



## Оригинальные статьи

Научная статья

УДК 539.216.2+538.975

Научная специальность ВАК – 1.3.8. Физика конденсированного состояния

<https://doi.org/10.17308/kcmf.2025.27/12764>

## О механизме рекристаллизации халькогенидов висмута при фотонной обработке некогерентным излучением

Е. К. Белоногов<sup>1,2</sup>, С. Б. Куцев<sup>1✉</sup>, Д. В. Сериков<sup>3</sup>, С. А. Солдатенко<sup>1</sup>, Т. Л. Тураева<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБОУ ВО «Воронежский государственный технический университет»,  
ул. 20-летия Октября, 84, Воронеж 394006, Российская Федерация

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

<sup>3</sup>ООО «Воронежское конструкторское бюро средств связи»,  
ул. Краснодарская, 16Б, Воронеж 394019, Российская Федерация

### Аннотация

**Цель работы:** Выявление природы и систематизация механизмов формирования градиентной структуры в приповерхностном слое халькогенида висмута при фотонной обработке некогерентным излучением ксеноновых ламп.

**Экспериментальная часть:** Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии, фотометрии исследованы полупроводниковые термоэлектрические ветви на основе твердых растворов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3\text{--Bi}_2\text{Se}_3$ . Рассмотрена природа наноструктурирования и формирования градиентного слоя в приповерхностной области термоэлектрика  $\text{Bi}_{2-x}\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  при фотонной обработке некогерентным излучением ксеноновых ламп.

**Выводы:** Показано, что эти процессы могут быть обусловлены последовательностью самостоятельных процессов: ростом концентрации свободных электронов, снижением порога дефектообразования, локализацией в скин-слое высокого градиента температуры, генерацией и распространением звуковых фононов, собирательной и вторичной рекристаллизацией, образованием нанокристаллической фазы в системе Bi-Te-Se.

**Ключевые слова:** фотонная обработка, рекристаллизация, электронно-микроскопическое изображение, рентгеновская дифрактометрия, наноструктурированный слой, дефекты кристаллической решетки, халькогениды висмута

**Для цитирования:** Белоногов Е. К., Куцев С. Б., Сериков Д. В., Солдатенко С. А., Тураева Т. Л. О механизме рекристаллизации халькогенидов висмута при фотонной обработке некогерентным излучением. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2025;27(2): 203–210. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2025.27/12764>

**For citation:** Belonogov E. K., Kushchev S. B., Serikov D. V., Soldatenko S. A., Turaeva T. L. On the mechanism of recrystallization of bismuth chalcogenides during photonic treatment with incoherent radiation. *Condensed Matter and Interphases*. 2025;27(2): 203–210. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2025.27/12764>

✉ Куцев Сергей Борисович, e-mail: kushev\_sb@mail.ru

© Белоногов Е. К., Куцев С. Б., Сериков Д. В., Солдатенко С. А., Тураева Т. Л., 2025



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

## 1. Введение

Увеличение эффективности термоэлектрических устройств наряду с поиском новых материалов включает разработку новых технологий реализации коммутационного соединения металл–полупроводник. Ранее авторами данной статьи была проведена серия исследований влияния импульсной фотонной обработки (ФО) излучением мощных ксеноновых ламп на механические свойства полупроводниковых термоэлектрических ветвей (на основе твердых растворов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ ) и адгезию коммутационных слоев [1], электрические свойства [2], теплопроводность и добротность термоэлектрических ветвей [3]. Данные исследования показали принципиальную возможность и эффективность использования метода ФО при создании термоэлектрических устройств. В работе [4] показано, что энергетическое воздействие ФО стимулирует локальную рекристаллизацию приповерхностного слоя, которая приводит к образованию на глубине  $\sim 500$  нм области, характеризующейся градиентной дисперсностью кристаллической структуры, а именно, смежно расположенных крупных и наноразмерных кристаллитов и, как следствие, к изменению электрических свойств, теплопроводности и термоэлектрической добротности полупроводниковых материалов.

Авторами работ [5–7] показано, что эффект от ФО по сравнению с традиционной термической обработкой проявляется в ускорении процессов диффузии [5], повышении дисперсности формируемых структур [6], снижении температурных порогов фазообразования [7]. В работах [8–10] рассмотрены возможные механизмы ускорения при фотонной активации процессов диффузии металла в полупроводниках, синтезе силицидов и рекристаллизации в пленках металлов. Однако, как показано в обзоре [11], действующие механизмы активации процессов ввиду их сложности и стадийности в каждом конкретном случае не одинаковы и требуют индивидуального рассмотрения с учетом атермической и термической природы. На примерах синтеза тонких пленок металлов, силицидов, карбидов, нитридов и оксидов авторы рассмотрели эффект ФО, проявляющийся в возбуждении электронной подсистемы (для кристаллизации аморфных материалов), разрыве межатомных связей, образовании вакансий, рекристаллизации. Подобные исследования массивных многокомпонентных полупроводниковых систем не проводились, и механизм влияния ФО на структуру приповерх-

ностной области полупроводникового материала  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  ещё ожидает своей детализации.

