновесных носителей заряда в электронно-дырочной плазме. Температурная зависимость максимума полосы излучения пленки при высоком уровне возбуждения указывает на то, что стимулированное излучение возникает вследствие рекомбинации неравновесных носителей из локальных потенциальных ям в разрешенных зонах, обусловленных наличием флуктуаций потенциала в пленках CuInSe<sub>2</sub>. Показано, что оптические и лазерные свойства пленок сравнимы со свойствами кристаллов, что свидетельствует о достаточно высоком качестве пленок CuInSe<sub>2</sub>, используемых для создания на их основе солнечных элементов.

### Список использованных источников

1. Dielectric function of Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub>-based polycrystalline materials / S. Minoura [et. al.] // J. Appl. Phys. – 2013. – Vol. 113, № 6. – P. 063505-1–063505-14. <https://doi.org/10.1063/1.4790174>
2. Optical properties and band gap energy of CuInSe<sub>2</sub> thin films prepared by two-stage selenisation process / M. V. Yakushev [et. al.] // J. Phys. Chem. Solids. – 2003. – Vol. 64, № 9–10. – P. 2005–2009. [https://doi.org/10.1016/S0022-3697\(03\)00089-1](https://doi.org/10.1016/S0022-3697(03)00089-1)
3. Band gap energies of bulk, thin-film, and epitaxial layers of CuInSe<sub>2</sub> and CuGaSe<sub>2</sub> / S. Chichibu [et. al.] // J. Appl. Phys. – 1998. – Vol. 83, № 7. – P. 3678–3689. <https://doi.org/10.1063/1.366588>
4. Aida, Y. Cu-rich CuInSe<sub>2</sub> solar cells with a Cu-poor surface / Y. Aida, V. Depredurand, J. K. Larsen // Prog. Photovolt. Res. Appl. – 2015. – Vol. 23, № 6. – P. 754–764. <https://doi.org/10.1002/pip.2493>
5. Efficiency improvement of near-stoichiometric CuInSe<sub>2</sub> solar cells for application in tandem devices / T. Feurer [et. al.] // Adv. Energy Mater. – 2019. – Vol. 9, № 35. – P. 1901428-1–1901428-6. <https://doi.org/10.1002/aenm.201901428>
6. Effects of heavy alkali elements in Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> solar cells with efficiencies up to 22.6 % / P. Jackson [et. al.] // Phys. Stat. Sol. PRL. – 2016. – Vol. 10, № 8. – P. 583–586. <https://doi.org/10.1002/pssr.201600199>
7. High excitation photoluminescence effects as a probing tool for the growth of Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> / M. Moret [et. al.] // Proc. SPIE. – 2015. – Vol. 9358. – P. 9358-A1–9358-A7. <https://doi.org/10.1117/12.2076938>



