

## ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК СОЕДИНЕНИЙ $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$ И $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$

© 2019 А. В. Буданов<sup>1</sup>, Ю. Н. Власов<sup>1</sup>, Г. И. Котов<sup>1</sup>, Е. В. Руднев\*<sup>2</sup>, П. И. Подпругин<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Воронежский государственный университет инженерных технологий  
пр. Революции, 19, 394036 Воронеж, Российская Федерация

<sup>2</sup>Воронежский государственный университет  
Университетская пл., 1, 394018 Воронеж, Российская Федерация

**Аннотация.** Показана возможность синтеза соединений  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  и  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  на стеклянных подложках путём отжига в парах халькогена тонкой металлической плёнки сплава  $\text{Cu}:\text{Sn} = 2:1$  в вакуумной графитовой камере типа квазизамкнутого объёма. Методом рентгеновской дифракции установлено, что полученные плёнки халькогенидов имеют подобную сфалериту кристаллическую структуру. Для кубической модификации  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  и  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  преимущественными плоскостями отражений являются (111), (220) и (311). Элементный состав плёнок соответствует стехиометрии соединений  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  и  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$ . Методом ИК-спектроскопии определены энергии активации прямозонных переходов для  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3 - 0.96 \text{ eV}$ , а для  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3 - 0.70 \text{ eV}$ .

**Ключевые слова:** халькогениды металлов,  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$ ,  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$ , квазизамкнутый объём.

### ВВЕДЕНИЕ

Технология тонкопленочных солнечных элементов (СЭ) на основе многокомпонентных полупроводниковых соединений халькопиритов типа  $\text{Cu}(\text{In}, \text{Ga})(\text{Se}, \text{S})_2$  и кестеритов типа  $\text{Cu}_2\text{ZnSn}(\text{Se}, \text{S})_4$ , называемых соответственно SIGS (SIGSSe) и CZTS (CZTSSe), активно разрабатывается в последние годы [1]. Прямозонные полупроводники *p*-типа проводимости SIGS и CZTS обладают шириной запрещенной зоны от 1.1 до 1.5 eV, имеют высокие коэффициенты поглощения света в видимом диапазоне частот (более  $10^4 \text{ cm}^{-1}$ ) и достаточно высокую подвижность носителей заряда до  $100 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ , что оптимально для использования их в качестве фотоактивного слоя СЭ [2]. По данным Национальной лаборатории возобновляемой энергетики США (National Renewable Energy Laboratory USA) на 2018 год максимальное значение КПД на основе соединения SIGSSe достигает 23 %. Однако элементы In и Ga являются малораспространенными, дорогими материалами. Кроме того, они являются токсичными и требуют специальной утилизации. Переход от соединений дорогостоящих редкоземельных элементов к дешевым и безопасным для человека соединениям

из цинка и олова в производстве СЭ вызывает интерес множества исследователей в последнее время, причём с активным слоем из CZTSSe удастся достичь КПД 10 % [2, 3]. Для получения тонких пленок CZTS используют методы реактивного термического отжига предварительно созданных на подложках слоёв меди, цинка и олова, термического испарения в вакууме, лазерного осаждения, магнетронного распыления, спрей-пиролиза. Методом спрей-пиролиза получены тонкие пленки CZTS с шириной запрещенной зоны 1.54 eV и подвижностью носителей заряда  $85 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ , что позволяет использовать их в качестве активного слоя СЭ [4]. Однако пленки, полученные таким методом, характеризуются значительным разбросом значений ширины запрещенной зоны и удельного сопротивления. Остаётся нерешённой проблема наличия дополнительных фаз более простых соединений в слое четырех- и пятикомпонентного вещества [5]. Развитие многокомпонентных тонкопленочных СЭ в последние годы пошло по пути снижения количества элементов в составе фотоактивного слоя. Тройные полупроводники типа  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  (CTS) привлекли пристальное внимание исследователей за счет более простой технологии, малой себестоимости и нетоксичности [2, 6].

✉ Руднев Евгений Владимирович, e-mail: rudnev@phys.vsu.ru.