Цель данной работы – выявление природы и систематизация механизмов формирования градиентной структуры в приповерхностном слое халькогенида висмута при ФО некогерентным излучением ксеноновых ламп.

## 2. Экспериментальная часть

Исходные образцы  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  ( $x \sim 1$ ) для исследований были получены методом холодного и последующего горячего прессования в стальных пресс-формах из порошка материала соответствующего состава дисперсностью  $0.063 \div 1$  мм.

ФО пластин проводили поочередно с двух сторон мощным излучением ксеноновых ламп (спектральный диапазон  $\lambda = 0.2 \div 1.2$  мкм) в атмосфере аргона на установке УОЛП-1М с дозами излучения  $E_{\text{и}} = 125 \div 175$  Дж/см<sup>2</sup>, поступающего на образец, что соответствовало времени обработки  $1 \div 1.4$  с.

Для исследования зависимости коэффициента отражения от длины волны для образцов  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  использовали прямоугольные образцы размером  $10 \times 10 \times 0.5$  мм<sup>3</sup> с гранями большего размера нормальными осями прессования брикета ( $z$ -срез) и параллельными осями прессования брикета ( $x$ -срез). Спектры отражения неполяризованного излучения регистрировали на спектрофотометре Lambda 650 с модулем URA в диапазоне длин волн  $0.190 \div 0.9$  мкм с разрешением  $\pm 0.15$  нм при температуре 300 К, угол падения излучения на образец не превышал  $8^\circ$ .

## 3. Результаты и их обсуждение

Ранее нами было установлено [4], что энергетическое воздействие ФО при  $E_{\text{и}} \sim 175$  Дж/см<sup>2</sup> стимулирует локальную рекристаллизацию приповерхностного слоя с образованием в приповерхностной области твердого раствора  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  ( $n$ -тип) градиентной области на глубине  $\sim 500$  нм и более (рис. 1), в которой крупные кристаллиты размером  $0.5 \div 3$  мкм граничат с приповерхностным наноструктурированным слоем с высокой плотностью дефектов (нанопоры, нанотрешины, включения) и размером кристаллитов  $\sim 15 \div 30$  нм.

Модифицированный слой содержит большое количество пор и включений (рис. 1а), средняя плотность которых составляет  $\sim 2 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Кристаллиты морфологически изотропны (средний размер  $\sim 40 \div 60$  нм) и практически не содержат линейных дефектов (дислокаций).

Материал в объеме образца (начиная с глубины 1 мкм) имеет крупноблочную структуру (рис. 1б), размер кристаллитов  $0.5 \div 3$  мкм. Для такой зёрненной структуры типично наличие крупных пластинчатых включений и трещин размером от 50 нм до 1 мкм, а также мелких глобулярных дефектов размером до 50 нм. Некоторые крупные кристаллиты содержат сетку дислокаций с линейной плотностью  $\sim 1 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$ .

Изменение фазового состава образцов после ФО не обнаружено, о чем свидетельствуют исследования методом рентгеновской дифрактометрии (рис. 2). Таким образом, при облучении поверхности теллурида висмута высокоэнергетическим излучением ксеноновых ламп в течение очень короткого промежутка времени ( $t = 1.4$  с) в приповерхностном слое материала происходит ускоренная рекристаллизация с образованием градиентной нанокристаллической структуры без изменения фазового состава.

Согласно [12] спектр излучения ксеноновых ламп ИНП-16/250 является некогерентным, охватывает диапазон длин волн  $0.2\text{--}1.2$  мкм и имеет два максимума вблизи  $0.4$  и  $0.9$  мкм (рис. 3). Этот спектр был получен при минимальных значениях мощности излучения. При увеличении мощности ксеноновых ламп температура плазмы возрастает с увеличением доли ультрафиолетового излучения и уменьшением доли инфракрасного излучения [13].

По данным [14] концентрация свободных электронов в теллуриде висмута составляет  $n = (2.0 \div 2.25) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ . При ФО поверхности

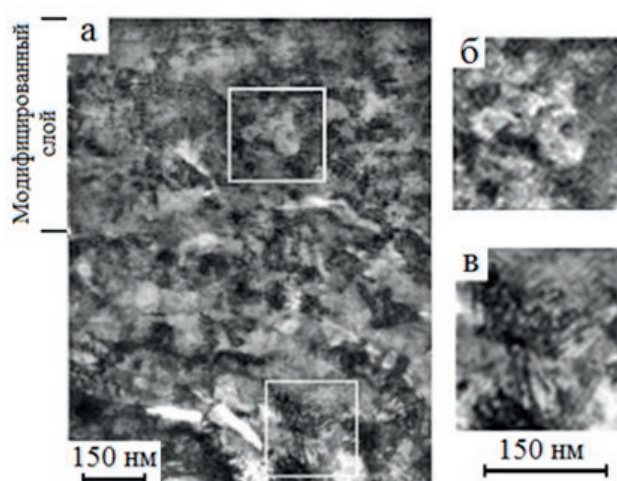


Рис. 1. ПЭМ изображение поперечного среза образца  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  после ФО в аргоне при  $E_{\text{л}} \sim 175 \text{ Дж/см}^2$  [4]