8. Stimulated emission and lasing in Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> thin films / I. E. Svitsiankou [et. al.] // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2016. – Vol. 49, № 9. – P. 095106-1–095106-5. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/49/9/095106>
9. Potassium fluoride postdeposition treatment with etching step on both Cu-rich and Cu-poor CuInSe<sub>2</sub> thin film solar cells / F. Babbe [et. al.] // *Phys. Rev. Mater.* – 2018. – Vol. 2, № 10. – P. 105405-1–105405-9. <https://doi.org/10.1103/physrevmaterials.2.105405>
10. Tomlinson, R. D. Fabrication of CuInSe<sub>2</sub> single crystals using melt-growth techniques / R. D. Tomlinson // *Solar Cells.* – 1986. – Vol. 16. – P. 17–26. [https://doi.org/10.1088/0379-6787\(86\)90072-4](https://doi.org/10.1088/0379-6787(86)90072-4)
11. Thermal expansion of CuInSe<sub>2</sub> in the 11–1,073 K range: An X-ray diffraction study / W. Paszkowicz // *Appl. Phys. A.* – 2014. – Vol. 116, № 2. – P. 767–780. <https://doi.org/10.1007/s00339-013-8146-9>
12. Optical properties of high-quality CuInSe<sub>2</sub> single crystals / A. V. Mudryi [et. al.] // *Appl. Phys. Lett.* – 2000. – Vol. 77, № 16. – P. 2542–2544. <https://doi.org/10.1063/1.1308525>
13. Magneto-photoluminescence study of radiative recombination in CuInSe<sub>2</sub> single crystals / M. V. Yakushev [et. al.] // *J. Phys. Chem. Solids.* – 2003. – Vol. 64, № 9–10. – P. 2011–2016. [https://doi.org/10.1016/S0022-3697\(03\)00090-8](https://doi.org/10.1016/S0022-3697(03)00090-8)
14. Excitation power and temperature dependence of excitons in CuInSe<sub>2</sub> / F. Luckert [et. al.] // *J. Appl. Phys.* – 2012. – Vol. 111, № 9. – P. 093507-1–093507-8. <https://doi.org/10.1063/1.4709448>
15. Excited states of the excitons in CuInSe<sub>2</sub> single crystals / M. V. Yakushev [et. al.] // *Appl. Phys. Lett.* – 2010. – Vol. 97, № 15. – P. 152110-1–152110-3. <https://doi.org/10.1063/1.3502603>
16. The hunt for the third acceptor in CuInSe<sub>2</sub> and Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> absorber layers / F. Babbe et. al. // *J. Phys. Condens. Matter.* – 2019. – Vol. 31, № 42. – P. 425702-1–425702-9. <https://doi.org/10.1088/1361-648X/ab2e24>
17. Photoluminescence, stimulated and laser emission in CuInSe<sub>2</sub> crystals / I. E. Svitsiankou [et. al.] // *Appl. Phys. Lett.* – 2021. – Vol. 119, № 21. – P. 212103-1–212103-5. <https://doi.org/10.1063/5.0060076>
18. Kawashima, T. Optical constants of CuGaSe<sub>2</sub> and CuInSe<sub>2</sub> / T. Kawashima, S. Adachi. // *J. Appl. Phys.* – 1998. – Vol. 84, № 9. – P. 5202–5209. <https://doi.org/10.1063/1.368772>