Осажденные методами термического испарения в вакууме и магнетронного распыления пленки характеризуются большей однородностью фазового состава [6]. Полученные методом химического осаждения из жидкой фазы пленки CTS содержат фазу  $\text{CuS}_2$  и имеют нанокристаллическую структуру, которая требует дополнительного отжига для укрупнения кристаллитов [7]. Невакуумным зольгель методом можно получить образцы нанокристаллических тонких пленок CTS с наиболее стабильными и воспроизводимыми электрофизическими и оптическими свойствами: шириной запрещенной зоны 1.25 eV и эффективной подвижностью дырок  $1.7 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  [8].

Наилучшего качества пленки CTS (без каверн в слоях и с размером кристаллитов в несколько  $\mu\text{m}$ ) получают вакуумными методами при предварительном нанесении металлических слоев заданного состава на подложку с последующим реактивным термическим отжигом в содержащей серу среде [9]. В этом случае существенным фактором, влияющим на однородность фазового состава, является температура обработки и давление паров серы [9, 10]. Авторы [11] изготовили фоточувствительные гетероструктуры с КПД 2.21 % с активным слоем CTS, синтезированным из Cu-Sn прекурсора в парах серы внутри графитового объема. В описанных выше работах металлический прекурсор наносился магнетронным распылением в несколько слоев меди и олова. Таким способом удаётся изготовить пленки CTS толщиной более 1  $\mu\text{m}$ . Однако благодаря высокому коэффициенту поглощения света в CTS может оказаться достаточной и меньшая толщина активного слоя СЭ этого материала. В этом случае представляет интерес изучение отжига в парах халькогена металлического сплава, нанесённого термическим напылением.

Таким образом, целью настоящей работы является разработка простой технологии получения слоев халькогенидов меди-олова на стеклянной подложке и установление их состава, структуры и оптических свойств (ширины запрещенной зоны, коэффициента поглощения).

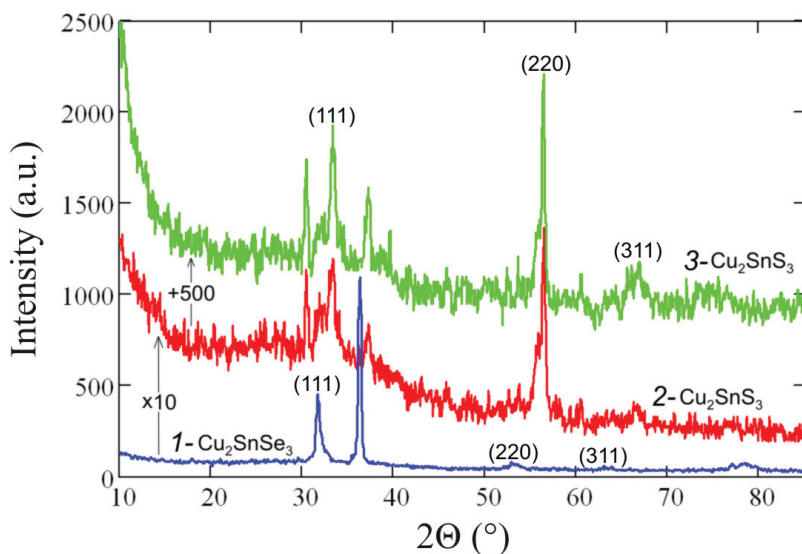
### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Металлический сплав в молярных долях Cu:Sn = 2:1 получен путём отжига в кварцевой запаянной вакуумированной ампуле при температуре выше температуры плавления меди при 1150 °C в течение 1 часа. Стеклянные подложки отмывались в растворе  $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$  в концентрированной серной