$\text{Bi}_2\text{Te}_3$  за счет внутреннего фотоэффекта происходит увеличение концентрации свободных электронов. Максимуму интенсивности электромагнитного излучения ксеноновых ламп в инфракрасном диапазоне  $0.8 \div 1.0$  мкм соответствует энергетический интервал фотонов  $(2.0 \div 2.5) \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$  ( $1.4 \div 1.6$  эВ). При дозе облучения с  $E_{\text{л}} = 125 \text{ Дж/см}^2$ , поступающего на образец за  $1.4$  с, поток фотонов составляет более  $3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ .

Ширина запрещенной зоны теллурида висмута составляет  $0.15 \div 0.17$  эВ [15], поэтому энергии фотонов ксеноновых ламп достаточно для активации электронной проводимости в приповерх-

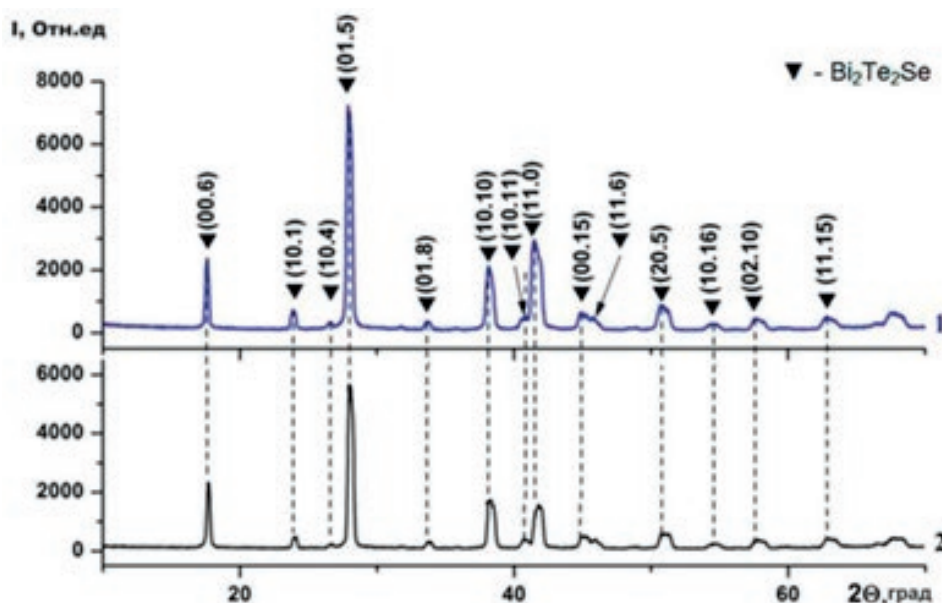
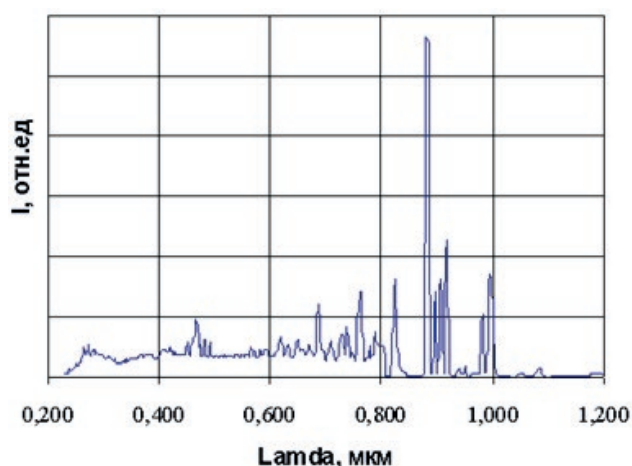


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы от поверхности исследуемых образцов до (1) и после ФО в Ar с  $E_{\text{л}} \sim 125 \text{ Дж/см}^2$  (2) [4]





**Рис. 3.** Спектральное распределение интенсивности излучения ксеноновых ламп ИМП 16/250 [12]

ностном слое материала, толщина которого по порядку величины равна толщине скин-слоя для инфракрасного диапазона в  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ . Таким образом, концентрация электронов в приповерхностном слое теллурида висмута в момент ФО сопоставима с концентрацией свободных электронов в металле. Свободные электроны в металле в процессе рассеяния электромагнитных волн формируют отраженную волну высокой интенсивности, пропуская малую долю излучения внутрь. Как правило, в инфракрасной и видимой частях спектра коэффициент отражения больше, чем в ультрафиолетовом диапазоне [16].