## References

1. Minoura S., Kodera K., Maekawa T., Miyazaki K., Niki S., Fujiwara H. Dielectric function of Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub>-based polycrystalline materials. *Journal of Applied Physics*, 2013, vol. 113, no. 6, p. 063505 (14 pp.). <https://doi.org/10.1063/1.479074>
2. Yakushev M. V., Mudryi A. V., Gremenok V. F., Zalesski V. B., Romanov P. I., Feofanov Y. V., Martin R. W., Tomlinson R. D. Optical properties and band gap energy of CuInSe<sub>2</sub> thin films prepared by two-stage selenisation process. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2003, vol. 64, no. 9–10, pp. 2005–2009. [https://doi.org/10.1016/S0022-3697\(03\)00089-1](https://doi.org/10.1016/S0022-3697(03)00089-1)
3. Chichibu S., Mizutani T., Murakami K., Shioda T., Kurafuji T., Nakanishi H., Niki S., Fons P. J., Yamada A. Band gap energies of bulk, thin-film, and epitaxial layers of CuInSe<sub>2</sub> and CuGaSe<sub>2</sub>. *Journal of Applied Physics*, 1998, vol. 83, no. 7, pp. 3678–3689. <https://doi.org/10.1063/1.366588>
4. Aida Y., Depredurand V., Larsen J. K., Arai H., Tanaka D., Kurihara M., Siebentritt S. Cu-rich CuInSe<sub>2</sub> solar cells with a Cu-poor surface. *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 2015, vol. 23, no. 6, pp. 754–764. <https://doi.org/10.1002/pip.2493>
5. Feurer T., Carron R., Sevilla G. T., Fu F., Pisoni S., Romanyuk Y. E., Buecheler S., Tiwari A. N. Efficiency improvement of near-stoichiometric CuInSe<sub>2</sub> solar cells for application in tandem devices. *Advanced Energy Materials*, 2019, vol. 9, no. 35, p. 1901428 (6 pp.). <https://doi.org/10.1002/aenm.201901428>
6. Jackson P., Wuerz R., Hariskos D., Lotter E., Witte W., Powalla M. Effects of heavy alkali elements in Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> solar cells with efficiencies up to 22.6 %. *Physica Status Solidi RRL*, 2016, vol. 10, no. 8, pp. 583–586. <https://doi.org/10.1002/pssr.201600199>
7. Moret M., Briot G., Gil B., Lepetit T., Arzel L., Barreau N. High excitation photoluminescence effects as a probing tool for the growth of Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub>. *Proceedings of SPIE*, 2015, vol. 9358, p. 9358A1 (7 pp.). <https://doi.org/10.1117/12.2076938>
8. Svitsiankou I. E., Pavlovskii V. N., Lutsenko E. V., Yablonskii G. P., Mudryi A. V., Zhivulko V. D., Yakushev M. V., Martin R. W. Stimulated emission and lasing in Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> thin films. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2016, vol. 49, no. 9, p. 095106 (5 pp.). <https://doi.org/10.1088/0022-3727/49/9/095106>
9. Babbe F., Elanzeery H., Melchiorre M., Zelenina A., Siebentritt S. Potassium fluoride postdeposition treatment with etching step on both Cu-rich and Cu-poor CuInSe<sub>2</sub> thin film solar cells. *Physical Review Materials*, 2018, vol. 2, no. 10, pp. 105405 (9 pp.). <https://doi.org/10.1103/physrevmaterials.2.105405>
10. Tomlinson R. D. Fabrication of CuInSe<sub>2</sub> single crystals using melt-growth techniques. *Solar Cells*, 1986, vol. 16, pp. 17–26. [https://doi.org/10.1088/0379-6787\(86\)90072-4](https://doi.org/10.1088/0379-6787(86)90072-4)
11. Paszkowicz W., Minikayev R., Piszora P., Trots D., Knapp M., Wejciehowski T., Bacewicz R. Thermal expansion of CuInSe<sub>2</sub> in the 11–1,073 K range: An X-ray diffraction study. *Applied Physics A. Materials Science Processing*, 2014, vol. 116, no. 2, pp. 767–780. <https://doi.org/10.1007/s00339-013-8146-9>
12. Mudryi A. V., Bodnar I. V., Viktorov I. A., Gremenok V. F., Yakushev M. V., Tomlinson R. D., Hill A. E., Pilkington R. D. Optical properties of high-quality CuInSe<sub>2</sub> single crystals. *Applied Physics Letters*, 2000, vol. 77, no. 16, pp. 2542–2544. <https://doi.org/10.1063/1.1308525>
13. Yakushev M. V., Feofanov Y., Martin R. W., Tomlinson R. D., Mudryi A. V. Magneto-photoluminescence study of radiative recombination in CuInSe<sub>2</sub> single crystals. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2003, vol. 64, no. 9–10, pp. 2011–2016. [https://doi.org/10.1016/S0022-3697\(03\)00090-8](https://doi.org/10.1016/S0022-3697(03)00090-8)
14. Luckert F., Yakushev M. V., Faugerat C., Karotki A. V., Mudryi A. V. Excitation power and temperature dependence of excitons in CuInSe<sub>2</sub>. *Journal of Applied Physics*, 2012, vol. 111, no. 9, p. 093507 (8 pp.). <https://doi.org/10.1063/1.4709448>

15. Yakushev M. V., Luckert F., Faugeras C., Karotki A. V., Mudryi A. V., Martin R. W. Excited states of the excitons in CuInSe<sub>2</sub> single crystals. *Applied Physics Letters*, 2010, vol. 97, no. 15, p. 152110 (3 pp.). <https://doi.org/10.1063/1.3502603>

16. Babbe F., Elanzeery H., Wolter M. H., Santhosh K., Siebentritt S. The hunt for the third acceptor in CuInSe<sub>2</sub> and Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> absorber layers. *Journal of Physics: Condensed Materials*, 2019, vol. 31, no. 42, pp. 425702-1–425702-9. <https://doi.org/10.1088/1361-648X/ab2e24>

17. Svitsiankou I. E., Pavlovskii V. N., Lutsenko E. V., Yablonskii G. P., Mudryi A. V., Borodavchenko O. M., Zhivulko V. D., Martin R. W., Yakushev M. V. Photoluminescence, stimulated and laser emission in CuInSe<sub>2</sub> crystals. *Applied Physics Letters*, 2021, vol. 119, no. 21, p. 212103 (3 pp.). <https://doi.org/10.1063/5.0060076>