кислоте с последующей промывкой в дистиллированной воде. Методом термического напыления из сплава на стеклянную подложку осаждались плёнки толщиной от 0.14 до 0.40  $\mu\text{m}$ . Толщина металлических слоев контролировалась с помощью прибора МИИ-4. Состав плёнок определялся в ЦКПНО ВГУ методом рентгеноспектрального микроанализа на электронном микроскопе JSM-6380LV JEOL с системой микроанализа INCA 250. Обнаруженное соотношение Cu:Sn = 1.9÷2.0 в металлической плёнке обусловлено близостью значений парциальных давлений паров Cu и Sn при температуре испарения [12]. Затем проводилась термическая обработка плёнок металлов в вакуумной камере в квазизамкнутом графитовом объёме [13] при температуре подложки от 350 до 400 °C, парциальном давлении паров серы (или селена)  $10^{-2} \text{ mm Hg}$  в течение времени от 10 до 35 min. Рентгенофазовый анализ пленок халькогенидов проводился на приборе ДРОН-5 с источником рентгеновского излучения  $\text{CoK}_\alpha$ . Исследование оптических свойств синтезированных пленок были проведены в ЦКПНО ВГУ на двухлучевом ИК-спектрофотометре МРА фирмы Bruker.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Известно, что тонкоплёночные соединения  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  и  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  кристаллизуются в кубической, тетрагональной и моноклинной модификациях в зависимости от степени упорядочения атомов в катионной подрешётке [5, 6]. При этом атомная структура кристаллических решёток кубической и тетрагональной модификаций подобны, что существенно затрудняет их идентификацию по результатам исследований методом рентгеновской дифракции [6]. На рис. 1 представлены дифрактограммы плёнок  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  (1) и  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  (2 и 3 – для слоев различной толщины: 0.25 и 0.65  $\mu\text{m}$ , соответственно). Дифрактограмма пленки селенида содержит серию из трёх наиболее интенсивных пиков дифракции, которые соответствуют межплоскостным расстояниям с индексами *hkl*: (111), (220) и (311), характерными для кубической фазы  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  группы симметрии  $F\bar{4}3m$  (PDF 01-071-4326). Пик соответствующий  $2\theta = 36.4^\circ$  может отвечать моноселениду олова SnSe (PDF 00-048-1224). Дифрактограммы пленок сульфидов также содержат пики, отвечающие отражениям от плоскостей (111), (220) и (311), характерных для кубической фазы  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  группы симметрии  $F\bar{4}3m$  (PDF 01-089-2877). Два оставшихся интенсивных пика при значениях угла  $2\theta = 30.5^\circ$  и  $37.3^\circ$  могут соответствовать моносульфиду олова



**Рис. 1.** Дифрактограммы плёнок  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  (линия 1 – плёнка сформирована при температуре отжига в парах селена  $400^\circ\text{C}$  в течение 10 мин),  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  (линии 2 и 3 – плёнки сформированы при температуре отжига в парах серы  $400^\circ\text{C}$  в течение 20 и 35 мин соответственно)

[Fig. 1. Diffractograms of  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  (1 – the film is formed at annealing temperature in selenium vapor  $400^\circ\text{C}$  for 10 minutes) and  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  films (2, 3 – films are formed at an annealing temperature in sulfur vapor  $400^\circ\text{C}$  for 20 and 35 minutes, respectively)]

$\text{SnS}$  (PDF 00-039-0354). При этом пик с  $2\theta = 37.3^\circ$  также может отвечать соединению  $\text{Cu}_{1.8}\text{S}$  группы симметрии  $Fm\bar{3}m$  (PDF 00-056-1256). Характерные пики (111), (220) и (311) наблюдаются для  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  на меньших углах, чем для  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$ , что обусловлено большим ковалентным радиусом атома селена по сравнению с серой. Параметр кристаллической решётки  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$ , рассчитанный из экспериментальных значений межплоскостных расстояний, равен  $5.67 \text{ \AA}$ , а для  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  –  $5.38 \text{ \AA}$ .