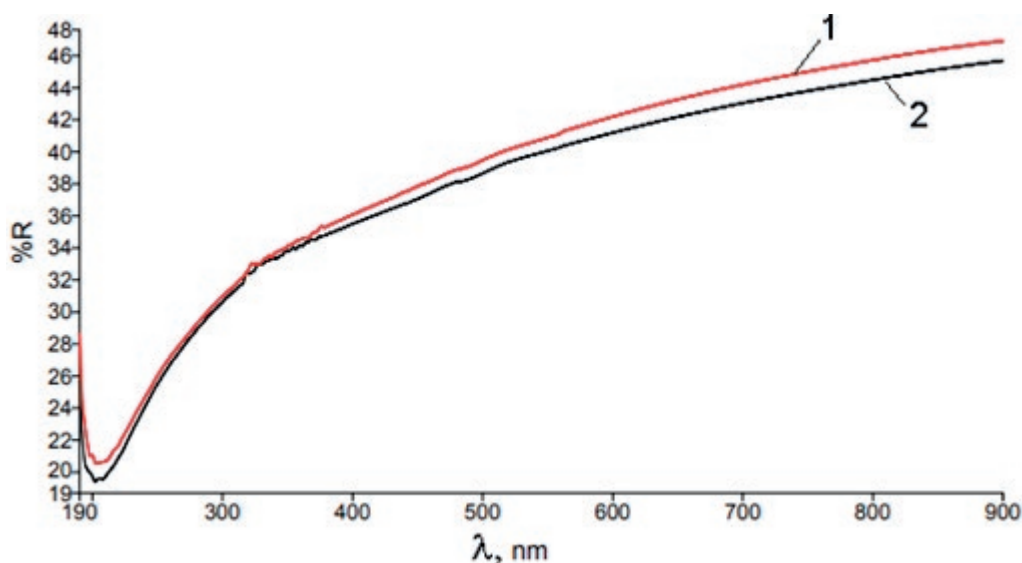
На рис. 4 приведены спектры отражения поверхностями z- и x-срезов исходных образ-

цов  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$ . Как видно из рисунка, для обоих образцов в спектре отсутствуют какие-либо максимумы или минимумы, свидетельствующие о поляризации или поглощении излучения кристаллом в данной области спектра. Кривые являются монотонными и подобны зависимостям, наблюдаемым для металлов в соответствующем диапазоне длин волн [16]. Коэффициент отражения составляет  $20 \div 28$  и  $42 \div 48$  % в ультрафиолетовом и инфракрасном диапазонах соответственно. Небольшое различие отражательной способности образцов z- и x-среза свидетельствует о наименьшей шероховатости граней брикетов, которые нарезаны перпендикулярно оси прессования. Полученные результаты согласуются с данными работ [17,18], в которых исследования на просвет тонких пленок  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  и  $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,7}\text{Se}_{0,3}$  толщиной  $\sim 100$  нм в диапазоне длин волн  $0,2 \div 1,1$  мкм показали низкую пропускающую способность. Так, коэффициент пропускания для  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  составлял не более 15 %, а для  $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,7}\text{Se}_{0,3}$  не более 3 %.

Можно полагать, что для исследуемых образцов  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  в процессе ФО будет проявляться скин-эффект, то есть экспоненциальное убывание поглощаемой энергии при удалении от поверхности. Толщину скин-слоя в теллуриде висмута для данного спектра излучения можно оце-

нить известным приближением  $\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi \nu \mu_0 \sigma}}$ ,

где  $\nu$  – частота излучения,  $\mu_0$  – магнитная постоянная;  $\mu$  – относительная магнитная проницаемость;  $\sigma$  – удельная электропроводность [19, 20].



**Рис. 4.** Спектры коэффициента отражения кристаллов  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$ : кривая 1 – z-срез, кривая 2 – x-срез

На основе полученных данных на рис. 5 представлена зависимость толщины скин-слоя для  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  от длины волны и энергии фотонов ФО. Толщина скин-слоя не превышает 90 нм для всего спектра излучения.

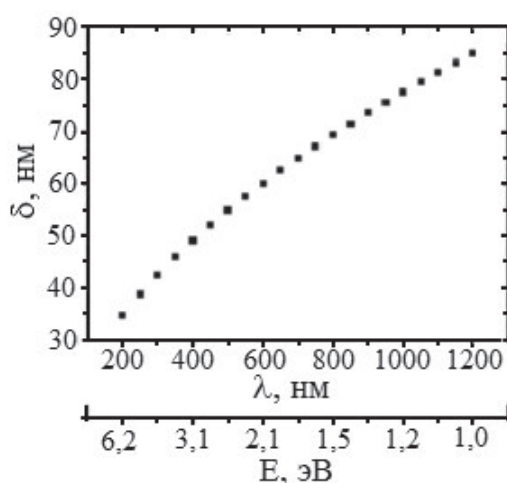
Также, для сравнения, нами была проведена оценка глубины поглощения излучения  $\delta$  в поликристаллических пленках теллурида висмута для диапазона длин волн  $0.2 \div 1.4$  мкм с использованием в расчетах оптических параметров материала [21,22]:  $\delta = 2/\alpha$ , где  $\alpha = 4\pi k/\lambda_0$  – коэффициент затухания,  $k$  – коэффициент экстинкции [22],  $\lambda_0$  – длина волны падающего излучения. Результаты представлены на рис. 6.