18. Kawashima T., Adachi S. Optical constants of CuGaSe<sub>2</sub> and CuInSe<sub>2</sub>. *Journal of Applied Physics*, 1998, vol. 84, no. 9, pp. 5202–5209. <https://doi.org/10.1063/1.368772>

### Информация об авторах

**Мудрый Александр Викторович** – кандидат физико-математических наук, главный научный сотрудник лаборатории оптической спектроскопии полупроводников, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: [mudryi@physics.by](mailto:mudryi@physics.by)

**Живулько Вадим Дмитриевич** – кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией оптической спектроскопии полупроводников, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: [zhivulko@physics.by](mailto:zhivulko@physics.by)

**Бородавченко Ольга Михайловна** – научный сотрудник лаборатории оптической спектроскопии полупроводников, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: [borodavchenko@physics.by](mailto:borodavchenko@physics.by)

**Якушев Михаил Васильевич** – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник, лаборатория наноквантовой спинтроники, Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения наук Российской академии наук (ул. С. Ковалевской, 18, 620108, Екатеринбург, Российская Федерация). E-mail: [michael.yakushev@strath.ac.uk](mailto:michael.yakushev@strath.ac.uk)

**Павловский Вячеслав Николаевич** – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник Центра «Полупроводниковые технологии и лазеры», Институт физики имени Б. И. Степанова Национальной академии наук Беларуси (пр. Независимости, 68-2, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: [v.pavlovskii@ifanbel.bas-net.by](mailto:v.pavlovskii@ifanbel.bas-net.by)

**Луценко Евгений Викторович** – кандидат физико-математических наук, заместитель заведующего Центром «Полупроводниковые технологии и лазеры», Институт физики имени Б. И. Степанова Национальной академии наук Беларуси (пр. Независимости, 68-2, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: [e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by](mailto:e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by)

**Яблонский Геннадий Петрович** – доктор физико-математических наук, заведующий Центром «Полупроводниковые технологии и лазеры», Институт физики имени Б. И. Степанова Национальной академии наук Беларуси (пр. Независимости, 68-2, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: [g.yablonskii@ifanbel.bas-net.by](mailto:g.yablonskii@ifanbel.bas-net.by)

### Information about the authors

**Alexander V. Mudryi** – Ph. D. (Physics and Mathematics), Chief Researcher of the Laboratory of Optical Spectroscopy of Semiconductors, Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: [mudryi@physics.by](mailto:mudryi@physics.by)

**Vadim D. Zvivulko** – Ph. D. (Physics and Mathematics), Head of the Laboratory of Optical Spectroscopy of Semiconductors, Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: [zhivulko@physics.by](mailto:zhivulko@physics.by)

**Olga M. Borodavchenko** – Researcher of the Laboratory of Optical Spectroscopy of Semiconductors, Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: [borodavchenko@physics.by](mailto:borodavchenko@physics.by)

**Michael V. Yakushev** – Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Chief Researcher of the Laboratory of Nanoquantum Spintronics, Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (18, S. Kovalevskaya Str., 620108, Ekaterinburg, Russian Federation). E-mail: [michael.yakushev@strath.ac.uk](mailto:michael.yakushev@strath.ac.uk)

**Vyacheslav N. Pavlovskii** – Ph. D. (Physics and Mathematics), Leading Researcher of the Center "Semiconductor Technologies and Lasers", B. I. Stepanov Institute of Physics of the National Academy of Sciences of Belarus (68-2, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: [v.pavlovskii@ifanbel.bas-net.by](mailto:v.pavlovskii@ifanbel.bas-net.by)

**Evgenii V. Lutsenko** – Ph. D. (Physics and Mathematics), Deputy Head of the Center "Semiconductor Technologies and Lasers", B. I. Stepanov Institute of Physics of the National Academy of Sciences of Belarus (68-2, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: [e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by](mailto:e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by)

**Gennadii P. Yablonskii** – Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Head of the Center "Semiconductor Technologies and Lasers", B. I. Stepanov Institute of Physics of the National Academy of Sciences of Belarus (68-2, Nezavisimosti Ave., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: [g.yablonskii@ifanbel.bas-net.by](mailto:g.yablonskii@ifanbel.bas-net.by)