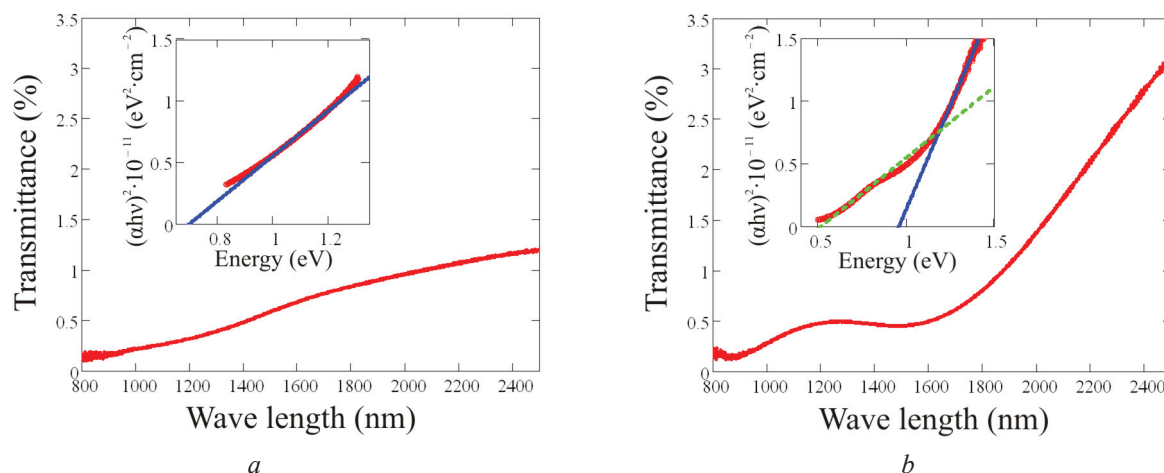
Элементный состав плёнок сульфида, определённый методом рентгеноспектрального микроанализа, соответствует стехиометрическому для  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  соотношению элементов (в атомных %): Cu – 32.0; Sn – 14.8; S – 53.2. Причём обогащение медью Cu:Sn =  $2.1 \div 2.2$  в процессе термического отжига может происходить за счёт испарения с поверхности более летучих сульфидов олова [9]. Аналогичные результаты обнаружены для тонкоплёночных фаз  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$ .

На рис. 2 представлены ИК-спектры пропускания плёнок  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  (a) и  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  (b) толщиной  $\sim 0.25 \text{ мкм}$  в обоих случаях. Перестроенные в координатах  $(ah\nu)^2$  от  $h\nu$  (где  $a$  – показатель поглощения, а  $h\nu$  – энергия фотона) зависимости показаны на вставках рис. 2a и b. По линейным участкам зависимостей  $(ah\nu)^2$  от  $h\nu$  определены энер-

гии активации прямозонных переходов. По краю собственного поглощения плёнки  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  определена ширина запрещённой зоны этого соединения –  $0.70 \text{ eV}$  (коэффициент линейной корреляции Пирсона  $k = 0.999$ ). Это значение близко к величине ширины запрещённой зоны  $0.8 \text{ eV}$  для объёмного кристалла  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$ , полученной авторами [14] по температурной зависимости удельной проводимости. Для плёнки  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  определены две величины энергий активации прямозонных переходов  $0.96 \text{ eV}$  ( $k = 0.996$ ) и  $0.52 \text{ eV}$  ( $k = 0.999$ ). Первое значение  $0.96 \text{ eV}$  соответствует ширине запрещённой зоны соединения  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  [6, 9]. Второе значение возможно обусловлено переходами в двойном соединении типа  $\text{Cu}_{2-x}\text{S}$ , значения энергий активаций которых лежат в пределах от  $0.4$  до  $0.6 \text{ eV}$ , как следует из теоретических исследований в работе [15]. Определённые в диапазоне измерения спектров (рис. 2) величины коэффициента поглощения для плёнки  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  изменяются в пределах от  $1.5 \cdot 10^5$  до  $2.5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$ , а для  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  – от  $0.7 \cdot 10^5$  до  $1.0 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$ .

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сформированы тонкие плёнки тройных соединений  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  и  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  на стеклянных подложках путём реактивного термического отжи-



**Рис. 2.** ИК-спектры пропускания плёнок  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  (*a* – плёнка сформирована при температуре отжига в парах селена  $400\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 10 мин),  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  (*b* – плёнка сформирована при температуре отжига в парах серы  $400\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 20 мин). На вставках приведены зависимости в координатах  $(\alpha hv)^2$  от  $hv$

**[Fig. 2.** IR transmittance spectra of  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  films (*a* – the film is formed at annealing temperature in selenium vapor  $400\text{ }^\circ\text{C}$  for 10 minutes) and  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  (*b* – the film is formed at the annealing temperature in sulfur vapor  $400\text{ }^\circ\text{C}$  for 20 minutes). The insets show the dependences in coordinates  $(\alpha hv)^2$  on  $hv$ ]