Сопоставление толщины скин-слоя, определенной из электрических и оптических характеристик в диапазоне длин волн  $0.4 \div 1.2$  мкм, с результатами, описанными выше, позволяет сделать вывод о том, что вся энергия излучения поглощается в приповерхностном слое  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  толщиной не более 60 нм. Электрон-фотонное взаимодействие имеет место во всем диапазоне ФО ксеноновыми лампами, поэтому возможны несколько механизмов ускорения процесса рекристаллизации приповерхностного слоя. Во-первых, поглощение энергии в небольшом приповерхностном слое приводит к нагреванию поверхности, что инициирует активное распространение акустических фононов в приповерхностной области. Во-вторых, импульсное многократное возрастание количества носителей заряда (исключительно в приповерхностной области материала) приведет к градиенту концентрации и диффузии носителей заряда из

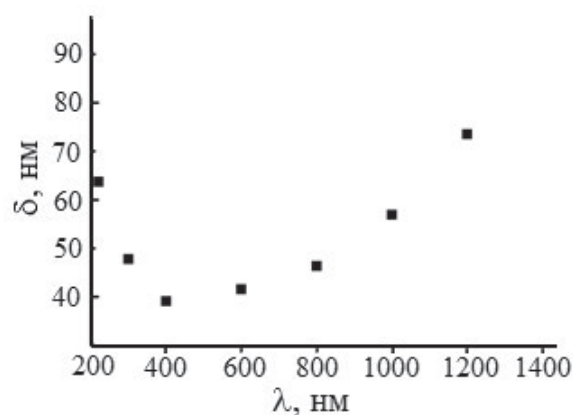
приповерхностной области в объем материала. Эти факторы приведут к интенсивному взаимодействию электронов и акустических фононов в скин-слое толщиной не более 60 нм. В результате электрон-фононного взаимодействия в приповерхностной области материала резко возрастает концентрация дефектов, в первую очередь вакансий, что ускоряет процесс рекристаллизации.

Из-за градиентного характера энергетического воздействия при ФО собирательная рекристаллизация в пределах скин-слоя очень затруднена, а вторичная рекристаллизация возможна, как в пределах скин-слоя, так и в объеме материала, что приводит к образованию градиентной зёрненной структуры у поверхности материала. Активация вторичной рекристаллизации в приповерхностном слое теллурида висмута обусловлена неравновесной концентрацией вакансий, которые активно диффундируют из скин-слоя.

Энергии фотонов ксеноновых ламп достаточно для образования и миграции вакансий теллура (соответственно  $1.41 \div 1.18$  эВ и  $0.94 \div 1.17$  эВ [15]). Следовательно, для коэффициента поглощения  $\mu = 2.1 \cdot 10^7 \text{ м}^{-1}$  ( $\lambda \approx 0.55$  мкм) [23] на глубине скин-слоя 50 нм интенсивность поглощенной энергии света ( $I = 0.62 \cdot I_0 \exp(-\mu h) \approx 0.2 I_0$ ) составляет до 20 % от падающего при ФО, что соответствует числу поглощенных квантов света  $\approx 6 \cdot 10^{19}$ . В этом же слое облучаемого материала содержится около  $3.3 \cdot 10^{16}$  атомов, поэтому доля атомов в возбужденном состоянии может быть крайне велика. В работах [24–25] показано, что лазерное облучение металлических пленок инициирует высокую концентрацию неравновесных вакансий (до  $10^{-4}$ ). С учетом практически равных величин энергии образования вакансий



**Рис. 5.** График зависимости толщины скин-слоя от длины волны / энергии фотонов падающего излучения



**Рис. 6.** Зависимость глубины поглощения для поликристаллических пленок теллурида висмута от длины волны падающего излучения

в металлах и теллуриде висмута  $1.2 \div 1.4$  эВ [26] и  $1.18 \div 1.41$  эВ [15] соответственно, можно полагать и для теллурида висмута концентрацию вакансий  $\sim 10^{-4}$ .

Природу эффекта ФО можно анализировать в рамках теории возбуждении электронной подсистемы кристалла высокоэнергичными квантами света [27]. Скин-эффект ограничивает проникновение света на глубину порядка длины волны. Поглощаемая энергия возбуждает поверхностные электронные состояния, релаксирующие в результате электрон-фононного взаимодействия преимущественно по безизлучательному механизму. Вероятность такого перехода в модели Биксона–

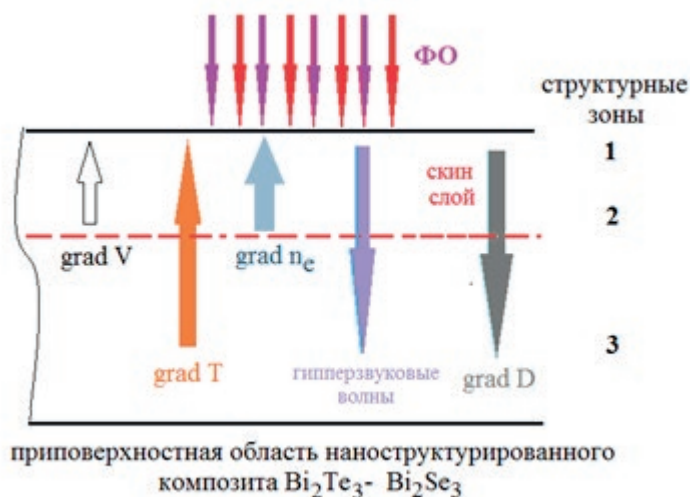
Йортнера [28] составляет  $P = e \frac{2\pi v_{\text{эф}}^2 \rho_{\text{эф}}}{h}$ , где  $v_{\text{эф}}^2$  — некоторый эффективный матричный элемент электрон-фононного взаимодействия, а  $\rho_{\text{эф}}$  — эффективная плотность электронных состояний. Возбуждаемые поверхностные центры распространяют гиперзвуковые волны в объём образца. Возникающие фононы резонансных частот, определяемые упругими параметрами и симметрией кристалла, обладают амплитудой колебаний существенно более высокой, чем тепловые. Высокая энергия колеблющихся атомов позволяет им инициировать фазовые превращения и приводит к структурным перестройкам. Поскольку скорость гиперзвука на три порядка величины превышает скорость распространения теплового поля, мощные гиперзвуковые волны приводят к образованию точечных кристаллических дефектов, которые при термической обработке не возникают, либо возникают при более высоких температурах. Этот механизм фотонной активации объясняет ускорение процесса рекристаллизации в тонких пленках металлов при ФО [11].

Можно заметить, что образование градиентной структуры в приповерхностном слое ( $\sim 500$  нм) при ФО пластин  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  может быть обусловлено комплексным взаимодействием одновременно протекающих при ФО процессов: аморфизация, формирование нанокристаллической фазы, рост концентрации свободных электронов, генерация неравновесных вакансий под действием гиперзвуковых фононов, поток из скин-слоя точечных дефектов, рост пластичности материала, вторичная рекристаллизация, инициированная звуковыми фононами и градиентом температуры [29].

Существенное увеличение температуры приповерхностного слоя образца до  $0.4 \div 1.0 T_{\text{пл}}$  при ФО [29] исключает аморфизацию приповерхностной области пластин  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$ . На дифрактограммах от пластин  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Bi}_2\text{Se}_3$  после ФО отсутствуют пики (рис. 2), свидетельствующие об образовании новых фаз. Следовательно, процессы фазовых превращений, образования сверхструктур, спиноидального распада можно считать маловероятными в процессе ФО.

На рис. 7 схематично представлена иллюстрация процессов, assistiрующих фазовым и структурным превращениям в процессе ФО.

Можно предложить условное деление на структурные зоны вблизи поверхности пластин  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$ : 1) наиболее дефектная область, сохраняющая после ФО нанокристаллические фазы; 2) область структурной перестройки материала гиперзвуковых фононов; 3) область вторичной рекристаллизации, инициированная звуковыми фононами, высокой концентрацией подвижных точечных дефектов, поступающих из скин-слоя. Эти зоны могут существенно перекрывать друг друга, однако сам градиентный принцип оста-



**Рис. 7.** Схематическая иллюстрация процессов, assistiрующих структурным превращениям у поверхности пластин  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$  в процессе ФО:  $V$  — локальная концентрация вакансий;  $n_e$  — концентрация свободных электронов;  $T$  — локальная температура;  $D$  — средний размер кристаллитов; 1, 2, 3 — условные зоны, отличающиеся дисперсностью кристаллической структуры



ется и формирует градиентную зёрненную структуру, где наиболее дисперсные кристаллиты расположены вблизи поверхности материала, а наиболее крупные – в глубине.

#### 4. Заключение

Таким образом, природа наноструктурирования и формирования градиентного слоя в приповерхностном слое теллурида висмута при ФО некогерентным излучением ксеноновых ламп обусловлена последовательностью самостоятельных процессов:

- рост концентрации свободных электронов;
- снижение порога дефектообразования;
- локализация в скин-слое большого градиента температуры;
- генерация и распространение звуковых фононов;
- вторичная рекристаллизация;
- образование нанокристаллической фазы в системе Bi-Te-Se.

В результате ФО некогерентным излучением ксеноновых ламп формируется приповерхностный слой с градиентом среднего размера кристаллитов  $\text{grad } D$ . У свободной поверхности величина  $\text{grad } D$  в направлении объёма теллурида висмута достигает максимальной величины. Высокая скорость энергетического воздействия широкополосного излучения газоразрядных ламп вызывает наноструктурирование приповерхностной области, изменение структурно-морфологических параметров и физико-химических свойств массивного полупроводникового материала  $\text{Bi}_2\text{Te}_{3-x}\text{Se}_x$ . Определяющие факторы фотонной активации структурных превращений: внутренний фотоэффект, снижение порога дефектообразования.

#### Заявленный вклад авторов

Все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет известных финансовых конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в этой статье.