га металлического слоя  $\text{Cu}_2\text{Sn}$  в парах халькогена. Путём варьирования парциального давления паров серы и селена в квазизамкнутом объёме открывается возможность управления шириной запрещённой зоны в соединениях халькогенидов меди-олова. Кристаллическая структура и близость значений параметров кристаллических решёток синтезированных плёнок  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  ( $5.38\text{ \AA}$ ) и  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  ( $5.67\text{ \AA}$ ) к параметрам решёток кристаллов  $\text{ZnS}$  ( $5.41\text{ \AA}$ ) и  $\text{ZnSe}$  ( $5.67\text{ \AA}$ ) может обеспечить качественную границу раздела с малой концентрацией дефектов при формировании функциональных элементов фотоэлектроники на основе гетеропереходов типа  $p\text{-Cu}_2\text{SnS}_3/n\text{-ZnS}$  и  $p\text{-Cu}_2\text{SnSe}_3/n\text{-ZnSe}$ .

#### ИСТОЧНИК ФИНАНСИРОВАНИЯ

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-32-00971 – мол\_а.

#### КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы декларируют отсутствие явных и потенциальных конфликтов интересов, связанных с публикацией настоящей статьи.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Миличко В. А., Шалин А. С., Мухин И. С. и др. // *УФН*, 2016, т. 186, с. 801–852. URL: <https://ufn.ru/ru/articles/2016/8/a/>
2. Wesley Herche // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2017, vol. 77, pp. 590-595. DOI: 10.1016/j.rser.2017.04.028

3. Rujun Suna, Daming Zhuang, Ming Zhao, et al. // *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2018, vol. 174, pp. 42–49. DOI: 10.1016/j.solmat.2017.08.011
4. Орлецкий И. Г. Марьянчук П. Д., Солованс М. Н. и др. // *ФТТ*, 2016, т. 58, № 5, с. 1024-1029. URL: <http://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/43062>
5. Ren Y. *Doktoravhandling. Acta Universitatis Upsalensis*, Uppsala, 2017, 85 p. URL: <https://uu.diva-portal.org/smash/get/diva2:1072439/FULLTEXT01.pdf>
6. Lokhande A. C. // *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2016, vol. 153, pp. 84-107. DOI: 10.1016/j.solmat.2016.04.003
7. Shelke H. D., Lokhande A. C., Patil A. M., et al. // *Surfaces and Interfaces*, 2017, vol. 9, pp. 238–244. DOI: 10.1016/j.surfin.2017.08.006
8. Орлецкий И. Г. Солован М.Н., Pinna F. и др. // *ФТТ*, 2017, т. 59, № 4, с. 783–789. DOI: 10.21883/FTT.2017.04.44283.354
9. Mingrui He // *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 701, pp. 901–908. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.01.191
10. Pin-Wen, GuanShun-Li Shang, Greta Lindwall // *Solar Energy*, 2017, vol. 155, pp. 745–757. DOI: 10.1016/j.solener.2017.07.017
11. Ju Yeon Lee // *Solar Energy*, 2017, vol. 145, pp. 27–32. DOI: 10.1016/j.solener.2016.09.041
12. Суббогина О. Ю., Кишкопаров Н. В., Фришберг И. В. // *ТВТ*, 1999, т. 37, № 2, с. 220–225. URL: <http://www.mathnet.ru/links/b47d646e0575e888e90edca70b59cf39/tvt2266.pdf>
13. Буданов А. В., Власов Ю. Н., Гречкина М. В., и др. // *Конденсированные среды и межфазные границы*, 2016, т. 18, № 4, с. 481–486. URL: [http://www.kcmf.vsu.ru/resources/t\\_18\\_4\\_2016\\_004.pdf](http://www.kcmf.vsu.ru/resources/t_18_4_2016_004.pdf)



14. Zhang J., Huang L. L., Zhu X. G., et al. // *Scripta Materialia*, 2019, vol. 159, pp. 46–50. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.09.010

15. Lukashev P., Lambrecht W. R. L., Kotani T., Schilfgaarde M. // *Phys. Rev. B: Condens. Matter Mater. Phys.*, 2007, vol. 76, p. 195202. DOI: 10.1103/physrevb.76.195202