#### Список литературы

1. Белоногов Е. К., Дыбов В. А., Костюченко А. В., Кущев С. Б., Сериков Д. В., Солдатенко С. А. Влияние импульсной фотонной обработки на механические свойства полупроводниковых термоэлектрических ветвей (на основе твердых растворов  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ ) и адгезию

коммутационных слоев. *Поверхность. рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2019;5: 17–24. <https://doi.org/10.1134/S0207352819050056>

2. Гребенников А. А., Бочаров А. И., Кущев С. Б., ... Сафонов И. А. Влияние фотонной обработки на электро- и теплофизические свойства твердого раствора  $n$ -типа на основе  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ . I. Электрофизические свойства. *Физика и химия обработки материалов*. 2019;5: 14–20. <https://doi.org/10.30791/0015-3214-2019-5-14-20>

3. Гребенников А. А., Бочаров А. И., Кущев С. Б., ... Сафонов И. А. Влияние фотонной обработки на электро- и теплофизические свойства твердого раствора  $n$ -типа на основе  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ . II. Теплопроводность и термоэлектрическая добротность. *Физика и химия обработки материалов*. 2019;6: 22–27. <https://doi.org/10.30791/0015-3214-2019-6-22-27>

4. Belonogov E. K., Kushev S. B., Sumets M. P., ... Turaeva T. L. The effect of photonic processing on increasing the thermoelectric Q-factor of a solid solution  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ . *Inorganic Materials: Applied Research*. 2023;14(3): 595–603. <https://doi.org/10.1134/s2075113323030061>

5. Капустин Ю. А., Колокольников Б. М., Свешников А. А. Фотостимулированная диффузия золота при импульсной фотонной обработке. *Физика и техника полупроводников*. 1990;24(2): 318–322. Режим доступа: <http://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/22840>

6. Вавилова В. В., Иевлев В. М., Исаенко А. П., Ковнеристый Ю. К. Влияние нагрева и импульсной фотонной обработки на релаксационные процессы и кристаллизацию аморфных сплавов в системе Fe-P-Si. *Неорганические материалы*. 2004;40(2): 196–204. Режим доступа: [https://elibrary.ru/download/elibrary\\_17656315\\_76740243.PDF](https://elibrary.ru/download/elibrary_17656315_76740243.PDF)

7. Иевлев В. М., Солдатенко С. А., Кущев С. Б., Горожанкин Ю. В., Вахтель В. М. Эффект фотонной активации синтеза пленок силицидов в гетеросистеме (111)Si-Ni-Pt. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2007;9(3): 216–227. Режим доступа: [https://elibrary.ru/download/elibrary\\_9596050\\_91117226.pdf](https://elibrary.ru/download/elibrary_9596050_91117226.pdf)

8. Белявский В. И., Капустин Ю. А., Свиридов В. В. Подпороговое дефектообразование при мощной импульсной обработке кремния. *Физика и техника полупроводников*. 1991;25(7): 1204–1208. Режим доступа: <http://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/23492>

9. Кущев С. Б. Исследование фазового состава и субструктуры силицидов, образующихся при импульсной фотонной обработке некогерентным излучением пленок металлов на кремнии. Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико-математических наук. Воронеж: 2000. 32 с. Режим доступа: <https://viewer.rsl.ru/ru/rsl01000244921?page=1&rotate=0&theme=white>

10. Иевлев В. М., Тураева Т. Л., Латышев А. Н., Синельников А. А., Селиванов В. Н. Влияние фотонного облучения на процесс рекристаллизации тонких металлических пленок. *Физика металлов и металловедение*. 2007;103(1): 61–66. Режим доступа: [https://elibrary.ru/download/elibrary\\_9446619\\_13781716.pdf](https://elibrary.ru/download/elibrary_9446619_13781716.pdf)

11. Иевлев В. М. Активация твердофазных процессов излучением газоразрядных ламп. *Успехи химии*. 2013;82(9): 815–834. Режим доступа: [https://elibrary.ru/download/elibrary\\_20221098\\_56179330.pdf](https://elibrary.ru/download/elibrary_20221098_56179330.pdf)