UDK 539.23+539.219.3

DOI: 10.17308/kcmf.2019.21/713

Received 23.11.2018

Accepted 15.02.2018

## FORMATION OF $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$ AND $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$ THIN FILMS

© 2019 A. V. Budanov<sup>1</sup>, Yu. N. Vlasov<sup>1</sup>, G. I. Kotov<sup>1</sup>, E. V. Rudnev\*<sup>2</sup>, P. I. Podprugin<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Voronezh State University of Engineering Technologies  
19, Revolution av., 394036 Voronezh, Russian Federation

<sup>2</sup>Voronezh State University  
1, Universitetskaya pl. 394018 Voronezh, Russian Federation

### Abstract

**Objective.** The study shows the possibility of  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  and  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  synthesis on glass substrates by annealing a  $\text{Cu}_2\text{Sn}$  thin metal film in chalcogen vapours in a vacuum graphite chamber of the quasi-closed volume type.

**Methods and methodology.** The initial metal films were deposited by thermal sputtering of a  $\text{Cu}_2\text{Sn}$  alloy. It was shown by X-ray microanalysis that the elemental composition of the films corresponds to the stoichiometry of the  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  and  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  compounds. By X-ray diffraction, it was found that the obtained chalcogenide films have a sphalerite-like crystal structure.

**Results.** Diffractograms of  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  and  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  chalcogenide films contain peaks characteristic of the cubic symmetry group F-43m. These peaks correspond to reflection planes (111), (220), and (311). Lattice constants for  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  and  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  are 5.38 Å and 5.67 Å respectively. The activation energies of direct-gap transitions were determined by the method of IR-spectroscopy:  $E_a = 0.96$  eV for  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  and  $E_a = 0.70$  eV for  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$ . The absorption coefficients for the  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  film is  $2 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-1}$ , and for the  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$  film is  $1 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-1}$ .

**Conclusion.** Similar values of lattice parameters of synthesized films and lattice parameters of ZnS and ZnSe crystals can contribute to the formation of functional elements of photoelectronics based on  $p\text{-Cu}_2\text{SnS}_3/n\text{-ZnS}$  and  $p\text{-Cu}_2\text{SnSe}_3/n\text{-ZnSe}$  heterojunctions.

**Keywords:** metal chalcogenides,  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$ ,  $\text{Cu}_2\text{SnSe}_3$ , quasi-closed volume.

### SOURCE OF FINANCING

The study was supported by the Russian Foundation for Basic Research (grant No. 18-32-00971 – мол\_a.)

### CONFLICT OF INTEREST

The authors declare the absence of obvious and potential conflicts of interest related to the publication of this article.\*

### REFERENCES

1. Milichko V. A., Shalin A. S., Mukhin I. S., et al. *Phys. Usp.*, 2016, vol. 59, pp. 727–772. DOI: 10.3367/ufne.2016.02.037703

2. Wesley Herche. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2017, vol. 77, pp. 590–595. DOI: 10.1016/j.rser.2017.04.028

3. Rujun Suna, Daming Zhuang, Ming Zhao, et al. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2018, vol. 174, pp. 42–49. DOI: 10.1016/j.solmat.2017.08.011

4. Orletskii I. G., Mar'yanchuk P. D., Solovan M. N., et al. *Physics of the Solid State*, 2016, vol. 58, no. 5, pp. 1058–1064. DOI: 10.1134/s1063783416050188

5. Ren Y. *Doktoravhandling. Acta Universitatis Upsaliensis*, Uppsala, 2017, 85 p. URL: <https://uu.diva-portal.org/smash/get/diva2:1072439/FULLTEXT01.pdf>

6. Lokhande A. C. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, August 2016, vol. 153, pp. 84–107. DOI: 10.1016/j.solmat.2016.04.003