12. Сербин О. В. Синтез нанодисперсных пленок титаната свинца и карбида вольфрама методом импульсной фотонной обработки. Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Воронеж: 2003. 119 с. Режим доступа: <https://www.dissertat.com/content/sintez-nanodispersnykh-plenok-titanata-svintsa-i-karbida-volframa-metodom-impulsnoi-fotonnoi>
13. Маршак И. С. Импульсные источники света. М. – Л.: Госэнергоиздат; 1963. 336 с.
14. Вейс А. Н., Житинская М. К., Лукьянова Л. Н., Кутасов В. А. Особенности энергетического спектра теллурида висмута. *Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки*. 2013;3(177): 29–41. Режим доступа: <https://phymath.spbstu.ru/userfiles/files/articles/2013/3/03.pdf>
15. Fleurial J. P., Gailiard L., Triboulet R., Scherrer H., Scherrer S. Thermal properties of high quality single crystals of bismuth telluride – part I: Experimental characterization. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 1988;49(10): 1237–1247. [https://doi.org/10.1016/0022-3697\(88\)90182-5](https://doi.org/10.1016/0022-3697(88)90182-5)
16. Гуревич М. М. Фотометрия (теория, методы и приборы). Л.: Энергоатомиздат; 1983. 272 с.
17. Saberi Y., Sajjadi S. A., Mansouri H. Comparison of thermoelectric properties of  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  and  $\text{Bi}_2\text{Se}_{0.3}\text{Te}_{2.7}$  thin film materials synthesized by hydrothermal process and thermal evaporation. *Ceramics International*. 2021;47: 11547–11559. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.12.285>
18. Adam A. M., Tolan M., Refaat A. A., Nafady A., Petkov P., Ataalla M. Optical properties of thin  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  films synthesized by different techniques. *Superlattices and Microstructures*. 2021;155: 106909. <https://doi.org/10.1016/j.spmi.2021.106909>
19. Newell D. B., Tiesinga E. The International System of Units (SI). *National Institute of Standards and Technology Special Publication 330*. 2019: 122. <https://doi.org/10.6028/NIST.SP.330-2019>
20. Ivanov O., Yaprntsev M., Lyubushkin R., Soklakova O. Enhancement of thermoelectric efficiency in  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  via rare earth element doping. *Scripta Materialia*. 2018;146: 91–94. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.11.031>
21. Carterb M. J., El-Desoukyc A., Matthieu A. A., Philippe B., LeBlanca S. Pulsed laser melting of bismuth telluride thermoelectric materials. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019;43: 35–46. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.04.021>
22. Zimmer A., Stchakovsky M., Stein N., Johann L., Eybert C., Boulanger C. Optical constants of electroplated  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$  films by Mueller matrix spectroscopic ellipsometry. *Thin Solid Films*. 2008;516(10): 2922–2927. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2007.06.011>
23. Srinivasan R., McReynolds K., Gothard N. W., Spowart J. E. Texture development during deformation processing of the n-type bismuth telluride alloy  $\text{Bi}_2\text{Se}_{0.3}\text{Te}_{2.7}$ . *Materials Science and Engineering: A*. 2013;588(A): 376–387. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.044>
24. Markevich M. I., Tochizki I. I., Chaplanov A. M. On the kinetics of redistribution of vacancies in f.c.c. metals films under high rate heating. *Thin Solid Films*. 1989;168(3): 363–368. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(89\)90020-5](https://doi.org/10.1016/0040-6090(89)90020-5)
25. Маркевич М. И., Чапланов А. М. Структурные превращения в тонких металлических пленках при импульсном лазерном воздействии. *Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. 2016;1: 28–35. Режим доступа: <https://vestift.belnauka.by/jour/article/view/151/152>
26. Хониомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир; 1972. 408 с.
27. Вавилова В. В., Иевлев В. М., Исаенко А. П., Ковнеристый Ю. К., Латышев А. Н., Леонова Л. Ю., Овчинников О. В., Палий Н. А., Расхожев В. Н., Селиванов В. Н. Гиперзвуковой механизм фотонной активации твердофазных процессов. *Действие электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов. Материалы 5 международной конференции, 14–15 февраля 2003, Воронеж. ВГТУ*; 2003. С. 31–33.
28. Медведев Э. С., Ошеров В. И. Теория безизлучательных переходов в многоатомных молекулах. М.: Наука; 1983. 280 с.
29. Белоногов Е. К., Дыбов В. А., Костюченко А. В., Кушев С. Б., Санин В. Н., Сериков Д. В., Солдатенко С. А. Модификация поверхности термоэлектрических ветвей на основе твердого раствора  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ – $\text{Bi}_2\text{Se}_3$  методом импульсной фотонной обработки. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2017;19(4): 479–488. Режим доступа: [https://elibrary.ru/download/elibrary\\_32322272\\_25557687.pdf](https://elibrary.ru/download/elibrary_32322272_25557687.pdf)

## Информация об авторах

Белоногов Евгений Константинович, д. ф.-м. н., доцент, профессор кафедры физики, Воронежский государственный технический университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-0216-0986>  
ekbelonogov@mail.ru

Кушев Сергей Борисович, д. ф.-м. н., профессор, профессор кафедры физики, Воронежский государственный технический университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-1263-1806>  
kushev\_sb@mail.ru

Сериков Дмитрий Владимирович, к. ф.-м. н., инженер-исследователь, Воронежское конструкторское бюро средств связи (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-0464-3500>  
dmitriy.tut@mail.ru

Солдатенко Сергей Анатольевич, к. ф.-м. н., с. н. с., доцент кафедры физики, Воронежский государственный технический университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-3927-2738>  
cossack408@mail.ru

Тураева Татьяна Леонидовна, к. ф.-м. н., доцент, заведующий кафедрой физики, Воронежский государственный технический университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-6126-1605>  
tlturaeva@mail.ru

Поступила в редакцию 10.01.2025; одобрена после рецензирования 13.02.2025; принята к публикации 17.02.2025; опубликована онлайн 25.06.2025.