✉ Rudnev Evgeniy V., e-mail: rudnev@phys.vsu.ru

7. Shelke H. D., Lokhande A. C., Patil A. M., et al. *Surfaces and Interfaces*, 2017, vol. 9, pp. 238–244. DOI: 10.1016/j.surfin.2017.08.006
8. Orletskii I. G., Solovan M. N., Pinna F., et al. *Physics of the Solid State*. 2017, vol. 59, no. 4, pp. 801–807. DOI: 10.1134/s1063783417040163
9. Mingrui He. *Journal of Alloys and Compounds*, April 2017, vol. 701, pp. 901–908. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.01.191>
10. Pin-Wen, GuanShun-Li Shang, Greta Lindwall. *Solar Energy*, 2017, vol. 155, pp. 745–757. DOI: 10.1016/j.solener.2017.07.017
11. Ju Yeon Lee. *Solar Energy*, 2017, vol. 145, pp. 27–32. DOI: 10.1016/j.solener.2016.09.041
12. Subbotina, O. Y., Kishkoparov N. V., Frishberg I. V. *High Temperature*, 1999, vol. 37, no. 2, pp. 198–203. URL: <http://www.mathnet.ru/links/b47d646e0575e888e90edca70b59cf39/tvt2266.pdf>
13. Budanov A. V., Vlasov Yu. N., Grechkina M. V., et al. *Condensed Matter and Interphases*, 2016, vol. 18, no. 4, pp. 481–486. URL: [http://www.kcmf.vsu.ru/resources/t\\_18\\_4\\_2016\\_004.pdf](http://www.kcmf.vsu.ru/resources/t_18_4_2016_004.pdf) (in Russ.)
14. Zhang J., Huang L. L., Zhu X. G., et al. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 159, pp. 46–50. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.09.010
15. Lukashev P., Lambrecht W. R. L., Kotani T., Schilfgaarde M. *Phys. Rev. B: Condens. Matter Mater. Phys.*, 2007, vol. 76, p. 195202. DOI: 10.1103/physrevb.76.195202

*Буданов Александр Владимирович* — д. ф.-м. н., зав. кафедрой физики, теплотехники и теплоэнергетики, Воронежский государственный университет инженерных технологий, Воронеж, Российская Федерация; e-mail: budanova9@gmail.com. ORCID iD 0000-0002-7783-5570.

*Власов Юрий Николаевич* — к. ф.-м. н., доцент кафедры физики, теплотехники и теплоэнергетики, Воронежский государственный университет инженерных технологий, Воронеж, Российская Федерация; e-mail: youramail@mail.ru. ORCID iD 0000-0001-6733-5399.

*Котов Геннадий Иванович* — д. ф.-м. н., профессор кафедры физики, теплотехники и теплоэнергетики, Воронежский государственный университет инженерных технологий, Воронеж, Российская Федерация; e-mail: giktv@mail.ru. ORCID iD 0000-0002-5690-5090.

*Руднев Евгений Владимирович* — к. ф.-м. н., доцент кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет, Воронеж, Российская Федерация; e-mail: rudnev@phys.vsu.ru. ORCID iD 000-0001-6983-1898.

*Подпругин Павел Игоревич* — бакалавр, магистрант кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет, Воронеж, Российская Федерация; e-mail: pavel.podprugin@yandex.ru. ORCID iD 0000-0002-2200-9052.

*Budanov Alexander V.* — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Head of the Physics, Heat and Power System Department, Voronezh State University of Engineering Technologies, Voronezh, Russian Federation; e-mail: budanova9@gmail.com. ORCID iD 0000-0002-7783-5570.

*Vlasov Yury N.* — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associate Professor of the Physics, Heat and Power System Department, Voronezh State University of Engineering Technologies, Voronezh, Russian Federation; e-mail: youramail@mail.ru. ORCID iD 0000-0001-6733-5399.

*Kotov Gen I.* — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor of the Physics, Heat and Power System Department, Voronezh State University of Engineering Technologies, Voronezh, Russian Federation; e-mail: giktv@mail.ru. ORCID iD 0000-0002-5690-5090.

*Rudnev Evgeniy V.* — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associate Professor of the Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University, Voronezh, Russian Federation; e-mail: rudnev@phys.vsu.ru. ORCID iD 000-0001-6983-1898.

*Podprugin Pavel I.* — Bachelor (Phys.-Math.), Master Student of the Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University, Voronezh, Russian Federation; e-mail: pavel.podprugin@yandex.ru. ORCID iD 0000-0002-2200-9052.